

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe. Das in TUGRAZonline hochgeladene Textdokument ist mit der vorliegenden Masterarbeit identisch.

Datum

Unterschrift

Kurzfassung

Schwerpunkt dieser Arbeit ist die Untersuchung der im Prozess verwendeten Aluminiumlegierung zur Herstellung von Luftfederkomponenten für die Automobilindustrie. Die Produktion erfolgt mittels eines Tiefziehprozesses in mehreren Stufen. Zwei Wärmestationen zwischen den Umformschritten dienen zur Rekristallisation und somit zur Entfestigung des Materials, um die Verformbarkeit während des ganzen Prozesses zu gewährleisten.

Im Fokus steht die Untersuchung der Relevanz und der Effizienz der beiden Wärmebehandlungen zwischen den einzelnen Kaltumformprozessen. Aufschluss sollen dabei metallographische Untersuchungen von Proben aus unterschiedlichen Prozessschritten bringen. Neben den Gefügeuntersuchungen werden parallel dazu Härtemessungen durchgeführt, um den Einfluss des Kaltverformens und der anschließenden Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften des Materials zu untersuchen. Dabei kommt es zu unterschiedlichen Ergebnissen für die beiden Wärmestationen. In der ersten Wärmestation kommt es zur Rekristallisation des Gefüges. Damit wird die gewünschte Entfestigung erzielt und die Verformbarkeit für die weiteren Umformschritte gewährleistet. Die untersuchten Proben der zweiten Wärmebehandlung zeigen hingegen eine ungleichmäßige Rekristallisation. In Teilen des Werkstückes kommt es zu keiner Entfestigung des Materials. So entstehen Bereiche mit unterschiedlichen plastischen Eigenschaften, wodurch es zu einer Beeinträchtigung in den weiteren Verarbeitungsschritten und in der Folge auch zu einer Beeinträchtigung des fertigen Produktes kommen kann.

Für ein besseres Verständnis des Rekristallisationsprozesses, werden im Labor Wärmebehandlungen an kaltverfestigten Proben durchgeführt und im Anschluss eine Rekristallisationskinetik mit Hilfe von Härtemessungen aufgestellt. Diese soll den Einfluss der Temperatur und der Zeit der Wärmebehandlung auf das Gefüge verdeutlichen.

Abstract

The focus of this work is the analysis of an aluminium alloy, used in the production process of air spring components for the automotive industry. The production of the final part consists of a deep drawing process in several stages. There are two heating stations between the individual deep drawing steps, which lead to a recrystallization and therefore to a softening of the material. This should provide the required deformability during the whole process.

This thesis investigates the relevance and efficiency of both heat treatments between the individual drawing steps. In addition to the metallographic analysis, hardness measurements were carried out to determine the influence on the mechanical properties as the result of the hardening and softening processes.

There are different results for both heat treatments. The first heating station leads to a recrystallization of the grain structure. So the softening of the material is achieved, which provides the deformability for further deformation steps. The work piece after the second heating station shows an uneven recrystallization. There is no softening of the material in some areas of the work piece. This leads to regions with different ductility, which can influence following processing steps or even the final product.

The recrystallization process is simulated in the laboratory at constant temperature levels, followed by the measurement of the reduction in hardness during the softening process. In this way, the recrystallization kinetic was described as a function of temperature and time of the heat treatment.

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen jenen bedanken, die mir beim Erstellen dieser Arbeit durch ihre Unterstützung zur Seite gestanden sind.

Bei Frau **Assoc.Prof. Dr.techn Maria Cecilia Poletti**, für die Vergabe und Betreuung dieser Diplomarbeit. Ihre intensive Unterstützung in allen Belangen und ihre fachlichen Hilfestellungen und Ratschläge, die diese Arbeit erst möglich gemacht haben.

Bei der **Firma Radkersburger Metallwarenfabrik GmbH**, für die Realisierung der Diplomarbeit und besonders **Herrn DI (FH) Bernhard Aigner**, für den Erhalt der Proben sowie Informationsmaterialien, zur Umsetzung dieser Arbeit.

Beim Laborteam rund um Herrn **Ing. Kurt Kerschbaumer** und insbesondere **Herrn Thomas Friedl**, der mir mit besonders viel Engagement im Labor mit Rat und Tat zur Seite gestanden ist.

