



Montanuniversität Leoben – University of Leoben

Department Metallurgie – Department of Metallurgy

Nichteisenmetallurgie – Nonferrous Metallurgy



MASTERARBEIT

Thema:

Charakterisierung der Umformbarkeit von 6xxx-Legierungen



Ersteller:

Johanna Bolitschek

Betreuer:

Dipl.-Ing. Ramona Prillhofer

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

Leoben, Februar 2015

Charakterisierung der Umformbarkeit von 6xxx-Legierungen

Das Ziel dieser Arbeit war die Charakterisierung der Umformbarkeit von vier gängigen 6xxx-Legierungen (EN AW-6016, EN AW-6013, EN AW-6005A und EN AW-6063) im Wärmebehandlungszustand T4/T4-FH und T6 nach zwei Prozentige Vordehnung. Die Untersuchung erfolgte durch Biege-, Lochaufweitungs- sowie Tiefziehversuche mittels einer Kreuzform und der Analyse des FLC-Diagrammes.

Leoben, Februar 2015

Eidesstattliche Erklärung

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

Johanna Bolitschek

Leoben, Februar 2015

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich all jenen danken, die durch ihre fachliche und persönliche Unterstützung zum Gelingen dieser Masterarbeit beigetragen haben.

Besonderer Dank gilt Herrn Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Helmut Antrekowitsch und Frau Dipl.-Ing. Ramona Prillhofer für die Betreuung sowohl meiner Bakkalaureats- als auch meiner Masterarbeit, für ihre wertvollen Anregungen und ihrer hilfreichen Unterstützung während der Erstellung dieser Arbeiten.

Auch möchte ich mich in besonderer Weise bei M. Eng. Gunther Rank bedanken, der stets mit sehr viel Engagement, guten Ideen und unermüdlichem Einsatz meine Masterarbeit mitbetreut hat.

Dank sagen möchte ich auch den Mitarbeitern der AMAG rolling GmbH, welche mit Ihrer Arbeit zum Erfolg des Projektes beigetragen haben. Im Speziellen möchte ich mich bei Bernhard Spitzwieser für seine Hilfe bei der Bedienung der ERICHSON-Blechprüfmaschine und für die Ermittlung der FLC-Diagramme bedanken.

Mein herzlicher Dank gilt auch meiner Familie und Freunden, die mich in all meinen Entscheidungen unterstützt haben und mit konstruktiven Ratschlägen einen wesentlichen Teil zu meiner Masterarbeit beigetragen haben.

Kurzfassung

Die aushärtbaren AlMgSi-Legierungen haben in den letzten Jahren aufgrund ihrer relativ hohen Festigkeit und guten Umformeigenschaften im Automobilbereich immer mehr an Bedeutung gewonnen. Die chemische Zusammensetzung dieser Legierungen besitzt einen starken Einfluss auf die Ausscheidungscharakteristik der verfestigungsbestimmenden Mg₂Si-Phase und somit auch auf die mechanischen Eigenschaften. Im Rahmen dieser Arbeit erfolgte die Untersuchung von vier AlMgSi-Blechen hinsichtlich ihrer Umformeigenschaften. Die Analyse der Umformbarkeit geschah durch Biege-, Lochaufweitungs- sowie Tiefziehversuche mittels einer Kreuzform und der Analyse des FLC-Diagrammes. Ein weiterer Schwerpunkt der Arbeit liegt in der Klärung der Zusammenhänge zwischen den Umformeigenschaften und den mechanischen Kennwerten. Deren Ermittlung erfolgte bereits im Vorfeld im Rahmen der Bakkalaureatsarbeit „Charakterisierung und Zugversuch von 6xxx-Legierungen.“, welche am Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie der Montanuniversität Leoben durchgeführt wurde. Basierend auf diesen Untersuchungen konnte die Legierung EN AW-6005A als die für die Umformprozesse der Automobilindustrie zu favorisierende Legierung ermittelt werden.

Abstract

The heat treatable AlMgSi-alloys are widely used for automotive sheet applications due to their excellent combination of strength and formability. In general, the variation of the chemical composition of AlMgSi-alloys causes a great change of the precipitation behaviour in the age-hardening phase Mg₂Si. The precipitation characteristics have a big effect on the forming behaviour of automotive body sheets. This work aims to investigate the influence of various alloying elements on the mechanical properties and on the formability of four different AlMgSi-alloys. Therefore, the mechanical properties were examined with tensile tests and the formability with bending tests, cross-die tests, hole expansion tests and FLC-analysis. The mechanical behaviour was previously determined in the bachelor thesis “Characterisation and tensile test of 6xxx-alloys”, which was conducted at the Chair of Nonferrous Metallurgy at the University of Leoben. Based on these results the alloy EN AW-6005A has proven to show the best formability and mechanical properties and hence constitutes the best possible material for the use in the automotive industry.

Inhaltsverzeichnis

1	EINLEITUNG	1
2	PROBLEMSTELLUNG, ZIELSETZUNG, LÖSUNGSWEG	2
3	STAND DER TECHNIK	3
3.1	Aluminium in der Automobilindustrie	3
3.1.1	Anforderungsprofil für Karosseriewerkstoffe	3
3.1.2	Verwendete Aluminium-Legierungen im Karosseriebau	4
3.2	Theoretische Grundlagen von 6xxx-Legierungen	5
3.2.1	Allgemeine Aushärtemechanismen	6
3.2.1.1	Lösungsglühen	8
3.2.1.2	Abschrecken	8
3.2.1.3	Auslagern	9
3.2.2	Festigkeitssteigernde Mechanismen der AlMgSi-Legierung	10
3.2.3	Einfluss der Legierungselemente auf 6xxx-Legierungen	13
3.2.3.1	Magnesium	14
3.2.3.2	Silizium	15
3.2.3.3	Kupfer	16
3.2.3.4	Mangan	17
3.2.3.5	Eisen	17
3.3	Kennwerte zur Charakterisierung der Blechumformbarkeit	18
3.3.1	Kennwerte aus dem Zugversuch	18
3.3.1.1	Zugfestigkeit, Streckgrenze und Streckgrenzenverhältnis	19
3.3.1.2	Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung	20
3.3.1.3	Anisotropie (r-Wert)	20
3.3.1.4	Verfestigungsexponent (n-Wert)	22
3.3.2	Kennwert aus dem 3-Punkt-Biegeversuch	23
3.3.3	Kennwert aus dem Lochaufweitungsversuch	23
3.3.4	Kennwert aus dem Tiefziehversuch mittels einer Kreuzform	24
3.3.5	Grenzformänderungsschaubild (FLC=forming limit curve)	24
4	EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN	26
4.1	Probenmaterial	26
4.1.1	Chemische Zusammensetzung des Probenmaterials	27
4.1.2	Wärmebehandlungszustand des Probenmaterials	28
4.1.3	Oberflächenbeschaffenheit des Probenmaterials	29
4.2	Charakterisierung der Umformbarkeit mittels Zugversuch	31
4.2.1	Durchführung des Zugversuches	31
4.2.2	Versuchsergebnisse des Zugversuches	32
4.3	Charakterisierung der Umformbarkeit mittels 3-Punktplättchenbiegeversuch	38
4.3.1	Versuchsdurchführung 3-Punktbiegeversuch	38
4.3.2	Versuchsergebnisse des 3-Punktplättchenbiegeversuch	39
4.4	Charakterisierung der Umformbarkeit mittels Grenzformänderungsdiagramm	41
4.4.1	Ermittlung des Grenzformänderungsdiagramms	41

4.4.2	Grenzformänderungsdiagramme der untersuchten Legierungen	41
4.5	Charakterisierung der Umformbarkeit mittels Lochaufweitungsversuch	43
4.5.1	Versuchsdurchführung und Ermittlung der Versuchsparameter	43
4.5.2	Versuchsergebnisse des Lochaufweitungsversuches	45
4.6	Charakterisierung der Umformbarkeit mittels Tiefziehversuch mit einer Kreuzform	46
4.6.1	Versuchsdurchführung des Tiefziehversuches	46
4.6.1.1	Probengeometrie	47
4.6.1.2	Versuchsparameter	47
4.6.2	Versuchsergebnis Tiefziehversuch	53
4.6.3	Änderung der Blechdicke während des Tiefziehversuches mittels einer Kreuzform	56
5	ERGEBNISDISKUSSION	58
5.1	Vergleich des Aushärtepotenzials der untersuchten Werkstoffe	59
5.2	Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Tiefziehbarkeit und auf die limitierende Lochaufweitungsrates	61
5.3	Einfluss der mechanischen Eigenschaften auf Tiefziehbarkeit und limitierende Lochaufweitungsrates	63
5.4	Ergebnisse und Diskussion der Blechdicken-Messungen der tiefgezogenen Proben mittels einer Kreuzform	67
6	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK	71
7	LITERATUR	72
8	ABBILDUNGSVERZEICHNIS	76
9	TABELLENVERZEICHNIS	79
10	ANHANG	81
10.1	Zugversuch	81
10.1.1	Legierung EN AW-6016 T4-FH	81
10.1.2	Legierung EN AW-6013 T4	81
10.1.3	Legierung EN AW-6005A T4-FH	82
10.1.4	Legierung EN AW-6063 T4-FH	82
10.1.5	Legierung EN AW-6016 T6	83
10.1.6	Legierung EN AW-6005A T6	83
10.1.7	Legierung EN AW-6013 T6	84
10.1.8	Legierung EN AW-6063 T6	84
10.2	Biegeversuch	85
10.3	Grenzformänderungsdiagramme	86
10.3.1	Legierung EN AW-6016	86
10.3.2	Legierung EN AW-6005A	88
10.3.3	Legierung EN AW-6013	90

10.3.4	Legierung EN AW-6063	92
10.4	Lochaufweitungsversuch	94
10.5	Tiefziehversuch mittels einer Kreuzform	95
10.5.1	Bestimmung der Niederhalterkraft	95
10.5.2	Bestimmung der Stempelgeschwindigkeit.....	96
10.5.3	Bestimmung Orientierung	97
10.5.4	Ergebnisse des finalen Tiefziehversuche mittels einer Kreuzform.....	98
10.5.5	Messung der Probendicke nach dem Tiefziehversuch mittels einer Kreuzform.....	99

1 Einleitung

Den mengenmäßig bedeutendsten Absatzmarkt für Aluminium stellt die Automobilindustrie dar. Die Wichtigkeit von Leichtbauwerkstoffen im Automobilssektor nimmt auf Grund der steigenden Treibstoffkosten und des erhöhten Umweltbewusstseins (CO₂-Emission) stetig zu. Die größte Gewichtsreduktion ist, neben den Bereichen Antrieb und Fahrwerk, im Karosseriebau zu erreichen. Im Vergleich zu einer Karosserie aus Stahl kann eine Aluminiumausführung eine Gewichtsersparnis von bis zu 40 % erzielen. Der Einbau von Hybrid- und Erdgasantrieben führt in der Regel zu einer Erhöhung des Fahrzeuggewichtes. Um die dadurch benötigte stärkere Motorisierung gering zu halten, wird auf Leichtbau gesetzt. In den letzten zehn Jahren hat sich der Aluminiumanteil pro Fahrzeug annähernd verdoppelt, wobei es vor allem im Motoren-, Fahrwerk- und Karosseriebereich zum Einsatz kommt ^[1]. In Abbildung 1-1 sind Aluminiumbauteile der Karosserie eines Audi TT sowie dessen Gewichtsverteilung dargestellt.

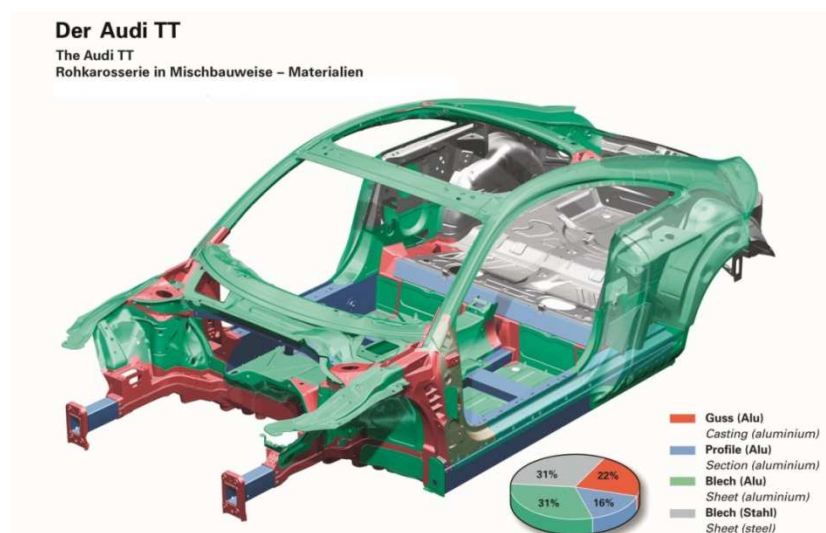


Abbildung 1-1: Einsatz unterschiedlicher Werkstoffe in der Rohkarosserie eines AUDI TT ^[2]

Aluminium kommt unter anderem auch bei Zylinderköpfen, Motorgehäusen, anderen Antriebsaggregaten, Kolben, Wärmetauschern, Hinterachsträgern, Aluminiumrädern und Außenhäuten zum Einsatz. Aluminium findet aufgrund seiner vielseitigen Verarbeitbarkeit, zu denen Gießen, Strangpressen und Blechumformen zählen, in unterschiedlichen Einsatzbereichen Verwendung. Trotz der großen Gewichtseinsparung, welche durch die Anwendung von Aluminium erreicht wird, steht dieser Werkstoff im dauernden Wettbewerb mit Stahlblech ^[1]. Die bedeutendsten Nachteile von Aluminium stellen die, im Vergleich zu Stahl, höheren Material- und Produktionskosten dar. Letztere sind daraus abzuleiten, dass Aluminium bei der Handhabung, Umformung und im Bereich der Verbindungstechniken besondere Verfahren benötigt ^[3].

2 Problemstellung, Zielsetzung, Lösungsweg

Zurzeit existiert eine Vielzahl an unterschiedlichen 6xxx-Legierungen, deren chemische Zusammensetzungen und demzufolge auch ihre mechanischen Eigenschaften zum Teil stark variieren. Aufgrund dieser verschiedenen Eigenschaften eignen sich die Werkstoffe für vielseitige Einsatzgebiete. Um einen Überblick von der optimalen Einsatzmöglichkeit der AlMgSi-Legierungen zu erhalten, wäre eine Auflistung dieser hilfreich. Da jedoch bis jetzt kein solcher Katalog existiert, erfolgte die Untersuchung von vier Legierungen bezüglich ihrer Umformbarkeit, um ihr Potential für diverse Anwendungen zu analysieren. Der Schwerpunkt dieser Arbeit wurde auf die Ermittlung des Einflusses der Legierungselemente auf die Umformbarkeit und der Vergleich der mechanischen Eigenschaften der Legierungen untereinander gelegt. Die Charakterisierung der Umformbarkeit der vier gängigen AlMgSi-Legierungen EN AW-6016, EN AW-6013, EN AW-6005A sowie EN AW-6063 fand durch Zug-, Biege-, Lochaufweitungs- und Tiefziehversuche mit Hilfe einer Kreuzform, sowie durch die Analyse der ermittelten FLC-Diagramme statt. Die Durchführung des Lochaufweitungs- und des Tiefziehversuches mittels einer Kreuzform erfolgte erstmalig an einer ERICHSEN-Blechprüfmaschine. Im Rahmen dieser Masterarbeit fand die experimentelle Ermittlung der notwendigen Versuchsparameter statt.

3 Stand der Technik

In den letzten Jahren hat die Rolle von AlMgSi-Legierungen, auch als 6xxx-Legierungen bezeichnet, in der Automobilindustrie stetig an Bedeutung gewonnen. Aus diesem Grund liegen bereits eine Vielzahl von Abhandlungen, welche sich mit dem Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Umformbarkeit von 6xxx-Legierungen befassen, vor. Dieses Kapitel beinhaltet eine Aufarbeitung der vorhandenen Literatur. Es wird auf die Anwendung von Aluminium in der Automobilindustrie, sowie auf die Bedeutung der Legierungszusammensetzung und ihre Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften eingegangen. Ein besonderes Augenmerk liegt hierbei auf den Aushärtemechanismen bei AlMgSi-Legierungen.

3.1 Aluminium in der Automobilindustrie

Von Beginn an fand Aluminium in der Fahrzeugindustrie Anwendung, aber die Entwicklung des Automobils zu einem Massenprodukt führte zur Verdrängung des Aluminiums durch den Stahl, der ökonomischer war und Begriffe wie Treibstoffersparnis und CO₂-Emission waren noch ohne Bedeutung. Die Rückbesinnung auf Aluminium erfolgte aufgrund der steigenden Treibstoffpreise, der CO₂-Emissions-Gesetze und des zunehmendem Umweltbewusstseins. Auch der Drang, immer schnellere und wendigere Autos zu bauen, führte zu einem wachsendem Trend in Richtung Leichtbau ^[3].

3.1.1 Anforderungsprofil für Karosseriewerkstoffe

Das Anforderungsprofil eines Karosseriewerkstoffes lässt sich nicht nur auf die Fertigungs- und Gebrauchseigenschaften reduzieren, es müssen eine Vielzahl an weiteren Aspekten berücksichtigt werden. Aus ökonomischer Sicht ist die Verfügbarkeit des Rohstoffes in großen Mengen und zu günstigen Preisen von äußerster Bedeutung. Um eine wirtschaftliche Produktion zu sichern, müssen die Fertigungseigenschaften des Werkstoffes eine Serienfertigung und Automatisierung erlauben. Das Material sollte gute Umformeigenschaften und besonders nach der Wärmebehandlung eine möglichst hohe Festigkeit aufweisen. Eine Voraussetzung für die Verwendung von Aluminium-Legierungen für Außenhautqualitäten stellt die Rissunempfindlichkeit und die fehlende Neigung zur Fließfigurenbildung dar. Eine lange Lebensdauer der Karosserie ist nur gewährleistet, wenn eine ausreichende Korrosionsbeständigkeit des Materials vorliegt. Um die Fahrgastsicherheit zu garantieren, muss im Versagensfall, also bei einem Unfall, möglichst viel Energie durch den Werkstoff absorbiert werden können. Da Aluminium mitunter auch aus

Umweltschutzgründen verwendet wird, ist auch seine Recyclingfähigkeit von großer Bedeutung.

Für die Automobilindustrie hat die Einhaltung gesetzlicher Vorschriften einen immensen Stellenwert. Es liegen Vorgaben unter anderem in den Bereichen der Fahrgastsicherheit, Kraftstoffökonomie, Schadstoffausstoß, Korrosion, Geräuschemission und Recyclingfähigkeit vor^[4].

3.1.2 Verwendete Aluminium-Legierungen im Karosseriebau

Die wichtigsten Legierungen für den Automobilsektor stellen die AlMg- und AlMgSi-Legierungen dar. Diese unterscheiden sich hauptsächlich durch ihre Aushärtbarkeit. AlMg-Legierungen besitzen, im Gegensatz zu AlMgSi-Legierungen keine aushärtenden Ausscheidungsphase. Eine Darstellung ihrer Eigenschaften und Bearbeitbarkeit findet sich in Abbildung 3-1.

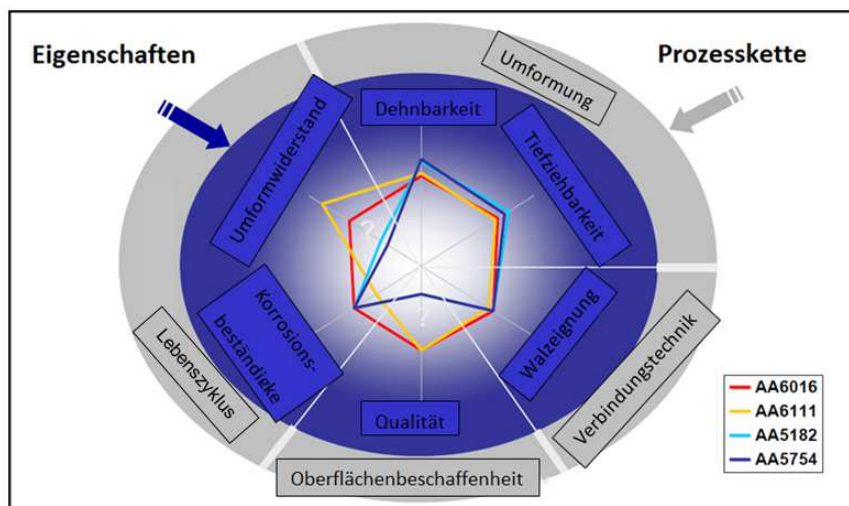


Abbildung 3-1: Vergleich der Eigenschaften und Bearbeitbarkeit von 5xxx- und 6xxx-Legierung für die Blechumformung^[3]

Bei gut umformbaren Karosserieblechqualitäten unterscheidet man Aluminiumlegierungen, die zur Bildung von Fließfiguren (AlMgMn- und AlMg-Legierungen), und solche, die frei von diesem Phänomen sind, welche während der Kaltumformung im Spannungs-Dehnungsdiagramm als Lüdersdehnung und als Spannungssprünge (Protevin-Le-Chatellier-Effekt) aufscheinen (siehe Abbildung 3-2). Während der Kaltumformung wandern Magnesium-Atome und Leerstellen an die Versetzungen und verankern sie. Für das Losreißen der Versetzung von dieser Verankerung sind höhere Schubspannungen notwendig als für die Versetzungsbewegung selbst. Da sich die Lüdersbänder auf der lackierten Oberfläche abzeichnen, können sie nicht oder nur bedingt für Außenhautqualitäten eingesetzt werden. Aufgrund ihrer hohen Festigkeit und gute Korrosionsbeständigkeiten finden solche Legierungen oft im Inneren der Karosserie Anwendung^{[4][7]}.

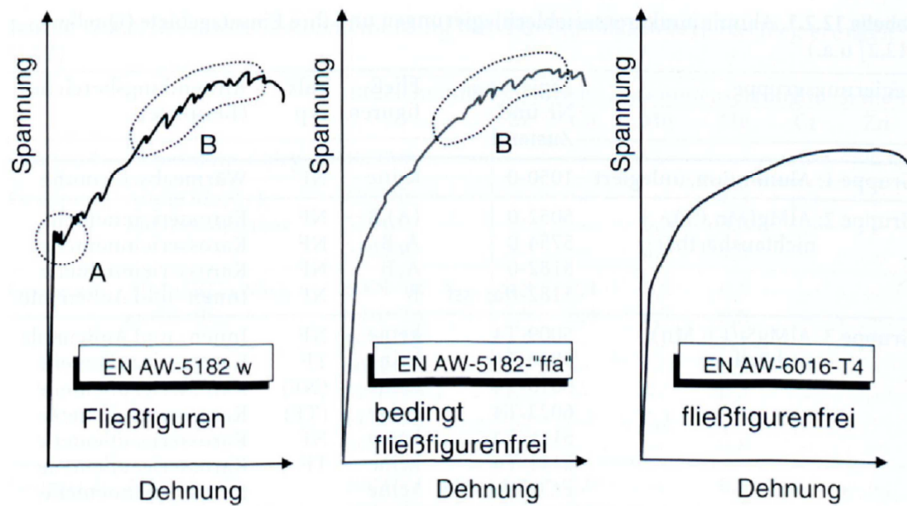


Abbildung 3-2: Drei Spannungs-Dehnungsdiagramme von Werkstoffen mit und ohne Fließfigurenbildung A=Lüderslinie, B= Portevin-Le-Chatelier-Effekt ^[1]

Zu den Legierungen, die nicht zur Bildung von Fließfiguren neigen, gehören unter anderem die aushärtbaren AlMgSi-Legierungen. Zur Herstellung von Außenhautqualitäten ist eine fließfigur- und ropingfreie Oberfläche erforderlich. Roping stellt eine Aufrauhung der Oberfläche durch das Formen von langgestreckten Hügeln und Tälern dar, welche eine Länge von bis zu 50 mm und eine Höhe von 30 µm erreichen können. Sie entstehen bei Umformungen quer zur Walzrichtung, verlaufen in Walzrichtung und sind unregelmäßig verteilt. Roping kann durch eine gezielte thermomechanische Herstellungsstrategie unterbunden werden. In der Abbildung 3-3 ist das Erscheinungsbild des Roping-Effektes dargestellt ^[5].

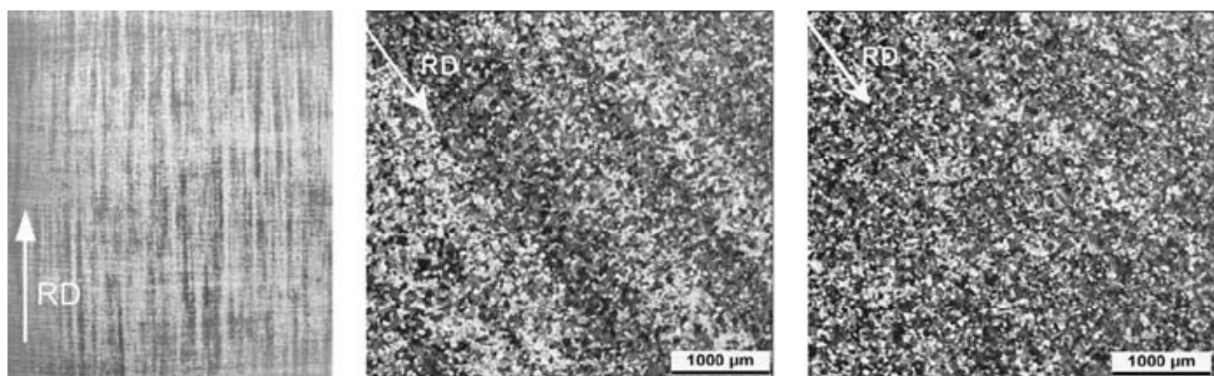


Abbildung 3-3: Links: Roping-Erscheinungen an der Walzoberfläche, Mitte: Roping-Erscheinung durch Kornätzung verdeutlicht; Rechts: Roping-freies Material nach Kornätzung (RD=Walzrichtung, Material=EN AW-6016) ^[5]

3.2 Theoretische Grundlagen von 6xxx-Legierungen

Die 6xxx-Legierungen stellen die am häufigsten verwendeten aushärtbaren Al-Knetlegierungen dar. Sie zeichnen sich durch mittlere bis hohe Festigkeit bei

angemessener Bruchzähigkeit aus, daher weisen diese Legierungen eine gute Kaltumformbarkeit, Press- und Tiefziehbarkeit auf. Wie bereits erwähnt, ist dieser Werkstoff kalt und warm aushärtbar, wodurch er für „Bake Hardening“-Prozesse geeignet ist. Des Weiteren besitzt er eine hohe Leitfähigkeit, Witterungs- und Korrosionsbeständigkeit. Aufgrund des Magnesium- und Silizium-Gehaltes in der Legierung liegt eine erhöhte Gefahr der Heißrissbildung vor. Daher gelten 6xxx-Legierungen ohne Verwendung eines Zusatzwerkstoffes als nur bedingt schmelzschweißbar ^[4].

Dank dieser Eigenschaften finden AlMgSi-Legierungen überwiegend als Konstruktionswerkstoff zur Herstellung von Walz-, Strangpress-, Schmiede-, und Formgussprodukten, sowie in der Bau-, Lebensmittel- und Maschinenbauindustrie Anwendung ^{[1][4]}. Besonders im Automobilsektor spielen sie dank ihrer guten Kaltumformbarkeit und Korrosionsbeständigkeit eine große Rolle. Die in der europäischen Automobilindustrie am häufigsten verwendete 6xxx-Legierung stellt aufgrund ihrer ausgesprochen guten Umformbarkeit und Unempfindlichkeit gegen Fadenkorrosion, die EN AW-6016 dar. Allerdings weist sie geringere Festigkeiten als die in den USA bevorzugte AA-6111-Legierung auf ^{[3][6][8]}.

3.2.1 Allgemeine Aushärtemechanismen

Alle Festigkeitssteigerungen eines Werkstoffes liegen in der Behinderung der Versetzungsbewegungen begründet. Im Fall der AlMgSi-Legierung beruht die Steigerung der Festigkeit auf der Ausscheidung von intermetallischen Phasen (Ausscheidungsverfestigung). Die ausgeschiedenen Teilchen unterscheiden sich in ihrer Größe, Verteilung und Gitterkonstante (kohärent, semi-kohärent und inkohärent). Kohärente und semikohärente Teilchen werden von Versetzungen geschnitten, inkohärente Teilchen hingegen umgangen. Aufgrund des Kornwachstums entwickeln sich mit der Zeit die kohärenten Teilchen zu inkohärenten Teilchen. Ab einem kritischen Korndurchmesser d_k ist die Umgehung der Ausscheidungen energetisch günstiger (siehe Abbildung 3-4). Bei diesem kritischen Durchmesser erreicht die Ausscheidungshärtung ihren maximalen Effekt.

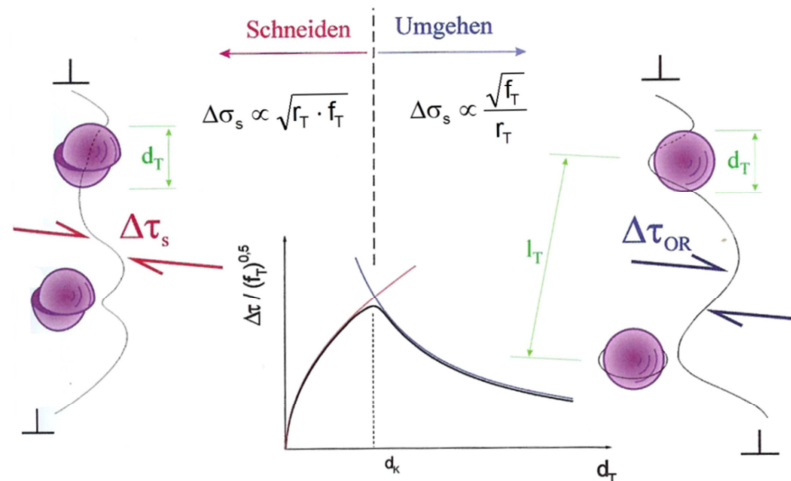


Abbildung 3-4: Abhängigkeit der Schubspannung von der Ausscheidungsgröße und die Bedeutung der Ausscheidungsgröße für das Schneiden bzw. Umgehen der Ausscheidungen durch die Versetzungen ^[9]

Die Verfestigung beruht auf folgenden Phänomenen ^{[1][9]}:

- chemische Härtung (aufgrund unterschiedlichen Stapelfehlerenergien im Korn und Ausscheidung)
- Bildung neuer Phasengrenzflächen durch das Schneiden der Teilchen
- parelastischer Wechselwirkung: Verzerrung des Kristallgitters durch unterschiedliche Atomgröße der Matrix und der Teilchen
- dielastischer Wechselwirkung: Behinderung der Versetzungsbewegung durch unterschiedliche Schubmodule im Korn und Teilchen

Die Voraussetzung zur Bildung von Ausscheidungen stellt das Vorhandensein eines Legierungssystems mit mindestens einem Legierungselement dar, dessen Löslichkeit im Mischkristall mit sinkender Temperatur abnimmt. Um eine möglichst hohe Härtesteigerung zu erreichen, soll eine gleichmäßige Verteilung von feinen Ausscheidungen erzeugt werden ^[14]. Die Aushärtungsbehandlung ist in drei Schritten unterteilbar, welche der Abbildung 3-5 zu entnehmen sind.

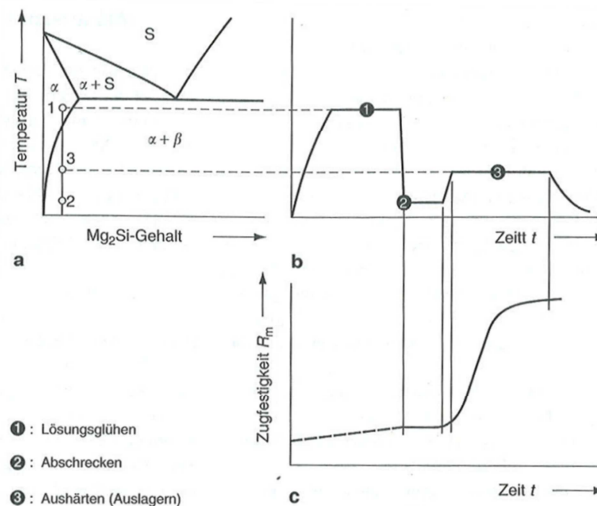


Abbildung 3-5: Aushärtung einer Aluminiumlegierung; a. Al-Mg₂Si-System; b. Wärmebehandlungsablauf; c. zeitlicher Verlauf der Festigkeitsänderung ^[10]

3.2.1.1 Lösungsglühen

Während des Gießens bildet Aluminium aufgrund seiner hohen Elektronegativität intermetallische Phasen mit den Übergangsmetallen Eisen und Mangan. Nach dem Guss liegt eine Mischung aus β -Al₉Fe₂Si₂ und β -Al₅FeSi mit einer monoklinen Kristallstruktur und kubische α -Al₁₂(FeMn)₃Si-Ausscheidungen vor. Das Ziel des Lösungsglühens ist die Erstellung eines homogenen α -Aluminium-Mischkristall-Gefüges. Der Werkstoff wird auf eine Temperatur im Bereich des homogenen α -Mischkristalles geglüht und dort solange gehalten, bis alle Legierungselemente vollständig in α -Aluminium-Mischkristallen gelöst vorliegen (siehe Abbildung 3-5, Punkt 1). Während des Lösungsglühens wandeln sich die Ungleichgewichtsphasen (FeAl₃, β -Al₅FeSi) in stabilere AlFeSi, Al(FeMn)₃Si und α -Al₁₂(FeMn)₃Si-Phasen um. Durch diese Umwandlung wird die Duktilität und Umformbarkeit des Werkstoffes aufgrund der Entfernung von scharfkantigen, plattenförmigen, netzwerkbildenden β -Phase zugunsten von kugelförmigen α -Phasen verbessert ^{[11][12][13][14]}.

3.2.1.2 Abschrecken

Auf Grund der raschen Abkühlung auf Raumtemperatur haben die Legierungselemente keine Zeit sich auszuscheiden und liegen „eingefroren“ im übersättigten Mischkristall vor. Das entstandene Gefüge ist thermodynamisch instabil und hat eine geringe Festigkeit. Die Übersättigung des Mischkristalls stellt ein Maß für die Triebkraft, Ausscheidungen zu bilden dar. Das Ziel jedes Werkstoffes liegt in der Senkung seiner gesamten freien Energie, daher versucht sich die instabile Mikrostruktur einer gleichgewichtsähnlichen Struktur anzunähern ^[15].

3.2.1.3 Auslagern

In der Phase der Auslagerung kommt es zur Ausscheidung von Fremdatomen aus dem Mischkristall mit dem Ziel, die gesamte Energie des Legierungssystems zu verringern und somit den Gleichgewichtszustand zu erreichen ^[1]. In dieser Arbeit werden ausschließlich Legierungen im Wärmebehandlungszustand T4/T4-FH oder T6 behandelt. Eine Auflistung der Wärmebehandlungen einer Aluminiumlegierung ist der Tabelle 3-1 zu entnehmen.

Tabelle 3-1: Wärmebehandlungszustände von Aluminiumlegierungen ^[16]

Bezeichnung	Wärmebehandlung
T1	warmumgeformt + abgeschreckt + kaltausgelagert
T2	warmumgeformt + abgeschreckt + kaltumgeformt + kaltausgelagert
T3	lösungsgeglüht + abgeschreckt + kaltumgeformt + kaltausgelagert
T4	lösungsgeglüht + abgeschreckt + kaltausgelagert
T5	warmumgeformt + abgeschreckt + warmausgelagert
T6	lösungsgeglüht + abgeschreckt + warmausgelagert
T7	lösungsgeglüht + abgeschreckt + stabilisiert
T8	lösungsgeglüht + abgeschreckt + kaltumgeformt + warmausgelagert
T9	lösungsgeglüht + abgeschreckt + warmausgelagert + kaltumgeformt
T10	warmumgeformt + abgeschreckt + kaltumgeformt + warmausgelagert

Die Auslagerung kann bei Raumtemperatur (Kaltauslagern) oder in einem Temperaturbereich von ca. 170 °C-210 °C (Warmauslagern) stattfinden. Die Kaltauslagerung zeichnet sich dadurch aus, dass die Diffusion aufgrund der geringen Mobilität der Atome, zurückzuführen auf die niedrige Temperatur, sehr langsam vor sich geht. Dies hat zur Folge, dass das Ausscheiden einer zweiten Phase aus der Matrix nur bedingt stattfinden kann ^[17]. Eine Erhöhung der Temperatur erleichtert durch Steigerung der Diffusionsrate die Ausscheidung von Phasen. Meist ist es nicht möglich, direkt aus der Matrix eine Gleichgewichtsphase auszuscheiden, daher bilden sich unterschiedliche Phasen (Zonen) als Vorläufer ^{[14][18][19]}.

Neben den in der Tabelle 3-1 beschriebenen Wärmebehandlungszuständen existieren noch weitere Zustände, zum Beispiel der schnellaushärtende. Dieser lässt sich durch einen Wärmestoß, unmittelbar nach dem Lösungsglühen einstellen. Die Bezeichnung dieses Zustandes erfolgt mittels der zusätzlichen Abkürzung FH (fast hardening).

Der Wärmebehandlungszustand T6 kann des Weiteren eine zweiprozentige Vordehnung (pre-straining) und einer weiteren Stabilisierungsglühung bei 185 °C für 20 min (pre-aging) erfahren. Dieser Zustand wird in weiterer Folge als T6 (2 %VD+185 °C/20 min) bezeichnet. Während der Vordehnung bilden sich Versetzungen (Frank-Read-Quelle), welche sich gegenseitig behindern, dieser Effekt heißt Kaltverfestigung ^[9]. Die Vordehnung hat einen großen Einfluss auf die Ausscheidungskinetik, sie beschleunigt die Bildung von

Ausscheidungen, indem sie die Aktivierungsenergie, welche für das Wachstum der Phasen benötigt wird, herabsetzt ^[20].

Die Vordehnung begünstigt die Bildung von Clustern über einer kritischen Größe, welche sich während der Stabilisierungsglühung (pre-aging) nicht mehr auflösen und somit die Ausbildung von β'' -Phasen beschleunigen ^[21]. Der Festigkeitsunterschied von schnellaushärtbaren (grüne Linie) und konventionellen (rote Linie) Aluminium-Legierungen wird in der Abbildung 3-6 veranschaulicht.

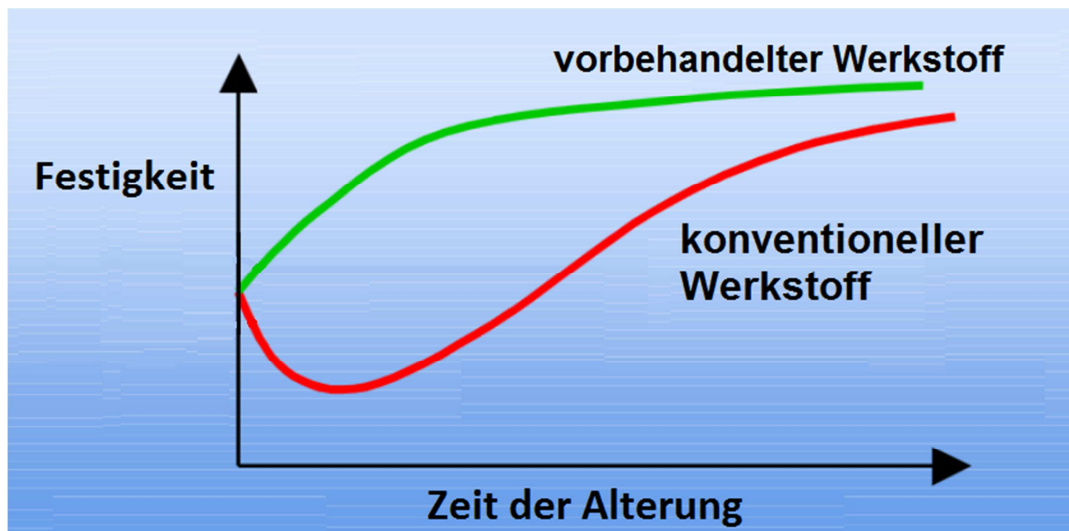


Abbildung 3-6: Schematische Darstellung der Festigkeitssteigerung während der Alterung von konventionellen und schnellaushärtendem Aluminium-Legierungen ^[22]

Die Festigkeit der konventionellen Aluminium-Legierung nimmt in der ersten Zeit der Stabilisierungsglühung ab, da sich die gebildeten Cluster, welche eine unterkritische Größe besitzen, auflösen. Dadurch ist ihre erreichbare Festigkeit geringer, als die von schnellaushärtbaren Al-Legierungen ^[20].

3.2.2 Festigkeitssteigernde Mechanismen der AlMgSi-Legierung

Die 6xxx-Legierungen zählen zu den aushärtbaren Aluminiumlegierungen mit den Hauptlegierungselementen Magnesium und Silizium sowie Anteilen an Übergangsmetallen wie Kupfer, Eisen und Mangan. Liegt der Fokus ausschließlich auf den Hauptlegierungselementen, wird das ternäre AlMgSi-System meist als binäres Al-Mg₂Si-System dargestellt, da Mg₂Si die ausscheidungsverfestigende Phase ist (siehe Abbildung 3-7).

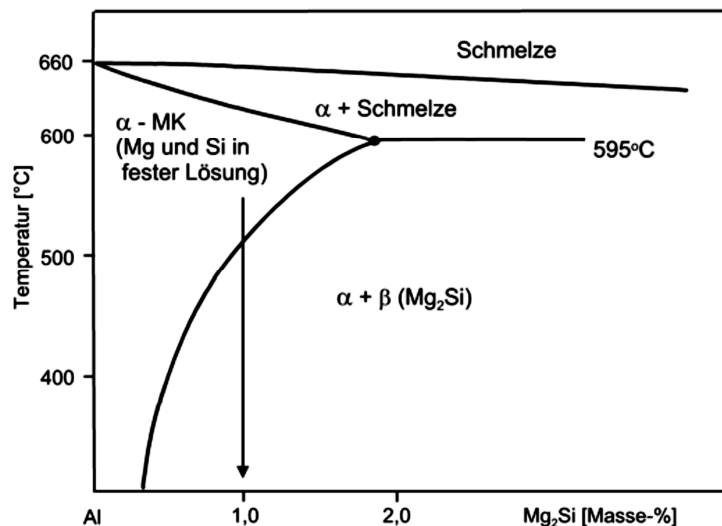
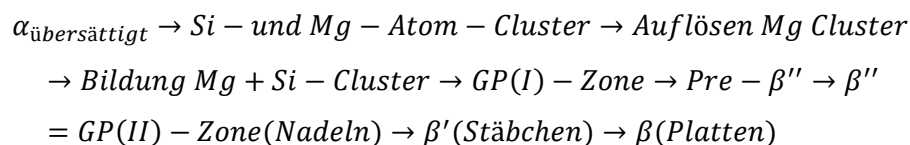


Abbildung 3-7: Darstellung einer AlMgSi-Legierung als quasibinäres Phasendiagramm der Komponenten Aluminium und Mg₂Si-Phase ^[10]

Die Mg₂Si-β-Gleichgewichtsphase hat eine verhältnismäßig hohe Schmelztemperatur von 1085 °C. Wie aus dem Phasendiagramm ablesbar, liegt die Löslichkeit von Mg₂Si im α-Mischkristall bei 595 °C bei 1,85 Gew.-% und sinkt mit abnehmender Temperatur stark ab. Bei 200 °C beträgt die Löslichkeit nur noch 0,235 Gew.-%. Folglich scheiden sich mit sinkender Temperatur Mg₂Si-Partikel aus, welche die Grundlage der Mischkristallverfestigung darstellen ^{[4][17]}. Magnesium eignet sich besonders gut zur Mischkristallhärtung, da es in Aluminium eine große Löslichkeit und eine sehr starke festigkeitssteigernde Wirkung hat ^[11].

Wie bereits zuvor erläutert, versucht das System den Zustand geringster Energie, das heißt die Gleichgewichtsphase, zu erreichen. Da die Ausscheidung dieser nicht direkt aus der Matrix stattfinden kann, erfolgt zuvor die Bildung von metastabilen Vorphasen. Im Falle einer AlMgSi-Legierung kommt es zur Entstehung folgender Phasen (Cluster).



Nach der Lösungsglühung liegt ein Gefüge aus übersättigten α-Mischkristallen vor, aus welchen sich zuerst separat Mg- und Si-Cluster bilden. Diese entwickeln sich zu Mg-Si-Clustern und anschließend zu Guinier-Preston(I)-Zonen. Die Bildung von Clustern erfolgt vor der Ausscheidung intermetallischer Phasen, da die Grenzschichten zwischen Gleichgewichtsphase und der Aluminiummatrix eine größere Energie besitzen als jene zwischen Cluster und Matrix. Aufgrund der geringeren Aktivierungsenergie findet zuerst die homogene Keimbildung eines Clusters mit kohärentem Gitter statt. Die kohärenten

Ausscheidungen bewirken eine starke Verzerrung des Kristallgitters. Die gleitenden Versetzungen können die entstandenen Kohärenzspannungsfelder nur durch zusätzlichen Energieaufwand überwinden, welches eine Steigerung der Zugfestigkeit und Dehngrenze mit sich bringt ^{[17][23][24][16]}. Die GP(I)-Zone besteht aus geordneten kohärenten Mg-Si-Schichten ^[25]. Bei höheren Temperaturen wandelt sich die GP(I)-Zone in die nächststabilere Phase, die GP(II)-Phase um. Der Vorläufer der GP(II)-Zone (β'' -Phase), ist die Pre- β'' -Phase. Die β'' -Phase wird durch die Diffusion von Mg und Si von dem Mischkristall in die Pre- β'' -Ausscheidung und die Ersetzung der Aluminium-Atome durch Magnesium und Silizium in dieser Ausscheidung erzeugt. Die Pre- β'' -Phase und die β'' -Phase haben eine ähnliche Kristallstruktur, unterscheiden sich aber dadurch, dass die Pre- β'' -Phase Aluminium enthält, ihre chemische Formel lautet $(Al+Mg)_5Si_6$, und die β'' -Phase, mit der chemischen Formel Mg_5Si_6 , nicht ^[26]. Infolge des Wachstums der Pre- β'' -Ausscheidung kommt es zum allmählichen Verlust der Kohärenz, wodurch die gebildete GP(II)-Zone eine gröbere, nadelförmige teilkohärente Struktur aufweist. Diese teilkohärente Phase stellt die vorherrschende Ausscheidung in einer ausgehärteten Legierung dar. Aufgrund der hohen Dichte der β'' -Ausscheidung werden in die Matrix große Spannungen induziert, welche die Beweglichkeit der Versetzungen behindern ^{[27][25]}. Nach weiterer Glühung bildet sich aus der β'' -Ausscheidung eine stäbchenförmige β' -Ausscheidung, welche bereits ein ähnliches Mg/Si-Verhältnis von 1,68 wie die Gleichgewichtsphase aufweist. Wird die Wärmebehandlung für lange Zeit bei hohen Temperaturen durchgeführt, so kommt es schlussendlich zur Bildung der vollständig inkohärenten, plattenförmigen Gleichgewichtsphase Mg_2Si (β). Aufgrund ihrer großen Korngröße hat sie nur einen geringen festigkeitssteigernden Effekt. Die maximale Festigkeit wird bei einem bestimmten Verhältnis zwischen GP(I)- und GP(II)-Zone erreicht. Je feiner GP(I)- und GP(II)-Ausscheidungen verteilt sind, umso größer ist die Festigkeit. Die Aushärtung nimmt zunächst schnell und nach zirka einem Tag immer langsamer zu. Der Kaltaushärtungsprozess kann jedoch jahrelang andauern ^{[1][28]}.

Der Verlauf und der Grad der Aushärtung werden durch eine Vielzahl von Faktoren beeinflusst. Versetzungen, Korngrenzen und Dispersoide dienen als Ort der heterogenen Keimbildung und können somit die Kinetik und die Verteilung der Aushärteausscheidungen steuern ^[29]. Die chemische Zusammensetzung, der Fertigungsweg (Wärmebehandlungszustand), die Kalt- bzw. Warmauslagerungstemperatur und Zeit sowie die Dauer der Zwischenlagerung bei Raumtemperatur vor dem Warmaushärten sind hierbei von großer Bedeutung. Eine Darstellung des Festigkeitsverlaufes über die Kaltauslagerungszeit in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustandes liegt in Abbildung 3-8 vor.

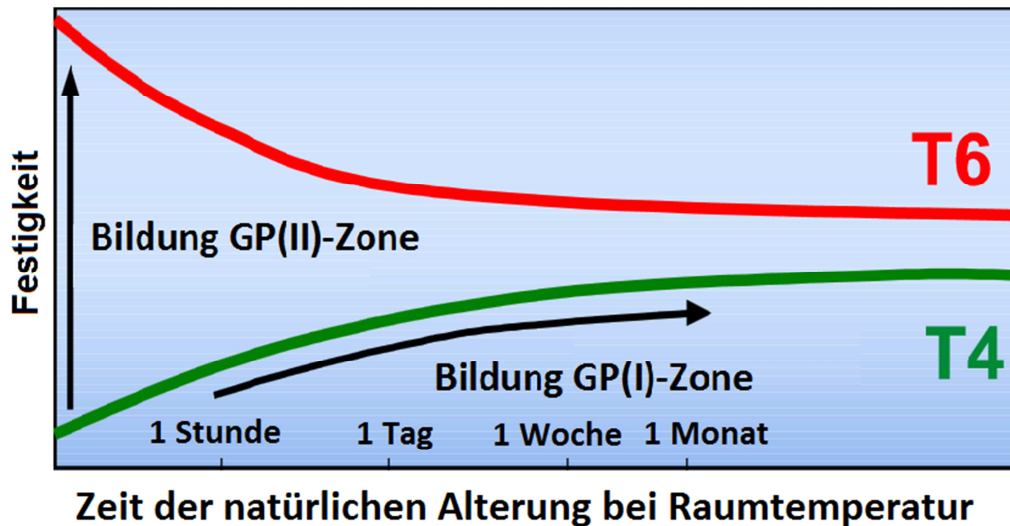


Abbildung 3-8: Abhängigkeit der Festigkeit mit der Auslagerungszeit im Zustand T4 und T6 ^[22]

3.2.3 Einfluss der Legierungselemente auf 6xxx-Legierungen

Dieses Kapitel beschäftigt sich mit den Einflüssen unterschiedlicher Legierungselemente auf AlMgSi-Legierungen. Die Zugabe verschiedener Elemente beeinflusst die mechanischen und physikalischen Eigenschaften der Legierung in vielen Bereichen. Um den Anforderungen der Automobilindustrie zu genügen, kam es in den letzten Jahren zur Entwicklung von einer Vielzahl neuer Legierungen durch Zugabe verschiedenartiger Übergangsmetalle. Eine Darstellung des Einflusses unterschiedlicher Legierungselemente auf die Festigkeit von Aluminium findet sich in Abbildung 3-9.

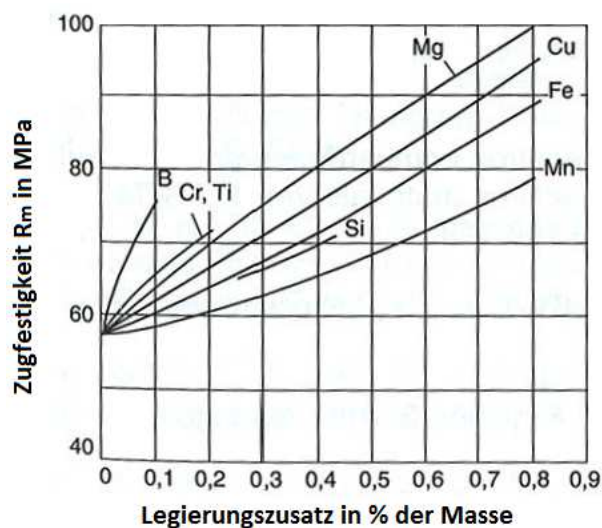


Abbildung 3-9: Einfluss der unterschiedlichen Legierungselemente auf die Zugfestigkeit einer Aluminium-Legierung ^[17]

3.2.3.1 Magnesium

Magnesium bildet mit Silizium die aushärtbare Phase Mg_2Si und somit die Grundlage zur Herstellung von aushärtbaren Al-Legierungen ^[17]. Die Zugabe von Magnesium zu Aluminium bewirkt eine Erhöhung der Dehngrenze und der Zugfestigkeit aufgrund der Mischkristallhärtung. Dank des relativ großen Unterschiedes im Atomdurchmesser und der hohen Löslichkeit von Magnesium in Aluminium stellt es das wirksamste Legierungsmittel zur Mischkristallverfestigung dar ^[1]. Die Bruchdehnung sinkt durch die Zugabe von Magnesium. Sie erreicht ihr Minimum bei 3 m% Mg und steigt dann wieder kontinuierlich an ^{[15][30]}.

Ein hoher Magnesium-Gehalt in der 6xxx-Legierung kann zu einer Bildung von groben Netzwerken aus intermetallischen Phasen führen, welche schlechtere Umformbarkeitseigenschaften mit sich bringen. Die Auflösung des Netzes kann leicht durch eine dementsprechende Wärmebehandlung erzielt werden, wodurch die Umformbarkeit wieder gewährleistet ist. Bei einer AlMgSi0,5-Legierung bewirkt bereits die Warmumformung eine ausreichende Wärmebehandlung. Zusätzlich verhindert ein rasches Abkühlen nach dem Hochglühen die Bildung des groben Netzwerkes ^[31].

Die Zugabe von Mg führt im Allgemeinen zu keiner Verschlechterung der Korrosionsbeständigkeit. Doch wird bei technisch gebräuchlichen Knetlegierungen der Magnesium-Anteil auf 5 m% begrenzt, um ihre Neigung zur interkristallinen Korrosion und zur Spannungsrisskorrosion zu vermindern ^[17].

Sowohl ein Si-Überschuss als auch ein Mg-Überschuss wirken in einer 6xxx-Legierung festigkeitssteigernd, jedoch fällt dieser Effekt bei einem Magnesium-Überangebot geringer aus. Dieses senkt die Löslichkeit von Silizium im Aluminium-Mischkristall stark und führt zu einer Senkung der Duktilität und Umformbarkeit ^{[1][17]}. Die Abbildung 3-10 veranschaulicht die Auswirkung des Mg-Gehaltes auf die Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung.

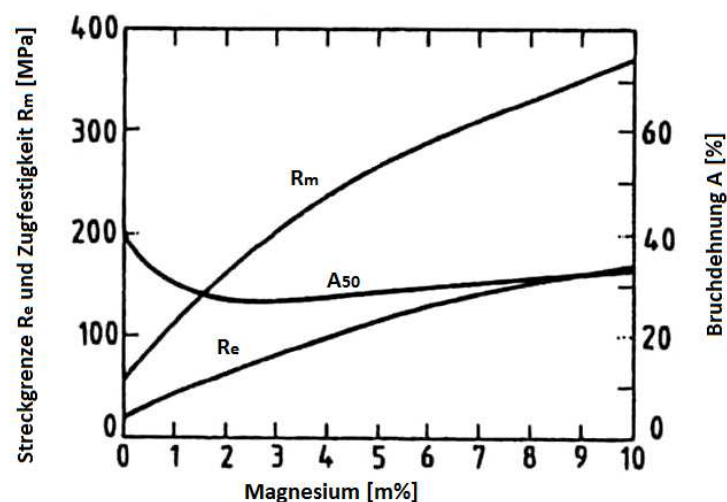


Abbildung 3-10: Einfluss des Magnesiumgehalts auf die Streckgrenze (R_e), die Zugfestigkeit (R_m) und die Bruchdehnung (A) ^[32]

3.2.3.2 Silizium

Durch die Zugabe von Silizium tritt eine Mischkristallverfestigung ein, jedoch im geringeren Ausmaß als bei Magnesium, da bei Raumtemperatur nahezu keine Löslichkeit für Silizium im α -Mischkristall vorliegt. Silizium beeinflusst die Kinetik während der Alterung nicht, bestimmt aber die Festigkeit im Wärmebehandlungszustand T4. Die festigkeitssteigernde Wirkung von Silizium im Zustand T4 ist dadurch erklärbar, dass Legierungen mit einem Si-Überschuss eine höhere Dichte an GP(I)-Zonen und feiner verteilte teilkohärenten β'' -Ausscheidungen, welche die bedeutendsten festigkeitssteigernden Ausscheidungen für 6xxx-Legierungen darstellen, aufweisen. Die erreichbare Härte nach dem Einbrennen des Autolackes (paint bake hardening) erhöht sich mit steigendem Silizium-Gehalt. Si hat nur einen geringen Einfluss auf den Verfestigungsexponenten (n-Wert) und die Zugdehnung. Durch geringe Zusätze von Silizium erfolgt keine wesentliche Verschlechterung der Korrosionsbeständigkeit ^[33]. EN AW-6xxx-Legierungen mit Si-Überschuss weisen eine höhere Festigkeit als Legierungen mit Magnesium-Überschuss auf, ohne die Umformbarkeit negativ zu beeinflussen. Die Erhöhung der Festigkeit liegt in der völligen Auflösung von Mg-Mischkristallen durch Bildung von Mg-Si-Clustern begründet. Zudem beschleunigt ein Silizium-Überschuss die Warmaushärtung, was eine kürzere Aushärtungszeit zur Folge hat. Steigender Silizium-Gehalt bewirkt eine Senkung der Bruchdehnung, was zu einer Abnahme der Biegsamkeit und Umformbarkeit führt ^{[23][34]}. Die Senkung der Duktilität liegt in der Neigung des freien Siliziums, sich an den Korngrenzen meist als intermetallische AlFeSi-Phasen abzuscheiden, begründet. Mit wachsender Menge an freiem Silizium steigt das Risiko der interkristallinen Korrosion. Um diese negativen Auswirkungen des freien Siliziums einzudämmen, erfolgt eine Abbindung während des Homogenisierungsglühens durch Elemente wie Kupfer, Mangan, Chrom oder Vanadium, was zur Bildung von fein verteilten Phasen führt, welche die Zähigkeit des Werkstoffes verbessern. Die Zugabe weiterer Legierungselemente bedingt jedoch eine Erhöhung der Abschreckempfindlichkeit. In Europa werden vorwiegend Legierungen mit Si-Überschuss verwendet, wohingegen in der US-amerikanischen Industrie bevorzugt Werkstoffe mit einem stöchiometrischen Verhältnis zwischen Mg und Si Anwendung finden. Eine grafische Darstellung der Auswirkung des Überschusses von Si bzw. Mg auf die erreichbare Festigkeit des Werkstoffes liegt in der Abbildung 3-11 vor ^{[16][17]}.

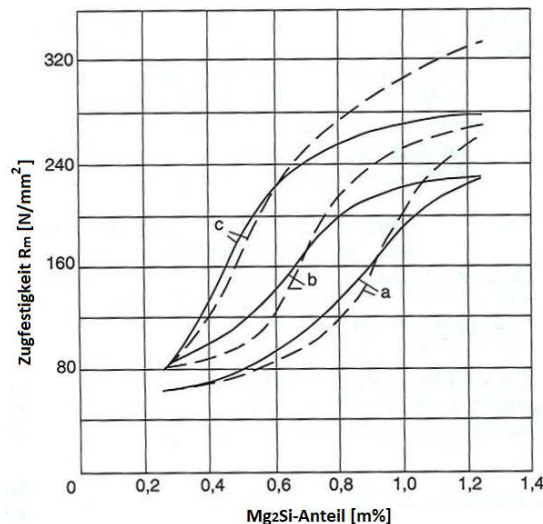
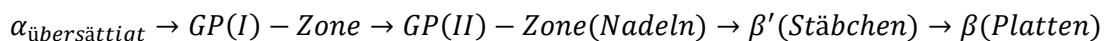


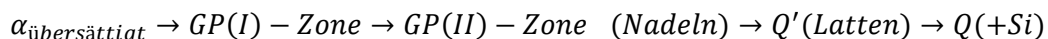
Abbildung 3-11: Einfluss von Mg₂Si auf die Zugfestigkeit a) Mg₂Si-Stöchiometrische Zusammensetzung; b) Mg₂Si und 0,3 % Mg-Überschuss; c) Mg₂Si und 0,3 % Si-Überschuss; durchgehende Linie) nach dem Abschrecken; gepunktete Linie) nach 24 h Zwischenlagerung bei 20 °C, warmausgelagert bei 160 °C ^[17]

3.2.3.3 Kupfer

Ein Zusatz von Kupfer bewirkt eine Steigerung der Festigkeit durch eine feine Verteilung der Ausscheidungen. Wie bereits erwähnt hat die Kupfer-Konzentration einen Einfluss auf die Feinheit, Struktur und Verteilung von Ausscheidungen. Der Prozess der Ausscheidung einer AlMgSi-Legierung ohne Kupfer läuft vereinfacht wie folgt ab:



Durch die Zugabe von Cu wird die stabförmige Struktur β' in ein lattenförmige Struktur Q' umgewandelt.



Die Q-Phase enthält einen Cu-Saum, daher liegt im Inneren weniger Kupfer als am Ausscheidungsrand vor ^{[4][17]}. Da Kupfer eine geringe Diffusionsgeschwindigkeit hat, verlangsamt der Kupfer-Saum das Q' -Wachstum, dies verhindert die Vergrößerung der Phase bei erhöhten Temperaturen ^{[35][36]}. Kupfer beschleunigt die natürliche Alterung, indem es die Keimbildungsrate erhöht. Der Anstieg der Triebkraft zur Keimbildung wird durch die Bildung von abgeschreckten Clustern mit einer höheren freien Energie bewirkt ^[37]. Die Ausscheidungen stellen Defekte dar, welche der heterogenen Keimbildung dienen können. Ein höherer Gehalt an Defekten steigert somit die Keimbildungsrate. Als Resultat liegt in kupferhaltigen Legierungen ein größerer Anteil an Clustern und Ausscheidungen vor ^{[37][39][40]}. Kupfer behindert zusätzlich die Bildung von lokalen Lochkorrosionen. Dies hat zur Folge, dass der Korrosionsangriff großflächig von statten geht aber nicht tief in den Werkstoff eindringt ^[17]. Ein steigender Kupfer-Gehalt in einer AlMgSi-Legierung führt also zu einer

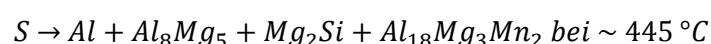
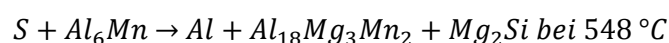
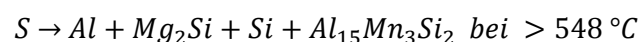
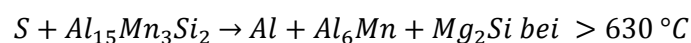
Verstärkung der Warmaushärtung, aber auch gleichzeitig zu einer Senkung der Korrosionsbeständigkeit und Biegsamkeit ^[4].

3.2.3.4 Mangan

Die Rekristallisation wird durch die diffusionshemmende Wirkung des Mangans und durch die Bildung von AlMn- und AlMnSi-Phasen behindert. Deshalb besitzen manganhaltige Aluminium-Legierungen eine gewisse Warmfestigkeit. Zusätzlich zum Rekristallationsverhalten beeinflusst Mangan auch das Ausscheidungsverhalten und die Umwandlungsrate des Werkstoffes ^[17]. Die Anwesenheit von Mangan in einer silizium- und eisenhaltigen Legierung ruft die Bildung von günstigen Ausscheidungsformen anstelle der nadeligen Al₃Fe-Ausscheidungen hervor. In eisenhaltigen Legierungen kann sich Mangan in der eisenreichen abgerundeten α-AlFeSi-Phase der Form Al₁₄(Fe,Mn)₃Si₂ lösen, daher ist diese Phase vermehrt vorzufinden und verdrängt die spröde lamellare β-Al₅FeSi-Phase. Dies führt zu einer Erhöhung der Umformbarkeit und Kerbschlagzähigkeit, da sich das Bruchverhalten von inter- zu transkristallinem Bruch verändert ^{[41][31][42]}.

Bei einer Mangan-Konzentration unter 0,01 m% wandelt sich β-Al₅FeSi zu α_h-AlFeSi um. Im Konzentrationsbereich zwischen 0,08-0,4 m% Mn bilden sich AlFeSi(Mn)-Dispersoide α_h-Al₁₂(FeMn)₃Si, welche fein verteilt in der Matrix vorliegen. Diese behindern das Wachstum der Körner, wodurch die Bildung von feinkörnigen Gefügen begünstigt wird ^[17]. Zusätzlich steigert ein erhöhter Mangan-Gehalt die Umwandlungsgeschwindigkeit ^[41].

Daneben dient Mangan als AlFeSi-Bildner, somit kommt es zu einer Steigerung der Rekristallisationstemperatur, welche eine Verzögerung bis Unterbindung der Rekristallisation mit sich führt ^{[31][41][42]}. Das System Al-Mg-Mn-Si gilt als noch wenig untersucht. Die Legierung bildet keine quaternäre Phase aus und es liegt nur eine geringe Löslichkeit von Mangan, Silizium und Magnesium vor. Sie bildet mit Aluminium bei ungefähr 548 °C die Phase Al₁₅Mn₃Si₂, bei annähernd 445 °C Al₁₈Mg₃Mn₂ und Mg₂Si, welches im Gleichgewicht mit den anderen Phasen steht. Die Umwandlungsreaktionen sind folgend angegeben ^[17]:



3.2.3.5 Eisen

Eisen kann nicht gänzlich aus der Schmelze entfernt werden und stellt somit die Hauptverunreinigung der AlMgSi-Legierungen dar. Eisen bildet in mangan- und chromfreien 6xxx-Legierungen FeAl₃, FeAl₆, Fe₂SiAl₈ oder FeMg₃Si₆Al₈ zwischen den

Aluminiumdendriten. Die AlFeSi-Phasen entstehen während der Homogenisierungsglühung und lösen sich später bei der Wärmebehandlungen nicht mehr auf ^{[12][43]}. Die Zugabe von Eisen bewirkt eine Erhöhung der Festigkeit, aber auch einen starken Abfall der Bruchzähigkeit, hierbei sind vor allem die spröden Al_3Fe -Nadeln von Bedeutung ^[17]. Die Art der Phasen ist von der Abkühlrate der Legierung und dem Fe-/Si-Verhältnis abhängig. Die verschiedenen Verbindungen weisen unterschiedliche Zellstrukturen, Stabilitätsbereiche sowie mechanische und physikalische Eigenschaften auf ^[12]. Während des Glühens kommt es zur Umwandlung der lamellenförmigen, nadelartigen intermetallischen $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ -Phasen, welche sich im Ungleichgewicht befinden, in $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ - und $\alpha_c\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ -Phasen. Diese Ausscheidungen runden sich mit der Zeit aufgrund der erleichterten Diffusion durch die erhöhte Temperatur immer mehr ein ^{[31][41]}. Die Abrundung der Ausscheidung bringt eine Steigerung der Duktilität mit sich, zusätzlich senkt es die elektrische Leitfähigkeit. Eine gute Warmfestigkeit wird durch Zugabe von bis zu einem Massenprozent Eisen erreicht ^[41]. Fe verursacht eine Verschlechterung der Korrosionsresistenz, die Abbindung des Eisens mittels Mangan oder Chrom wirkt diesem Effekt entgegen. Liegt in der EN AW-6xxx-Legierung Mangan oder Chrom vor, verbindet sich Eisen mit diesen und bilden in der Matrix fein verteilte Dispersoide (AlFeMnSi-Phasen) ^{[17][44]}.

3.3 Kennwerte zur Charakterisierung der Blechumformbarkeit

Die Beschreibung der Umformeigenschaften eines Werkstoffes erfolgt mit Hilfe von Fließkurven und den mechanischen Kennwerten. Methoden zur Aufnahme der Fließkurve sind Zug-, Stauch- und Biegeversuche. Die Bestimmung des Umformvermögens kann durch Prüfung mechanischer Eigenschaften (z.B. Härtemessungen) oder mittels Simulation der Umformvorgänge, also geeignete technologische Prüfverfahren, vor sich gehen. Beispiele zur Nachahmung praktischer Umformvorgänge sind Streckzieh-, Tiefungs-, Aufweitungsversuche und das Näpfchen-Tiefziehprüfverfahren ^[45].

3.3.1 Kennwerte aus dem Zugversuch

Der Zugversuch zählt zu den gängigsten Prüfverfahren von Werkstoffen. Mit seiner Hilfe können neben den Fließkurven (siehe Abbildung 3-12) auch andere wichtige mechanische Kennwerte, deren Erläuterung im Anschluss folgt, ermittelt werden ^[45].

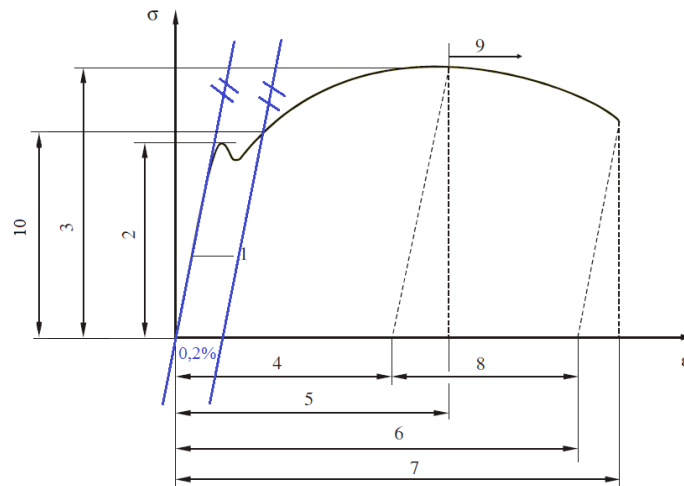


Abbildung 3-12: Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines Werkstoffes mit kontinuierlichem Fließbeginn und oberer und unterer Streckgrenze: Hook'sche Gerade (1), obere Streckgrenze R_{eH} (2), Zugfestigkeit R_m (3), Gleichmaßdehnung A_g (4), Gesamtdehnung bei F_{max} (5), Bruchdehnung A (6), Gesamtdehnung bei Bruch (7), Einschnürung (8), Beginn der Einschnürung (9), Streckgrenze $R_{P0,2}$ (10)^[45]

3.3.1.1 Zugfestigkeit, Streckgrenze und Streckgrenzenverhältnis

Ein auf Zug belasteter metallischer Werkstoff ist bis zu einem gewissen Grade elastisch verformbar, das Material geht nach Entlastung wieder in seinen Ausgangszustand zurück. Die Beziehung zwischen Spannung σ und Dehnung ε wird im elastischen Bereich durch das Hook'sche Gesetz beschrieben.

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (3-1)$$

σ ...Spannung bezogen auf den Ausgangsquerschnitt [N/mm^2]

E ...E-Modul [N/mm^2]

ε ...Dehnung des Prüfkörpers [%]

Die elastische Zone erstreckt sich bis zur Streckgrenze. Wird die einwirkende Kraft nach der Streckgrenze aufrechterhalten, verformt sich das Metall plastisch. Das bedeutet, dass auch nach Entlastung eine Formänderung bestehen bleibt. In der vorliegenden Arbeit wird die Streckgrenze bei einer plastischen Verformung von 0,2 % ($R_{P0,2}$) untersucht^[46].

Als Zugfestigkeit R_m wird die auf den Ausgangsquerschnitt bezogene maximale Spannung, bei der die Einschnürung beginnt, beschrieben. Zur Bewertung von Werkstoffen verwendet man häufig das Streckgrenzenverhältnis $R_{P0,2}/R_m$ ^{[9][47]}. Dieser Wert gibt Auskunft über den Abstand zwischen einsetzender plastischer Deformation und Versagen des Werkstoffes bei quasistatischer Beanspruchung. Das Streckgrenzenverhältnis stellt ein Maß für die Verfestigung, die Verformbarkeit und die Spröbruchempfindlichkeit im Falle einer

Überbeanspruchung dar. Je kleiner das Verhältnis, desto größer die Reserven bis zum Eintreten des Bruches, womit eine geringere Neigung zu Sprödbbruch besteht. Ein solcher Werkstoff ist gut umformbar, aber nur wenig belastbar. Bei einem Streckgrenzverhältnis größer oder um eins, lässt sich der Werkstoff schlechter umformen, kann aber dafür höhere Belastungen aufnehmen ^[48].

3.3.1.2 Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung

Die Gleichmaßdehnung A_g stellt jene Dehnung dar, bei der sich der Werkstoff einzuschnüren beginnt. Die Bruchdehnung A (bzw. A_{80} bei der Verwendung einer Zugprobe mit einem Messbereich von 80 mm) stellt jene Dehnung dar, bei welcher das Metall versagt ^[46].

3.3.1.3 Anisotropie (r-Wert)

Die senkrechte Anisotropie r beschreibt die Richtungsabhängigkeit des Fließverhaltens eines Werkstoffes. Definiert ist sie durch das Verhältnis zwischen Breiten- und Dickenänderung während der Umformung. Die Bestimmung dieser Kennwerte erfolgt mit Hilfe des Zugversuches, wobei Längen- und Breitenänderungen mittels Sensoren aufgezeichnet werden.

$$r = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} \quad (3-2)$$

φ_b ... Umformgrad in Blechbreite [%]

φ_s ... Umformgrad in Blechdicke [%]

Verhält sich ein Werkstoff isotrop, dann ist der r-Wert gleich eins und der Werkstoff fließt unter einachsiger Zugbelastung zu gleichen Teilen aus der Breite und der Dicke. Ist der r-Wert größer als eins, dann ist die Breitenformänderung größer als die Dickenformänderung. Bei r-Werten unter eins nimmt die Blechdicke stärker als die Blechbreite ab. Da beim Tiefziehen generell eine Formänderung ohne Dickenabnahme des Blechs gewünscht ist, gelten r-Werte größer eins als vorteilhaft. Bei Werkstoffen mit hohen r-Werten können höhere Ziehkräfte übertragen und größere Ziehverhältnisse eingesetzt werden ^{[46][50]}.

Während des Tiefziehens wird der Werkstoff mehrachsig beansprucht, wobei sich die Begutachtung der Anisotropie in, gegen und in einem Winkel von 45° zur Walzrichtung (siehe Abbildung 3-13) als sinnvoll erweist.

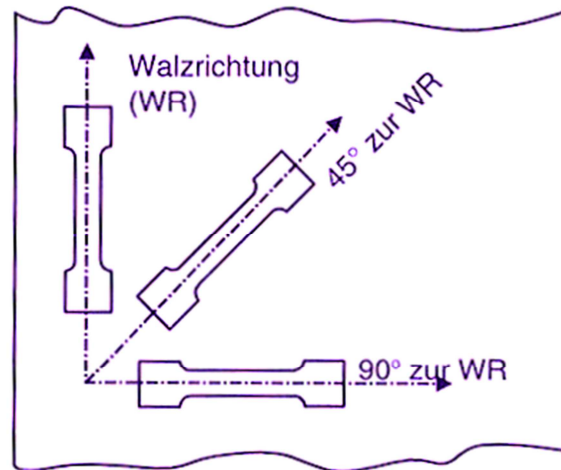


Abbildung 3-13: Orientierung der untersuchten Zugproben bezüglich der Walzrichtung ^[45]

Die mittlere senkrechte Anisotropie \bar{r} wird wie folgt bestimmt:

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (3-3)$$

r_0 ...senkrechte Anisotropie in Walzrichtung

r_{45} ... senkrechte Anisotropie 45° zur Walzrichtung

r_{90} ...senkrechte Anisotropie 90° zur Walzrichtung

Das erreichbare Ergebnis beim Tiefziehen ist umso besser, je größer die senkrechte Anisotropie \bar{r} ist, da in diesem Fall die Blechdicke eher unverändert bleibt.

Da der r-Wert vom Winkel zur Walzrichtung abhängt, wird die ebene Anisotropie Δr als weiterer Kennwert wie folgt definiert.

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (3-4)$$

Die ebene Anisotropie Δr bestimmt die Zipfelbildung beim Tiefziehen kreiszylindrischer Näpfe (siehe Abbildung 3-14). Je kleiner die ebene Anisotropie ist, umso weniger sind die senkrechten Anisotropien r von der Orientierung abhängig. Materialien mit einer sehr kleinen ebenen Anisotropie weisen ein annähernd isotropes Verhalten auf ^{[45][46]}.

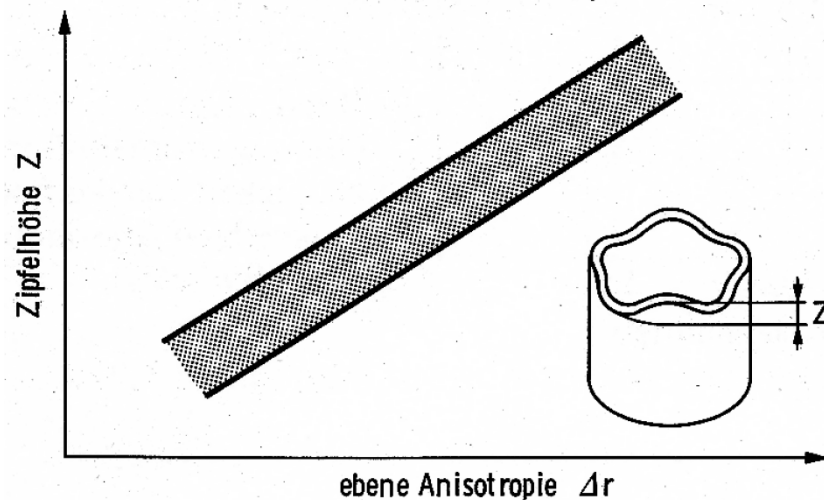


Abbildung 3-14: Abhängigkeit der Zifpelbildung von der ebenen Anisotropie ^[50]

Eine starke Abweichung der r -Werte, abhängig von ihrer Lage zur Walzrichtung bedingt einen großen Wert für die ebene Anisotropie Δr und hat die unerwünschte Zifpelbildung zur Folge.

Ein gutes Tiefziehvermögen erfordert einen möglichst großen \bar{r} -Wert mit kleinen Δr -Wert ^{[45][46]}. Allgemein zeigen Werkstoffe mit einem höheren r -Wert eine bessere Umformbarkeit. Besonders das Vorhandensein stabförmiger AlMnFeSi-Phasen (sekundär Phase) hat starken Einfluss auf die Anisotropie. Der r -Wert zeigt keinen Zusammenhang mit anderen Formänderungskennwerten außer dem Verfestigungsexponenten. Die senkrechte Anisotropie und der Verfestigungsexponent verhalten sich proportional zueinander ^{[51][52]}.

3.3.1.4 Verfestigungsexponent (n-Wert)

Der Verfestigungsexponent, auch n -Wert genannt, ist eine werkstoffabhängige Kenngröße und stellt ein Maß für die Verfestigung und für die Streckziehbarkeit eines Werkstoffes dar. Die Bestimmung dieser Kenngröße findet in einem Dehnungsbereich von 10-20 % statt und ist in der DIN EN 10130 festgelegt. Je größer der n -Wert umso kleiner ist, aufgrund der höheren Gleichmaßdehnung, die Gefahr der örtlichen Einschnürung beim Streckziehen. Beim Tiefziehen bewirkt ein hoher Verfestigungsexponent eine hohe Bodenreißkraft, wodurch die zum Tiefziehen erforderliche Ziehkraft steigt. Der Verfestigungsexponent hängt im Allgemeinen vom Gefüge ab. Mit abnehmender Korngröße wird der n -Wert kleiner ^{[45][46]}.

3.3.2 Kennwert aus dem 3-Punkt-Biegeversuch

Der 3-Punktbiegeversuch ist durch einen komplizierten, inhomogenen Formänderungs- und Spannungszustand gekennzeichnet. Der Versuchsaufbau kann der Abbildung 3-15 entnommen werden.

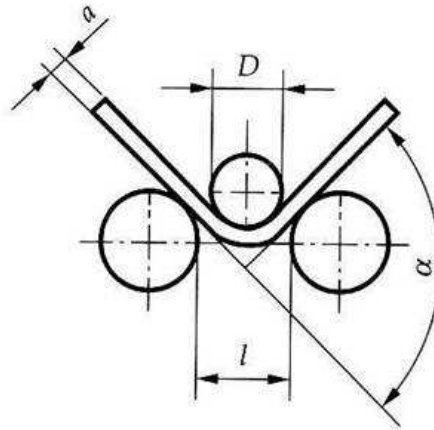


Abbildung 3-15: Grafische Darstellung des Versuchsaufbaus eines 3-Punkt-Biegeversuches:
 α ...Biegewinkel; D...Stempeldurchmesser; l...Rollenabstand; a...Probendicke ^[53]

Der Biegewinkel α wird aus dem gemessenen Öffnungswinkel der Probe nach der Prüfung bestimmt.

$$\text{Biegewinkel}[\text{°}] = 180 - \text{Öffnungswinkel}[\text{°}] \quad (3-5)$$

Der Biegewinkel gibt Auskunft über die Umformbarkeit und Biegefähigkeit von Werkstoffen. Besondere Bedeutung hat diese mechanische Eigenschaft zur Bewertung der Umformbarkeit eines Werkstoffes beim Gesenkbiegepressen, Gesenkschmieden, Richten, Tiefziehen und beim Walzprofilieren ^{[45][47]}.