Besonderer Dank gilt auch meiner Familie, die mir während meiner gesamten Studienzeit, sowie bei Fragen rund um meine Diplomarbeit stets ihre Hilfe angeboten haben.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung.....	1
2	Grundlagen von Aluminiumlegierungen	3
2.1	Legierungsbildung	3
2.2	Einteilung von Aluminiumwerkstoffen	4
2.2.1	Aushärtbare Aluminiumknetlegierungen	5
2.2.2	Nicht aushärtbare Aluminiumknetlegierungen	6
2.3	Bezeichnungen von Aluminiumlegierungen	8
2.4	Verarbeitungsprozesse	9
2.4.1	Walzen	10
2.4.2	Tiefziehen	11
2.5	Einfluss von mechanischer Behandlung - Verfestigung.....	13
2.5.1	Gitterbaufehler	13
2.5.2	Versetzungen.....	15
2.5.3	Korngrenzen	15
2.5.4	Mischkristallverfestigung.....	17
2.6	Einfluss der thermischen Behandlung - Entfestigung	17
2.6.1	Erhöhung	19
2.6.2	Rekristallisation	20
2.7	Kinetik der Rekristallisation	21

3	Industrieller Prozess und Probenahme	25
3.1	Materialbeschreibung	25
3.2	Prozess.....	25
4	Experimentelle Durchführung	28
4.1	Metallographische Untersuchung	29
4.1.1	Probenpräparation	30
4.2	Temperaturbehandlung im Ofen.....	32
4.3	Simulation der industriellen Wärmebehandlung	33
4.4	Härtemessungen	35
5	Ergebnisse und Diskussion	36
5.1	Der Lieferzustand	36
5.2	Auswirkung auf das Gefüge als Folge des Herstellungsprozesses	38
5.3	Zustand vor der ersten Wärmestation – Werkstück B	40
5.4	Einfluss der ersten Wärmestation – Werkstück C	43
5.5	Zustand vor der zweiten Wärmestation – Werkstück D.....	44
5.6	Einfluss der zweiten Wärmestation – Werkstück E	47
5.7	Prozesssimulation.....	51
5.8	Rekristallisationsverhalten	52
5.8.1	Einfluss der Temperatur	58
5.8.2	Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov Kinetik (JMAK - Kinetik)	59

6	Schlussfolgerung und Ausblick	61
7	Abbildungsverzeichnis	64
8	Tabellenverzeichnis	68
9	Literaturverzeichnis	69

1 Einleitung

In vielen Bereichen der Technik haben Aluminium und seine Legierungen als zweitwichtigstes Metall nach Stahl an Bedeutung gewonnen [1]. Diese erreicht das Material einerseits durch sein günstiges Verhältnis von Festigkeit zur Dichte ($\sigma^{2/3}/\rho$ bzw. $\sigma^{1/2}/\rho$) und E-Modul zur Dichte ($E^{1/2}/\rho$ bzw. $E^{1/3}/\rho$), andererseits durch die große Korrosionsbeständigkeit. Diese Eigenschaften liefern entscheidende Vorteile, vor allem bei der Anwendung in der Luftfahrt und der Fahrzeugtechnik [2]. Eine wichtige Rolle spielen hier die Festigkeits-, Härte-, und Verformbarkeitseigenschaften. Sie werden einerseits durch unterschiedliche Herstellungs- und Verarbeitungsprozesse, andererseits durch die verschiedenen Legierungssysteme von Aluminium beeinflusst.