3.3.3 Kennwert aus dem Lochaufweitungsversuch

Der Lochaufweitungsversuch ist ein technologisches Prüfverfahren, welches technische Umformvorgänge, wie das Innenbördeln (Kragenziehen), die Bildung von Flanschen um gestanzte Löcher und die Aufweitung gestanzter Löcher, nachahmt. Da diese Umformverfahren in der Automobilindustrie Anwendung finden, ist dieses Prüfverfahren vor allem für die Charakterisierung von Werkstoffen der Automobilindustrie von Bedeutung.

Die limitierende Lochaufweitungsrage ist ein Maß für die Kantenrissempfindlichkeit, eines Werkstoffes.

$$\lambda = \frac{D_h - D_0}{D_0} \cdot 100 \quad (3-6)$$

λ ... limitierende Lochaufweitungsrage [%]

D_0 ... ursprünglicher Lochdurchmesser (=10 mm) [mm]

D_h ... mittlerer Durchmesser des aufgeweiteten Loches [mm]

Dieser mechanische Kennwert gibt Aufschluss über die Umformbarkeit von Werkstoffen bei Zieh- und Aufweitungsvorgängen. Je größer der Wert der limitierenden Lochaufweitung ist, umso niedriger ist die Kantenrissempfindlichkeit. Dies bedeutet, dass bei der Aufweitung eines Loches erst später Risse entstehen ^{[45][49]}.

3.3.4 Kennwert aus dem Tiefziehversuch mittels einer Kreuzform

Der Tiefziehversuch mittels einer Kreuzform simuliert die Umformbarkeit von Blechen in mehrachsigen Spannungszuständen. Da es in der Automobilindustrie meist zur Umformung von Blechen komplizierter Geometrien kommt, findet dieses Prüfverfahren besonders bei der Charakterisierung von Werkstoffen in diesem Bereich Anwendung. Der Versuch ermöglicht die Aufnahme eines Spannungs-Dehnungs-Diagrammes und die Ermittlung der Tiefziehfähigkeit, die den Weg beschreibt, welchen der Stempel zurücklegen kann, bevor es zum Versagen der Werkstoffes kommt. Je größer der Wert, umso besser lässt sich das Blech umformen ^{[43][45][49]}.

3.3.5 Grenzformänderungsschaubild (FLC=forming limit curve)

Das Grenzformänderungs-Diagramm ist auf Grund von Zieh- oder Streckziehvorgängen und daraus folgenden unterschiedlichen Formänderungsverhältnissen besonders für die Blechumformung von großer Bedeutung. Dabei treten unterschiedliche Formänderungszustände auf, welche bei der Bestimmung des Grenzformänderungsdiagrammes simuliert werden. Das ermittelte Diagramm stellt die Versagensgrenze des Werkstoffes während der Blechumformung und somit auch die Verfahrensgrenze dar. Die Grenzformänderungskurve (FLC) ist ein Maß für die maximal mögliche Belastbarkeit in Abhängigkeit des wirkenden Spannungszustandes ^{[46][47]}. Mit Hilfe des FLD (forming limit diagram) erfolgt die Bestimmung der Umformverteilung in einem Werkstoff ^[54].

Das Grenzformänderungsschaubild beruht auf der Annahme, dass das Versagen von Blechen allein durch ebene Spannungszustände verursacht wird. Es gibt verschiedenste

Methoden, um das Grenzformänderungsdiagramm zu bestimmen ^[46]. In dieser Arbeit wird zur Ermittlung der Spannungszustände der Nakajima-Test verwendet. Durch die Auswahl unterschiedlicher Probengeometrien kommt es zur Untersuchung unterschiedlicher Spannungszustände. Der genaue Aufbau und die Durchführung sind in der Norm EN ISO 12004 festgelegt.

Im unbelasteten Zustand erfolgt die Auftragung von Liniennetzkreisen auf das Blech, welche, abhängig vom Spannungszustand, eine Verformung zu verschiedenen Ellipsen erfahren. Die Umformgrade können durch die Formänderung des Liniennetzes (siehe Abbildung 3-16) bestimmt werden ^[45].

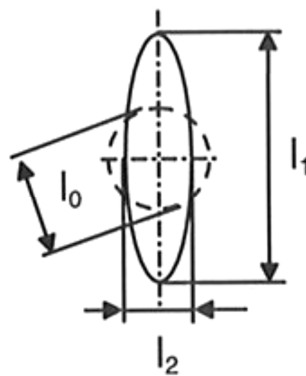


Abbildung 3-16: - - - unverformter Liniennetzkreis; — verformter Liniennetzkreis ; l_0 ...Durchmesser des unverformten Liniennetzkreises; l_1 und l_2 Durchmesser des verformten Liniennetzkreises ^[45]

$$\varphi_1 = \ln \frac{l_1}{l_0} \quad (3-7)$$

$$\varphi_2 = \ln \frac{l_2}{l_0} \quad (3-8)$$

φ_1 ...Hauptumformgrad (in Belastungsrichtung)

φ_2 ... Nebenumformgrad (senkrecht zur Belastungsrichtung)

Das Grenzformänderungsschaubild einer AlMgSi-Legierung im Wärmebehandlungszustand T4 ist in Abbildung 3-17 dargestellt.

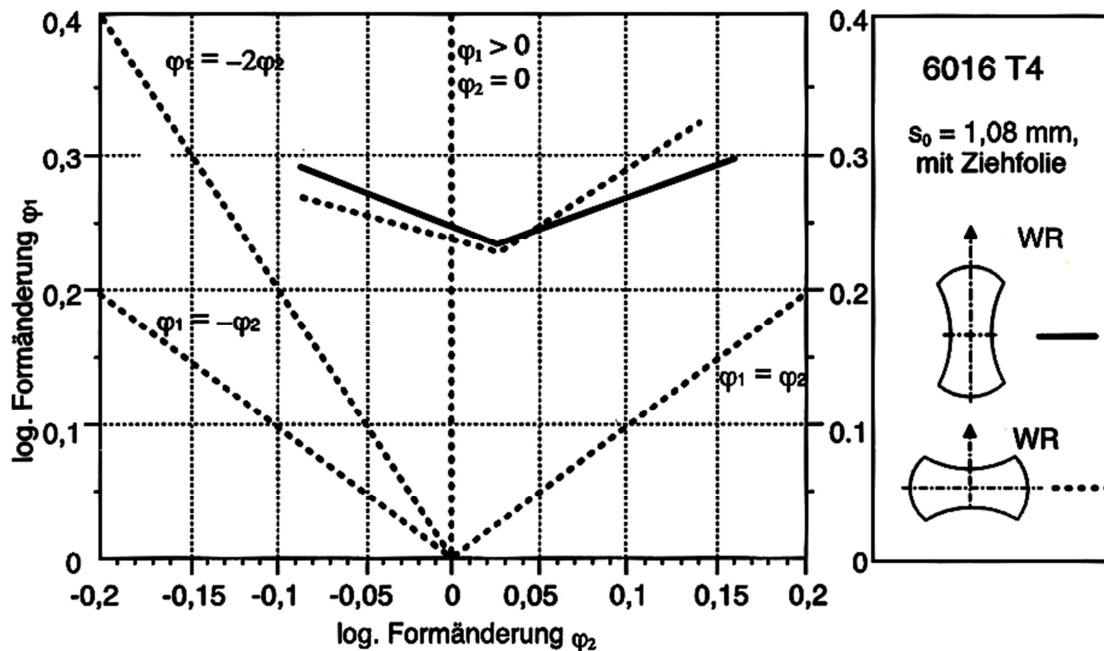


Abbildung 3-17: Grenzformänderungsschaubild einer AlMg_{0,4}Si_{1,2}-Legierung im Wärmebehandlungszustand T4 ^[45]

Der Verlauf und die Lage der Grenzformänderungskurve (FLC) sind im Wesentlichen vom untersuchten Werkstoff und dem Herstellungsprozess abhängig ^{[45][47]}.

4 Experimentelle Untersuchungen

Die experimentelle Lösung der Problemstellung, welche in diesem Abschnitt der Arbeit genauer erläutert wird, erfolgte unter Berücksichtigung der im Kapitel 3 „Stand der Technik“ beschriebenen technischen Grundlagen. Um die Umformbarkeit der zu untersuchenden Proben zu charakterisieren, finden die im Abschnitt 3.3 beschriebenen Analysemethoden Anwendung. Sowohl auf die ermittelten Prüfergebnisse, als auch auf die Versuchsdurchführung wird eingegangen. Zusätzlich beinhaltet dieses Kapitel einen Überblick von den verschiedenen Probenmaterialien und ihrer chemischen Zusammensetzung.

4.1 Probenmaterial

Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten AlMgSi-Proben entstammten aus Produktions- und Versuchsbändern der AMAG rolling GmbH in Ranshofen.

4.1.1 Chemische Zusammensetzung des Probenmaterials

Es erfolgte die Untersuchung von vier unterschiedlichen Legierungen, deren chemische Zusammensetzungen der Tabelle 4-1 zu entnehmen sind. Die Ermittlung der Analyse fand mittels eines Funkenspektrometers statt.

Tabelle 4-1: chemische Zusammensetzung der geprüften Legierungen in Gewichtsprozent

Legierungen	Si [m%]	Fe [m%]	Cu [m%]	Mn [m%]	Mg [m%]	Si/Mg [-]
EN AW-6016	1,09	0,15	0,07	0,07	0,35	3,11
EN AW-6013	0,73	0,28	0,74	0,43	0,97	0,75
EN AW-6005A	0,81	0,19	0,04	0,17	0,50	1,62
EN AW-6063	0,73	0,19	0,02	0,02	0,53	1,38

Bei allen vier überprüften Werkstoffen handelt es sich um 6xxx-Legierungen mit den typischen Hauptlegierungselementen Magnesium und Silizium. Des Weiteren sind geringe Gehalte an Eisen, Titan, Kupfer, Mangan, Chrom und Zink enthalten. Der Aufbau der Materialien EN AW-6063 und EN AW-6005A sind sehr ähnlich. Die Legierung EN AW-6016 weist das höchste Si/Mg-Verhältnis auf und die Zusammensetzung des EN AW-6013-Werkstoffes unterscheidet sich durch einen erhöhten Anteil an Eisen, Magnesium, Kupfer und Mangan von den anderen Legierungen.

Der Silizium- und Magnesium-Gehalt ist für die Bildung von Mg_2Si -Phasen ausschlaggebend und somit für die Aushärtbarkeit und Festigkeit der Legierungen. Das Verhältnis zwischen Silizium und Magnesium ist der Abbildung 4-1 zu entnehmen.

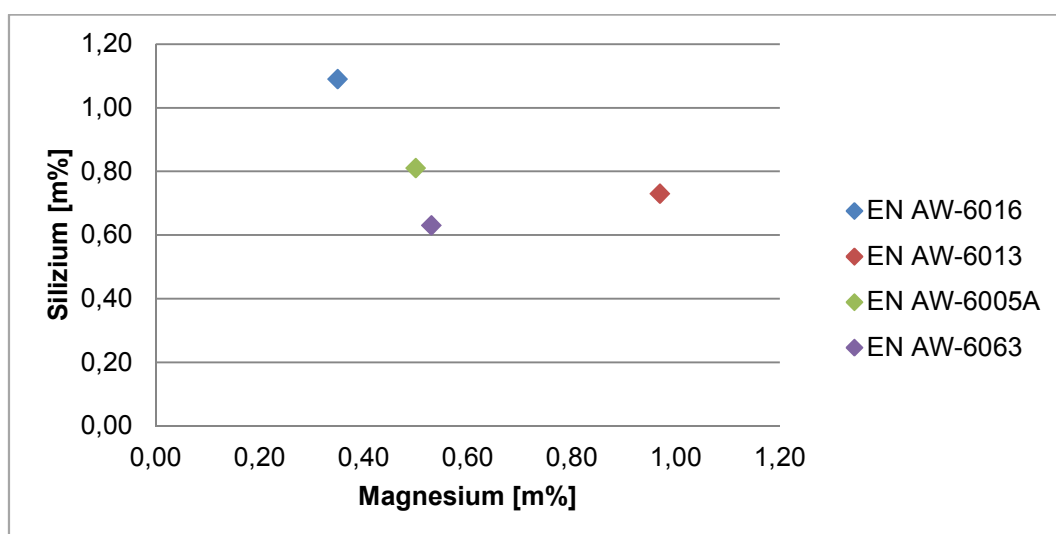


Abbildung 4-1: Verhältnis Silizium zu Magnesium der verschiedenen untersuchten Probenmaterialien

Anhand der Abbildung 4-1 ist zu erkennen, dass mit Ausnahme der Legierung EN AW-6013, in allen überprüften Werkstoffen ein Silizium-Überschuss vorliegt. Den größten Überschuss

an Silizium weist das Material EN AW-6016 auf, wohingegen die EN AW-6013 ein Magnesium Überangebot besitzt. Mangan und Eisen haben einen negativen Einfluss auf die Umformbarkeit von Aluminium-Legierungen, da sie gemeinsam Dispersoide bilden, welche die Bewegung der Versetzungen behindern. Das Verhältnis zwischen Mangan und Eisen ist grafisch in Abbildung 4-2 dargestellt.

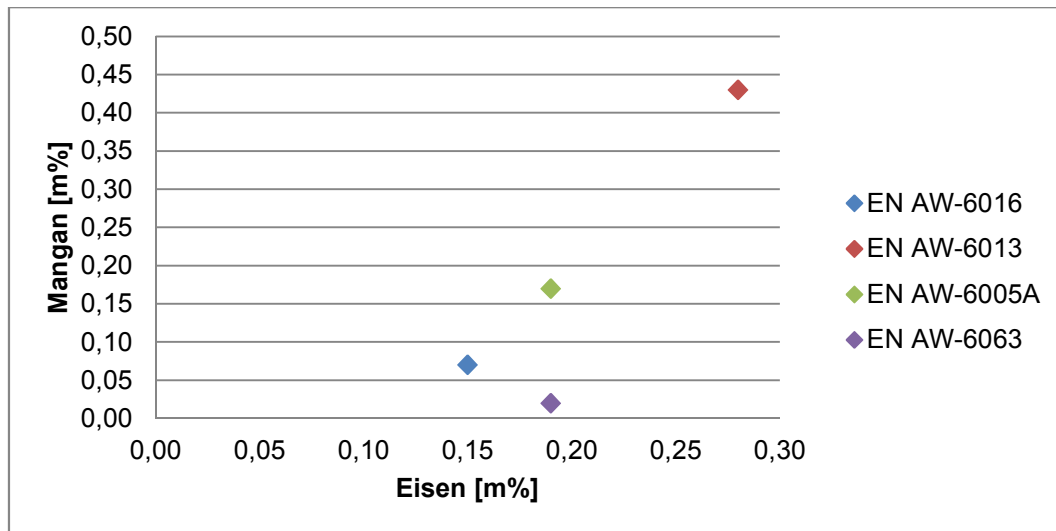


Abbildung 4-2: Verhältnis Mangan zu Eisen der verschiedenen untersuchten Probenmaterialien

Aus der Abbildung 4-2 ist abzulesen, dass die Legierung EN AW-6013 einen wesentlich höheren Anteil an Mangan und Eisen als alle anderen Werkstoffe aufweist. Die Zusammensetzung für alle Legierungen ist durch die europäische Norm EN 573-3:2009 bestimmt. Die Grenzen der erlaubten Zusammensetzung sind in Tabelle 4-2 aufgelistet.

Tabelle 4-2: Normierte Legierungszusammensetzung in Gewichtsprozent

Legierungen	Si [m%]	Fe [m%]	Cu [m%]	Mn [m%]	Mg [m%]	Cr [m%]	Zn [m%]	Ti [m%]
EN AW-6016	1,00-1,50	0,50	0,20	0,20	0,25-0,60	0,10	0,20	0,15
EN AW-6013	0,60-10	0,50	0,60-1,10	0,20-0,80	0,80-1,20	0,10	0,25	0,10
EN AW-6005A	0,50-0,90	0,35	0,30	0,50	0,40-0,70	0,30	0,20	0,10
EN AW-6063	0,20-0,60	0,35	0,10	0,10	0,45-0,90	0,10	0,10	0,10

Alle für diese Arbeit herangezogenen Legierungen liegen im Bereich der entsprechenden Norm.

4.1.2 Wärmebehandlungszustand des Probenmaterials

Die Legierungen EN AW-6016, EN AW-6005A und EN AW-6063 befanden sich im Wärmebehandlungszustand T4-FH (FH= fast hardening) und der Werkstoff EN AW-6013 im Zustand T4. Der Zustand T4 wird durch eine Lösungsglühung und anschließende

Kaltauslagerung erreicht. Für den „Fast-hardening“-Zustand erfährt das Material nach dem Lösungsglühen und dem Abschrecken einen kurzen Wärmestoß. Dieser bewirkt in Folge im Zustand T6 eine deutlich höhere Festigkeit, wohingegen die Werte im Zustand T4 und T4-FH annähernd gleich sind. Die Werkstoffe des Zustandes T6 erfuhren eine Lösungsglühung und Warmauslagerung, welche durch eine Vordehnung von 2 % und einer Erwärmung auf 185 °C für 20 min simuliert wird. Zug- und Biegeprüfung der Proben erfolgte sowohl im Wärmebehandlungszustand T4/T4-FH als auch T6.

4.1.3 Oberflächenbeschaffenheit des Probenmaterials

Die Proben unterschieden sich des Weiteren auf Grund Ihrer Oberflächen voneinander. Die Oberflächenstruktur der Bleche wird durch die Beschaffenheit der Walzen im letzten Kaltwalz-stich bestimmt. Bei der Produktion des Walzbandes der EN AW-6013-Legierung fand im letzten Stich geschliffene Walzen Verwendung, als Resultat entstand eine glatte und glänzende Oberfläche. Sie weist eine zeilenförmige Orientierung in die Walzrichtung auf. Eine solche Oberfläche wird als Mill-Finish-Oberfläche (MF-Oberfläche) bezeichnet (siehe Abbildung 4-3).

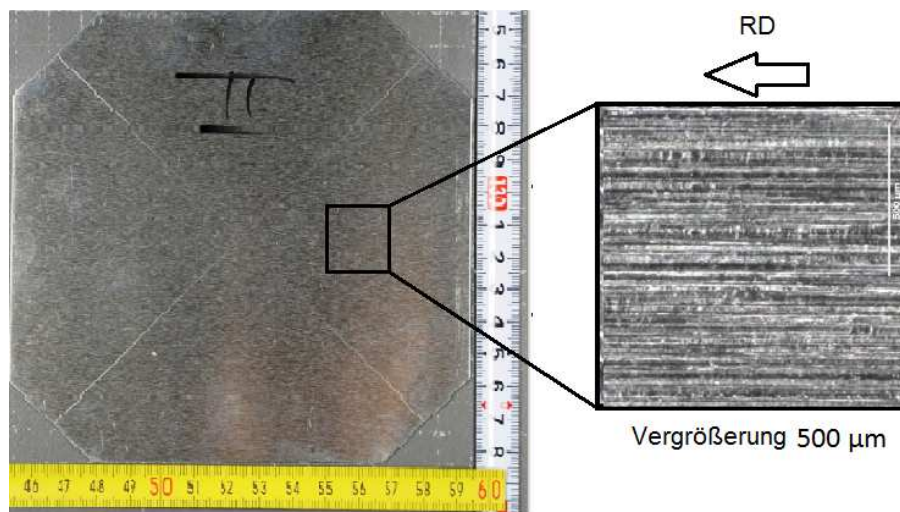


Abbildung 4-3: Probe der Legierung EN AW-6013 mit „Mill-finish“-Oberfläche (RD=Walzrichtung)

An den Oberflächen der Legierungen EN AW-6016, EN AW-6063 und EN AW-6005A befinden sich zahlreiche kleine Krater, welche als Schmierstofftaschen dienen. Diese Proben sind mit dem Trockenschmiermittel Dry Lube E1 beschichtet. Diese Art der Oberfläche wird als EDT-Oberfläche (Electrical Discharge Texture) bezeichnet und ist in Abbildung 4-4 dargestellt.

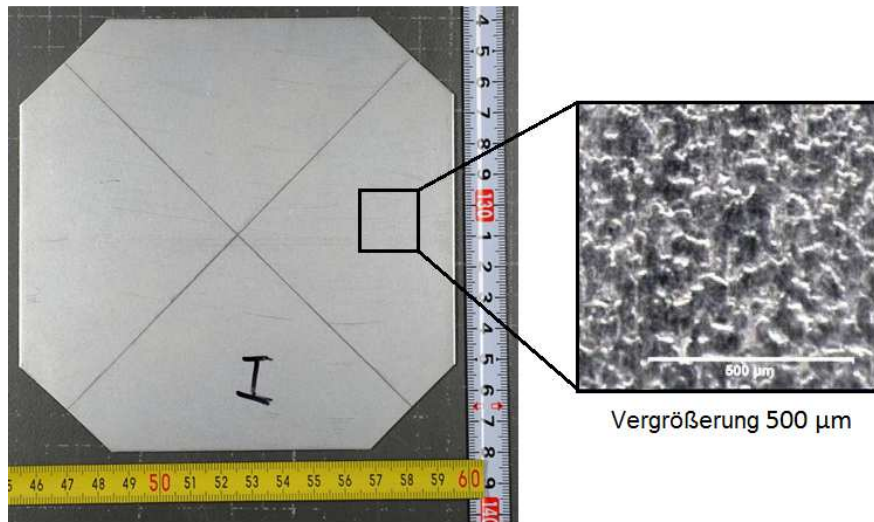


Abbildung 4-4: Probe der Legierung EN AW-6016 mit EDT-Oberfläche

4.2 Charakterisierung der Umformbarkeit mittels Zugversuch

Die Bestimmung der wichtigsten mechanischen Kennwerte als auch der Spannungs-Dehnungsdiagramme erfolgte mit Hilfe des Zugversuches bereits im Rahmen einer von mir durchgeführten Bakkalaureatsarbeit ^[55]. Die Untersuchung der Proben fand sowohl im Zustand T4/T4-FH als auch in T6 statt. Die Proben in T6 erfuhren eine zweiprozentige Vordehnung und eine zusätzlich Wärmebehandlung bei 185 °C für 20 min.

4.2.1 Durchführung des Zugversuches

Die Durchführung des Zugversuches fand an einer Zugprüfmaschine der Firma ZWICK/ROELL Z100 (siehe Abbildung 4-5) laut ISO 6892-1 und DIN EN 10002 statt. Verwendung fanden dabei A₈₀-Zugstäbe, die eine Messlänge von 80 mm aufweisen.

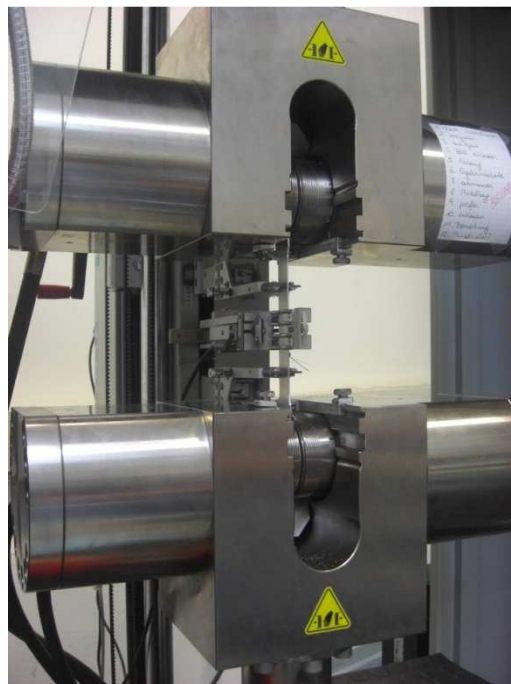


Abbildung 4-5: Zugprüfmaschine der Firma ZWICK/ROELL Z100

Es erfolgten je drei Untersuchungen in 0°, 90° und 45° zur Walzrichtung. Die Bestimmung des Verfestigungsexponenten (n-Wert) fanden nach ISO 10275 und die der Anisotropie (r-Wert) nach ISO 10113 statt. Zusätzlich wurde eine Berechnung der mittleren senkrechten Anisotropie Δr und ebenen Anisotropie \bar{r} sowie des Dehngrenzenverhältnisses $R_{P0,2}/R_m$, welche in weiterer Folge mit der Abkürzung DGV bezeichnet wird, durchgeführt.

4.2.2 Versuchsergebnisse des Zugversuches

Die Tabelle 4-3 und Tabelle 4-4 beinhalten die gemittelten Werte des Zugversuches im Zustand T4, T4-FH und T6. Eine vollständige Auflistung der Ergebnisse ist dem Anhang 10.1 zu entnehmen.

Tabelle 4-3: Zugversuch im Zustand T4 und T4-FH:

Legierung	Lage	$R_{P0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{80} [%]	A_g [%]	r_{8-12} 10 % Dehnu ng [-]	Δr [-]	\bar{r} [-]	n_{4-6} 10-20 % Dehnung [-]	DGV [-]
EN AW-6016	0°	131	240	25,1	21,1	0,88	0,31	0,63	0,27	0,55
EN AW-6016	90°	123	231	26,1	21,9	0,69	0,31	0,63	0,27	0,53
EN AW-6016	45°	126	236	27,5	23,4	0,48	0,31	0,63	0,26	0,53
EN AW-6013	0°	192	322	22,5	20,2	0,67	0,11	0,71	0,24	0,59
EN AW-6013	90°	184	314	23,3	20,7	0,64	0,11	0,71	0,24	0,58
EN AW-6013	45°	183	309	23,6	20,4	0,76	0,11	0,71	0,24	0,59
EN AW-6005A	0°	127	234	22,1	18,9	0,81	0,39	0,55	0,28	0,54
EN AW-6005A	90°	121	224	23,0	19,9	0,69	0,39	0,55	0,28	0,54
EN AW-6005A	45°	121	225	25,1	22,1	0,36	0,39	0,55	0,27	0,54
EN AW-6063	0°	113	206	23,1	19,9	0,89	0,45	0,61	0,27	0,55
EN AW-6063	90°	106	198	23,2	20,0	0,78	0,45	0,61	0,27	0,54
EN AW-6063	45°	110	201	25,7	22,9	0,38	0,45	0,61	0,26	0,55

Die Zugversuchsergebnisse der Proben im Zustand T6, welche eine Vordehnung von zwei Prozent und einer Warmauslagerung bei 185 °C für 20 Minuten erfuhren, sind in Tabelle 4-4 aufgelistet.

Tabelle 4-4: Zugversuch im Zustand T6 mit 2 % Vordehnung und zusätzlicher Wärmebehandlung bei 185 °C für 20 Minuten

Legierung	Lage [°]	$R_{P0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{80} [%]	A_g [%]	DGV [-]
EN AW-6016	0°	223	283	19,1	14,4	0,79
EN AW-6016	90°	212	273	20,4	15,6	0,78
EN AW-6016	45°	216	276	20,6	16,0	0,78
EN AW-6013	0°	260	336	18,7	14,6	0,77
EN AW-6013	90°	252	328	19,0	17,6	0,77
EN AW-6013	45°	252	328	20,4	15,9	0,77
EN AW-6005A	0°	231	290	17,7	13,6	0,80
EN AW-6005A	90°	223	280	18,4	14,2	0,80
EN AW-6005A	45°	225	280	18,8	15,0	0,80
EN AW-6063	0°	215	270	17,2	13,3	0,80
EN AW-6063	90°	213	265	17,3	13,6	0,80
EN AW-6063	45°	215	265	18,1	14,2	0,81

Um die leichtere Vergleichbarkeit der ermittelten Werte zu gewährleisten, erfolgte die grafische Darstellung der Werte in der Abbildung 4-6. Die erhaltenen mechanischen Kenngrößen sind von der Geometrie abhängig, da sie aber stets ähnliche Trends aufweisen,

wird im nachfolgenden Diagramm nur auf die Orientierung 90 ° zur Walzrichtung eingegangen.

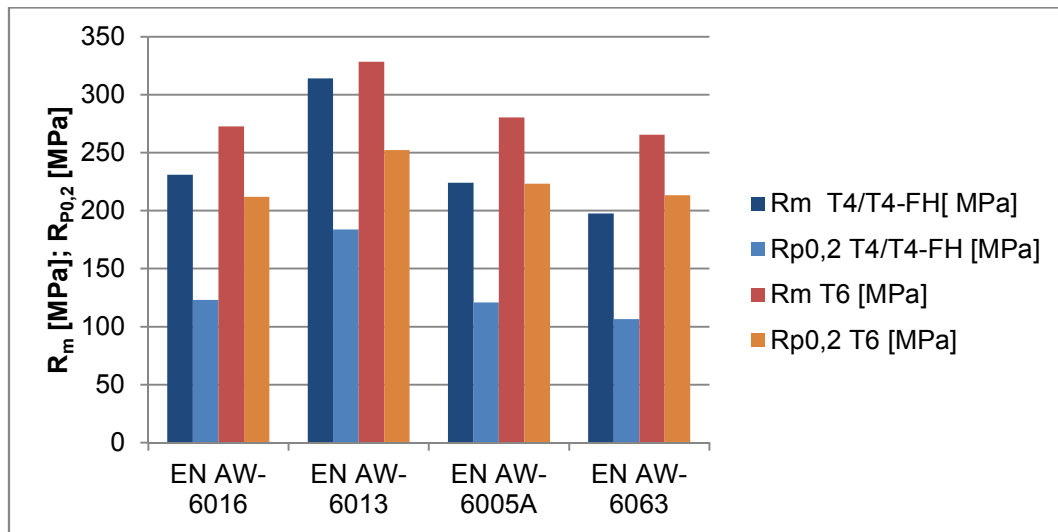


Abbildung 4-6: Zugfestigkeit und Dehngrenze im Zustand T4 versus T6 2 %VD+185°C/20 min bei einer Orientierung von 90 °

Die maximalen Werte der Zugfestigkeit und Dehngrenze erreicht die Legierung EN AW-6013. Dies könnte auf die große Anzahl an Mg_2Si -Ausscheidungen sowie den hohen Eisen-, Mangan- und Kupfer-Gehalt zurückgeführt werden. Der hohe Anteil an Mg_2Si -Phasen wäre durch den Magnesium-Überschuss erklärbar. Eisen bildet harte $AlFeSi$ -Phasen sowie mit Mangan Dispersoide. Kupfer bewirkt die Bildung kleinere Ausscheidungspartikel. All diese Phänomene führen zu einer Behinderung der Versetzungsbewegung, folglich zu einer Festigkeitssteigerung. Für eine sicherere Aussage sind jedoch weitere Untersuchungen der Legierungen nötig.

In den folgenden Diagrammen (siehe Abbildung 4-7) sind die Ergebnisse der Bruch- und Gleichmaßdehnung im Zustand T4 dargestellt. Auf den Einfluss des Wärmebehandlungszustandes T6 auf die Gleich- und Bruchdehnung wird hier nicht eingegangen.

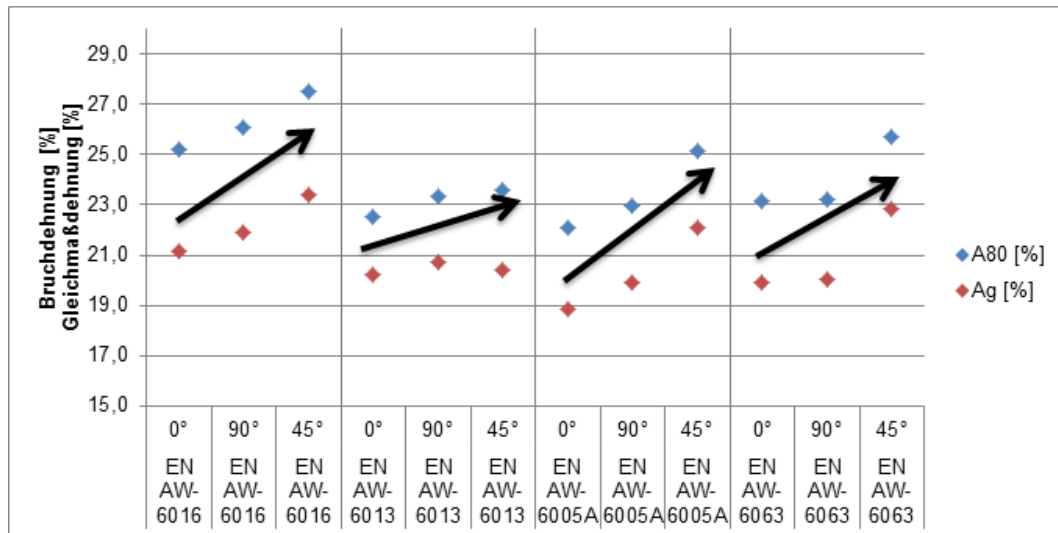


Abbildung 4-7: Grafische Darstellung der Bruch- und Gleichmaßdehnung der untersuchten Werkstoffe in Abhängigkeit der Orientierung

Die Pfeile in Abbildung 4-7 stellen den Trend der Dehnbarkeit in Abhängigkeit zur Orientierung dar. In Walzrichtung kann, bedingt durch die hohe Festigkeit, die Probe während der Verformung die geringste Dehnung aufnehmen. Die Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung ist 45° zur Walzrichtung auf Grund der Textur des Bleches am größten. Die primären Ausscheidungen der AlFeSi-Phasen sind in Walzrichtung angeordnet. Bei einer Zugbeanspruchung 45° zur Walzrichtung tritt somit die geringste Behinderung der Versetzungen durch die Ausscheidungen auf.

Einen zusammenfassenden Überblick von den mechanischen Eigenschaften der Legierungen und ihrer Abhängigkeit von Orientierung und Wärmebehandlungszustand wird in Abbildung 4-8 gegeben.

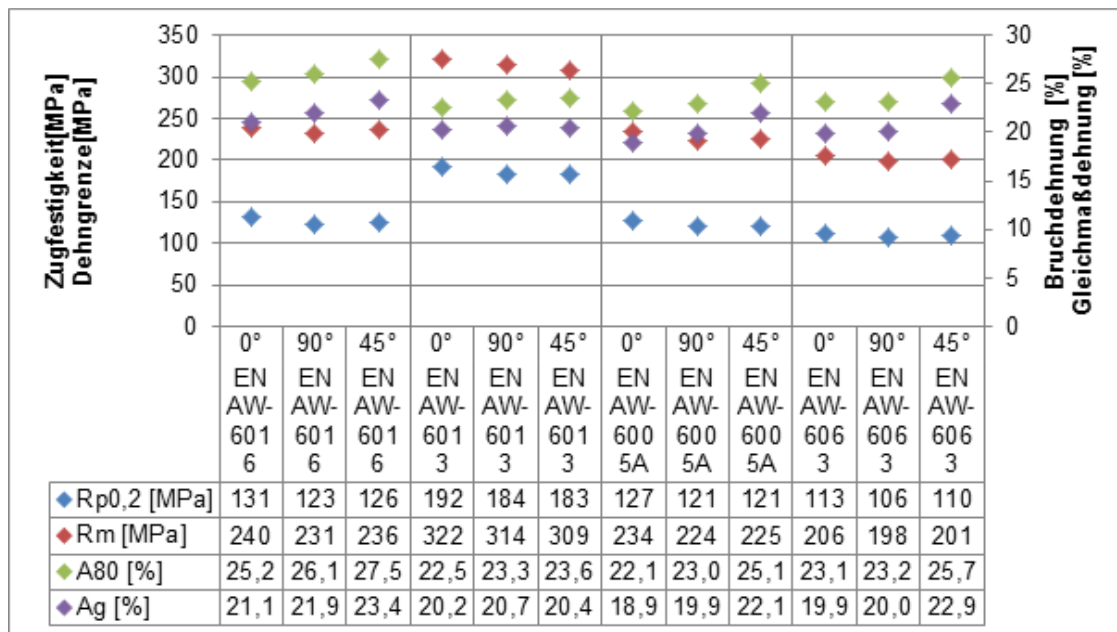


Abbildung 4-8: Abhängigkeit der mechanischen Kennwerte von der Orientierung im Zustand T4

Die Festigkeit der Legierungen im Wärmebehandlungszustand T6 ist höher als im Zustand T4-FH, was sich auf die vermehrte Ausscheidung der Mg₂Si-Phasen zurückführen lässt. In Walzrichtung erfuhr das Blech die stärkste Verformung, somit die größte Kaltverfestigung, welche das Zugfestigkeits- und Dehngrenzen-Maximum in Walzrichtung erklärt. Die Verformung durch das Walzen wirkt wie eine Vordehnung, es bilden sich streifenförmige Ausscheidungsbänder, die in Walzrichtung verlaufen. Es kommt zur Entstehung einer Vorzugsrichtung.

Die Bruch- und Gleichmaßdehnung ist bei der Legierung EN AW-6013 am geringsten und bei EN AW-6016 am größten. Die geringe Dehnbarkeit der Legierung EN AW-6013 resultiert aus ihrer hohen Festigkeit, welches sich, wie bereits zuvor erläutert, aus dem hohen Gehalt an Eisen, Kupfer, Mangan und Magnesium ergibt.

Während der Zugprüfung erfolgt die Aufzeichnung des Kraft-Weg-Verlaufes, aus welchem anschließend das Spannungs-Dehnungs-Diagramm erstellt werden kann.

Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung EN AW-6016 ist in Abbildung 4-9 für den Zustand T4-FH und T6 mit 2 % Vordehnung und zusätzlicher Erwärmung auf 185 °C für 20 Minuten dargestellt. Es zeigt, dass die Proben des Zustandes T6 eine höhere Zugfestigkeit aber eine geringere Bruchdehnung aufweisen. Des Weiteren ist zu sehen, dass bei einer Orientierung von 45 ° zur Walzrichtung die Bruchdehnung größer ist als bei einer Orientierung von 90 ° oder 0 °. Wie bereits erwähnt, ist dies darauf zurückzuführen, dass das Material in dieser Orientierung während des Walzens weniger Dehnung aufnehmen muss

und daher weniger Kaltverfestigung erfuh. Zusätzlich schneiden Versetzungen, die in dieser Orientierung wandern, weniger Ausscheidungen, welche ihre Bewegung behindern.

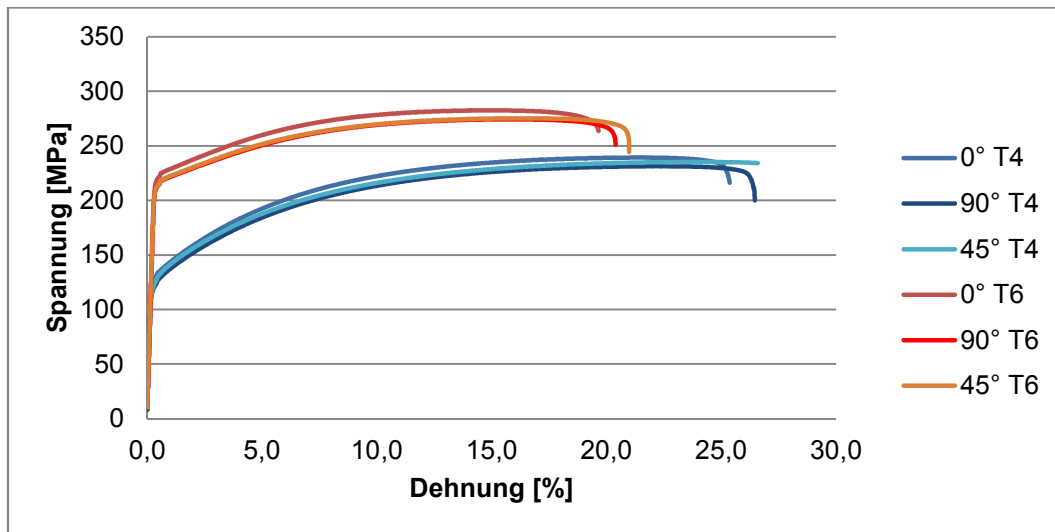


Abbildung 4-9: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung EN AW-6016 im Zustand T4-FH und T6 mit 2 % Vordehnung und Warmauslagerung bei 185 °C für 20 Minuten

Die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Legierung EN AW-6013 (siehe Abbildung 4-10) lassen eine wesentlich geringere Abhängigkeit vom Wärmebehandlungszustand erkennen. Der Grund dafür liegt darin, dass diese Legierung sich nicht im schnellaushärtenden Zustand befindet, somit ist die erreichbare Zugfestigkeitssteigerung durch die T6-Warmauslagerung geringer. Zusätzlich zeigt bei dieser Legierung die Orientierung einen geringeren Einfluss, ebenfalls ersichtlich aus der kleinen ebenen Anisotropie Δr . Die Walztextur wirkt positiv auf die Anisotropie, welche positiv durch den Kupfer-Gehalt beeinflusst wird.

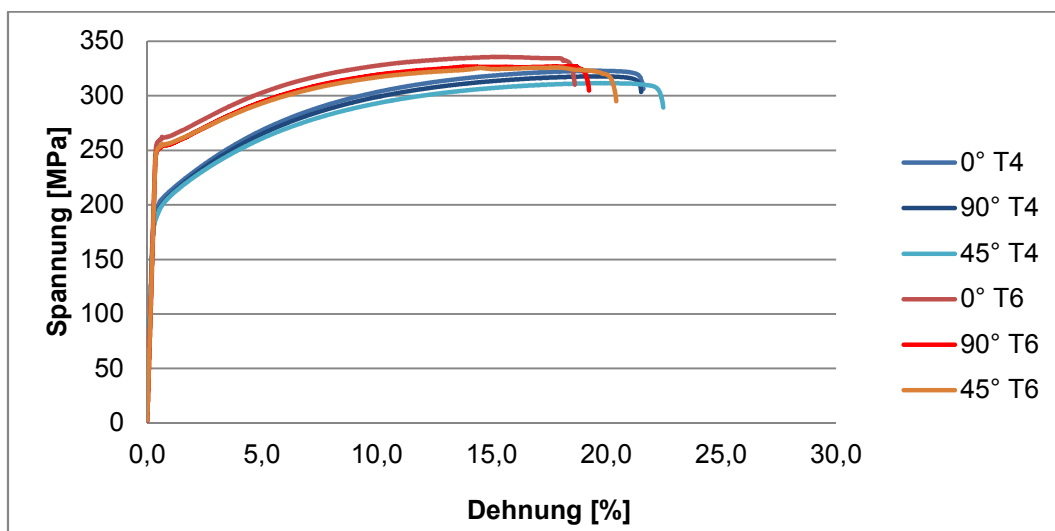


Abbildung 4-10: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Probe EN AW-6013 im Zustand T4 und T6 mit 2 % Vordehnung und Warmauslagerung bei 185 °C für 20 Minuten

Die Legierung EN AW-6005A (siehe Abbildung 4-11) weist eine verhältnismäßig große Festigkeit und Duktilität im Zustand T6 sowie eine gute Aushärtbarkeit auf. Der relativ hohe Mangan- und Eisen-Gehalt sowie der Si-Überschuss könnten die relativ hohe Festigkeit bei guter Duktilität erklären. Die Zugfestigkeit ist in Walzrichtung für beide untersuchten Wärmebehandlungszustände am größten und die Bruchdehnung am geringsten. Die maximale Bruchdehnung erreicht die Legierung bei einer Umformung in 45 ° zur Walzrichtung.

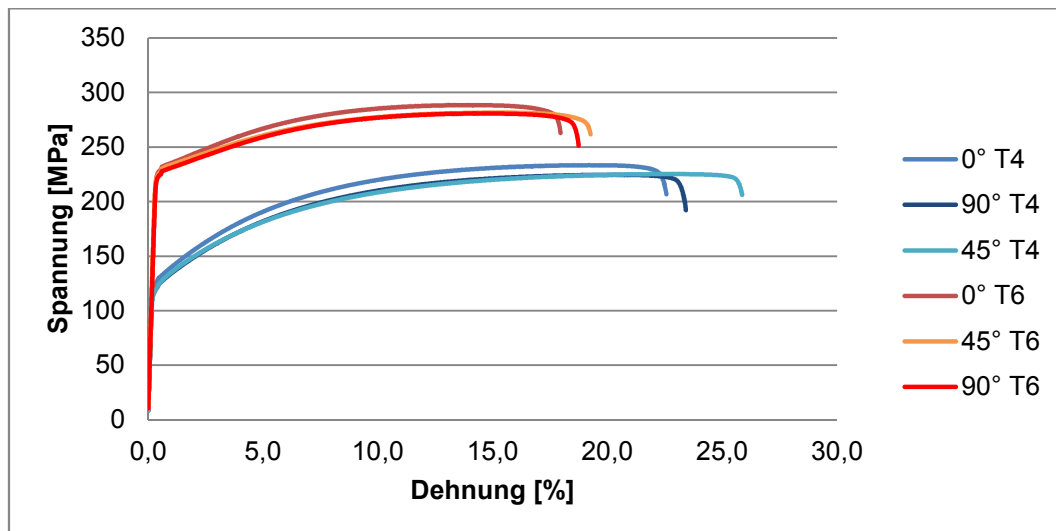


Abbildung 4-11: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Probe EN AW-6005A im Zustand T4(FH) und T6 mit 2 % Vordehnung und Warmauslagerung bei 185 °C für 20 Minuten

Die Zugfestigkeit der Probe EN AW-6063 (siehe Abbildung 4-12) variiert im Zustand T6 mit zweiprozentiger Vordehnung und Stabilisierungsglühung bei 185 °C für 20 min geringfügig mit der Orientierung. Die Steigerung der Zugfestigkeiten und die Verringerung der Bruchdehnung sind in dieser Legierung am stärksten. Zusätzlich weist sie im Zustand T6 die geringste Bruchdehnung, Gleichmaßdehnung, Dehngrenze und Zugfestigkeit auf. Auch in T4-FH liegt ihre Zugfestigkeit und Dehngrenze unter jener der anderen Materialien. Sie besitzt einen verhältnismäßig kleinen Silizium-Überschuss. Legierungen mit einem nahezu stöchiometrischen Verhältnis zwischen Silizium und Magnesium weisen eine geringere Festigkeit auf (siehe Kapitel 3.2.3.2). Auch der geringe Mangan- und Kupfer-Gehalt begünstigt eine niedrige Zugfestigkeit. Trotz der niedrigen Härte verhält sich das Material wenig duktil, dies könnte durch die grobe Mg_2Si -Phasen-Verteilung erklärbar sein, welche ebenfalls vom niedrigen Si-Überschuss herrührt.

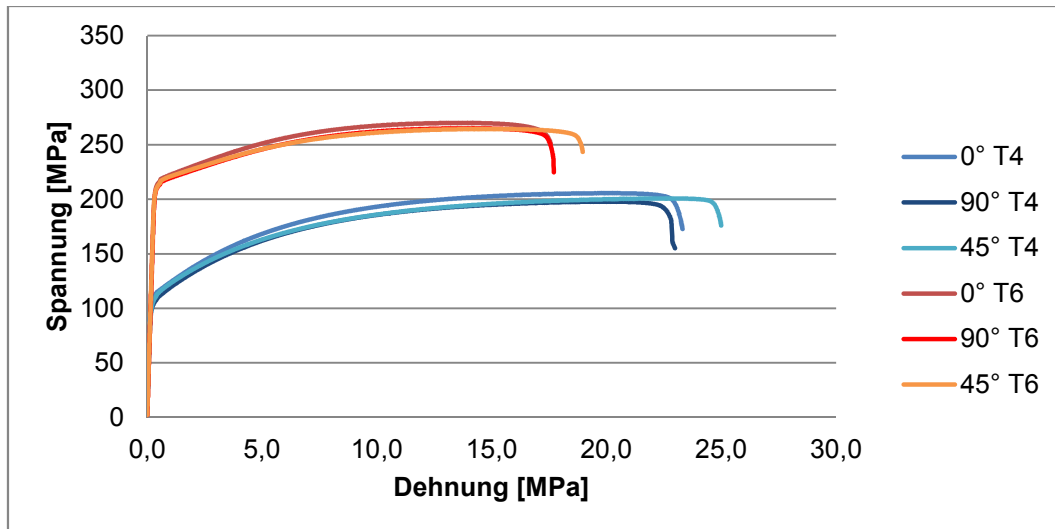


Abbildung 4-12: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Probe EN AW-6063 im Zustand T4 und T6 mit 2 % Vordehnung und Warmauslagerung bei 185 °C für 20 Minuten

4.3 Charakterisierung der Umformbarkeit mittels 3-Punktplättchenbiegeversuch

Der 3-Punktplättchenbiegeversuch gehört zu den technologischen Prüfverfahren und dient zur Simulation von einachsigen Umformungen. Mit Hilfe dieser Analysemethode erfolgt die Bestimmung des Biegewinkels, welcher Rückschluss auf das Umformvermögen eines Werkstoffes zulässt.

4.3.1 Versuchsdurchführung 3-Punktbiegeversuch

Der 3-Punktbiegeversuch (siehe Abbildung 4-13) wird an einer ZWICK/ROELL Z100 nach der Prüfnorm VDA 238-100 durchgeführt.



Abbildung 4-13: Werkzeugvorrichtung zur Durchführung des 3-Punktbiegeversuches
 Der Biegewinkel wird durch die Umrechnung des experimentell ermittelten Öffnungswinkels bestimmt (siehe 4-1).

$$\text{Biegewinkel}[^{\circ}] = 180 - \text{Öffnungswinkel}[^{\circ}] \quad (4-1)$$

Um das anisotrope Verhalten des Werkstoffes zu berücksichtigen, wurde der Versuch parallel (0°), quer (90°) und 45° zur Walzrichtung durchgeführt. Alle Versuche erfolgten dreimal, um statistisch aussagekräftige Ergebnisse zu erhalten.

4.3.2 Versuchsergebnisse des 3-Punktplättchenbiegeversuch

Die vollständige Auflistung der Versuchsergebnisse ist im Anhang 10.2 zu finden. Die gemittelten Werte des Biegeversuches sind in der Tabelle 4-5 aufgeführt.

Tabelle 4-5: Ergebnisse des Biegeversuches für den Zustand T4 und T4-FH

Legierungen	Öffnungswinkel [°]	Biegewinkel [°]
EN AW-6016 [0°]	25	155
EN AW-6016 [90°]	49	131
EN AW-6016 [45°]	28	152
EN AW-6013 [0°]	96	84
EN AW-6013 [90°]	97	83
EN AW-6013 [45°]	90	90
EN AW-6005A [0°]	23	157
EN AW-6005A [90°]	24	156
EN AW-6005A [45°]	22	158
EN AW-6063 [0°]	26	154
EN AW-6063 [90°]	27	153
EN AW-6063 [45°]	25	155

Tabelle 4-6: Ergebnisse des Biegeversuches für den Zustand T6 mit 2 % Vordehnung und Warmauslagerung bei 185 °C für 20 Minuten

Legierungen	Öffnungswinkel [°]	Biegewinkel [°]
EN AW-6016 [0°]	51	129
EN AW-6016[90°]	66	114
EN AW-6016 [45°]	60	120
EN AW-6013 [0°]	66	114
EN AW-6013 [90°]	67	113
EN AW-6013 [45°]	63	117
EN AW-6005A [0°]	23	157
EN AW-6005A [90°]	48	132
EN AW-6005A [45°]	41	139
EN AW-6063 [0°]	26	154
EN AW-6063 [90°]	55	125
EN AW-6063 [45°]	54	126

Die Ergebnisse des Biegewinkels sind von der Orientierung der Probe bezüglich der Walzrichtung abhängig, der Werkstoff kann 0° bzw. 45° zur Walzrichtung die größte Biegung aufnehmen. Alle Legierungen weisen jedoch in allen drei Richtungen dieselbe Tendenz bezüglich Biegewinkel-Maximum und -Minimum auf. Infolgedessen erfolgt die grafische Darstellung (siehe Abbildung 4-14) der Ergebnisse nur bei einer Orientierung in Walzrichtung.

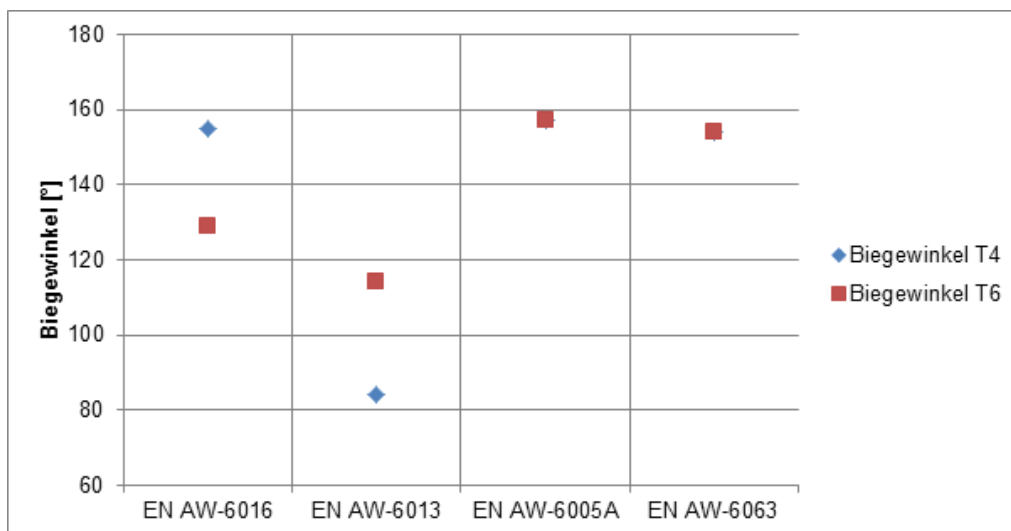


Abbildung 4-14: Biegewinkel in Walzrichtung im Wärmebehandlungszustand T4 und T6

Der größte Biegewinkel wird bei den Proben der Legierungen EN AW-6005A und EN AW-6063 erzielt. Der Abbildung 4-14 ist zu entnehmen, dass die Legierung EN AW-6016 im Zustand T4-FH einen größeren Biegewinkel aufweisen als im Zustand T6, wohingegen der Biegewinkel der Legierungen EN AW-6005A und EN AW-6063, im Wärmebehandlungszustand T4-FH und T6 gleich sind. Dies ist vermutlich auf das niedrige

Si/Mg-Verhältnis zurückzuführen, wodurch wenig Silizium zur Bildung von ausscheidungsverfestigenden AlFeSi-Phasen (mit Vorzugsrichtung 0°) vorliegt. Für eine genauere Analyse dieses Phänomens benötigt es weitere detaillierte Untersuchungen. Die Legierung EN AW-6013, welche sich nicht im schnellaushärtenden Zustand T4-FH befindet, erlangt im Wärmebehandlungszustand T6 einen höheren Biegewinkel als in T4. Dieses ist daraus abzuleiten, dass diese Legierung im Zustand T6 nur eine gering höhere beziehungsweise gleich hohe Zugfestigkeit in T6 wie in T4 erreicht hat. Die hohe Festigkeit dieses Werkstoffes ergibt sich aus der Vielzahl unterschiedlicher Legierungselemente (insbesondere auf den hohen Kupfer-Gehalt) und ihre unterschiedlichen Ausscheidungen (Al-Fe-Si und Al-Fe-Si-Mn). Sowohl die Abscheidung des Kupfers an den Korngrenzen als auch die großen intermetallischen Ausscheidungen verschlechtern die Umformeigenschaften. Im Zustand T6 tritt aufgrund der Kupfer-Ausscheidungen an den Korngrenzen vermehrt interkristalline Korrosion auf.

4.4 Charakterisierung der Umformbarkeit mittels Grenzformänderungsdiagramm

Das Grenzformänderungsdiagramm dient der Bewertung der Umformbarkeit metallischer Bleche. Es ermöglicht die Bestimmung von Prozessgrenzen (Einschnürung und Rissbildung) für die Blechumformung bei linearen Spannungszuständen.

4.4.1 Ermittlung des Grenzformänderungsdiagramms

Für jede Legierung kam es zur Erstellung eines Grenzformänderungsdiagrammes mit Hilfe der ERICHSEN Blechprüfmaschine. Die Bestimmung der Grenzformänderungskurven erfolgte unter Anwendung der Nakazima Methode nach der EN ISO 12004.

4.4.2 Grenzformänderungsdiagramme der untersuchten Legierungen

Eine Tabelle mit den ermittelten Haupt- und Nebenformänderungen aller untersuchten Legierungen und ihre FLC-Diagramme sind im Anhang 10.3 zu finden. In Abbildung 4-15 sind die Grenzformänderungsdiagramme der einzelnen Werkstoffe eingetragen.

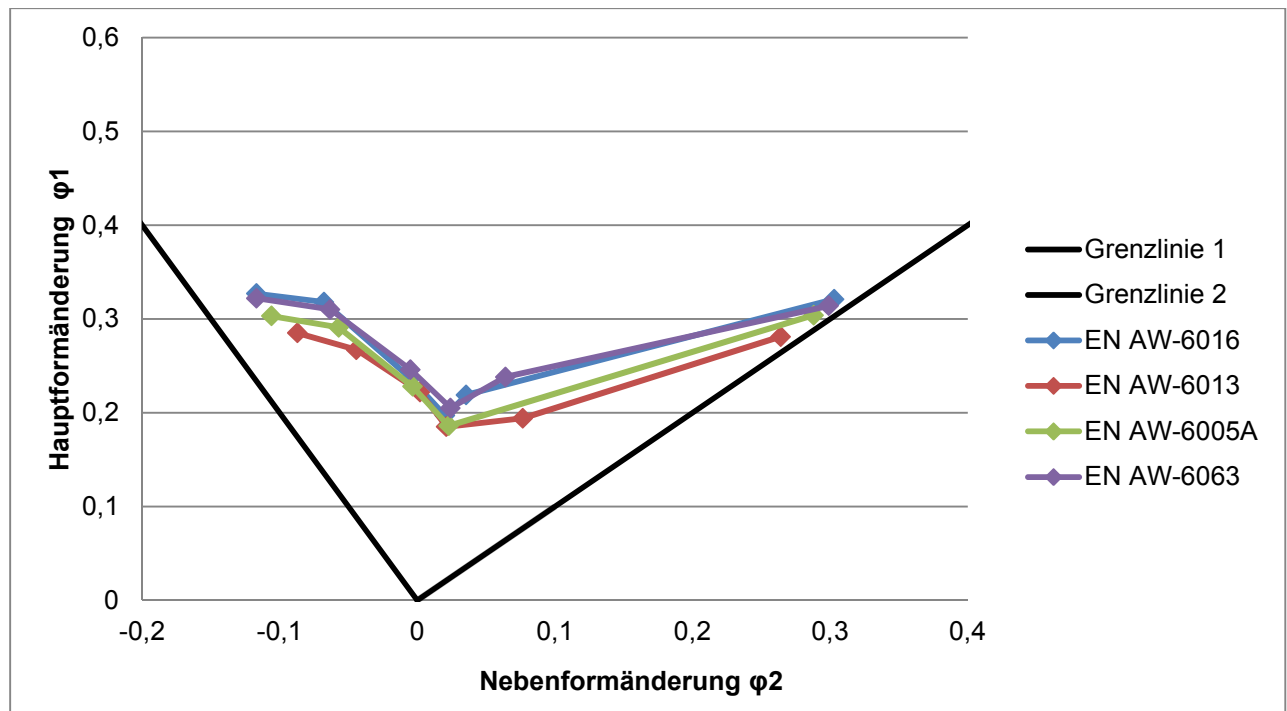


Abbildung 4-15: Darstellung des Grenzformänderungsdiagramms (FLC) für alle untersuchten Legierungen

Wie in der Abbildung 4-15 zu erkennen ist, liegt die Grenzformänderungslinie der Legierung EN AW-6013 tiefer als die anderen. Dies bedeutet, dass diese Bleche weniger Formänderung aufnehmen können bis es zur Bildung der ersten Einschnürungen kommt. Begründen lässt sich ihr Verhalten mit ihrem erhöhten Kupfer- und Mg_2Si -Gehalt und dessen festigkeitssteigernden Wirkung. Die Zugfestigkeit dieser Legierung ist am höchsten und die Bruchdehnung sowie die Gleichmaßdehnung am geringsten, trotzdem liegt ihre Grenzformänderungskurve aufgrund ihrer niedrigen ebenen Anisotropie fast so hoch wie jene der wesentlich duktileren EN AW-6005A. Die Grenzformänderungskurven der Werkstoffe EN AW-6016 und EN AW-6063 sind beinahe ident, welches auf ihre verhältnismäßig ähnlich Legierungszusammensetzung zurückzuführen ist. Die höchste Grenzformänderungskurve weist das Material EN AW-6063 auf, dieser Werkstoff besitzt auch eine relativ niedrige Festigkeit.

4.5 Charakterisierung der Umformbarkeit mittels Lochaufweitungsversuch

Der Lochaufweitungsversuch ist entwickelt worden, um das Versagen von Blechen während der Aufweitung von Löchern zu bewerten. Die experimentelle Durchführung erfolgte an der ERICHSEN Blechprüfmaschine laut Norm ISO 16630 aus dem Jahr 2009.

Für diesen Versuch stand ein Stanzwerkzeug mit 10 mm Durchmesser und ein kegelförmiger Dorn zur Aufweitung des gestanzten Loches zur Verfügung. Die Risserkennung konnte wahlweise optisch oder computerunterstützt stattfinden.

4.5.1 Versuchsdurchführung und Ermittlung der Versuchsparameter

Da die Durchführung des Lochaufweitungsversuches mittels der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Blechprüfmaschine nicht aus der Norm erschließbar ist, folgt eine kurze Erläuterung Versuchsdurchführung.

Zum Stanzen der Löcher mittels des bereitgestellten Stanzwerkzeuges mit einem Durchmesser von 10 mm haben sich Blechstreifen bewährt, auf denen vier bis fünf Proben mit der Seitenlänge von je 100 mm angeordnet sind. Um die Zentrierung zu erleichtern, werden auf ihnen die Flächendiagonalen aufgetragen. In Abbildung 4-16 ist die Probengeometrie vor dem Stanzen dargestellt.

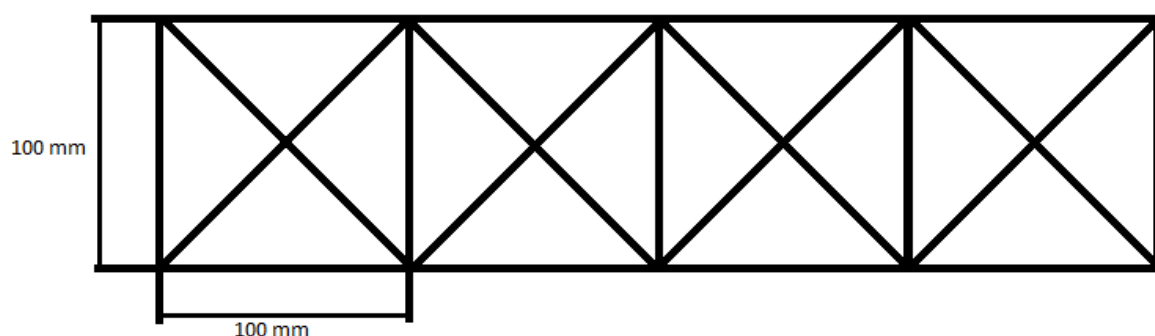


Abbildung 4-16: Darstellung der Geometrie von der zu stanzenden Probe

Der Stanzvorgang erfolgte anschließend mittels der ERICHSEN-Blechprüfmaschine und dem integrierten Stanzwerkzeug. Nach Umbau der Prüfmaschine wurden die Proben erst durch das Anheben des Dorns zentriert und anschließend, nach dem Aufbringen der Niederhalterkraft, bis zur Bildung des ersten Risses verformt. Wie bereits erwähnt, kann die Risserkennung mittels der Blechprüfmaschine oder visuell stattfinden. Das

Computerprogramm beziehungsweise der Prüfer übernehmen die Aufgabe, den Stempel bei der ersten Rissbildung zu stoppen. Hierbei hat sich herausgestellt, dass die Risserkennung mittels der ERICHSEN-Blechprüfmaschine oft inkorrekt war. Das Stoppen des Stempels fand vor der ersten oder zu lange nach der ersten Rissbildung statt. Nur bei der spröden EN AW-6013-Legierungen war die Risserkennung des Programmes korrekt. Für alle anderen Werkstoffe hat sich die visuelle Risserkennung als genauer herausgestellt. Mit Rücksicht auf die menschliche Reaktionsgeschwindigkeit bewährte sich in diesem Fall eine verhältnismäßig langsame Stempelgeschwindigkeit von 30 mm/min. Anschließend fand die sechsmalige Messung des aufgewerteten Loches an unterschiedlichen Positionen mittels einer digitalen Schublehre und die Bildung des Mittelwertes der Ergebnisse statt.

Die Stempelgeschwindigkeit hat keinen Einfluss auf das Versuchsergebnis, doch darf sie bei visueller Risserkennung nicht zu groß gewählt werden, da sonst die Entstehung des ersten Risses übersehen wird. Die Niederhalterkraft während des Stanzens betrug 50 kN und während des Aufweitens 60 kN. Die Kraft ist so hoch zu wählen, dass ein Nachfließen unterbunden wird. Ansonsten hat auch die Niederhalterkraft keinen Einfluss auf die erreichten Versuchsergebnisse. Nur Proben, welche nach dem Versuch einen einzigen Riss aufweisen, sind laut Norm ISO 16630 gültig (siehe Abbildung 4-17).

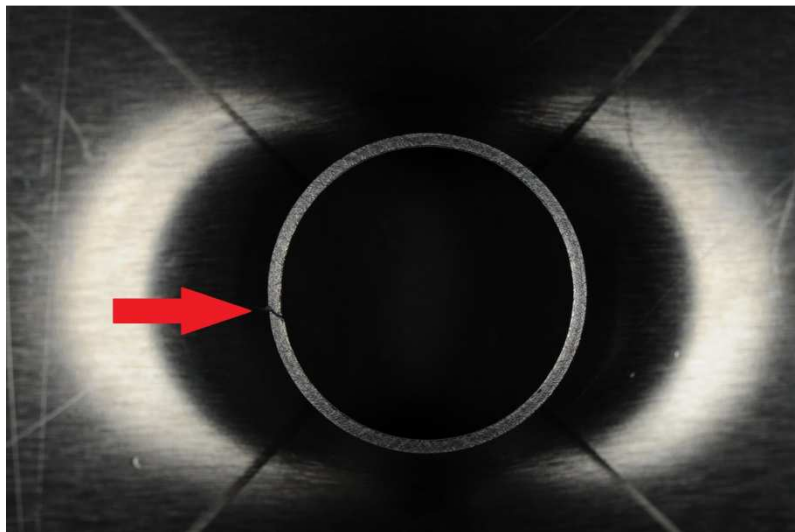


Abbildung 4-17: Gültige Probe nach dem Lochaufweitungsversuch mit nur einem Riss

4.5.2 Versuchsergebnisse des Lochaufweitungsversuches

Aus den sechs abgemessenen Diagonalen des Loches wurde der Mittelwert, wie in Kapitel 3.3.3 beschrieben, bestimmt.

Eine vollständige Auflistung der ermittelten Ergebnisse sind im Anhang 0 zu finden, die Zusammenfassung ist der Tabelle 4-7 zu entnehmen.

Tabelle 4-7: Zusammenfassung der Lochaufweitungsversuche

Legierung	gemittelte lim. Lochaufweitung [%]
EN AW-6016	53,02
EN AW-6013	41,56
EN AW-6005A	56,71
EN AW-6063	52,30

Um einen besseren Überblick von den ermittelten Ergebnisse zu erhalten, sind diese in Abbildung 4-18 dargestellt.

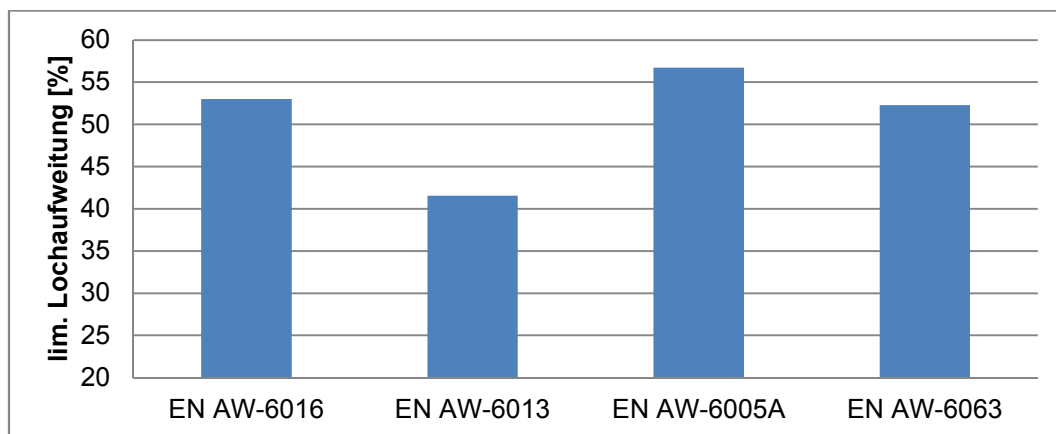


Abbildung 4-18: Die Ergebnisse des Lochaufweitungsversuches

Alle Legierungen, außer EN AW-6013, erreichen eine limitierende Lochaufweitungsrates von über 50 %. Die beste Kantenrissempfindlichkeit weist die Legierung EN AW-6005A mit einer Aufweitungsrates von 57 % auf, wohingegen der Werkstoff EN AW-6013 mit zirka 42 % das schlechteste Ergebnis erzielte. Begründbar ist dies durch seine höhere Festigkeit und zusätzlich durch seine kupferreichen Ausscheidungen an den Korngrenzen, welche Risse induzieren, die zu einer frühzeitigen Rissbildung während der Aufweitung führen können.

4.6 Charakterisierung der Umformbarkeit mittels Tiefziehversuch mit einer Kreuzform

Der Tiefziehversuch mittels einer Kreuzform gibt Auskunft von der mehrachsigen Umformbarkeit von Blechen und findet häufig in der Automobilindustrie Anwendung. Bei diesem Prüfverfahren werden Blechenden mittels Niederhalterkraft eingespannt und durch einen kreuzförmigen Stempel verformt (siehe Abbildung 4-19). Die Niederhalterkraft verhindert das Nachfließen des Werkstoffes, was somit eine Blechdickenabnahme zur Folge hat ^[45].



Abbildung 4-19: Probe, die im Moment der Bildaufnahme von unten durch den kreuzförmigen Stempel verformt wird

4.6.1 Versuchsdurchführung des Tiefziehversuches

Die Versuche fanden unter Luft-Atmosphäre und bei einer Raumtemperatur von 25 °C statt. Die Ermittlung der Versuchsparameter erfolgte mit Hilfe der Steuerung an der Blechprüfmaschine. Für die Steuerung der finalen Versuche fand hingegen das von der Firma ERICHSON zur Verfügung gestellte Computerprogramm "MES 3.35 AMAG" Anwendung. Es ermöglicht die genaue Einstellung der Niederhalterkraft, Ziehgeschwindigkeit und die Aufzeichnung des Ziehweges gegen die Ziehkraft. Die Niederhalterkraft wird während des Versuches stets durch das Programm nachreguliert, wodurch die Schwankungen der Niederhalterkraft, welche bei der Versuchsdurchführung direkt an der Blechprüfmaschine auftreten, ausbleiben.

4.6.1.1 Probengeometrie

Die Wahl der Probengeometrie wurde vor allem durch die ERICHSEN-Blechprüfmaschine beschränkt. Sie ist abhängig von der Form des Probenraumes, der Form des Stempels und der Form des Niederhalters. Die Auswahl der Geometrie (siehe Abbildung 4-20) erfolgte unter Berücksichtigung der Untersuchungen und Simulationsergebnisse des Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH.

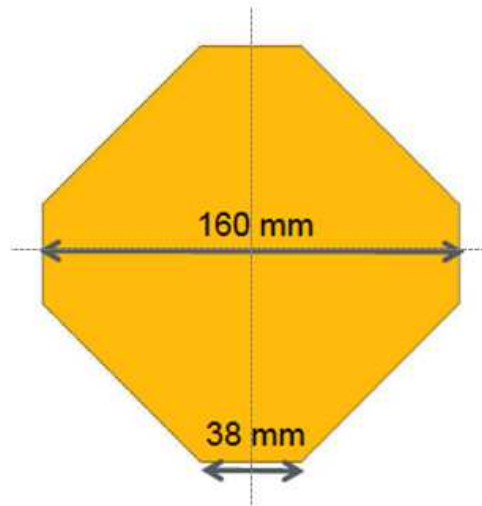


Abbildung 4-20: Die anhand der Simulationsergebnisse ermittelte Probengeometrie für den Tiefungsversuch mittels einer Kreuzform

4.6.1.2 Versuchsparameter

Dieses Prüfverfahren ist nicht genormt, daher liegen keine Angaben über die Versuchsbedingungen vor. Im Rahmen dieser Arbeit werden materialspezifische Versuchsparameter ermittelt, mit welchen die maximale Ziehtiefe einer Legierung erreicht wird. Um die Vergleichbarkeit und Reproduzierbarkeit dieses Versuches zu gewährleisten, sind für die finalen Untersuchungen für alle Proben dieselben Versuchsparameter zu verwenden. Die schlussendlich festgelegten Versuchsparameter stellen einen Kompromiss aus den legierungsspezifisch idealen Versuchsparametern dar, welche wie folgt angeführt sind:

Niederhalterkraft

Die Niederhalterkraft wird über den Niederhalter, im Tiefziehwerkzeug, auf das Blech aufgebracht. Sie muss so gewählt werden, dass es zu keiner Faltenbildung und nicht zum Nachfließen des Materials kommt. Zu beachten ist, dass eine zu hohe Niederhalterkraft eine frühzeitige Rissbildung zur Folge hat. Aus diesem Grund stellt die Wahl der Niederhalterkraft einen Kompromiss aus Faltenbildung (siehe Abbildung 4-21) und maximaler Ziehtiefe dar.

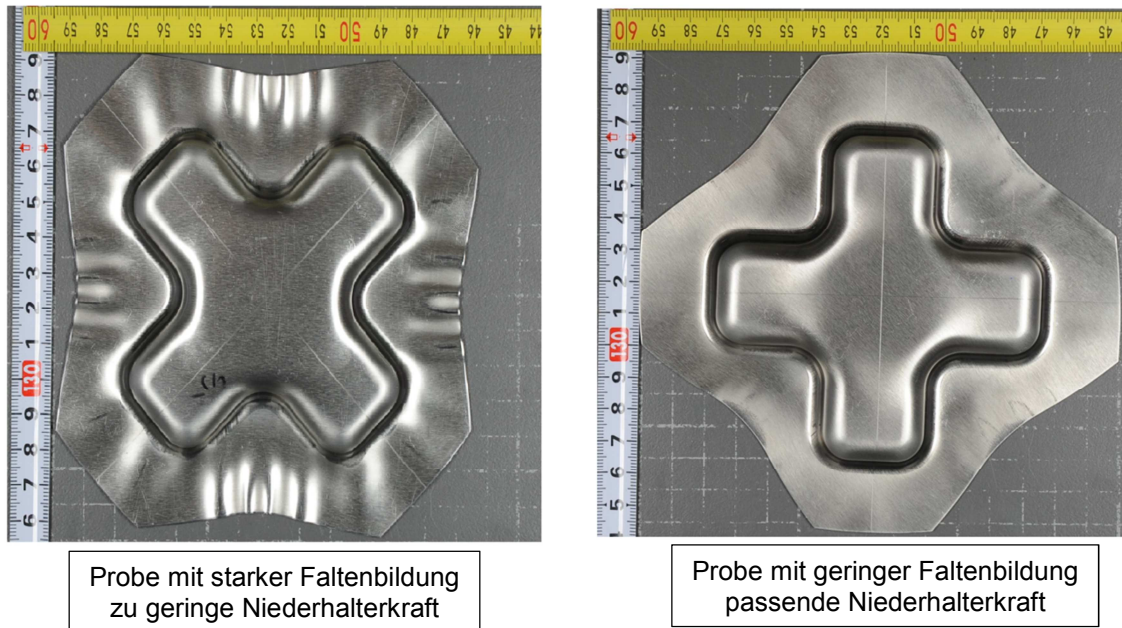


Abbildung 4-21: Vergleich einer Probe mit starker und geringer Faltenbildung

Die direkt an der ERICHSEN-Blechprüfmaschine eingestellte Niederhalterkraft weicht sehr stark von der tatsächlich während des Versuches wirkende Niederhalterkraft ab. Die eingestellte und die während des Experimentes wirkende Kraft schwankt im Bereich bis zu 0,5 kN. Die eingestellte Niederhalterkraft wird in der Tabelle als „FN soll“ und die nach dem Start des Versuches angezeigte Niederhalterkraft als „FN ist“ bezeichnet. Während des Versuches wird von der ERICHSEN-Blechprüfmaschine der Stempelweg gemessen. Um die Ziehtiefe zu ermitteln, wird von diesem Weg der Leerlauf des Stempels, welcher 9,2 mm beträgt, abgezogen. Eine vollständige Auflistung der experimentell ermittelten Ergebnisse sind im Anhang 10.5.1 und eine Zusammenfassung in Tabelle 4-8 zu finden.

Tabelle 4-8: Zusammenfassung des Einflusses der Niederhalterkraft auf die maximal erreichbare Ziehtiefe

Legierungen	FN soll [kN]	FN ist [kN]	v [mm/min]	Orientierung [°]	Schmiermittel [-]	Stempelweg [mm]	Ziehtiefe [mm]
EN AW-6016	3,0	2,80	15	45	Vaseline	29,13	19,93
EN AW-6016	3,5	3,38	15	45	Vaseline	28,73	19,53
EN AW-6016	4,0	4,18	15	45	Vaseline	28,95	19,75
EN AW-6013	6,0	6,17	15	45	Vaseline	24,60	15,40
EN AW-6013	6,5	5,40	15	45	Vaseline	24,53	15,33
EN AW-6013	7,0	6,93	15	45	Vaseline	24,57	15,37
EN AW-6005A	3,0	2,73	15	45	Vaseline	29,30	20,10
EN AW-6005A	3,5	3,75	15	45	Vaseline	28,75	19,55
EN AW-6005A	4,0	3,87	15	45	Vaseline	29,00	19,80
EN AW-6063	3,0	3,10	15	45	Vaseline	29,30	20,10
EN AW-6063	3,5	3,10	15	45	Vaseline	26,93	17,73
EN AW-6063	4,0	3,97	15	45	Vaseline	26,33	17,13

Die experimentell ermittelten Ergebnisse sind in der Abbildung 4-22 grafisch dargestellt.

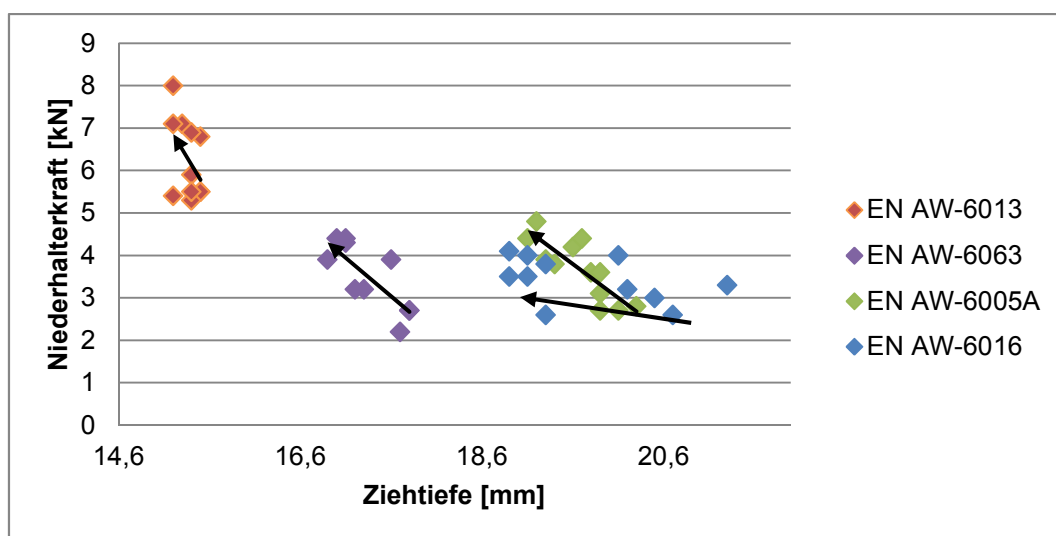


Abbildung 4-22: Einfluss der Niederhalterkraft auf die maximal erreichbare Ziehtiefe

Die Trendlinie zeigt, dass eine Erhöhung der Niederhalterkräfte eine Senkung der maximal erreichbaren Ziehtiefe zur Folge hat. Wird jedoch die Niederhalterkraft zu gering gewählt, kommt es während des Versuches zur Bildung von Falten. Der Einfluss der Niederhalterkraft ist bei der Legierung EN AW-6013 weniger stark als bei den anderen. Dies ist auf die vergleichsweise hohe Festigkeit zurückzuführen. Bei der Bestimmung der optimalen Niederhalterkraft muss stets ein Kompromiss zwischen der maximalen Ziehtiefe und der Faltenbildung gefunden werden. Für die finalen Versuche fand daher eine Niederhalterkraft von 3,5 kN und 5 kN Anwendung.

Ziehgeschwindigkeit

Um die optimale Ziehgeschwindigkeit zu ermitteln, wurden für alle Legierungen Versuche mit einer Stempelgeschwindigkeit von 15 mm/min und 30 mm/min durchgeführt. An den Legierungen EN AW-6016 und EN AW-6005A erfolgte eine genauere Analyse der Auswirkung der Tiefziehgeschwindigkeit auf die erreichbare Tiefziehbarkeit durch eine zusätzlich Versuchsreihe mit einer Ziehgeschwindigkeit von 23 mm/min. Die Einschränkung der zu untersuchenden Stempelgeschwindigkeiten auf den Bereich 15 mm/min bis 30 mm/min fand bereits in Vorexperimenten statt. Da das Tiefziehen mit einer Kreuzform in Zukunft zu den Standardverfahren zählen soll, ist eine Stempelgeschwindigkeit unter 15 mm/min aufgrund von zeitlicher Beschränkung nicht sinnvoll. Die ermittelten Ergebnisse des Tiefziehversuches mit einer Kreuzform sind in Tabelle 4-9 aufgelistet und zur besseren Veranschaulichung in Abbildung 4-23 abgebildet.

Tabelle 4-9: Einfluss unterschiedlicher Stempelgeschwindigkeiten auf die maximale Tiefziehbarkeit

Legierungen	FN soll [kN]	FN ist [kN]	v [mm/min]	Orientierung [°]	Schmiermittel	Stempelweg [mm]	Ziehtiefe [mm]
EN AW-6016	3,5	3,50	15	45	Vaseline	29,93	20,73
EN AW-6016	3,5	3,27	23	45	Vaseline	29,10	19,90
EN AW-6016	3,5	3,87	30	45	Vaseline	27,43	18,23
EN AW-6013	7,0	6,93	15	45	Vaseline	26,93	17,73
EN AW-6013	7,0	7,83	30	45	Vaseline	24,10	14,90
EN AW-6005A	4,0	3,87	15	45	Vaseline	29,00	19,80
EN AW-6005A	4,0	3,40	23	45	Vaseline	28,70	19,50
EN AW-6005A	4,0	3,77	30	45	Vaseline	28,60	19,40
EN AW-6063	3,5	3,10	15	45	Vaseline	26,93	17,73
EN AW-6063	3,5	3,83	30	45	Vaseline	26,33	17,13

In Abbildung 4-23 sind zusätzlich zu den experimentell ermittelten Ziehtiefen auch die linearen Trendlinien für jede Legierung eingezeichnet.

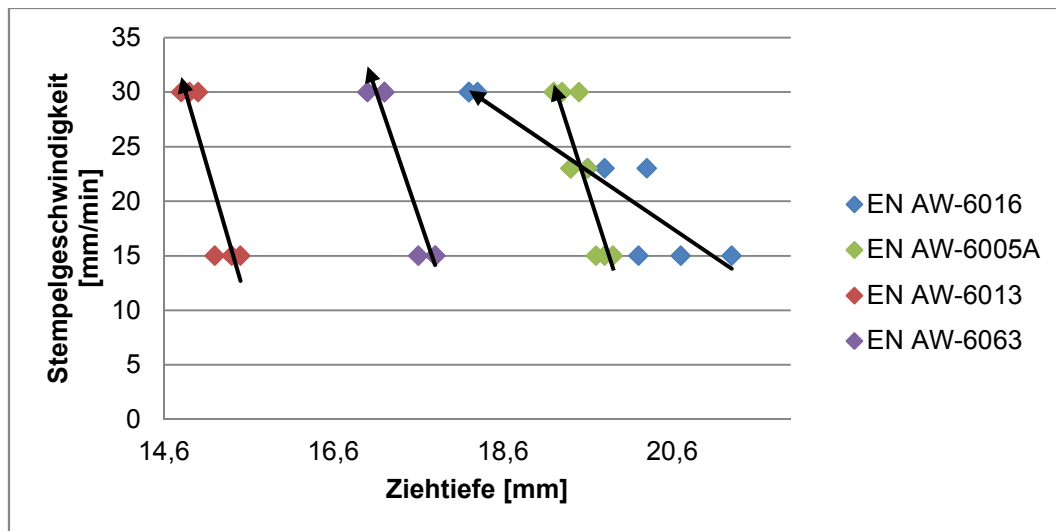


Abbildung 4-23: Einfluss der Ziehgeschwindigkeit auf die maximal erreichbare Ziehtiefe

Die Legierung EN AW-6016 weist eine starke Streuung auf, welche vermutlich auf den hohen n-Wert und den Silizium-Ausscheidungen an den Korngrenzen zurückzuführen ist. Es ist festzustellen, dass bei allen Legierungen mit steigender Stempelgeschwindigkeit die erzielbare Ziehtiefe abnimmt. Dieses Ergebnis resultiert daraus, dass das Material bei einer schnelleren Ziehgeschwindigkeit weniger Zeit hat, sich zu verformen und demzufolge auch weniger Zeit, sich zu verfestigen, woraus folgt, dass der Werkstoff schneller einschnürt. Auch kann es durch das schnelle Auftreffen des Stempels auf das Blech zu einer Verfestigung des Bodens kommen. Aufgrund der größeren Ziehtiefen fiel die Wahl für die finalen Versuche auf eine Stempelgeschwindigkeit von 15 mm/min.

Orientierung

Einen weiteren zu beachtenden Versuchsparameter stellt die Orientierung dar. Die Proben können entweder so aus den Blechen geschnitten werden, dass die Walzrichtung zwischen den Armen der Kreuzform (45° zur Walzrichtung) oder über einen Arm des Kreuzes (90° bzw. in Walzrichtung) verlaufen (siehe Abbildung 4-24). Die schwarzen Pfeile in der Abbildung 4-24 symbolisieren die Walzrichtung.

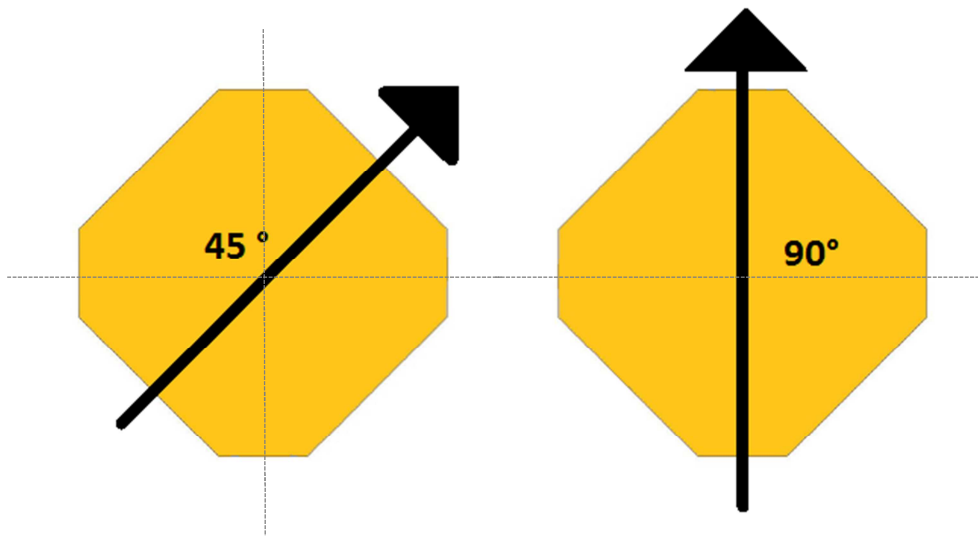


Abbildung 4-24: Probe mit der Orientierung 45° und 90° zur Walzrichtung

Die vollständigen ermittelten Werte sind im Anhang 10.5.3 und eine Zusammenfassung in der Tabelle 4-10 aufgelistet.

Tabelle 4-10: Einfluss der Orientierung auf die maximal erreichbare Tiefziehbarkeit

Legierungen	FN soll [kN]	FN ist [kN]	v [mm/min]	Orientierung [°]	Schmier- mittel [-]	Stempel- weg [mm]	Zieh- tiefe [mm]
EN AW-6016	3,5	3,5	15	45	Vaseline	29,93	20,73
EN AW-6016	3,5	3,8	15	90	Vaseline	28,50	19,30
EN AW-6013	7,0	6,9	15	45	Vaseline	26,93	17,73
EN AW-6013	7,0	7,3	15	90	Vaseline	24,30	15,10
EN AW-6005A	4,0	3,9	15	45	Vaseline	29,00	19,80
EN AW-6005A	4,0	4,2	15	90	Vaseline	27,97	18,77
EN AW-6063	3,5	3,1	15	45	Vaseline	26,93	17,73
EN AW-6063	3,5	3,6	15	90	Vaseline	25,73	16,53

Um den Einfluss der Orientierung der Proben zur Walzrichtung besser veranschaulichen zu können, sind die Ergebnisse des Tiefziehversuches in Abbildung 4-25 grafisch dargestellt.

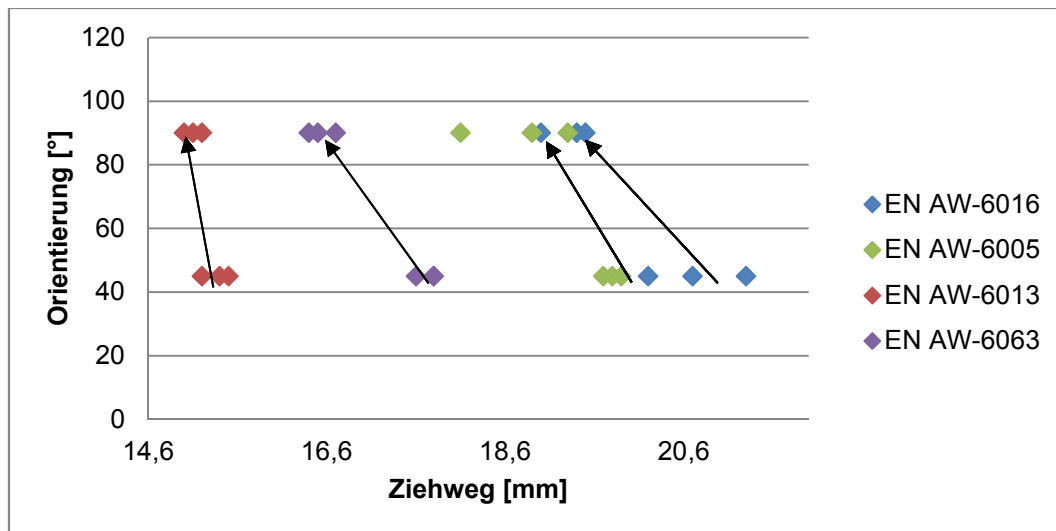


Abbildung 4-25: Einfluss der Orientierung auf die maximal erreichbare Tiefziehbarkeit

Weist die Probe eine 90° -Orientierung auf, so verringert sich die erzielbare Ziehtiefe in den Fällen der Legierungen EN AW-6016, EN AW-6005A und EN AW-6063 immens. Dies ergibt sich daraus, dass ihre r -Werte (senkrechte Anisotropie) stark von der jeweiligen Orientierung abhängen. Dahingegen wirkt sich eine Änderung der Orientierung bei den Proben des Werkstoffes EN AW-6013 wenig auf die Ziehtiefe aus. Die Legierung verhält sich annähernd isotrop, welches durch die geringe Abweichung der ermittelte r -Wert mit der Orientierung belegt ist. Die Wahl für die verwendete Orientierung während der finalen Versuche fiel daher auf 45° .

4.6.2 Versuchsergebnis Tiefziehversuch

Die Auswahl der Versuchsparameter für die finalen Versuche waren ein Kompromiss aus der maximalen Ziehtiefe und Faltenbildung. Für alle Legierungen wirkten sich die langsamere Ziehgeschwindigkeit von 15 mm/min und eine Orientierung von 45° positiv auf die erreichbare Ziehtiefe aus. Es wurden auch bei allen Legierungen die besten Ergebnisse mit dem Schmiermittel Vaseline erreicht. Die Wahl einer Niederhalterkraft, welche für alle Legierungen ein bestmögliches Ergebnis bewirkt, war hingegen schwierig, da für jede Legierung eine andere Niederhalterkraft die optimale Umformbarkeit bewirkte. Als Konsequenz daraus erfolgte die Durchführung der finalen Tiefziehversuche sowohl mit einer Niederhalterkraft von 3,5 kN als auch mit 5 kN.

Die errechneten Mittelwerte der Ziehtiefen mittels einer Kreuzform bei einer Niederhalterkraft von 3,5 kN und 5 kN sind in Tabelle 4-11 aufgelistet.

Tabelle 4-11: Zusammenfassung der Ergebnisse des finalen Durchlaufes des Tiefziehversuches mittels einer Kreuzform bei einer Niederhalterkraft von 5 kN und 3,5 kN

Legierung	Niederhalterkraft [kN]	gemittelte Ziehtiefe [mm]
EN AW-6016	5,0	16,93
EN AW-6013	5,0	15,15
EN AW-6005A	5,0	17,40
EN AW-6063	5,0	17,80
EN AW-6016	3,5	18,23
EN AW-6013	3,5	15,33
EN AW-6005A	3,5	18,37
EN AW-6063	3,5	17,87

Eine vollständige Aufstellung der Messwerte sind dem Anhang 10.5.4 zu entnehmen. Der Tiefziehweg der Legierungen im Wärmebehandlungszustand T4, T4-FH und T6 sind in Abbildung 4-26 dargestellt.

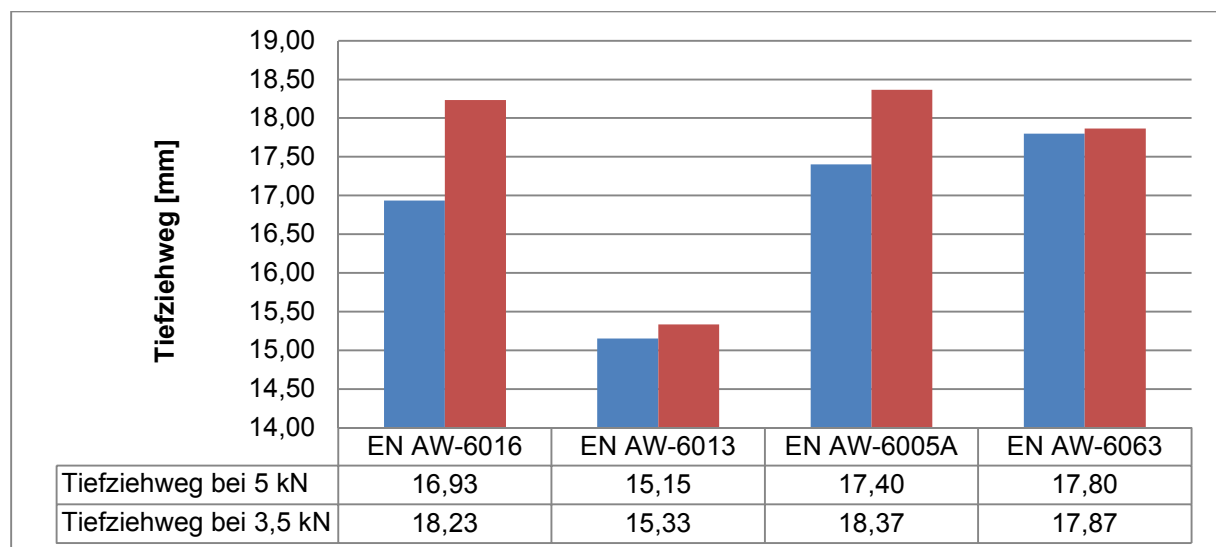


Abbildung 4-26: Ziehweg aller Legierungen bei einer Niederhalterkraft von 3,5 kN und 5 kN

Aus der Abbildung 4-26 ist zu erkennen, dass bei einer Niederhalterkraft von 3,5 kN alle Legierungen den größten Ziehweg aufweisen. Die Auswahl der Niederhalterkraft hatte auf die Legierung EN AW-6063, aufgrund ihrer geringen Festigkeit, welche aus dem niedrigen Legierungsgehalt resultiert, wenig Einfluss.

Die Proben der Zusammensetzung EN AW-6013 haben den geringsten Ziehweg erreicht. Dies war aufgrund ihrer hohen Festigkeit und der geringen Bruchdehnung, welche auf den Kupfer-Gehalt zurückzuführen ist, zu erwarten.

Mit Hilfe des Computerprogrammes wird auch der Verlauf der Ziehkraft gegen den Ziehweg aufgezeichnet, welcher in Abbildung 4-27 und in Abbildung 4-28 für alle Legierungen dargestellt ist.

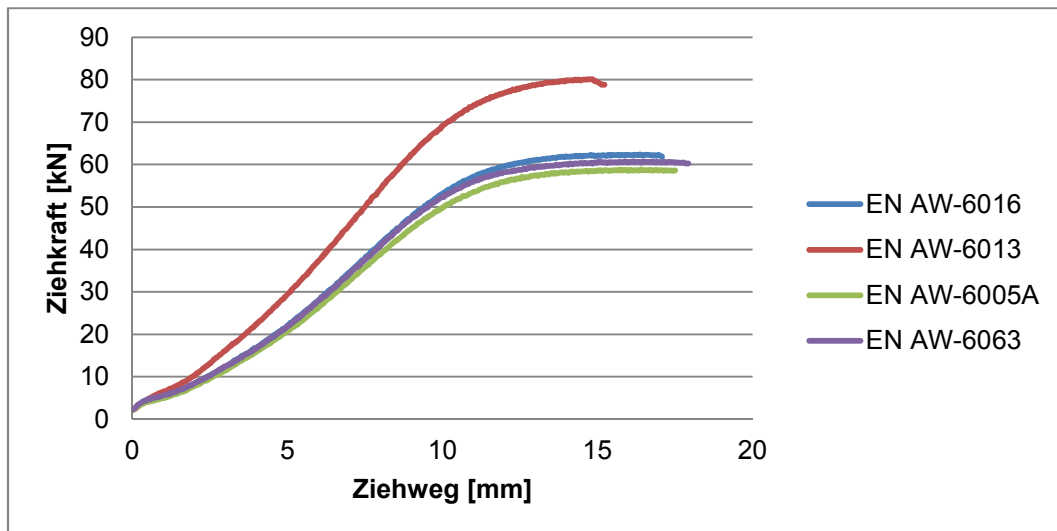


Abbildung 4-27: Verlauf der Ziehkraft gegen den Ziehweg bei einer Niederhalterkraft von 5 kN

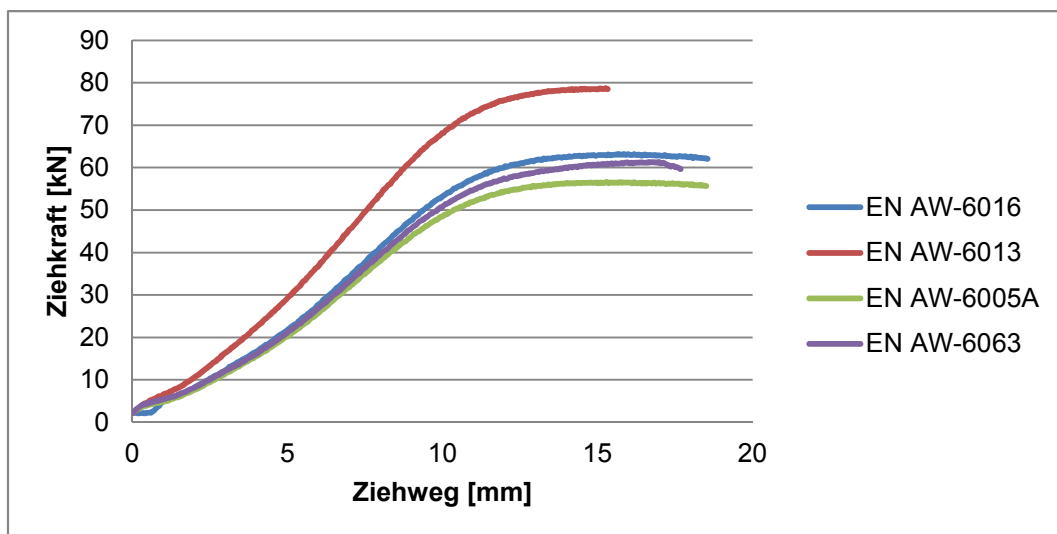


Abbildung 4-28: Verlauf der Ziehkraft gegen den Ziehweg bei einer Niederhalterkraft von 3,5 kN

Wie aus den bereits vorausgegangenen Untersuchungen kann auch aus der Abbildung 4-27 und Abbildung 4-28 abgelesen werden, dass die Legierung EN AW-6013 das sprödeste Verhalten aller untersuchten Legierungen aufweist. Der Ziehweg ist etwas geringer als bei den anderen und die zum Tiefziehen benötigte Stempelkraft ist wesentlich höher. Bleche des Materials EN AW-6005A lassen sich mit der geringsten Ziehkraft umformen.

4.6.3 Änderung der Blechdicke während des Tiefziehversuches mittels einer Kreuzform

Während des Tiefziehversuches mittels einer Kreuzform traten die Risse stets an denselben Stellen der Proben auf. Ein solcher Riss ist in Abbildung 4-29 abgebildet.



Abbildung 4-29: Eine Probe nach dem Tiefziehversuches mittels einer Kreuzform

Um das Fließverhalten der Probe während des Umformens genauer zu untersuchen, fanden Blechdickenmessungen an unterschiedlichen Stellen der Probe EN AW-6016 und EN AW-6013 statt, welche mittels einer digitalen Mikrometerschraube und einer digitalen Schublehre erfolgten. An unzugänglichen Stellen fand die Ermittlung der Dicke mit Hilfe eines Stereomikroskopes statt. Dazu wurde die Probe nach dem Schneiden, Schleifen, Einbetten und Polieren unter dem Mikroskop untersucht. Für die Analyse der Blechdicke unter Anwendung des Stereomikroskops musste die Probe so geschnitten werden, dass die interessanten Bereiche frei liegen. Dies bedingte aber eine Verzerrung der Schnittfläche aufgrund der Krümmung der Ecke, was zu einer Verfälschung der gemessenen Blechdicken führt. Die Wahl des Schnittes fiel daher so, dass er in der Zone der Krümmung senkrecht auf die Schnittfläche steht, sie also nicht verfälscht. Dadurch kommt es aber im Gebiet des Probenrandes zu einer Verzerrung der Schnittfläche, als Resultat wird an dieser Stelle eine Probendicke von $1047 \mu\text{m}$ gemessen, obwohl die Dicke der Originalprobe nur $1000 \mu\text{m}$ ist.

Die Messungen an leichter zugänglichen Bereichen der Probe erfolgte, wie bereits erwähnt, unter Anwendung einer digitalen Millimeterschraube und einer digitalen Schublehre, beide von der Firma Mitutoyo. Hierbei fanden die Bestimmung der Werte bis zu elf Mal an unterschiedlichen Stellen statt (siehe Abbildung 4-30). Eine Zusammenfassung der Messwerte ist der Tabelle 4-12 und eine vollständige Auflistung dem Anhang 10.5.5 zu entnehmen.

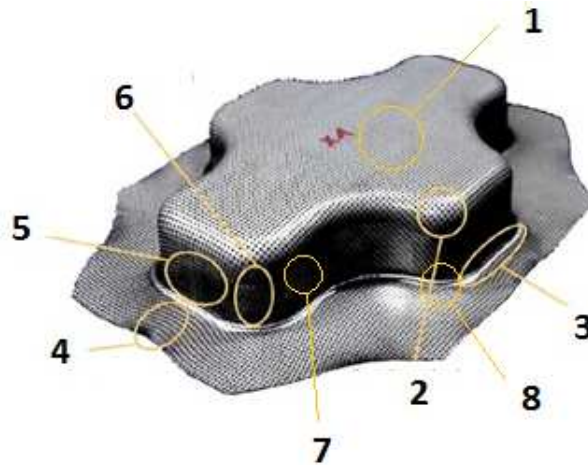


Abbildung 4-30: Punkte der Blechdickenmessung

Tabelle 4-12: Zusammenfassung der Blechdickenmessung der Legierung EN AW-6016 und EN AW-6013 in Millimeter

Legierung	1 [mm]	2 [mm]	3 [mm]	4 [mm]	5 [mm]	6 [mm]	7 [mm]	8 [mm]
EN AW-6016	1,03	0,73	0,98	1,03	0,96	0,94	0,89	0,86
EN AW-6013	1,00	0,77	0,89	1,00	0,96	0,92	0,86	0,84

Auf die ermittelten Werte wird im Kapitel 5.4 genauer eingegangen.

5 Ergebnisdiskussion

Im nachfolgenden Kapitel wird auf den Einfluss der chemischen Zusammensetzung, die mechanischen Kennwerte und somit auf die Umformbarkeit eingegangen. Zusätzlich wird das Aushärtepotenzial der unterschiedlichen Legierungen analysiert. Es ist zu berücksichtigen, dass die jeweiligen Normen in Bezug auf den Legierungsgehalt relativ breite Toleranzfelder besitzen. Dieses führt dazu, dass sich aufgrund der laut Norm erlaubten Streuung der chemischen Zusammensetzungen auch im Bereich einer Legierung die mechanischen Eigenschaften unterscheiden. Besonders bei Silizium, Kupfer und Magnesium werden große Abweichungen toleriert. Der höchste und geringste noch erlaubte Wert der Hauptlegierungselemente, sowie die tatsächliche chemische Zusammensetzung der Legierungen (als Punkt gekennzeichnet), sind in der Abbildung 5-1 dargestellt.

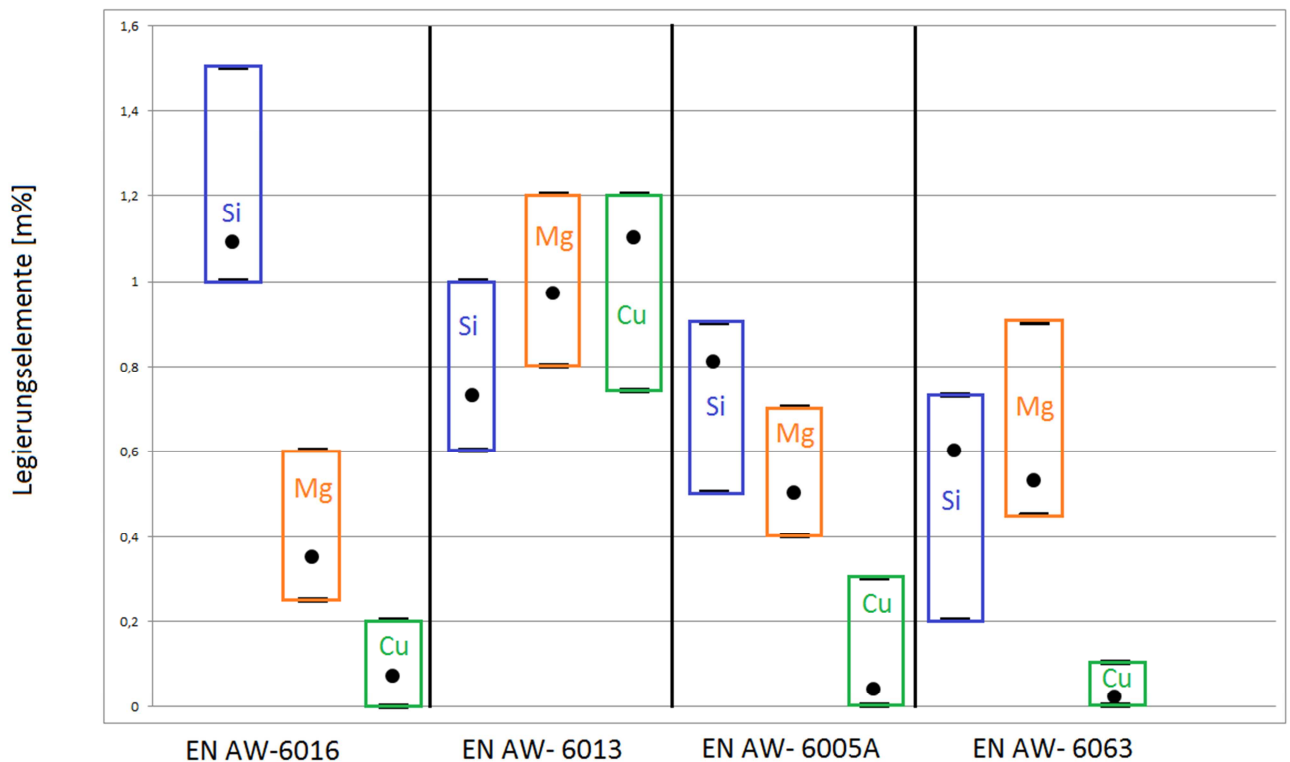


Abbildung 5-1: Toleranzfenster der Hauptlegierungselemente Silizium, Magnesium und Kupfer, sowie die tatsächliche chemische Zusammensetzung der Legierungen (als Punkte dargestellt)

Die Abbildung 5-1 zeigt, dass der Werkstoff EN AW-6005A bei allen Legierungselementen in der Norm liegt, doch befindet sich der Silizium-Gehalt des untersuchten Materials an der oberen erlaubten und die Kupfer-Konzentration an der unteren Grenze. Eine Senkung des Silizium- oder eine Steigerung der Kupfer-Werte würde die mechanischen Eigenschaften und somit auch die Umformeigenschaften des Materials grundlegend ändern.

5.1 Vergleich des Aushärtepotenzials der untersuchten Werkstoffe

Auf die unterschiedlichen Wärmebehandlungszustände der verwendeten Legierungen geht diese Arbeit im Kapitel 3.2.1 ein. Die Untersuchungen der Proben erfolgen im Wärmebehandlungszustand T4/T4-FH und T6, da die Automobilindustrie Aluminium-Blech im Zustand T4 bezieht, anschließend umformt und sich das Endprodukt nach dem Schritt des Bake-Hardenings im Zustand T6 befindet. Der Werkstoff ist im Zustand T4/T4-FH gut umformbar. Während der Weiterverarbeitung des Halbzeugs zum fertigen Produkt erlangt es, durch Kaltverfestigung beim Umformen und Ausscheidung von Teilchen während der Wärmebehandlungen, seine hohe Festigkeit. Die wichtigsten Kennwerte in den unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen werden in Abbildung 5-2 und Abbildung 5-3 miteinander verglichen. Die herangezogenen Kennwerte wurden 90 ° zur Walzrichtung aufgenommen.

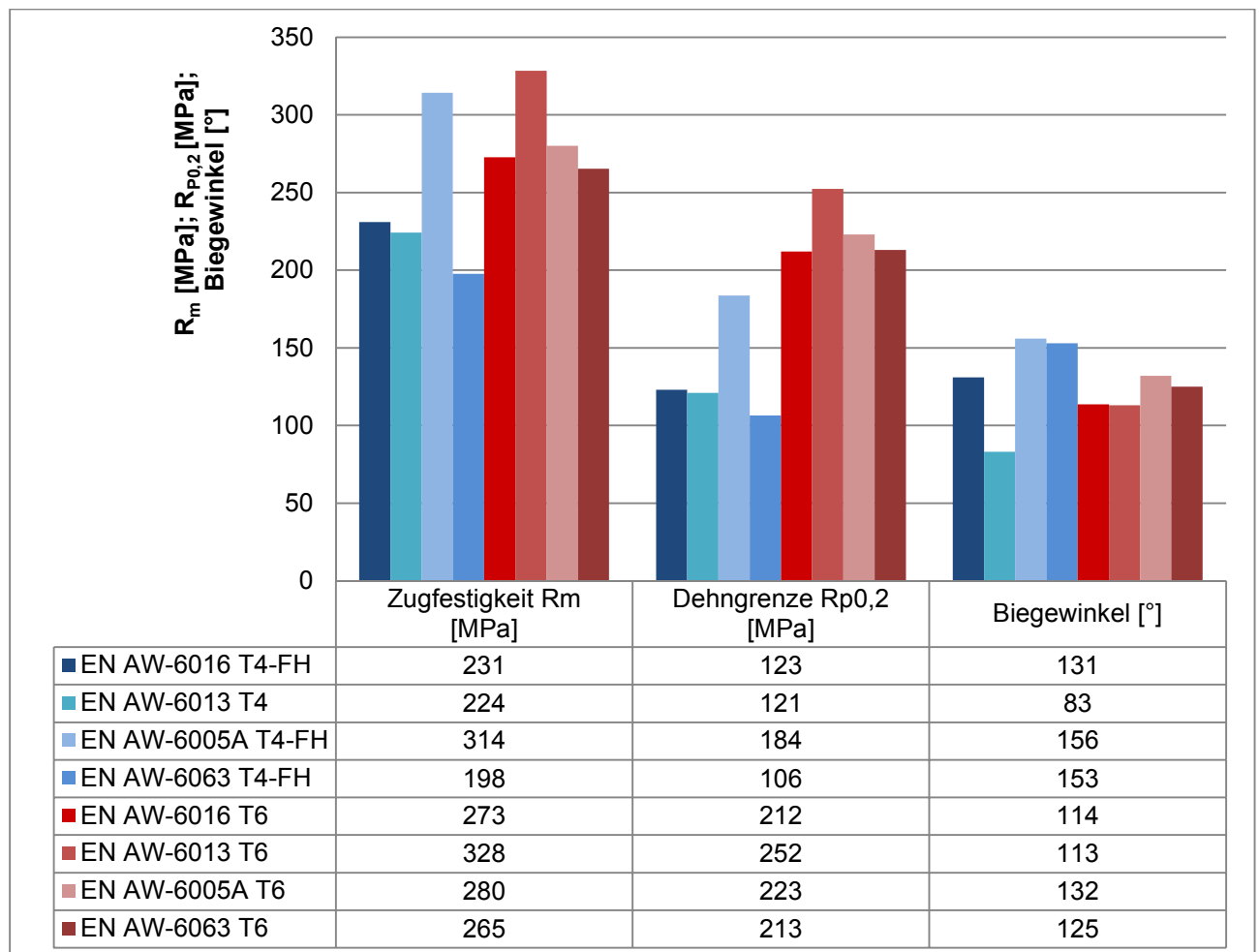


Abbildung 5-2: Einfluss des Wärmebehandlungszustandes auf die Zugfestigkeit, Dehngrenze und Biegewinkel der untersuchten Legierungen

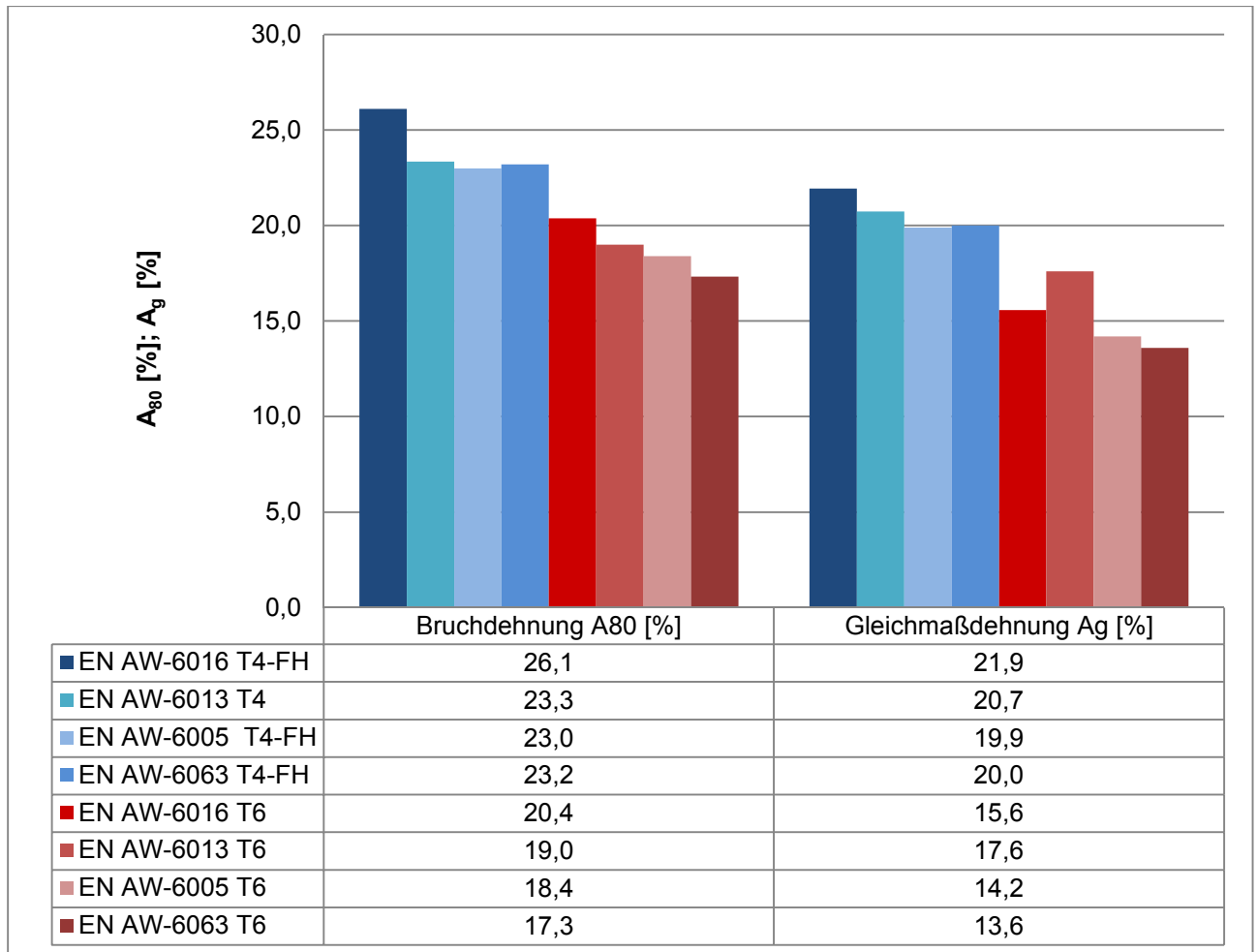


Abbildung 5-3: Einfluss des Wärmebehandlungszustandes auf die Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung der untersuchten Legierungen

Wie erwartet und wie aus der Abbildung 5-2 und Abbildung 5-3 ersichtlich, zeigt der Werkstoff im Zustand T6 eine höhere Zugfestigkeit und Dehngrenze, aber eine geringere Bruch- und Gleichmaßdehnung. Die T6-Festigkeit ist sowohl auf die Warmauslagerung des Materials bei 185° C und die daraus folgende Ausscheidungsverfestigung als auch auf die zweiprozentige Vordehnung und somit auf die Kaltverfestigung zurückzuführen. Während der zweiprozentigen Kaltverformung entstehen im Werkstoff immer mehr Versetzungen, welche sich gegenseitig am Gleiten hindern, wodurch die Festigkeit steigt. Im Verlauf der Warmauslagerung bilden sich teilkohärente metastabile Phasen (GP(II)-Zone), welche größer sind als jene, die während der Kaltauslagerung entstehen (GP(I)-Zone). Aufgrund dessen und wegen des eintretenden Aushärtungseffektes ist die Festigkeitssteigerung, welche bei der Warmauslagerung erreicht wird, größer als bei der Kaltauslagerung. Alle Legierungen im Zustand T4-FH weisen einen größeren Biegewinkel auf, als die Legierung EN AW-6013 im Zustand T4. Bemerkenswerterweise zeigt EN AW-6013 im Zustand T4 einen niedrigen Biegewinkel als in T6. Neben der Legierung EN AW-6013 besitzt die Legierung EN AW-6005A die höchste Festigkeit, was mit dem hohen Magnesium-Gehalt (mehr Mg_2Si) zusammenhängt. Zu bemerken ist, dass die Legierungen im

schnellaushärtenden Zustand ein wesentlich höheres Aushärtepotenzial besitzen, zu erkennen an den großen Unterschieden der mechanischen Kennwerte im Zustand T4-FH und T6. Die Legierung EN AW-6013 befindet sich nicht im schnellaushärtenden Zustand und weist daher nur eine geringe Festigkeitszunahme zwischen T4 und T6 auf.

5.2 Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Tiefziehbarkeit und auf die limitierende Lochaufweitungsrage

Die chemischen Zusammensetzungen der Proben haben großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Legierungen und sind der Tabelle 4-1 zu entnehmen. In der Abbildung 5-4 ist der Einfluss verschiedener Legierungselemente auf die Tiefziehbarkeit des Bleches bei einer Niederhalterkraft von 3,5 kN dargestellt.

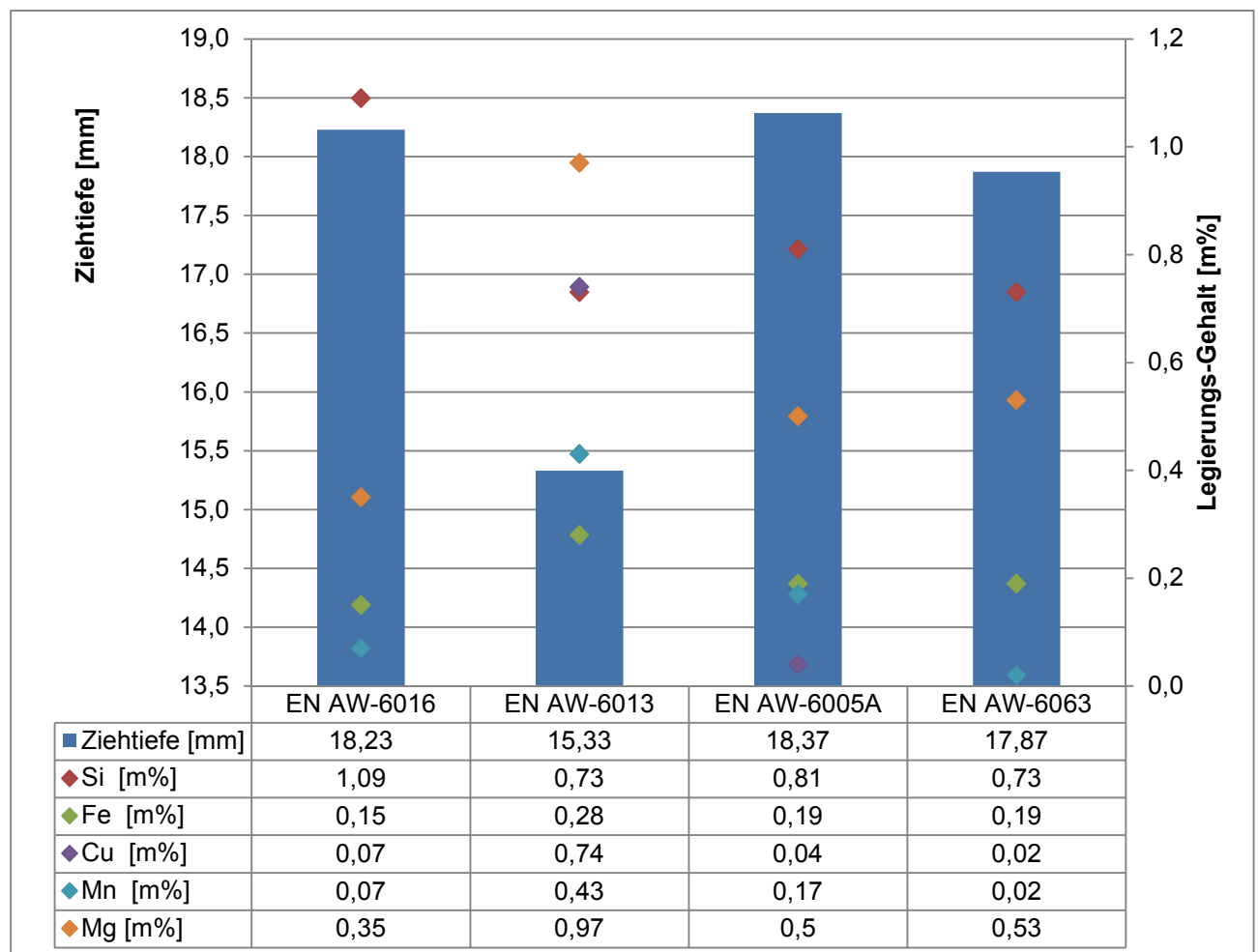


Abbildung 5-4: Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die erreichbare Tiefziehbarkeit

Wie aus dem Diagramm zu ersehen, weist die Legierung EN AW-6013 die niedrigste Ziehtiefe auf, was durch den erhöhten Kupfer-, Eisen- und Mangan-Gehalt sowie den

geringeren Silizium-Überschuss erklärbar ist. Wie bereits erwähnt, hat der Kupfer-Gehalt in einer 6xxx-Legierung eine festigkeitssteigernde Wirkung, dies ist auf die Ausscheidung der metastabilen intermetallischen GP-Phasen zurückzuführen (siehe Kapitel 3.2.3.3). Des Weiteren bewirkt der hohe Mangan-Gehalt durch die Bildung von Mischkristallen eine erhöhte Festigkeit. Diese Steigerung der Festigkeit hat eine geringere Tiefziehbarkeit zur Folge. Die Legierung EN AW-6005A erreicht eine höhere Ziehtiefe als EN AW-6063, obwohl ihr chemischer Aufbau ähnlich ist. Jedoch besitzt EN AW-6005A einen höheren Mangan-Gehalt, was sich positiv auf die Tiefziehbarkeit auswirkt. Der Einfluss der Legierungselemente auf die erreichbare Lochaufweitung ist in Abbildung 5-5 dargestellt.

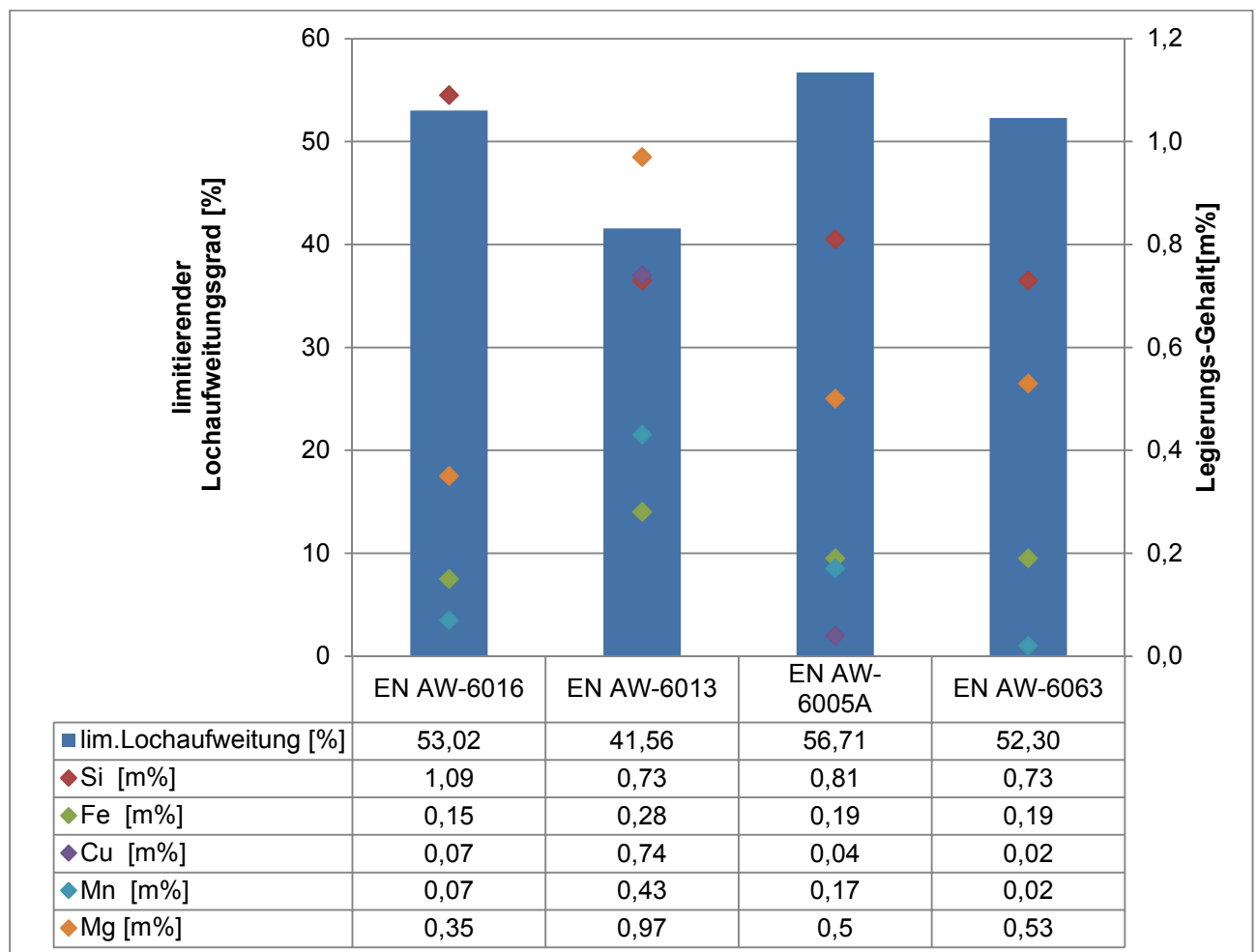


Abbildung 5-5: Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die erreichbaren Lochaufweitungsgangrad

Dass die Lochaufweitungsgangrate der Legierung EN AW-6013 am schlechtesten ausfällt, war aufgrund des hohen Legierungsgehaltes, der eine hohe Festigkeit bewirkt, zu erwarten. Durch die Bildung von Korngrenzen-Ausscheidungen steigt zusätzlich die Gefahr, Risse zu induzieren. Die Legierung EN AW-6005A weist den höchsten Lochaufweitungsgangrad auf. Sie hat im Vergleich zur Legierung EN AW-6016 einen geringeren Silizium-Überschuss und einen höheren Mangan-Gehalt. Ab einer Mangankonzentration von 0,08-0,4 m% bilden sich

AlFeSiMn-Dispersoide, welche das Kornwachstum behindern und somit ein feinkörniges Gefüge fördern (siehe Kapitel 3.2.3.4). In der Legierung EN AW-6005A liegt ein solcher Mangan-Gehalt vor, daher kann vermutet werden, dass diese Legierung ein feinkörnigeres Gefüge als die anderen aufweist, welches sich positiv auf den erreichbaren Lochaufweitungsrate auswirkt.

5.3 Einfluss der mechanischen Eigenschaften auf Tiefziehbarkeit und limitierende Lochaufweitungsrate

Die im Zug- und Biegeversuch ermittelten mechanischen Kennwerte geben grundlegende Informationen über das zu erwartende Umformverhalten der Werkstoffe. Diese Versuche erfolgen unter einachsiger Belastung und können den mehrachsigen Umformvorgang nur unzulänglich beschreiben. Praxisnahe Untersuchungen, beispielsweise das Tiefziehen mittels einer Kreuzform und die Lochaufweitung, erlauben eine bessere Vorhersage der mehrachsigen Umformbarkeit des Werkstoffes, daher wird in diesem Abschnitt genauer auf den Zusammenhang der ermittelten einachsigen mechanischen Kennwerte und der Tiefziehbarkeit beziehungsweise Lochaufweitung eingegangen. In den folgenden Vergleichen wurden stets die Ergebnisse des Zug- und Biegeversuches 90° zur Walzrichtung herangezogen. Die Abbildung 5-6, Abbildung 5-7 und Abbildung 5-8 stellen den Zusammenhang zwischen der Tiefziehbarkeit mittels einer Kreuzform bei einer Niederhalterkraft von 3,5 kN und den mechanischen Kennwerten dar.

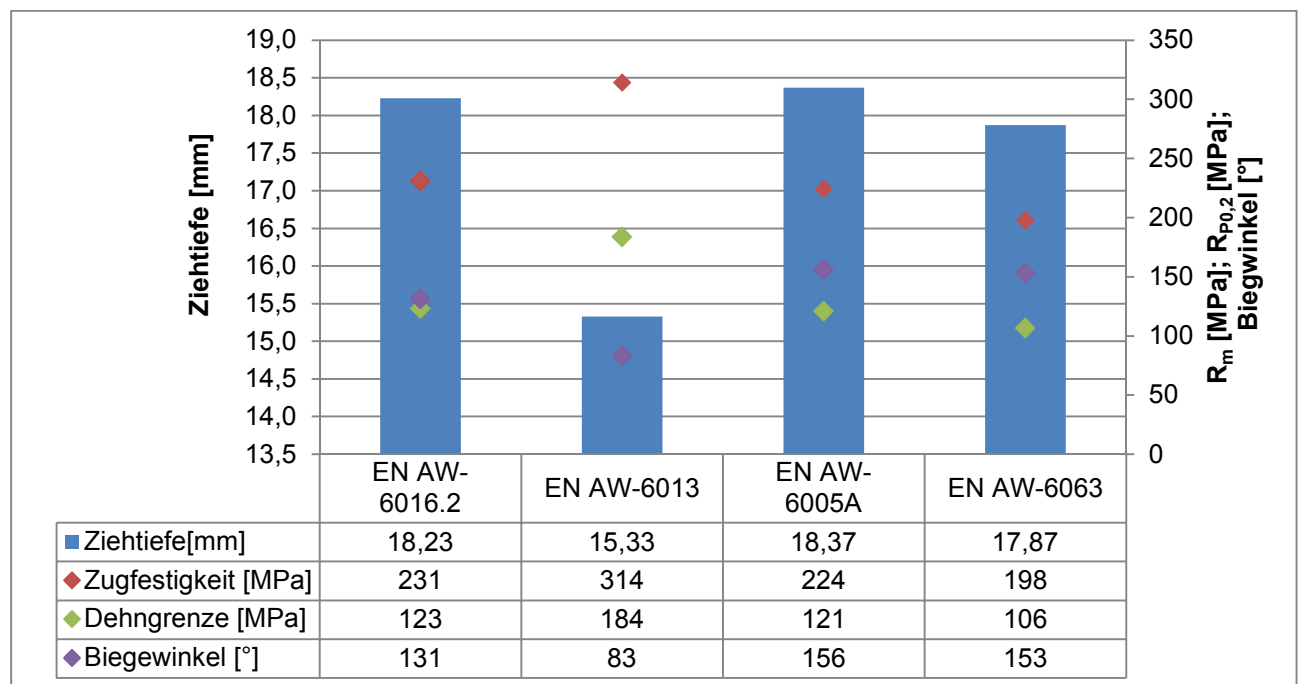


Abbildung 5-6: Zusammenhang der Zugfestigkeit, Dehngrenze und Biegewinkel mit der Ziehtiefbarkeit der Legierungen

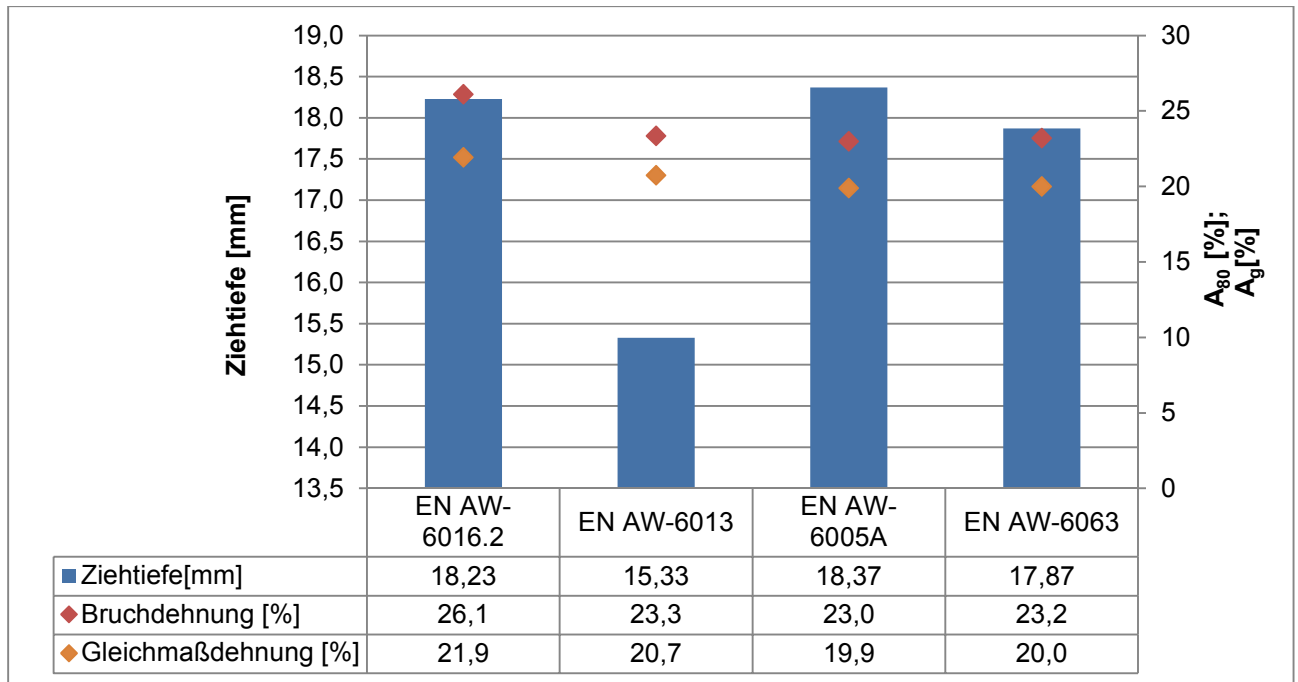


Abbildung 5-7: Zusammenhang der Bruch- und Gleichmaßdehnung mit der Ziehtiefbarkeit der Legierungen

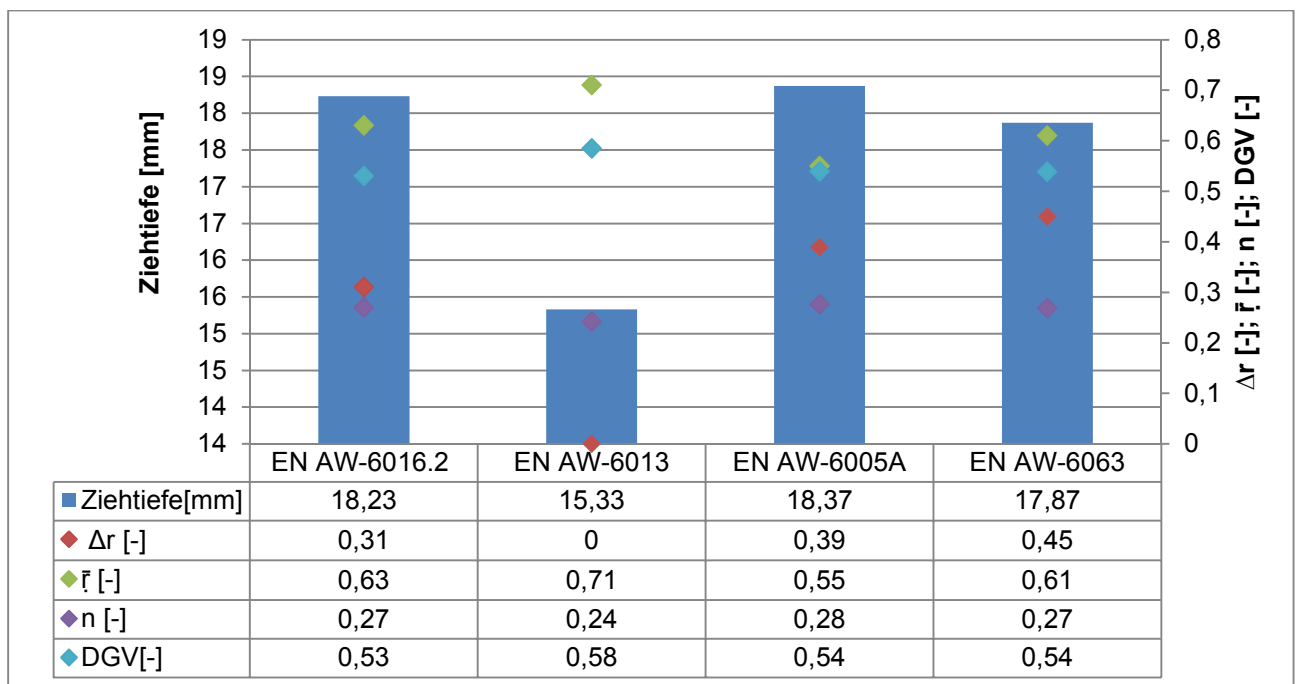


Abbildung 5-8: Zusammenhang des Streckgrenzverhältnisses (DGV), des Verfestigungsexponenten (n-Wert), mittleren senkrechten Anisotropie (\bar{r} -Wert) und ebenen Anisotropie (Δr -Wert) mit der Tiefziehbarkeit der Legierungen

Der Abbildung 5-6 ist zu entnehmen, dass die Legierung EN AW-6063 die niedrigste Festigkeit aufweist. Dies kann auf den vergleichbar geringsten Magnesium- und Silizium-Gehalt, sowie den vernachlässigbar kleinen Anteil an Kupfer und Mangan zurückgeführt werden. Die Probe der Legierung EN AW-6005A erzielt den höchsten Tiefziehweg von allen

Werkstoffen, wobei der Grund an den guten Umformeigenschaften (hoher Biegewinkel) liegt. Die Legierung zeigt im Vergleich mit den anderen Materialien einen breiteren elastischen Dehnungsbereich, was sich scheinbar positiv auf die Umformbarkeit auswirkt. Der hohe Verfestigungsexponent bewirkt, dass die Festigkeit des Materials während der Verformung immer mehr steigt. Aus diesem Grund verlagert sich die plastische Umformung auf noch nicht verfestigte Bereiche, wodurch lokale Einschnürung und frühzeitige Rissbildung vermieden wird. Was die erreichbare Tiefziehbarkeit zusätzlich positiv beeinflusst, ist eine hohe vertikale Anisotropie. EN AW-6005A weist nach EN AW-6063 die höchste ebene Anisotropie auf, welche einen großen Widerstand gegen den Materialfluss aus der Dicke und somit eine langsamere Materialausdünnung.

Der Werkstoff EN AW-6013, welcher aufgrund des erhöhten Kupfer-Gehaltes über eine hohe Festigkeit verfügt, weist den niedrigsten Tiefziehweg auf. Dieses Material zeigt ein sprödes Verhalten, erkennbar an der geringen Gleichmaßdehnung. Zusätzlich besitzt er im Vergleich zu den anderen Legierungen den geringsten Verfestigungsexponenten, womit sich die niedrige Tiefziehbarkeit erklären lässt.

Je höher die Zugfestigkeit und je geringer die Bruchdehnung, umso kleiner ist der erzielbare Biegewinkel. Bestätigt wird diese Aussage durch den höheren Biegewinkel der Bleche im Zustand T4 und dadurch, dass die Legierung EN AW-6013 den niedrigsten Wert erreicht.

Die nachfolgenden Diagramme in Abbildung 5-9, Abbildung 5-10 und Abbildung 5-11 stellen die Zusammenhänge zwischen den mechanischen Kennwerten und der Lochaufweitungsraten dar. Für diese Diagramme wurden ausschließlich Proben im Wärmebehandlungszustand T4 bzw. T4-FH mit einer Orientierung von 90° zur Walzrichtung herangezogen.

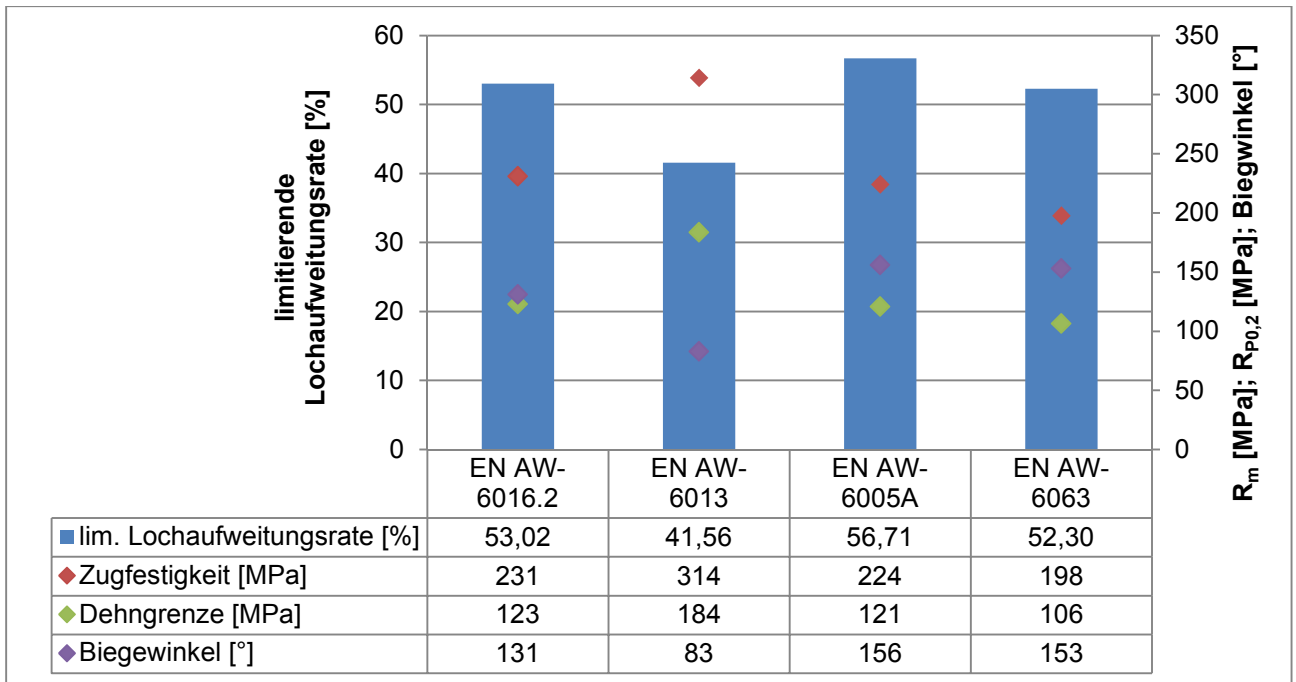


Abbildung 5-9: Zusammenhang der Zugfestigkeit, Dehngrenze und Biegewinkel mit der limitierenden Lochaufweitungsrage

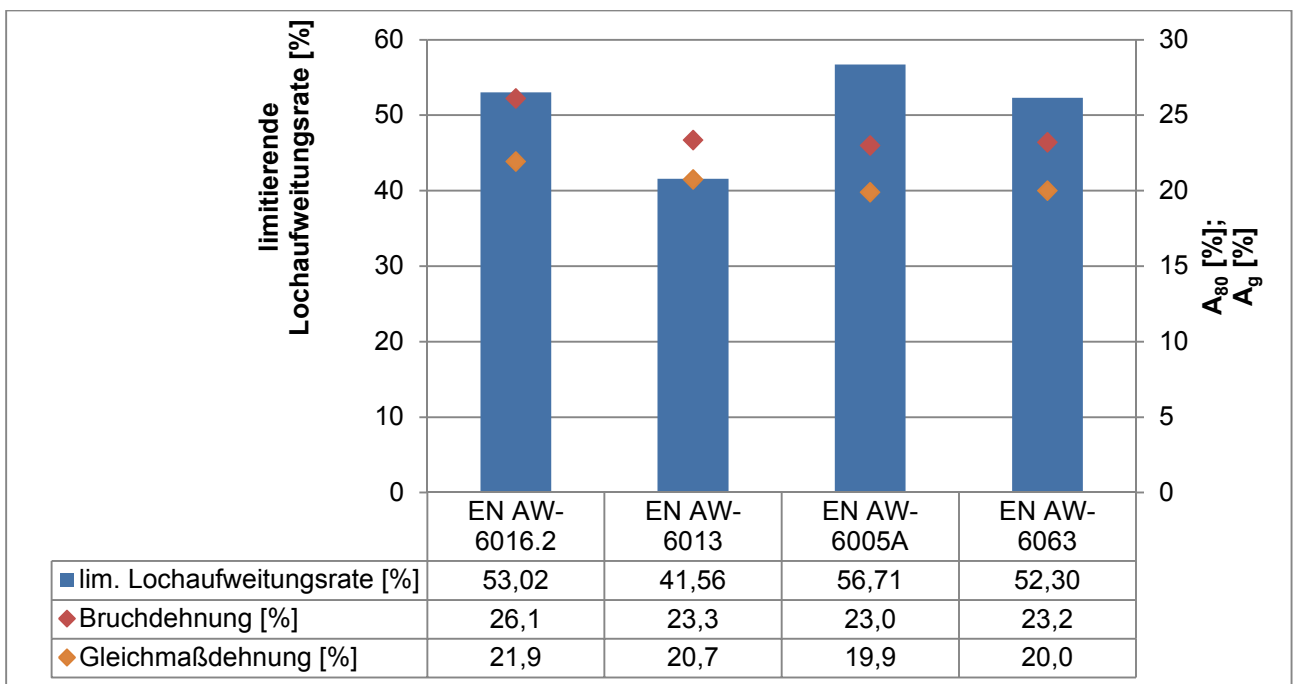


Abbildung 5-10: Zusammenhang der Bruch- und Gleichmaßdehnung mit der limitierenden Lochaufweitungsrage

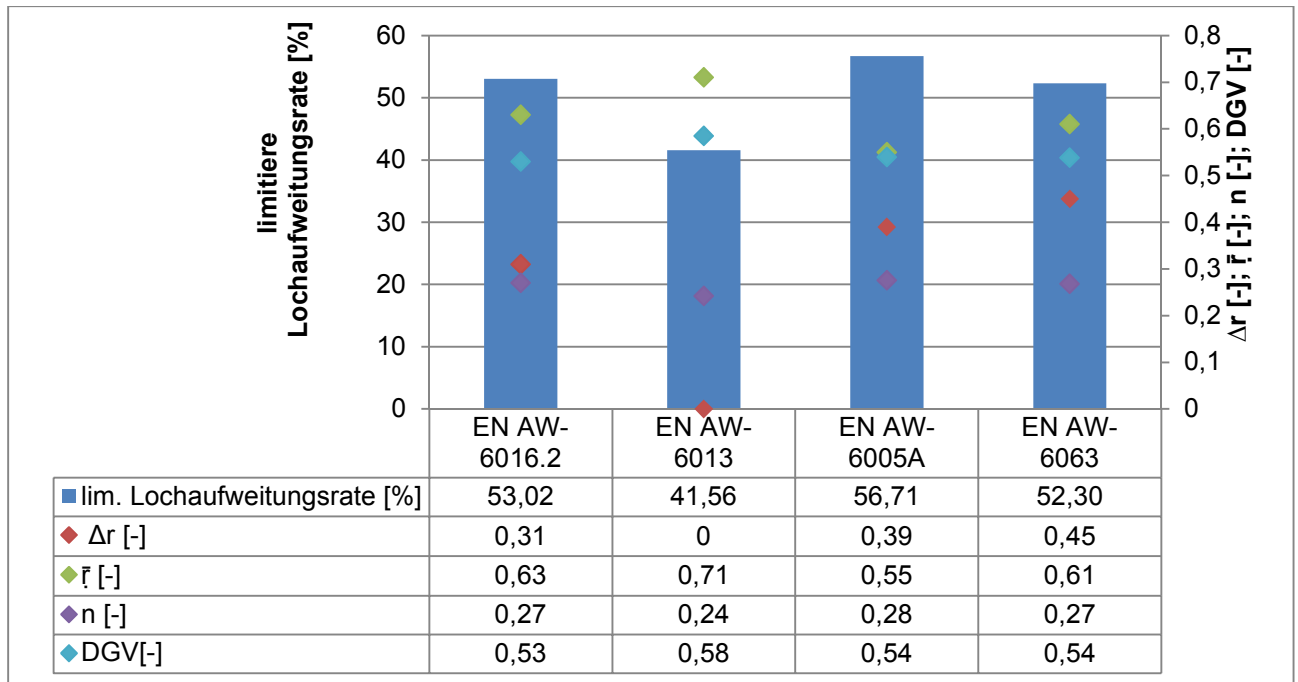


Abbildung 5-11: Zusammenhang des Streckgrenzverhältnisses (DGV), des Verfestigungsexponenten (n-Wert), mittleren senkrechten (\bar{r} -Wert) und ebenen Anisotropie (Δr -Wert) mit der limitierenden Lochaufweitung der Legierungen

Auch im Fall der Lochaufweitung erreichte der Werkstoff EN AW-6013 das schlechteste Ergebnis, wieder ist dies auf das spröde Verhalten zurückzuführen. An der Legierung EN AW-6005A konnten die höchsten Werte der limitierenden Lochaufweitung gemessen werden. Der hohe Verfestigungsexponent von EN AW-6005A wirkt der lokalen Einschnürung und somit der frühzeitigen Rissbildung entgegen.

5.4 Ergebnisse und Diskussion der Blechdicken-Messungen der tiefgezogenen Proben mittels einer Kreuzform

Die Durchführung der Blechdickenmessungen erfolgte wie in Kapitel 4.6.3 beschrieben. Die Resultate der Stereomikroskopmessung sind der Abbildung 5-12 und Abbildung 5-13 zu entnehmen. Die Verfälschung der Versuchsergebnisse aufgrund der Verzerrung der Schnittfläche ist in Abbildung 5-13 gut erkennbar. Am Probenrand misst das Mikroskop eine Blechdicke von 1136 μm , obwohl das originale Blech nur eine Dicke von 1000 μm besitzt.



Abbildung 5-12: Blechdickenmessung der Legierung EN AW-6016 mittels eines Stereomikroskopes



Abbildung 5-13: Blechdickenmessung der Legierung EN AW-6013 mittels eines Stereomikroskopes

Die Messung der Blechdicke an leicht zugänglichen Bereichen der Proben erfolgte mittels einer digitalen Schiebelehre und einer digitalen Millimeterschraube. Es fanden bis zu elf Messungen an den jeweiligen Messpunkten statt. Den Abbildung 5-14 sowie Abbildung 5-15 sind die gemittelten Blechdicken in Millimeter zu entnehmen. Im Anhang 10.5.5 befindet sich eine vollständige Auflistung der Ergebnisse.

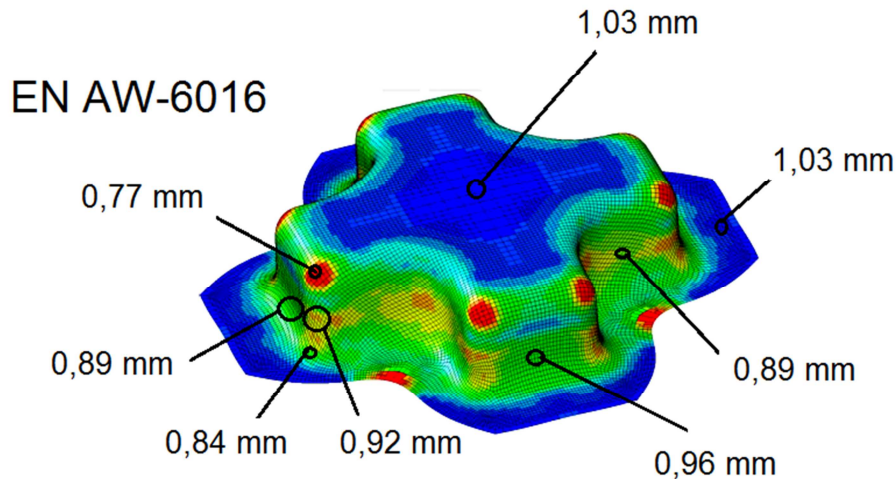


Abbildung 5-14: Messpunkte der Dickenmessung und gemittelte Werte der Ergebnisse der Legierung EN AW-6016

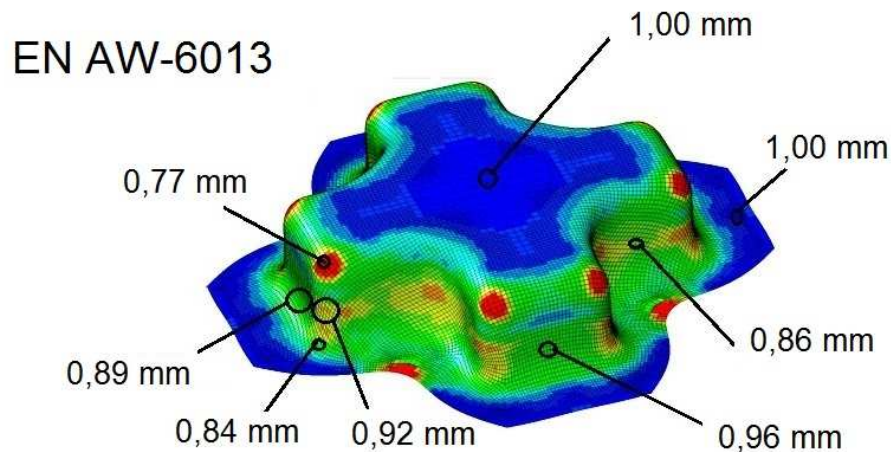


Abbildung 5-15: Messpunkte der Dickenmessung und gemittelte Werte der Ergebnisse der Legierung EN AW-6013

Das gemessene Ausdünnungsverhalten stimmt mit den Vorhersagen der Simulationen des Austrian Institut of Technology überein. Ihre Simulation diente für die Abbildung 5-14 und Abbildung 5-15 als Vorlage. Aus den Abbildung 5-12, Abbildung 5-13, Abbildung 5-14 und Abbildung 5-15 ist ersichtlich, dass die Wanddicken der umgeformten Probe in den oberen Ecken der Kreuzform die größten Materialausdünnungen aufweisen. Dieses Gebiet ist in Abbildung 5-14 und Abbildung 5-15 rot gekennzeichnet. Die starke Materialausdünnung erklärt die Rissbildung in diesem umformkritischen Bereich. Darüber hinaus lässt sich aus den Darstellungen erkennen, dass sich die Blechdicke in der Kreuzmitte, demnach im Stempelaufttrittsbereich, nicht verändert. Das Material fließt somit nicht aus dem Probengrund in die versagensgefährdenden Ecken nach.

In der Stempelrundungszone wirken Coulombsche Reibung, Biege- und auch Zugspannungen. Die Rissbildung an dieser Stelle tritt ein, wenn die Ziehkraft nicht mehr in

die Umformzone übertragen werden kann. Die Tiefziehbarkeit eines Werkstoffes wird mittels der werkstoffspezifischen Kenngrößen Gleichmaßdehnung, Umformgrad und n-Wert bestimmt. Durch den zunehmenden Grad der Blechumformung steigt aufgrund der Kaltverfestigung die Festigkeit der Probe. Die Verfestigung hält solange an, bis es zur Einschnürung und schließlich zum Versagen der Probe kommt. Die Reibung an den Ecken kann das Nachfließen von Material verhindern, welches zum Einschnüren und anschließender Rissbildung führt. Bei dieser Versuchsreihe ist die Reibung aufgrund der Schmierung mit Vaseline vernachlässigbar ^[45].

Aus der Abbildung 5-12 und Abbildung 5-13 ist ersichtlich, dass das Blech der EN AW-6013-Legierung im Wandbereich länger seine Ausgangsdicke behält, aber in der Stempelrundungszone stärker einschnürt. Das unterschiedliche Verhalten der beiden Werkstoffe ist auf ihre verschiedenen chemischen Zusammensetzungen zurückzuführen. In Tabelle 5-1 sind die wichtigsten Kennwerte, 90° zur Walzrichtung dargestellt.

Tabelle 5-1: Werkstoffkennwerte der Legierungen EN AW-6016 und EN AW-6013

Legierung	R _m [MPa]	A _g [%]	n-Wert [-]	Δr [-]	DGV [-]
EN AW-6016	231	21,9	0,27	0,31	0,53
EN AW-6013	314	20,7	0,24	0,00	0,58

Die Zugfestigkeit der Legierung EN AW-6013 ist höher und ihre Gleichmaßdehnung kleiner als jene des EN AW-6016-Werkstoffes, dieses lässt auf ein spröderes Verhalten des Materials EN AW-6013 schließen, was durch das hohe Streckgrenzverhältnis bewiesen wird. Dies kann die geringe Blechdickenabnahme während der Verformung erklären. Der Verfestigungsexponent (n-Wert) ist bei der Legierung EN AW-6016 größer, was eine schnellere Verfestigung während des Umformens mit sich bringt. Außerdem ist zu erwähnen, dass der Werkstoff EN AW-6013 ein beinahe isotropes Verhalten zeigt, erkennbar an seinem kleinen Δr-Wert. Dieser geringe Wert würde eine gute mehrachsige Umformbarkeit vermuten lassen, doch haben die hohe Zugfestigkeit, die niedrige Gleichmaßdehnung und der hohe Verfestigungsexponent einen größeren Einfluss auf das Ausdünnungs- und Umformverhalten des Werkstoffes.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften und Umformbarkeit unterschiedlicher 6xxx-Legierungen (EN AW-6016, EN AW-6013, EN AW-6005A und EN AW-6063) erfolgten im Rahmen dieser Arbeit Zug-, Biege-, Lochaufweitungs- und Tiefziehversuche mittels einer Kreuzform. Zusätzlich wurde für jede Legierung ein Grenzformänderungsdiagramm aufgenommen. Die Versuchsergebnisse zeigen den fundamentalen Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf das Umformverhalten der untersuchten Legierungen. Dieses ist stark von der Mikrostruktur und somit von der Ausscheidungs-Konzentration, -Verteilung und -Größe abhängig, welche neben der chemischen Zusammensetzung auch durch die Wärmebehandlung der Werkstoffe signifikant beeinflusst werden.

Eine besondere Bedeutung für den erreichbaren Biegewinkel kommt hierbei den Korngrenzenausscheidungen zu, welche im Rahmen dieser Arbeit keine Berücksichtigung fanden. Um genauere Aussagen über den Einfluss der Legierungselemente auf die Biegefähigkeit zu ermöglichen, sind weitere Untersuchungen hinsichtlich des Ausscheidungsverhaltens an den Korngrenzen notwendig.

Unter den überprüften Werkstoffen zeichnete sich im Besonderen die Legierung EN AW-6005A durch ihre gute Biegsamkeit im Zustand T6 aus. Diese Eigenschaft ist vor allem für Crash-Legierungen von Bedeutung, da sie noch eine gewisse Restumformbarkeit aufweist und somit während eines Unfalles mehr Energie aufnehmen kann als andere Materialien. Zusätzlich erzielte diese Legierung die besten Ergebnisse im Lochaufweitungs- und Tiefziehversuch mittels einer Kreuzform, woraus sich auf eine gute Umformbarkeit schließen lässt die besonders im T6-Zustand trotz dieser positiven Eigenschaft eine relativ hohe Festigkeit aufweist.

Um das Umformverhalten unterschiedlicher AlMgSi-Werkstoffe zu untersuchen, ist eine vollständige Analyse der Wechselwirkungen der einzelnen Legierungselemente unabdingbar. Wodurch die Betrachtung von mehreren Materialien innerhalb der einzelnen Legierungsfenster (siehe Abbildung 5-1) von Nöten ist.

Inwieweit die in dieser Arbeit erstellten Thesen mit der Realität übereinstimmen, muss erst durch weitere Forschung geklärt werden.

7 Literatur

- [1] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Springer Verlag, 2007.
- [2] Audi Media Service: Electronic Press Kit Audi TechDay, 2009. Online im Internet: <https://www.audi-mediaservices.com/publish/ms/content/de/presskit/2009/09/11/leichtbau.html?pageNo=2&filter=all>, Abruf: 18.12.2013.
- [3] Hirsch, J.: Automotive Trends in Aluminium- The European Perspective. Materials Forum 28 (2004), 15 - 23.
- [4] Huppert, H.: AlMgSi-Bleche für den Fahrzeugbau. Dissertation, Fakultät für Maschinenbau der Ruhr-Universität Bochum, Bochum, 1996.
- [5] Baczynski, G. J. et al.: Development of roping in an aluminium automotive alloy AA6111. Acta mater 48 (2000), 3361 – 3376.
- [6] Burger, G. B. et al.: Microstructural Control of Aluminum Sheet Used in Automotive Applications. Material Characterization 35 (1995), 23 - 39.
- [7] Miller, W.S. et al.: Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. Materials Science and Engineering A 280 (2000), 37 - 49.
- [8] Wu, P.D. et al.: Analysis of roping in AA6111 automotive sheet. Acta mater. 51 (2003), 1945 – 1957.
- [9] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. Springer-Verlag, 2001.
- [10] H.J. Bargel, H.J.: Werkstoffkunde. Springer-Verlag, 2004.
- [11] Ilschner, B. und Singer, R.: Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik. Springer Verlag, 2010.
- [12] Mrówka-Nowotnik, G. und J. Sieniawski: Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys. Journal of Materials Processing Technology 162 (2005), 367 – 372.
- [13] J. E. Hatch: Aluminum – Properties and Physical Metallurgy. American Society for Metals, 1999.
- [14] Davis, J.R.: Aluminum and Aluminum Alloys. American Society for Metals. 1994.
- [15] Altenpohl, D.: Aluminium von Innen – Das Profil eines modernen Metalles. Aluminium-Verlag Düsseldorf, 2005.
- [16] European Aluminium Association: TALAT – Training in Aluminium Application Technologies. 1999.
- [17] Kammer, C.: Aluminium-Taschenbuch. Aluminium-Verlag, 2002.
- [18] Polmear, I.J.: Light Alloys – Metallurgy of the light metals. Elsevier/Butterworth-Heinemann, 2006.

-
- [19] Ramesha, R., R. Bhattacharyaa und G. Williamsa: Effect of ageing on the mechanical behaviour of a novel automotive grade Al–Mg–Si alloy. *Materials Science and Engineering A* 541 (2012), 128 – 134.
- [20] Matsuda, K. et al.: Combined Effect of Pre-Straining and Pre-Aging on Bake-Hardening Behavior of an Al-0.6 mass%Mg-1.0 mass%Si Alloy. *Materials Transactions* 51(2010), 325 - 332.
- [21] Birol, Y.: Pre-straining to improve the bake hardening response of a twin-roll cast Al–Mg–Si alloy. *Scripta Materialia* 52 (2005), 169 - 173.
- [22] Eidgenössische Technische Hochschule Zürich und Leichtmetall Kompetenzzentrum Ranshofen GmbH: Paint bake response of aluminium car body sheet alloy. Online im Internet:
http://www.mat.ethz.ch/news_events/archive/materialsday/matday01/pdf/KleinerMD.pdf, Abruf: 03.02.2014.
- [23] Murayama, M. et al.: Pre-Precipitate clusters and precipitation processes in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia* 47 (1999), 1537 - 1548.
- [24] Koch, S.: Einfluss der Homogenisierung auf die Festigkeitseigenschaften bei AlMgSi-Legierungen. Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2005.
- [25] Edwards, G.A. et al.: The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia* 46 (1998), 3893 - 3904.
- [26] Ravi, C. und C. Wolverton: First-principles study of crystal structure and stability of Al-Mg-Si-(Cu) precipitates. *Acta Materialia* 52 (2004), 4213 - 4227.
- [27] Cabibba, M., S. Spigarelli und E. Evangelista: A TEM investigation on the effect of semisolid forming in precipitation processes in an Al-Mg-Si Alloy. *Materials Characterization* 49 (2003), 193 - 202.
- [28] Christian, J. W.: *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*. Elsevier Science, 2002.
- [29] Gupta, A.K., D.J. Lloyd und S.A. Court: Precipitation hardening processes in an Al-0,4%Mg-1,3%Si-0,25%Fe aluminium alloy. *Materials Science and Engineering A* 301 (2001), 140 – 146.
- [30] Schumann, H. und Oettel, H.: *Metallografie*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co, 2007.
- [31] Bryantsev, P.Y., V.S. Zolotarevskiy und V.K. Portnoy: The effect of heat treatment and Mn, Cu and Cr additions on the structure of ingots of Al-Mg-Si-Fe alloys. *Materials Science Forum* 519 (2006), 401 - 406.
- [32] Habashi, F.: *Alloys – Preparation, Properties, Applications*. Wiley-VCH, 1998.
- [33] Hirth, S.M. et al.: Effect of Si on the aging behaviour and formability of aluminium alloys based on AA6016. *Materials Science and Engineering A* 319 (2001), 452 – 456.
- [34] Seidel, W.: *Werkstofftechnik*. Carl Hanser Verlag, 1999.
- [35] Chakrabarti, D.J. und David E. Laughlin: Phase relations and precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions. *Progress in Materials Science* 49 (2004), 389 - 410.

-
- [36] Matsuda, K. et al: Effect of addition of Cu on structures of metastable phases in Al-Mg-Si alloys. *Materials Science Forum* 426 (2003), 375 - 380.
- [37] Esmaeili, S. und D.J. Lloyd: The role of copper in the precipitation kinetics of 6000 series Al alloys. *Materials Science Forum*, 519 (2006), 169 - 176.
- [38] Baba, Y.: Effect of small amounts of additional elements in aging characteristics of Al-9at%Mg alloy. *Trans. Jap. Inst. Met.* 13 (1972), 76 - 81.
- [39] Miao, W.F. und D.E. Laughlin: Effects of Cu content and preaging on precipitation characteristics in aluminum alloy 6022. *Metallurgical and Materials Transactions A* 31 (2000), 361 - 371.
- [40] Massardier, V. und T. Epicier: Study of the influence of a low copper addition and of an excess of silicon on the precipitation kinetics and on the precipitation sequence of Al-Mg₂Si alloys. *Materials Science Forum* 396 (2002), 851 - 856.
- [41] Kuijpers, N.C.W. et al.: The dependence of the -AlFeSi to -Al(FeMn)Si transformation kinetics in Al-Mg-Si alloys on the alloying elements. *Materials Science and Engineering A* 394 (2005), 9 – 19.
- [42] Jeniski Jr., R.A.: Effects of Cr addition on the microstructure and mechanical behavior of 6061-T6 continuously cast and rolled redraw rod. *Materials Science and Engineering A* 237 (1997), 52 - 64.
- [43] Prillhofer, R. et al.: Influence of chemical composition and process parameters on mechanical properties and formability of AlMgSi-sheets for automotive application. *TMS 143rd Annual Meeting & Exhibition*, 2014.
- [44] Mondolfo, L.F.: *Aluminium Alloys-Structure and Properties*. Butter Worths London, 1976.
- [45] Lange, K.: *Umformtechnik-Band 3 Blechbearbeitung*. Springer-Verlag, 1990.
- [46] Merklein, M.: *Charakterisierung von Blechwerkstoffen für den Leichtbau*. Meisenbach Verlag, 2006.
- [47] Blumenauer, H.: *Werkstoffprüfung*. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1994.
- [48] Issler, L.: *Festigkeitslehre- Grundlagen*. Springer-Verlag, 2006.
- [49] Hoffmann, H.: *Handbuch Umformen*. Hanser-Verlag, 2012.
- [50] Harrer, O. und M. Taschauer: *Skriptum Übungen zu Umformtechnik und -maschinen II*. Lehrstuhl für Umformtechnik Leoben, 2012.
- [51] Tian, N. et al.: Texture and Correlation between r-value and formability of Al. *Materials Science Forum* 702 (2012), 356 - 359.
- [52] Park, J. und N. Park: Influence of orthogonal shear on texture and r-value in al sheets. *Journal of Materials Processing Technology* 169 (2005), 299 – 307.
- [53] Mechanical Engineering Department Amirkabir University of Technology: Bend Test, 2007. Online im Internet: <http://me.aut.ac.ir/staff/solidmechanics/alizadeh/Bend.htm>; Abruf: 19.12.2013.

- [54] Kim, I.: Einfluss des Spannungszustandes während des hydraulischen Tiefungsversuchs auf das Umformverhalten von Blechwerkstoffen. Dissertation, Technische Hochschule Aachen, 2002.
- [55] Bolitschek, J.: Charakterisierung und Zugversuch von 6xxx-Legierungen. Bakkalaureatsarbeit, Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie der Montanuniversität Leoben, Leoben, 2014.

8 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1: Einsatz unterschiedlicher Werkstoffe in der Rohkarosserie eines AUDI TT ^[2]	1
Abbildung 3-1: Vergleich der Eigenschaften und Bearbeitbarkeit von 5xxx- und 6xxx-Legierung für die Blechumformung ^[3]	4
Abbildung 3-2: Drei Spannungs-Dehnungsdiagramme von Werkstoffen mit und ohne Fließfigurenbildung A=Lüderslinie, B= Portevin-Le-Chartelier-Effekt ^[1]	5
Abbildung 3-3: Links: Roping-Erscheinungen an der Walzoberfläche, Mitte: Roping-Erscheinung durch Kornätzung verdeutlicht; Rechts: Roping-freies Material nach Kornätzung (RD=Walzrichtung, Material=EN AW-6016) ^[5]	5
Abbildung 3-4: Abhängigkeit der Schubspannung von der Ausscheidungsgröße und die Bedeutung der Ausscheidungsgröße für das Schneiden bzw. Umgehen der Ausscheidungen durch die Versetzungen ^[9]	7
Abbildung 3-5: Aushärtung einer Aluminiumlegierung; a. Al-Mg ₂ Si-System; b. Wärmebehandlungsablauf; c. zeitlicher Verlauf der Festigkeitsänderung ^[10]	8
Abbildung 3-6: Schematische Darstellung der Festigkeitssteigerung während der Alterung von konventionellen und schnellaushärtendem Aluminium-Legierungen ^[22]	10
Abbildung 3-7: Darstellung einer AlMgSi-Legierung als quasibinäres Phasendiagramm der Komponenten Aluminium und Mg ₂ Si-Phase ^[10]	11
Abbildung 3-8: Abhängigkeit der Festigkeit mit der Auslagerungszeit im Zustand T4 und T6 ^[22]	13
Abbildung 3-9: Einfluss der unterschiedlichen Legierungselemente auf die Zugfestigkeit einer Aluminium-Legierung ^[17]	13
Abbildung 3-10: Einfluss des Magnesiumgehalts auf die Streckgrenze (R _e), die Zugfestigkeit (R _m) und die Bruchdehnung (A) ^[32]	14
Abbildung 3-11: Einfluss von Mg ₂ Si auf die Zugfestigkeit a) Mg ₂ Si-Stöchiometrische Zusammensetzung; b) Mg ₂ Si und 0,3 % Mg-Überschuss; c) Mg ₂ Si und 0,3 % Si-Überschuss; durchgehende Linie) nach dem Abschrecken; punktierte Linie) nach 24 h Zwischenlagerung bei 20 °C, warmausgelagert bei 160 °C ^[17]	16
Abbildung 3-12: Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines Werkstoffes mit kontinuierlichem Fließbeginn und oberer und unterer Streckgrenze: Hook'sche Gerade (1), obere Streckgrenze R _{eH} (2), Zugfestigkeit R _m (3), Gleichmaßdehnung A _g (4), Gesamtdehnung bei F _{max} (5), Bruchdehnung A (6), Gesamtdehnung bei Bruch (7), Einschnürdehnung (8), Beginn der Einschnürung (9), Streckgrenze R _{p0,2} (10) ^[45]	19
Abbildung 3-13: Orientierung der untersuchten Zugproben bezüglich der Walzrichtung ^[45]	21
Abbildung 3-14: Abhängigkeit der Zipfelbildung von der ebenen Anisotropie ^[50]	22
Abbildung 3-15: Grafische Darstellung des Versuchsaufbaus eines 3-Punkt-Biegeversuches: α...Biegewinkel; D...Stempeldurchmesser; l...Rollenabstand; a...Probendicke ^[53]	23
Abbildung 3-16: - - - unverformter Liniennetzkreis; — verformter Liniennetzkreis ; l ₀ ...Durchmesser des unverformten Liniennetzkreises; l ₁ und l ₂ Durchmesser des verformten Liniennetzkreises ^[45]	25
Abbildung 3-17: Grenzformänderungsschaubild einer AlMg _{0,4} Si _{1,2} -Legierung im Wärmebehandlungszustand T4 ^[45]	26
Abbildung 4-1: Verhältnis Silizium zu Magnesium der verschiedenen untersuchten Probenmaterialien	27
Abbildung 4-2: Verhältnis Mangan zu Eisen der verschiedenen untersuchten Probenmaterialien	28
Abbildung 4-3: Probe der Legierung EN AW-6013 mit „Mill-finish“-Oberfläche (RD=Walzrichtung)	29
Abbildung 4-4: Probe der Legierung EN AW-6016 mit EDT-Oberfläche	30
Abbildung 4-5: Zugprüfmaschine der Firma ZWICK/ROELL Z100	31

Abbildung 4-6: Zugfestigkeit und Dehngrenze im Zustand T4 versus T6 2 %VD+185°C/20 min bei einer Orientierung von 90 °	33
Abbildung 4-7: Grafische Darstellung der Bruch- und Gleichmaßdehnung der untersuchten Werkstoffe in Abhängigkeit der Orientierung	34
Abbildung 4-8: Abhängigkeit der mechanischen Kennwerte von der Orientierung im Zustand T4	35
Abbildung 4-9: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Legierung EN AW-6016 im Zustand T4-FH und T6 mit 2 % Vordehnung und Warmauslagerung bei 185 °C für 20 Minuten.....	36
Abbildung 4-10: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Probe EN AW-6013 im Zustand T4 und T6 mit 2 % Vordehnung und Warmauslagerung bei 185 °C für 20 Minuten.....	36
Abbildung 4-11: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Probe EN AW-6005A im Zustand T4(FH) und T6 mit 2 % Vordehnung und Warmauslagerung bei 185 °C für 20 Minuten.....	37
Abbildung 4-12: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Probe EN AW-6063 im Zustand T4 und T6 mit 2 % Vordehnung und Warmauslagerung bei 185 °C für 20 Minuten.....	38
Abbildung 4-13:Werkzeugvorrichtung zur Durchführung des 3-Punktbiegeversuches	39
Abbildung 4-14: Biegewinkel in Walzrichtung im Wärmebehandlungszustand T4 und T6.....	40
Abbildung 4-15: Darstellung des Grenzformänderungsdiagramms (FLC) für alle untersuchten Legierungen.....	42
Abbildung 4-16: Darstellung der Geometrie von der zu stanzenden Probe.....	43
Abbildung 4-17: Gültige Probe nach dem Lochaufweitungsversuch mit nur einem Riss	44
Abbildung 4-18: Die Ergebnisse des Lochaufweitungsversuches	45
Abbildung 4-19: Probe, die im Moment der Bildaufnahme von unten durch den kreuzförmigen Stempel verformt wird	46
Abbildung 4-20: Die anhand der Simulationsergebnisse ermittelte Probengeometrie für den Tiefungsversuch mittels einer Kreuzform	47
Abbildung 4-21: Vergleich einer Probe mit starker und geringer Faltenbildung.....	48
Abbildung 4-22: Einfluss der Niederhalterkraft auf die maximal erreichbare Ziehtiefe.....	49
Abbildung 4-23: Einfluss der Ziehgeschwindigkeit auf die maximal erreichbare Ziehtiefe	51
Abbildung 4-24: Probe mit der Orientierung 45° und 90° zur Walzrichtung	52
Abbildung 4-25: Einfluss der Orientierung auf die maximal erreichbare Tiefziehbarkeit.....	53
Abbildung 4-26: Ziehweg aller Legierungen bei einer Niederhalterkraft von 3,5 kN und 5 kN	54
Abbildung 4-27: Verlauf der Ziehkraft gegen den Ziehweg bei einer Niederhalterkraft von 5 kN	55
Abbildung 4-28: Verlauf der Ziehkraft gegen den Ziehweg bei einer Niederhalterkraft von 3,5 kN	55
Abbildung 4-29: Eine Probe nach dem Tiefziehversuches mittels einer Kreuzform.....	56
Abbildung 4-30: Punkte der Blechdickenmessung.....	57
Abbildung 5-1: Toleranzfenster der Hauptlegierungselemente Silizium, Magnesium und Kupfer, sowie die tatsächliche chemische Zusammensetzung der Legierungen (als Punkte dargestellt).....	58
Abbildung 5-2: Einfluss des Wärmebehandlungszustandes auf die Zugfestigkeit, Dehngrenze und Biegewinkel der untersuchten Legierungen.....	59
Abbildung 5-3: Einfluss des Wärmebehandlungszustandes auf die Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung der untersuchten Legierungen	60
Abbildung 5-4: Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die erreichbare Tiefziehbarkeit	61
Abbildung 5-5: Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die erreichbaren Lochaufweitungsgrad.....	62
Abbildung 5-6: Zusammenhang der Zugfestigkeit, Dehngrenze und Biegewinkel mit der Ziehtiefbarkeit der Legierungen	63

Abbildung 5-7: Zusammenhang der Bruch- und Gleichmaßdehnung mit der Ziehtiefbarkeit der Legierungen.....	64
Abbildung 5-8: Zusammenhang des Streckgrenzverhältnisses (DGV), des Verfestigungsexponenten (n-Wert), mittleren senkrechten Anisotropie (\bar{r} -Wert) und ebenen Anisotropie (Δr -Wert) mit der Tiefziehbarkeit der Legierungen.....	64
Abbildung 5-9: Zusammenhang der Zugfestigkeit, Dehngrenze und Biegewinkel mit der limitierenden Lochaufweitungsrates.....	66
Abbildung 5-10: Zusammenhang der Bruch- und Gleichmaßdehnung mit der limitierenden Lochaufweitungsrates.....	66
Abbildung 5-11: Zusammenhang des Streckgrenzverhältnisses (DGV), des Verfestigungsexponenten (n-Wert), mittleren senkrechten (\bar{r} -Wert) und ebenen Anisotropie (Δr -Wert) mit der limitierenden Lochaufweitungsrates der Legierungen.....	67
Abbildung 5-12: Blechdickenmessung der Legierung EN AW-6016 mittels eines Stereomikroskopes	68
Abbildung 5-13: Blechdickenmessung der Legierung EN AW-6013 mittels eines Stereomikroskopes	68
Abbildung 5-14: Messpunkte der Dickenmessung und gemittelte Werte der Ergebnisse der Legierung EN AW-6016	69
Abbildung 5-15: Messpunkte der Dickenmessung und gemittelte Werte der Ergebnisse der Legierung EN AW-6013	69
Abbildung 10-1: FLC-Diagramm EN AW-6016	87
Abbildung 10-2: FLC-Diagramm EN AW-6013	89
Abbildung 10-3: FLC-Diagramm EN AW-6005A	91
Abbildung 10-4: FLC-Diagramm EN AW-6063	93

9 Tabellenverzeichnis

Tabelle 3-1: Wärmebehandlungszustände von Aluminiumlegierungen ^[16]	9
Tabelle 4-1: chemische Zusammensetzung der geprüften Legierungen in Gewichtsprozent	27
Tabelle 4-2: Normierte Legierungszusammensetzung in Gewichtsprozent	28
Tabelle 4-3: Zugversuch im Zustand T4 und T4-FH:	32
Tabelle 4-4: Zugversuch im Zustand T6 mit 2 % Vordehnung und zusätzlicher Wärmebehandlung bei 185 °C für 20 Minuten	32
Tabelle 4-5: Ergebnisse des Biegeversuches für den Zustand T4 und T4-FH	39
Tabelle 4-6: Ergebnisse des Biegeversuches für den Zustand T6 mit 2 % Vordehnung und Warmauslagerung bei 185 °C für 20 Minuten	40
Tabelle 4-7: Zusammenfassung der Lochaufweitungsversuche	45
Tabelle 4-8: Zusammenfassung des Einflusses der Niederhalterkraft auf die maximal erreichbare Ziehtiefe	49
Tabelle 4-9: Einfluss unterschiedlicher Stempelgeschwindigkeiten auf die maximale Tiefziehbarkeit	50
Tabelle 4-10: Einfluss der Orientierung auf die maximal erreichbare Tiefziehbarkeit	52
Tabelle 4-11: Zusammenfassung der Ergebnisse des finalen Durchlaufes des Tiefziehversuches mittels einer Kreuzform bei einer Niederhalterkraft von 5 kN und 3,5 kN	54
Tabelle 4-12: Zusammenfassung der Blechdickenmessung der Legierung EN AW-6016 und EN AW-6013 in Millimeter	57
Tabelle 5-1: Werkstoffkennwerte der Legierungen EN AW-6016 und EN AW-6013	70
Tabelle 10-1: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6016 T4-FH	81
Tabelle 10-2: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6013 T4	81
Tabelle 10-3: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6005A T4-FH	82
Tabelle 10-4: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6063 T4-FH	82
Tabelle 10-5: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6016 T6 2 %VD+ 185 °C/20 min	83
Tabelle 10-6: vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6005A T6 2 %VD+ 185 °C/20 min	83
Tabelle 10-7: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6013 T6 2 %VD+ 185 °C/20 min	84
Tabelle 10-8: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6063 T6 2 %VD+ 185 °C/20 min	84
Tabelle 10-9: Vollständige Auflistung der Biegeversuchsergebnisse der untersuchten Proben im Wärmebehandlungszustand T4/T4-FH und T6 mit 2 %VD+ 185 °C/20 min	85
Tabelle 10-10: Vollständige Auflistung aller ermittelten Werte, die zur Erstellung des Grenzformänderungsdiagrammes der Legierung EN AW-6016 im Zustand T4-FH herangezogen wurden	86
Tabelle 10-11: Vollständige Auflistung aller ermittelten Werte, die zur Erstellung des Grenzformänderungsdiagrammes der Legierung EN AW-6005A im Zustand T4-FH herangezogen wurden	88
Tabelle 10-12: Vollständige Auflistung aller ermittelten Werte, die zur Erstellung des Grenzformänderungsdiagrammes der Legierung EN AW-6013 im Zustand T4 herangezogen wurden	90

Tabelle 10-13: Vollständige Auflistung aller ermittelten Werte, die zur Erstellung des Grenzformänderungsdiagrammes der Legierung EN AW-6063 im Zustand T4-FH herangezogen wurden	92
Tabelle 10-14: Vollständige Auflistung der ermittelten Ergebnisse des Lochaufweitungsversuches für alle untersuchten Legierungen im Zustand T4/T4-FH	94
Tabelle 10-15: Vollständige Auflistung der Versuchsergebnisse, welche zur Ermittlung der zu wählenden Niederhalterkraft herangezogen wurden	95
Tabelle 10-16: Vollständige Auflistung der Versuchsergebnisse, welche zur Ermittlung der zu wählenden Stempelgeschwindigkeit herangezogen wurden.....	96
Tabelle 10-17: Vollständige Auflistung der Versuchsergebnisse, welche zur Ermittlung der zu wählenden Orientierung herangezogen wurden	97
Tabelle 10-18: Vollständige Auflistung der ermittelten Ergebnisse des finalen Tiefziehversuches mittels einer Kreuzform.....	98
Tabelle 10-19: Vollständige Auflistung der Blechdickenmessergebnisse an den durch Tiefziehversuch mittels einer Kreuzform umgeformten Proben der Legierungen EN AW-6016 T4-FH und EN AW-6013 T4.....	99

10 Anhang

10.1 Zugversuch

10.1.1 Legierung EN AW-6016 T4-FH

Tabelle 10-1: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6016 T4-FH

Proben-Nr.	Lage	Dicke [mm]	Breite [mm]	S ₀ [mm ²]	R _{P0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₈₀ [%]	A _g [%]	r ₈₋₁₂ [-]	n ₄₋₆ [-]	DGV [-]
10943/01	0°	1,048	19,860	20,813	130,411	239,205	21,196	25,063	0,895	0,271	0,545
10943/01	0°	1,046	19,860	20,774	130,684	239,810	21,103	25,114	0,870	0,271	0,545
10943/01	0°	1,045	19,870	20,764	131,074	240,160	21,131	25,246	0,877	0,271	0,546
10943/01	90°	1,044	19,860	20,734	122,900	231,290	21,996	26,179	0,681	0,274	0,531
10943/01	90°	1,048	19,840	20,792	122,637	230,579	21,936	26,092	0,685	0,274	0,532
10943/01	90°	1,048	19,840	20,792	122,617	230,560	21,942	25,970	0,695	0,274	0,532
10943/01	45°	1,045	19,850	20,743	125,592	235,186	23,733	27,873	0,467	0,264	0,534
10943/01	45°	1,043	19,860	20,714	126,173	235,836	23,039	27,013	0,482	0,264	0,535
10943/01	45°	1,044	19,860	20,734	126,037	235,805	23,483	27,599	0,485	0,264	0,534

10.1.2 Legierung EN AW-6013 T4

Tabelle 10-2: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6013 T4

Proben-Nr.	Lage	Dicke [mm]	Breite [mm]	S ₀ [mm ²]	R _{P0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₈₀ [%]	A _g [%]	r ₈₋₁₂ [-]	n ₄₋₆ [-]	DGV [-]
K1-0	0°	1,008	19,900	20,059	199,116	322,877	21,198	19,080	1,533	0,231	0,617
K2-0	0°	1,016	19,890	20,208	204,321	324,809	21,836	19,333	0,656	0,223	0,629
K3-0	0°	1,017	19,910	20,248	204,115	323,755	21,815	19,362	0,649	0,223	0,630
K1-90	90°	1,028	19,890	20,368	193,594	317,694	21,106	19,401	0,659	0,229	0,609
K2-90	90°	1,023	19,910	20,368	198,489	321,453	22,148	20,020	0,647	0,225	0,617
K3-90	90°	1,010	19,890	20,089	200,684	324,909	20,443	18,915	0,620	0,224	0,618
K1-45	45°	1,022	19,880	20,317	311,578	191,163	22,103	19,381	0,854	0,223	1,630
K2-45	45°	1,022	19,880	20,317	313,146	194,047	22,091	19,542	0,812	0,220	1,614
K3-45	45°	1,014	19,924	20,203	316,560	195,474	23,101	20,419	0,804	0,221	1,619

10.1.3 Legierung EN AW-6005A T4-FH

Tabelle 10-3: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6005A T4-FH

Proben-Nr.	Lage	Dicke	Breite	S ₀	R _{P0,2}	R _m	A ₈₀	A _g	r ₈₋₁₂	n ₄₋₆	DGV
		[mm]	[mm]	[mm ²]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[-]	[-]	[-]
57725/01	0°	1,013	19,870	20,128	126,903	233,317	22,274	18,844	0,819	0,276	0,544
57725/01	0°	1,014	19,870	20,148	126,749	233,270	22,023	18,895	0,797	0,276	0,543
57725/01	0°	1,010	19,870	20,069	127,667	234,411	22,045	18,854	0,806	0,275	0,545
57725/01	90°	1,009	19,870	20,049	120,991	224,517	23,138	19,989	0,690	0,276	0,539
57725/01	90°	1,012	19,850	20,088	120,913	224,109	23,070	19,886	0,688	0,276	0,540
57725/01	90°	1,011	19,870	20,089	120,768	223,871	22,734	19,770	0,690	0,276	0,539
57725/01	45°	1,008	19,860	20,019	120,603	225,199	25,577	22,463	0,350	0,266	0,536
57725/01	45°	1,009	19,860	20,039	120,577	225,004	24,389	21,661	0,357	0,266	0,536
57725/01	45°	1,005	19,850	19,949	121,286	226,248	25,459	22,135	0,362	0,265	0,536

10.1.4 Legierung EN AW-6063 T4-FH

Tabelle 10-4: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6063 T4-FH

Proben-Nr.	Lage	Dicke	Breite	S ₀	R _{P0,2}	R _m	A ₈₀	A _g	r ₈₋₁₂	n ₄₋₆	DGV
		[mm]	[mm]	[mm ²]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[-]	[-]	[-]
57672/01	0°	1,155	19,890	22,973	112,477	205,507	23,079	19,901	0,894	0,271	0,547
57672/01	0°	1,149	19,870	22,831	112,390	205,521	22,943	19,772	0,876	0,271	0,547
57672/01	0°	1,147	19,870	22,791	112,741	206,288	23,404	19,967	0,886	0,271	0,547
57672/01	90°	1,151	19,860	22,859	106,440	197,734	22,768	19,615	0,782	0,268	0,538
57672/01	90°	1,154	19,870	22,930	106,218	197,248	23,382	20,042	0,775	0,268	0,539
57672/01	90°	1,150	19,870	22,851	106,549	198,071	23,456	20,352	0,785	0,268	0,538
57672/01	45°	1,151	19,890	22,893	109,762	200,657	24,755	22,261	0,387	0,255	0,547
57672/01	45°	1,152	19,890	22,913	109,675	200,674	25,410	22,563	0,387	0,255	0,547
57672/01	45°	1,151	19,900	22,905	109,204	200,532	26,944	23,768	0,379	0,256	0,545

10.1.5 Legierung EN AW-6016 T6

Tabelle 10-5: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6016 T6 2 %VD+ 185 °C/20 min

Probenbez.	Lage	Dicke [mm]	Breite [mm]	S0 [mm ²]	R _m [MPa]	R _{P0,2} [MPa]	A ₈₀ [%]	A _g [%]
10943/01	0°	1,04	19,72	20,51	282,45	221,19	19,29	14,54
10943/01	0°	1,04	19,74	20,55	283,70	223,71	18,89	14,37
10943/01	0°	1,04	19,74	20,53	283,61	223,43	19,23	14,44
10943/01	45°	1,03	19,81	20,46	275,19	214,50	20,65	16,00
10943/01	45°	1,04	19,78	20,47	275,12	214,76	21,16	16,34
10943/01	45°	1,04	19,81	20,52	277,98	219,12	20,13	15,69
10943/01	90°	1,04	19,79	20,52	274,26	214,04	20,05	15,40
10943/01	90°	1,04	19,83	20,60	270,58	209,65	20,73	15,75
10943/01	90°	1,04	19,79	20,54	272,76	212,48	20,33	15,51

10.1.6 Legierung EN AW-6005A T6

Tabelle 10-6: vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6005A T6 2 %VD+ 185 °C/20 min

Probenbez.	Lage	Dicke [mm]	Breite [mm]	S0 [mm ²]	R _m [MPa]	R _{P0,2} [MPa]	A ₈₀ [%]	A _g [%]
57725/01	0°	1,01	19,79	19,93	288,00	228,51	17,59	13,56
57725/01	0°	1,00	19,80	19,84	291,00	231,75	17,70	13,70
57725/01	0°	1,00	19,81	19,73	292,00	232,29	17,77	13,63
57725/01	45°	0,99	19,86	19,72	282,00	226,76	18,90	14,89
57725/01	45°	0,99	19,89	19,77	281,00	227,00	18,70	14,83
57725/01	45°	1,00	19,86	19,92	277,00	221,95	18,84	15,33
57725/01	90°	1,00	19,84	19,90	281,00	224,43	18,40	14,20
57725/01	90°	1,01	19,83	19,93	178,00	220,17	18,52	14,33
57725/01	90°	1,00	19,78	19,78	282,00	226,47	18,37	14,01

10.1.7 Legierung EN AW-6013 T6

Tabelle 10-7: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6013 T6 2 %VD+ 185 °C/20 min

Probenbez.	Lage	Dicke [mm]	Breite [mm]	S0 [mm ²]	R _m [MPa]	R _{P0,2} [MPa]	A ₈₀ [%]	A _g [%]
66447/01	0°	1,00	19,70	19,78	335,50	259,67	18,18	14,80
66447/01	0°	1,01	19,70	19,84	336,61	260,10	19,19	14,82
66447/01	0°	1,00	19,73	19,79	335,08	259,58	18,71	14,13
66447/01	90°	1,01	19,73	19,97	327,04	252,38	18,81	17,99
66447/01	90°	1,00	19,75	19,83	329,91	252,77	19,91	19,35
66447/01	90°	1,01	19,73	19,95	327,63	252,47	18,44	15,34
66447/01	45°	1,01	19,74	19,98	325,80	253,34	20,01	17,43
66447/01	45°	1,01	19,77	19,93	325,93	253,83	20,28	14,33
66447/01	45°	1,01	19,72	19,82	330,79	254,43	20,83	16,01

10.1.8 Legierung EN AW-6063 T6

Tabelle 10-8: Vollständige Auflistung der Ergebnisse des Zugversuches der Legierung EN AW-6063 T6 2 %VD+ 185 °C/20 min

Probenbez.	Lage	Dicke [mm]	Breite [mm]	S0 [mm ²]	R _m [MPa]	R _{P0,2} [MPa]	A ₈₀ [%]	A _g [%]
57672/01	0°	1,15	19,69	22,55	269,87	215,32	17,21	13,44
57672/01	0°	1,14	19,69	22,53	269,34	214,29	17,14	13,33
57672/01	0°	1,14	19,71	22,51	271,59	217,22	17,26	13,22
57672/01	90°	1,14	19,73	22,51	264,92	212,60	17,38	13,59
57672/01	90°	1,14	19,71	22,45	265,96	213,64	17,20	13,57
57672/01	90°	1,14	19,71	22,47	265,29	212,83	17,37	13,60
57672/01	45°	1,14	19,78	22,49	264,35	213,49	18,62	14,16
57672/01	45°	1,14	19,77	22,50	266,11	215,93	17,93	14,16
57672/01	45°	1,14	19,78	22,53	265,54	215,20	17,62	14,32

10.2 Biegeversuch

Tabelle 10-9: Vollständige Auflistung der Biegeversuchsergebnisse der untersuchten Proben im Wärmebehandlungszustand T4/T4-FH und T6 mit 2 %VD+ 185 °C/20 min

T4/T4-FH			T6 2%VD+185°C/20min		
Legierungen	Öffnungswinkel [°]	Biegewinkel [°]	Legierungen	Öffnungswinkel [°]	Biegewinkel [°]
EN AW-6016 [0°]	25	155	EN AW-6016 [0°]	51	129
EN AW-6016 [0°]	24	156	EN AW-6016 [0°]	50	130
EN AW-6016 [0°]	25	155	EN AW-6016 [0°]	51	129
EN AW-6016 [90°]	61	119	EN AW-6016 [90°]	65	115
EN AW-6016 [90°]	58	122	EN AW-6016 [90°]	67	113
EN AW-6016 [90°]	28	152	EN AW-6016 [90°]	67	113
EN AW-6016 [45°]	27	153	EN AW-6016 [45°]	61	119
EN AW-6016 [45°]	26	154	EN AW-6016 [45°]	58	122
EN AW-6016 [45°]	31	149	EN AW-6016 [45°]	60	120
EN AW-6005A [0°]	23	157	EN AW-6005A [0°]	23	157
EN AW-6005A [0°]	23	157	EN AW-6005A [0°]	23	157
EN AW-6005A [0°]	22	158	EN AW-6005A [0°]	23	157
EN AW-6005A [90°]	25	155	EN AW-6005A [90°]	49	131
EN AW-6005A [90°]	23	157	EN AW-6005A [90°]	49	131
EN AW-6005A [90°]	25	155	EN AW-6005A [90°]	47	133
EN AW-6005A [45°]	22	158	EN AW-6005A [45°]	42	138
EN AW-6005A [45°]	21	159	EN AW-6005A [45°]	40	140
EN AW-6005A [45°]	22	158	EN AW-6005A [45°]	41	139
EN AW-6013 [0°]	98	82	EN AW-6013 [0°]	65	115
EN AW-6013 [0°]	96	84	EN AW-6013 [0°]	68	112
EN AW-6013 [0°]	94	86	EN AW-6013 [0°]	66	114
EN AW-6013 [90°]	100	80	EN AW-6013 [90°]	67	113
EN AW-6013 [90°]	96	84	EN AW-6013 [90°]	67	113
EN AW-6013 [90°]	96	84	EN AW-6013 [90°]	66	114
EN AW-6013 [45°]	90	90	EN AW-6013 [45°]	64	116
EN AW-6013 [45°]	91	89	EN AW-6013 [45°]	63	117
EN AW-6013 [45°]	90	90	EN AW-6013 [45°]	63	117
EN AW-6063 [0°]	27	153	EN AW-6063 [0°]	25	155
EN AW-6063 [0°]	26	154	EN AW-6063 [0°]	26	154
EN AW-6063 [0°]	26	154	EN AW-6063 [0°]	26	154
EN AW-6063 [90°]	27	153	EN AW-6063 [90°]	53	127
EN AW-6063 [90°]	27	153	EN AW-6063 [90°]	57	123
EN AW-6063 [90°]	27	153	EN AW-6063 [90°]	55	125
EN AW-6063 [45°]	24	156	EN AW-6063 [45°]	57	123
EN AW-6063 [45°]	25	155	EN AW-6063 [45°]	53	127
EN AW-6063 [45°]	27	153	EN AW-6063 [45°]	51	129

10.3 Grenzformänderungsdiagramme

10.3.1 Legierung EN AW-6016

Tabelle 10-10: Vollständige Auflistung aller ermittelten Werte, die zur Erstellung des Grenzformänderungsdiagrammes der Legierung EN AW-6016 im Zustand T4-FH herangezogen wurden

Proben geo- metrie [mm]	Prob- en nr.	Se- kt- ion	Haupt- form- änd- erung	Neben- form- änd- erung	gemittelte Haupt- form- änd- erung	gemittelte Neben- form- änd- erung	gemittelte Haupt- form- änd- erung	gemittelte Neben- form- änd- erung
20	1	0	0,315	-0,117				
20	1	1	0,314	-0,113				
20	1	2	0,323	-0,115	0,317	-0,115		
20	2	0	0,331	-0,118				
20	2	1	0,324	-0,113				
20	2	2	0,329	-0,118	0,328	-0,116		
20	3	0	0,329	-0,117				
20	3	1	0,345	-0,123				
20	3	2	0,335	-0,120	0,336	-0,120	0,327	-0,117
50	1	0	0,320	-0,068				
50	1	1	0,312	-0,068				
50	1	2	0,306	-0,070	0,313	-0,068		
50	2	0	0,323	-0,069				
50	2	1	0,321	-0,070				
50	2	2	0,314	-0,070	0,319	-0,070		
50	3	0	0,321	-0,065				
50	3	1	0,324	-0,066				
50	3	2	0,325	-0,066	0,323	-0,065	0,318	-0,068
80	1	0	0,237	-0,004				
80	1	1	0,240	-0,006				
80	1	2	0,238	-0,005	0,239	-0,005		
80	2	0	0,236	-0,005				
80	2	1	0,233	-0,006				
80	2	2	0,231	-0,004	0,233	-0,005		
80	3	0	0,239	-0,005				
80	3	1	0,239	-0,005				
80	3	2	0,241	-0,006	0,240	-0,005	0,237	-0,005
100	1	0	0,195	0,021				
100	1	1	0,194	0,021				
100	1	2	0,194	0,022	0,194	0,0213		
100	2	0	0,195	0,019				
100	2	1	0,196	0,019				
100	2	2	0,197	0,019	0,196	0,019		
100	3	0	0,202	0,020				
100	3	1	0,201	0,021				
100	3	2	0,201	0,020	0,201	0,020	0,197	0,020

110	1	0	0,221	0,033				
110	1	1	0,222	0,034				
110	1	2	0,224	0,034	0,222	0,034		
110	2	0	0,21	0,037				
110	2	1	0,21	0,037				
110	2	2	0,209	0,037	0,210	0,037		
110	4	0	0,227	0,036				
110	4	1	0,227	0,035				
110	4	2	0,226	0,035	0,227	0,035	0,219	0,036
Vollprobe	2	0	0,31	0,294				
Vollprobe	2	1	0,304	0,293				
Vollprobe	2	2	0,302	0,290	0,306	0,292		
Vollprobe	3	0	0,331	0,311				
Vollprobe	3	1	0,333	0,310				
Vollprobe	3	2	0,333	0,312	0,332	0,311		
Vollprobe	4	0	0,325	0,306				
Vollprobe	4	1	0,318	0,305				
Vollprobe	4	2	0,33	0,308	0,324	0,306	0,321	0,303

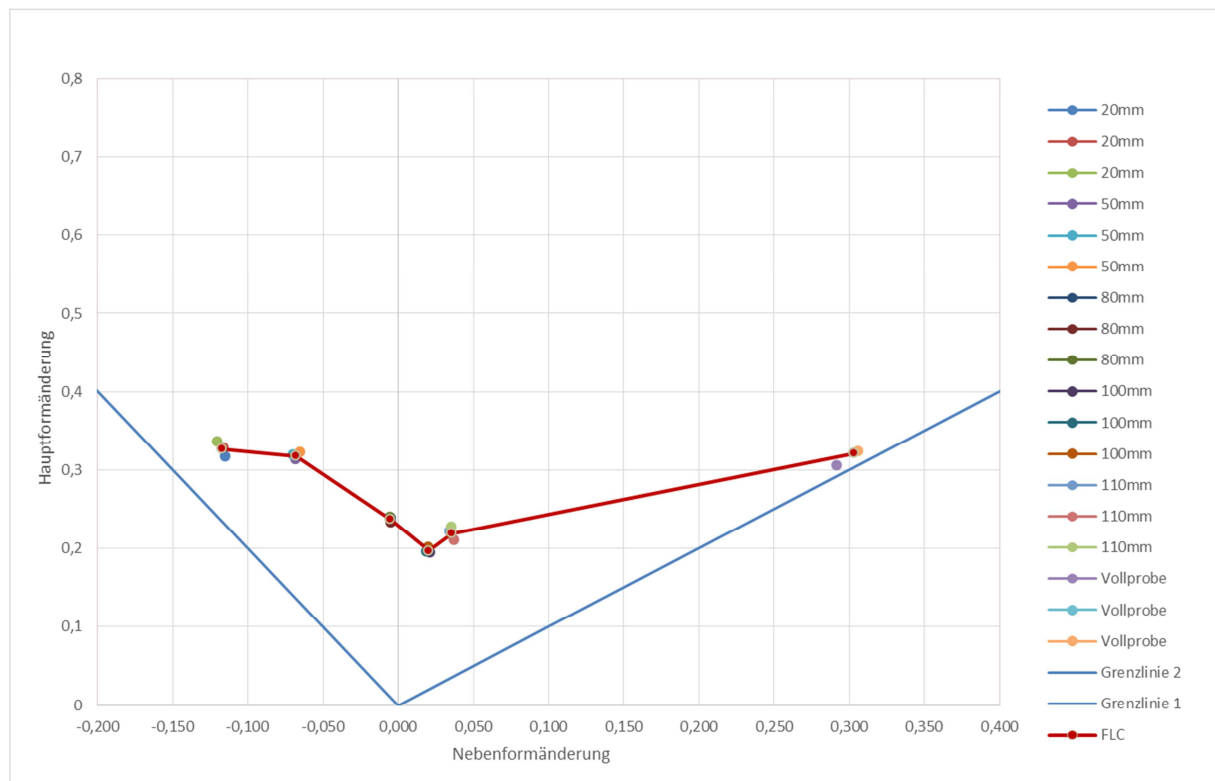


Abbildung 10-1: FLC-Diagramm EN AW-6016

10.3.2 Legierung EN AW-6005A

Tabelle 10-11: Vollständige Auflistung aller ermittelten Werte, die zur Erstellung des Grenzformänderungsdiagrammes der Legierung EN AW-6005A im Zustand T4-FH herangezogen wurden

Proben geo- metrie [mm]	Prob- en nr.	Se- ktion	Haupt- form- änd- erung	Neben- form- änd- erung	gemittelte Haupt- form- änd- erung	gemittelte Neben- form- änd- erung	gemittelte Haupt- form- änd- erung	gemittelte Neben- form- änd- erung
20	1	0	0,318	-0,114				
20	1	1	0,314	-0,114				
20	1	2	0,317	-0,112	0,316	-0,113		
20	2	0	0,315	-0,111				
20	2	1	0,315	-0,110				
20	2	2	0,311	-0,112	0,313	-0,111		
20	3	0	0,282	-0,097				
20	3	1	0,281	-0,092				
20	3	2	0,276	-0,090	0,280	-0,093	0,303	-0,106
50	1	0	0,288	-0,059				
50	1	1	0,291	-0,057				
50	1	2	0,294	-0,058	0,291	-0,058		
50	2	0	0,284	-0,057				
50	2	1	0,293	-0,056				
50	2	2	0,296	-0,059	0,291	-0,057		
50	3	0	0,294	-0,057				
50	3	1	0,287	-0,056				
50	3	2	0,289	-0,056	0,290	-0,057	0,291	-0,057
80	1	0	0,241	0,003				
80	1	1	0,242	0,004				
80	1	2	0,246	-0,006	0,243	-0,00451		
80	2	0	0,208	-0,002				
80	2	1	0,208	0,002				
80	2	2	0,209	0,002	0,208	-0,00207		
80	3	0	0,233	-0,004				
80	3	1	0,231	0,003				
80	3	2	0,233	-0,005	0,232	-0,00406	0,228	-0,00355
100	1	0	0,187	0,020				
100	1	1	0,187	0,021				
100	1	2	0,188	0,021	0,187	0,021		
100	2	0	0,184	0,023				
100	2	1	0,184	0,024				
100	2	2	0,184	0,024	0,184	0,024		
100	3	0	0,187	0,024				
100	3	1	0,186	0,024				
100	3	2	0,185	0,024	0,186	0,024	0,186	0,0228
110	1	0	0,185	0,0362				
110	1	1	0,182	0,0352				
110	1	2	0,179	0,0359	0,182	0,0358		
110	2	0	0,187	0,0362				
110	2	1	0,184	0,0366				
110	2	2	0,186	0,0364	0,186	0,0364		
110	4	0	0,183	0,033				
110	4	1	0,185	0,033				
110	4	2	0,188	0,0338	0,186	0,0333	0,184	0,0352

Vollprobe	2	0	0,295	0,281				
Vollprobe	2	1	0,288	0,266				
Vollprobe	2	2	0,286	0,271	0,290	0,273		
Vollprobe	3	0	0,292	0,275				
Vollprobe	3	1	0,303	0,285				
Vollprobe	3	2	0,296	0,29	0,297	0,283		
Vollprobe	4	0	0,329	0,311				
Vollprobe	4	1	0,323	0,307				
Vollprobe	4	2	0,320	0,303	0,324	0,307	0,304	0,288

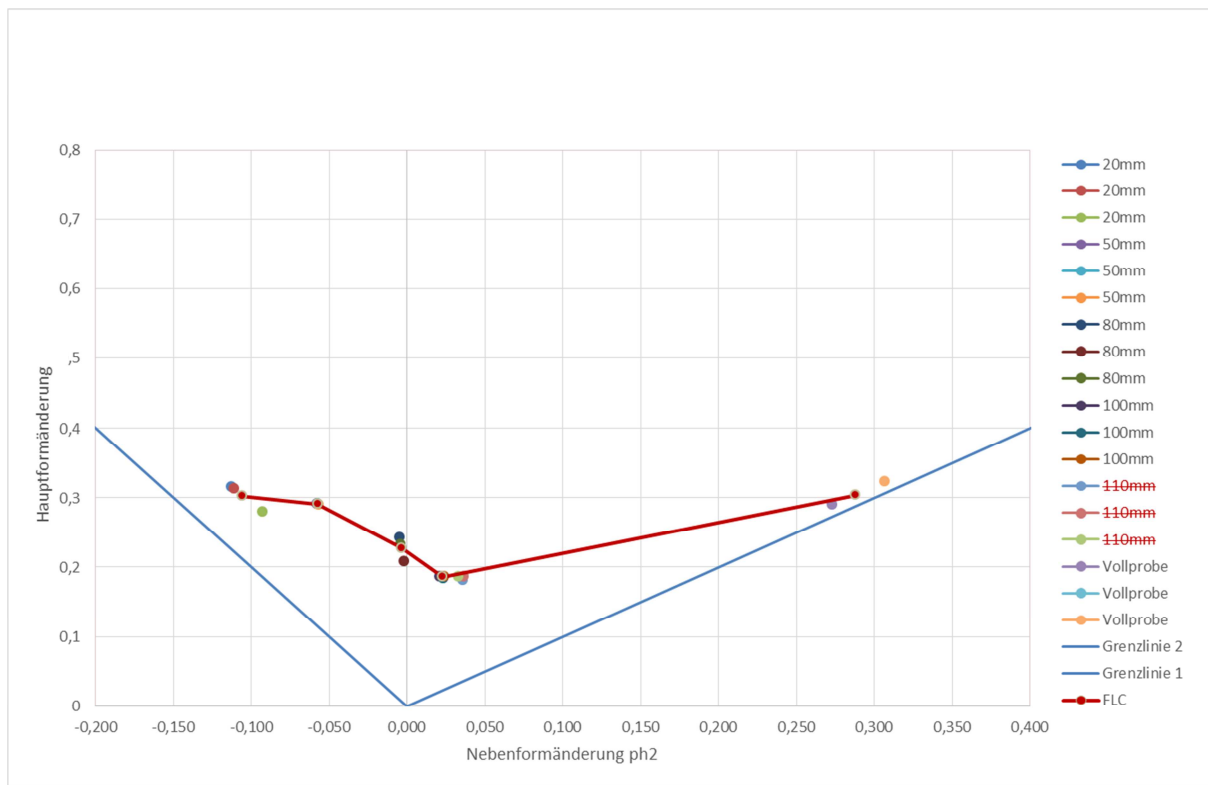


Abbildung 10-2: FLC-Diagramm EN AW-6013

10.3.3 Legierung EN AW-6013

Tabelle 10-12: Vollständige Auflistung aller ermittelten Werte, die zur Erstellung des Grenzformänderungsdiagrammes der Legierung EN AW-6013 im Zustand T4 herangezogen wurden

Proben geometrie [mm]	Prob en nr.	Se kt ion	Haupt- form- änderung	Neben- form- änd erung	gemittelte Haupt form änd erung	gemittelte Neben form änd erung	gemittelte Haupt form änd erung	gemittelte Neben form änd erung
20	1	0	0,274	-0,084				
20	1	1	0,286	-0,087				
20	1	2	0,278	-0,083	0,279	-0,085		
20	2	0	0,284	-0,088				
20	2	1	0,293	-0,089				
20	2	2	0,285	-0,088	0,287	-0,088		
20	3	0	0,289	-0,089				
20	3	1	0,292	-0,089				
20	3	2	0,281	-0,087	0,287	-0,088	0,285	-0,087
50	1	0	0,281	-0,047				
50	1	1	0,274	-0,046				
50	1	2	0,273	-0,048	0,276	-0,047		
50	2	0	0,261	-0,046				
50	2	1	0,263	-0,044				
50	2	2	0,264	-0,043	0,263	-0,044		
50	3	0	0,262	-0,044				
50	3	1	0,262	-0,042				
50	3	2	0,262	-0,042	0,262	-0,043	0,267	-0,045
80	1	0	0,231	0,001				
80	1	1	0,231	0,002				
80	1	2	0,229	0,001	0,230	0,001		
80	2	0	0,215	0,002				
80	2	1	0,215	0,003				
80	2	2	0,212	0,004	0,214	0,003		
80	3	0	0,218	0,001				
80	3	1	0,219	0,002				
80	3	2	0,225	0,001	0,221	0,001	0,222	0,002
100	1	0	0,187	0,020				
100	1	1	0,189	0,020				
100	1	2	0,188	0,019	0,188	0,020		
100	2	0	0,182	0,021				
100	2	1	0,183	0,022				
100	2	2	0,179	0,022	0,181	0,022		
100	3	0	0,186	0,022				
100	3	1	0,187	0,022				
100	3	2	0,188	0,022	0,187	0,022	0,185	0,021
110	1	0	0,198	0,077				
110	1	1	0,197	0,076				
110	1	2	0,197	0,076	0,197	0,076		
110	2	0	0,197	0,077				
110	2	1	0,197	0,078				
110	2	2	0,198	0,078	0,197	0,078		
110	4	0	0,188	0,076				
110	4	1	0,188	0,076				
110	4	2	0,188	0,076	0,188	0,076	0,194	0,077

Vollprobe	2	0	0,275	0,262				
Vollprobe	2	1	0,275	0,261				
Vollprobe	2	2	0,276	0,261	0,275	0,261		
Vollprobe	3	0	0,289	0,268				
Vollprobe	3	1	0,289	0,271				
Vollprobe	3	2	0,291	0,273	0,289	0,271		
Vollprobe	4	0	0,281	0,258				
Vollprobe	4	1	0,277	0,261				
Vollprobe	4	2	0,276	0,263	0,278	0,260	0,281	0,264

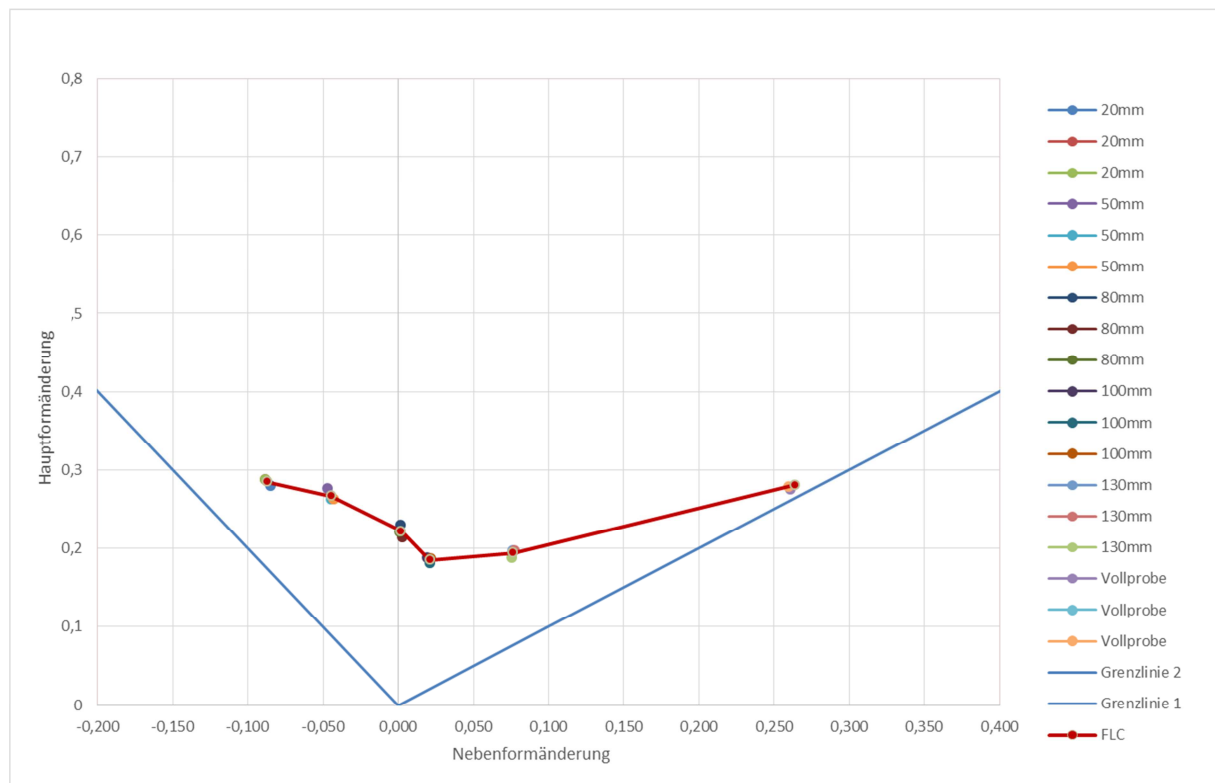


Abbildung 10-3: FLC-Diagramm EN AW-6005A

10.3.4 Legierung EN AW-6063

Tabelle 10-13: Vollständige Auflistung aller ermittelten Werte, die zur Erstellung des Grenzformänderungsdiagrammes der Legierung EN AW-6063 im Zustand T4-FH herangezogen wurden

Proben geometrie [mm]	Prob en nr.	Se ktion	Haupt- form- änd erung	Neben- form- änd erung	gemittelte Haupt form änd erung	gemittelte Neben form änd erung	gemittelte Haupt form änd erung	gemittelte Neben form änd erung
20	1	0	0,319	-0,118				
20	1	1	0,314	-0,113				
20	1	2	0,319	-0,117	0,318	-0,116		
20	2	0	0,323	-0,117				
20	2	1	0,315	-0,116				
20	2	2	0,318	-0,115	0,318	-0,116		
20	3	0	0,322	-0,117				
20	3	1	0,333	-0,122				
20	3	2	0,335	-0,121	0,330	-0,120	0,322	-0,117
50	1	0	0,317	-0,064				
50	1	1	0,313	-0,063				
50	1	2	0,303	-0,063	0,311	-0,063		
50	2	0	0,293	-0,065				
50	2	1	0,306	-0,065				
50	2	2	0,307	-0,062	0,302	-0,064		
50	3	0	0,317	-0,064				
50	3	1	0,314	-0,061				
50	3	2	0,318	-0,065	0,316	-0,063	0,310	-0,063
80	1	0	0,244	-0,004				
80	1	1	0,245	-0,005				
80	1	2	0,240	-0,005	0,243	-0,005		
80	2	0	0,247	-0,006				
80	2	1	0,244	-0,004				
80	2	2	0,246	-0,005	0,246	-0,005		
80	3	0	0,250	-0,007				
80	3	1	0,248	-0,005				
80	3	2	0,250	-0,005	0,249	-0,006	0,246	-0,005
100	1	0	0,199	0,026				
100	1	1	0,199	0,025				
100	1	2	0,199	0,025	0,199	0,025		
100	2	0	0,211	0,024				
100	2	1	0,208	0,024				
100	2	2	0,206	0,023	0,208	0,023		
100	3	0	0,209	0,024				
100	3	1	0,207	0,024				
100	3	2	0,206	0,024	0,207	0,024	0,205	0,024
110	1	0	0,225	0,063				
110	1	1	0,229	0,064				
110	1	2	0,230	0,065	0,228	0,064		
110	2	0	0,243	0,063				
110	2	1	0,243	0,062				
110	2	2	0,243	0,063	0,243	0,063		
110	4	0	0,239	0,065				
110	4	1	0,245	0,066				
110	4	2	0,245	0,065	0,243	0,065	0,238	0,064

Vollprobe	2	0	0,320	0,303				
Vollprobe	2	1	0,328	0,303				
Vollprobe	2	2	0,325	0,302	0,324	0,303		
Vollprobe	3	0	0,315	0,308				
Vollprobe	3	1	0,318	0,308				
Vollprobe	3	2	0,315	0,301	0,316	0,306		
Vollprobe	4	0	0,301	0,29				
Vollprobe	4	1	0,298	0,287				
Vollprobe	4	2	0,301	0,288	0,300	0,288	0,314	0,299

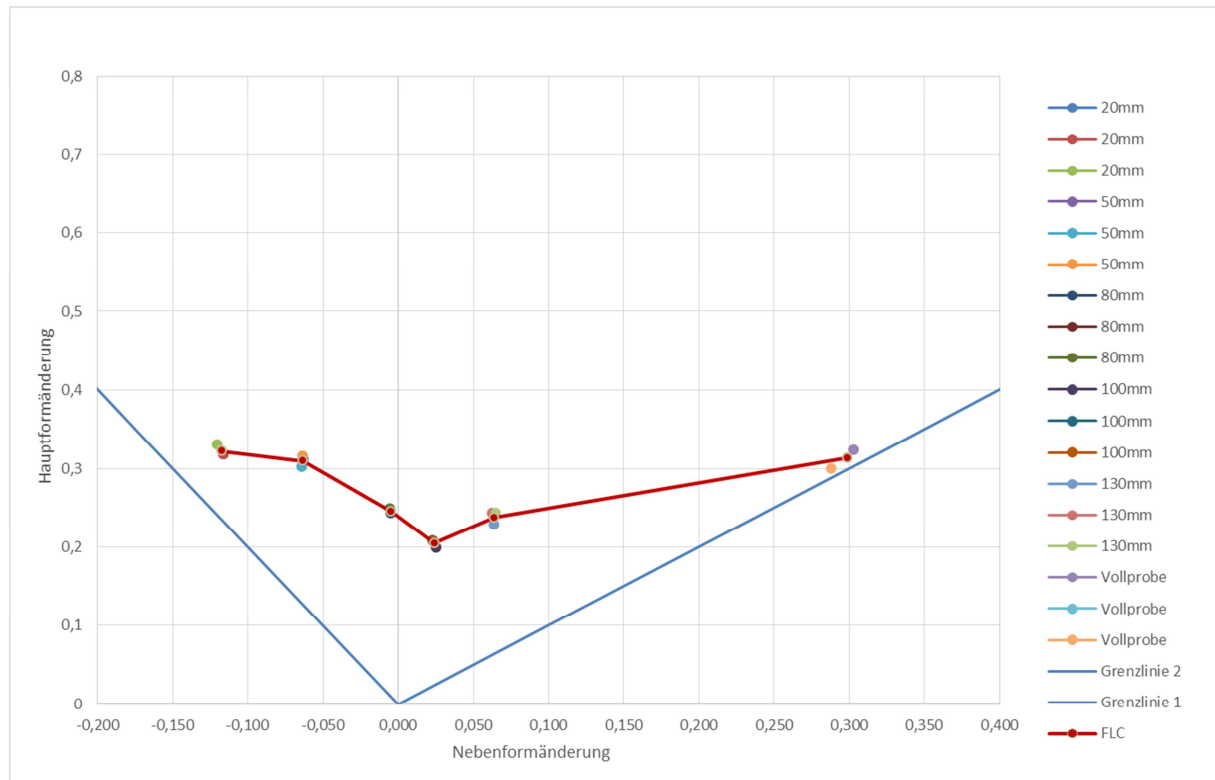


Abbildung 10-4: FLC-Diagramm EN AW-6063

10.4 Lochaufweitungsversuch

Tabelle 10-14: Vollständige Auflistung der ermittelten Ergebnisse des Lochaufweitungsversuches für alle untersuchten Legierungen im Zustand T4/T4-FH

Legierung	Enddurchmesser						Mittelwert	Limitierende
	[mm]						Durchmesser	Lochaufweitung
							[-]	[%]
EN AW-6016	15,42	15,58	15,62	15,54	15,58	15,55	15,55	55,48
EN AW-6016	15,69	15,62	15,66	15,67	15,65	15,67	15,66	56,60
EN AW-6016	15,58	15,50	15,54	15,53	15,52	15,53	15,53	55,34
EN AW-6016	14,88	14,82	14,82	14,78	14,87	14,82	14,83	48,32
EN AW-6016	15,17	15,14	15,20	15,23	15,23	15,16	15,19	51,88
EN AW-6016	15,58	15,55	15,60	15,64	15,60	15,53	15,58	55,83
EN AW-6016	15,38	15,48	15,26	15,30	15,38	15,37	15,36	53,62
EN AW-6016	14,76	14,68	14,71	14,67	14,70	14,73	14,71	47,08
EN AW-6005A	15,98	16,02	15,94	15,94	15,97	15,99	15,97	59,73
EN AW-6005A	16,08	16,03	16,10	16,05	16,04	16,05	16,06	60,58
EN AW-6005A	15,64	15,47	15,6	15,51	15,50	15,48	15,53	55,33
EN AW-6005A	15,68	15,70	15,67	15,73	15,75	15,74	15,71	57,12
EN AW-6005A	15,24	15,22	15,20	15,26	15,27	15,2	15,23	52,32
EN AW-6005A	15,38	15,34	15,22	15,30	15,38	15,33	15,33	53,25
EN AW-6005A	15,36	15,37	15,3	15,36	15,42	15,30	15,35	53,52
EN AW-6005A	15,94	15,83	15,9	15,88	15,87	15,93	15,89	58,92
EN AW-6005A	15,93	16,00	15,94	15,98	15,95	16,00	15,97	59,67
EN AW-6013	14,15	14,18	14,15	14,19	14,14	14,21	14,17	41,70
EN AW-6013	14,34	14,44	14,38	14,43	14,40	14,28	14,38	43,78
EN AW-6013	14,33	14,34	14,27	14,39	14,35	14,40	14,35	43,47
EN AW-6013	14,01	14,01	13,92	13,91	14,00	14,01	13,98	39,77
EN AW-6013	14,19	14,17	14,13	14,16	14,19	14,14	14,16	41,63
EN AW-6013	14,43	14,46	14,40	14,44	14,38	14,39	14,42	44,17
EN AW-6013	13,62	13,61	13,65	13,68	13,66	13,63	13,64	36,42
EN AW-6063	15,74	15,75	15,74	15,65	15,69	15,73	15,72	57,17
EN AW-6063	14,46	14,47	14,40	14,38	14,46	14,43	14,43	44,33
EN AW-6063	15,15	15,09	15,07	15,11	15,08	15,03	15,09	50,88
EN AW-6063	14,38	14,34	14,29	14,42	14,40	14,33	14,36	43,60
EN AW-6063	15,79	15,51	15,77	15,56	15,74	15,74	15,69	56,85
EN AW-6063	16,41	16,45	16,46	16,47	16,36	16,30	16,41	64,08
EN AW-6063	14,68	14,78	14,82	14,77	14,79	14,69	14,76	47,55
EN AW-6063	15,45	15,43	15,36	15,35	15,38	15,35	15,39	53,87
EN AW-6063	15,31	15,29	15,25	15,23	15,21	15,30	15,27	52,65
EN AW-6063	15,25	15,19	15,15	15,20	15,23	15,17	15,20	51,98

10.5 Tiefziehversuch mittels einer Kreuzform

10.5.1 Bestimmung der Niederhalterkraft

Tabelle 10-15: Vollständige Auflistung der Versuchsergebnisse, welche zur Ermittlung der zu wählenden Niederhalterkraft herangezogen wurden

Legierungen	FN soll [kN]	FN ist [kN]	v. [mm/min]	Orien- tierung [°]	Schmier- mittel [-]	Stempel- weg [mm]	Zieh- tiefe [mm]
EN AW-6016	3,0	3,2	15	45	Vaseline	30,0	20,8
EN AW-6016	3,0	2,6	15	45	Vaseline	28,1	18,9
EN AW-6016	3,0	2,6	15	45	Vaseline	29,3	20,1
EN AW-6016	3,5	3,0	15	45	Vaseline	29,4	20,2
EN AW-6016	3,5	3,2	15	45	Vaseline	28,5	19,3
EN AW-6016	3,5	3,8	15	45	Vaseline	28,3	19,1
EN AW-6016	3,5	3,5	15	45	Vaseline	28,1	18,9
EN AW-6016	3,5	3,5	15	45	Vaseline	30,5	21,3
EN AW-6016	3,5	4,0	15	45	Vaseline	29,9	20,7
EN AW-6016	4,0	4,1	15	45	Vaseline	28,3	19,1
EN AW-6016	4,0	4,0	15	45	Vaseline	29,3	20,1
EN AW-6016	4,0	4,6	15	45	Vaseline	28,5	19,3
EN AW-6016	4,0	4,0	15	45	Vaseline	29,7	20,5
EN AW-6013	5,0	5,5	15	45	Vaseline	24,7	15,5
EN AW-6013	6,0	7,1	15	45	Vaseline	24,5	15,3
EN AW-6013	6,0	5,9	15	45	Vaseline	24,6	15,4
EN AW-6013	6,0	5,5	15	45	Vaseline	24,7	15,5
EN AW-6013	6,5	5,3	15	45	Vaseline	24,6	15,4
EN AW-6013	6,5	5,4	15	45	Vaseline	24,4	15,2
EN AW-6013	6,5	5,5	15	45	Vaseline	24,6	15,4
EN AW-6013	7,0	6,8	15	45	Vaseline	24,7	15,5
EN AW-6013	7,0	6,9	15	45	Vaseline	24,6	15,4
EN AW-6013	7,0	7,1	15	45	Vaseline	24,4	15,2
EN AW-6013	8,0	8,0	15	45	Vaseline	24,4	15,2
EN AW-6005A	3,0	2,7	15	45	Vaseline	29,3	20,1
EN AW-6005A	3,0	2,7	15	45	Vaseline	29,1	19,9
EN AW-6005A	3,0	2,8	15	45	Vaseline	29,5	20,3
EN AW-6005A	3,5	3,1	15	45	Vaseline	29,1	19,9
EN AW-6005A	3,5	3,9	15	45	Vaseline	28,5	19,3
EN AW-6005A	3,5	4,2	15	45	Vaseline	28,8	19,6
EN AW-6005A	4,0	3,6	15	45	Vaseline	29,0	19,8
EN AW-6005A	4,0	4,4	15	45	Vaseline	28,9	19,7
EN AW-6005A	4,0	3,6	15	45	Vaseline	29,1	19,9
EN AW-6005A	4,5	4,8	15	45	Vaseline	28,4	19,2
EN AW-6005A	5,0	4,4	15	45	Vaseline	28,3	19,1
EN AW-6063	3,0	2,2	15	45	Vaseline	26,9	17,7
EN AW-6063	3,0	3,9	15	45	Vaseline	26,1	16,9

EN AW-6063	3,0	3,2	15	45	Vaseline	26,5	17,3
EN AW-6063	3,5	2,7	15	45	Vaseline	27,0	17,8
EN AW-6063	3,5	2,7	15	45	Vaseline	27,0	17,8
EN AW-6063	3,5	3,9	15	45	Vaseline	26,8	17,6
EN AW-6063	4,0	3,2	15	45	Vaseline	26,4	17,2
EN AW-6063	4,0	4,4	15	45	Vaseline	26,3	17,1
EN AW-6063	4,0	4,3	15	45	Vaseline	26,3	17,1
EN AW-6063	4,5	4,4	15	45	Vaseline	26,2	17,0

10.5.2 Bestimmung der Stempelgeschwindigkeit

Tabelle 10-16: Vollständige Auflistung der Versuchsergebnisse, welche zur Ermittlung der zu wählenden Stempelgeschwindigkeit herangezogen wurden

Legierungen	FN soll [kN]	FN ist [kN]	v. [mm/min]	Orientierung [°]	Schmier mittel	Stempel weg [mm]	Ziehtiefe [mm]
EN AW-6016	3,5	3,5	15	45	Vaseline	30,5	21,3
EN AW-6016	3,5	4,0	15	45	Vaseline	29,9	20,7
EN AW-6016	3,5	3,0	15	45	Vaseline	29,4	20,2
EN AW-6016	3,5	3,7	30	45	Vaseline	27,5	18,3
EN AW-6016	3,5	4,0	30	45	Vaseline	27,4	18,2
EN AW-6016	3,5	3,9	30	45	Vaseline	27,4	18,2
EN AW-6016	3,5	3,0	23	45	Vaseline	29,5	20,3
EN AW-6016	3,5	3,0	23	45	Vaseline	28,8	19,6
EN AW-6016	3,5	3,8	23	45	Vaseline	29,0	19,8
EN AW-6005A	4,0	3,6	15	45	Vaseline	29,0	19,8
EN AW-6005A	4,0	4,4	15	45	Vaseline	28,9	19,7
EN AW-6005A	4,0	3,6	15	45	Vaseline	29,1	19,9
EN AW-6005A	4,0	3,8	30	45	Vaseline	28,7	19,5
EN AW-6005A	4,0	3,6	30	45	Vaseline	28,5	19,3
EN AW-6005A	4,0	3,9	30	45	Vaseline	28,6	19,4
EN AW-6005A	4,0	3,5	23	45	Vaseline	28,8	19,6
EN AW-6005A	4,0	2,7	23	45	Vaseline	28,6	19,4
EN AW-6005A	4,0	4,0	23	45	Vaseline	28,7	19,5
EN AW-6013	7,0	6,8	15	45	Vaseline	24,7	15,5
EN AW-6013	7,0	6,9	15	45	Vaseline	24,6	15,4
EN AW-6013	7,0	7,1	15	45	Vaseline	24,4	15,2
EN AW-6013	7,0	7,8	30	45	Vaseline	24,1	14,9
EN AW-6013	7,0	8,0	30	45	Vaseline	24,2	15,0
EN AW-6013	7,0	7,7	30	45	Vaseline	24,0	14,8
EN AW-6063	3,5	2,7	15	45	Vaseline	27,0	17,8
EN AW-6063	3,5	2,7	15	45	Vaseline	27,0	17,8
EN AW-6063	3,5	3,9	15	45	Vaseline	26,8	17,6
EN AW-6063	3,5	3,9	30	45	Vaseline	26,2	17,0
EN AW-6063	3,5	4,0	30	45	Vaseline	26,4	17,2
EN AW-6063	3,5	3,6	30	45	Vaseline	26,4	17,2

10.5.3 Bestimmung Orientierung

Tabelle 10-17: Vollständige Auflistung der Versuchsergebnisse, welche zur Ermittlung der zu wählenden Orientierung herangezogen wurden

Legierungen	FN soll [kN]	FN ist [kN]	v. [mm/min]	Orientierung [°]	Schmiermittel [-]	Stempelweg [mm]	Ziehtiefe [mm]
EN AW-6016	3,5	3,5	15	45	Vas	30,5	21,3
EN AW-6016	3,5	4,0	15	45	Vas	29,9	20,7
EN AW-6016	3,5	3,0	15	45	Vas	29,4	20,2
EN AW-6016	3,5	3,8	15	90	Vas	28,7	19,5
EN AW-6016	3,5	3,8	15	90	Vas	28,2	19,0
EN AW-6016	3,5	3,7	15	90	Vas	28,6	19,4
EN AW-6013	7,0	6,8	15	45	Vas	24,7	15,5
EN AW-6013	7,0	6,9	15	45	Vas	24,6	15,4
EN AW-6013	7,0	7,1	15	45	Vas	24,4	15,2
EN AW-6013	7,0	5,9	15	90	Vas	24,4	15,2
EN AW-6013	7,0	8,3	15	90	Vas	24,2	15,0
EN AW-6013	7,0	7,7	15	90	Vas	24,3	15,1
EN AW-6005A	4,0	3,6	15	45	Vas	29,0	19,8
EN AW-6005A	4,0	4,4	15	45	Vas	28,9	19,7
EN AW-6005A	4,0	3,6	15	45	Vas	29,1	19,9
EN AW-6005A	4,0	3,8	15	90	Vas	28,1	18,9
EN AW-6005A	4,0	4,5	15	90	Vas	28,5	19,3
EN AW-6005A	4,0	4,4	15	90	Vas	27,3	18,1
EN AW-6063	3,5	2,7	15	45	Vas	27,0	17,8
EN AW-6063	3,5	2,7	15	45	Vas	27,0	17,8
EN AW-6063	3,5	3,9	15	45	Vas	26,8	17,6
EN AW-6063	3,5	3,4	15	90	Vas	25,7	16,5
EN AW-6063	3,5	3,1	15	90	Vas	25,9	16,7
EN AW-6063	3,5	4,4	15	90	Vas	25,6	16,4

10.5.4 Ergebnisse des finalen Tiefziehversuche mittels einer Kreuzform

Tabelle 10-18: Vollständige Auflistung der ermittelten Ergebnisse des finalen Tiefziehversuches mittels einer Kreuzform

Legierungen	FN [kN]	v. [mm/min]	Orientierung [°]	Schmiermittel [-]	Ziehtiefe [mm]
EN AW-6016	5,0	15	45	Vaseline	17,1
EN AW-6016	5,0	15	45	Vaseline	17,1
EN AW-6016	5,0	15	45	Vaseline	16,6
EN AW-6005A	5,0	15	45	Vaseline	17,1
EN AW-6005A	5,0	15	45	Vaseline	17,5
EN AW-6005A	5,0	15	45	Vaseline	17,6
EN AW-6013	5,0	15	45	Vaseline	15,1
EN AW-6013	5,0	15	45	Vaseline	15,0
EN AW-6013	5,0	15	45	Vaseline	15,2
EN AW-6013	5,0	15	45	Vaseline	15,3
EN AW-6063	5,0	15	45	Vaseline	17,5
EN AW-6063	5,0	15	45	Vaseline	18,0
EN AW-6063	5,0	15	45	Vaseline	17,9
EN AW-6016	3,5	15	45	Vaseline	19,1
EN AW-6016	3,5	15	45	Vaseline	18,5
EN AW-6016	3,5	15	45	Vaseline	17,1
EN AW-6005A	3,5	15	45	Vaseline	18,0
EN AW-6005A	3,5	15	45	Vaseline	18,5
EN AW-6005A	3,5	15	45	Vaseline	18,6
EN AW-6013	3,5	15	45	Vaseline	15,4
EN AW-6013	3,5	15	45	Vaseline	15,3
EN AW-6013	3,5	15	45	Vaseline	15,3
EN AW-6063	3,5	15	45	Vaseline	18,0
EN AW-6063	3,5	15	45	Vaseline	17,7
EN AW-6063	3,5	15	45	Vaseline	17,9

10.5.5 Messung der Probendicke nach dem Tiefziehversuch mittels einer Kreuzform

Tabelle 10-19: Vollständige Auflistung der Blechdickenmessergebnisse an den durch Tiefziehversuch mittels einer Kreuzform umgeformten Proben der Legierungen EN AW-6016 T4-FH und EN AW-6013 T4

Legierung	1 [mm]	2 [mm]	3 [mm]	4 [mm]	5 [mm]	6 [mm]	7 [mm]	8 [mm]
EN AW-6016	1,01	0,70	0,976	1,02	1,03	0,94	0,85	0,84
EN AW-6016	1,02	0,68	0,989	1,00	0,95	0,96	0,87	0,87
EN AW-6016	1,03	0,66		1,00	0,93	0,92	0,91	
EN AW-6016	1,01	0,77		1,04	0,96		0,95	
EN AW-6016	1,06	0,65		1,03	1,00		0,85	
EN AW-6016	1,04	0,75		1,03	0,99		0,90	
EN AW-6016	1,04	0,73		1,03	0,96		0,93	
EN AW-6016	1,03	0,77		1,04	0,94			
EN AW-6016		0,76		1,03	0,91			
EN AW-6016		0,75		1,03				
EN AW-6016		0,78		1,03				
EN AW-6016				1,02				
EN AW-6016				1,04				
EN AW-6016				1,02				
EN AW-6016				1,02				
EN AW-6013	1,03	0,69	0,899	1,00	0,91	0,98	0,87	0,83
EN AW-6013	1,05	0,78	0,884	1,02	1,01	0,98	0,88	0,84
EN AW-6013	0,98	0,75	0,890	1,02	0,96	0,98	0,82	
EN AW-6013	0,98	0,71		0,99		0,88	0,86	
EN AW-6013	0,97	0,77		1,00		0,82	0,89	
EN AW-6013	0,98	0,74		1,01		0,87		
EN AW-6013		0,76		1,01				
EN AW-6013		0,82		1,00				
EN AW-6013		0,84		1,00				
EN AW-6013		0,78		1,00				
EN AW-6013		0,78		0,99				