Im Zuge dieser Arbeit, die in Kooperation mit der Firma Radkersburger Metallwarenfabrik GmbH durchgeführt wurde, soll der Herstellungsprozess von Luftfederkolben mittels Tiefziehverfahren aus einer AlMg3 Legierung für die Automobilindustrie genauer analysiert werden. Ein deutlicher Fokus liegt dabei auf den Eigenschaften und dem Verhalten des Materials während des Herstellungsprozesses. Im Zuge des Tiefziehens, bei dem es sich um ein Zug-Druck-Umformen handelt, kommt es zu einer Verfestigung des Materials. Da der Herstellungsprozess auf mehreren Umformschritten basiert, muss die Verformbarkeit des Materials über den gesamten Prozess gewährleistet sein. Deshalb ist es notwendig, durch Wärmebehandlungen zwischen den Umformschritten das Material zu entfestigen, um so eine höhere Verformbarkeit des Materials zu erreichen. Dadurch soll ein Materialversagen während des Herstellungsprozesses vermieden werden und der Ausschuss der Produktion verringert werden. Ein besonderes Augenmerk liegt deshalb auf den in den Wärmestationen ablaufenden Prozess, bei dem es sich um die Rekristallisation des Materials handelt. Mit Hilfe der Anfertigung von Schlifffbildern wird der Einfluss der Wärmebehandlung auf das Gefüge untersucht. Parallel dazu, werden Härtemessungen durchgeführt, um die Verfestigungs- und Entfestigungsprozesse während der Kaltumformung und der Rekristallisation zu bestimmen.

Ziel dieser Arbeit ist es, ein grundlegendes Verständnis über die im Material ablaufenden Prozesse sowohl während des Tiefziehprozesses als auch während der beiden Wärmebehandlungen zu erlangen und die dabei auftretenden physikalischen Phänomenen zu beschreiben. Ein weiterer Punkt ist die Quantifizierung von Verfestigungs- und Entfestigungsprozessen im Material. Die oben erwähnten, praktisch durchgeführten Untersuchungen der Prozessproben sollen Aufschluss über den Nutzen und die Effizienz, der in der Herstellung verwendeten Wärmebehandlungen bringen. Somit kann auf Verbesserungsmöglichkeiten des industriellen Prozesses aufmerksam gemacht werden.

2 Grundlagen von Aluminiumlegierungen

2.1 Legierungsbildung

Bei Legierungen handelt es sich um metallische Werkstoffe, denen absichtlich ein oder mehrerer Elemente zugesetzt werden. Ziel dieses sogenannten „Zulegieren von Elementen“, ist eine gezielte Änderung der Materialeigenschaften. Prinzipiell besitzen Metalle im festen Zustand einen kristallinen Aufbau. Basierend auf der metallischen Bindung resultieren ihre charakteristischen Eigenschaften, wie die Wärmeleitfähigkeit, elektrische Leitfähigkeit als auch die plastische Verformbarkeit. Setzt man dem reinen Metall Legierungselemente zu, so wird der kristalline Aufbau und damit auch die Eigenschaften des jeweiligen Materials beeinflusst. [2]

Von großer Bedeutung ist dabei der Erstarrungsprozess der flüssigen Phase, bei der es zur Ausbildung verschiedener Phasen kommt. Einerseits kommt es zu einer so genannten Mischkristallbildung, andererseits bilden nicht gelöste Anteile im Aluminium eigene heterogene Phasen aus. Diese können aus den Elementen selbst oder aus intermetallischen Verbindungen mit Aluminium bestehen. [1]

Im Zuge der Mischkristallbildung wird im Gitter des reinen Metalls eine gewisse Menge an Fremdatomen bzw. Legierungsatomen aufgenommen. Dadurch werden sie im Wirtsgitter gelöst. Aufgrund dieser Tatsache werden Mischkristalle auch als feste Lösungen bezeichnet. Abhängig von der Größe des zulegierten Atoms, dem Gittertyp und den chemischen Bedingungen kommt es zu einer lückenlosen Mischbarkeit der Fremdatome im Wirtsgitter. [2]

Intermetallische Verbindungen treten im Wirtsgitter als neue, selbständige und artfremde Strukturen auf, die aus dem reinen Metall und den Legierungselementen oder aus Verbindungen zwischen den Legierungselementen aufgebaut sind. Es handelt sich dabei um Kristalle, in denen sehr stark anziehende Kräfte zwischen den Atomen vorliegen. Sie weisen neben der metallischen Bindung auch andere Bindungsarten, wie beispielsweise kovalente Bindungen auf und zeichnen sich meist durch ein komplex aufgebautes Gitter aus. Eine Elementarzelle kann oft mehrere hundert Atome

enthalten. Die intermetallischen Bindungen zwischen den Atomen führen wiederum zu einer großen Härte, Festigkeit und Sprödigkeit des Materials. Diese Eigenschaften können auf die gesamte Legierung übertragen und somit die mechanischen Eigenschaften des Materials beeinflussen. [2]

2.2 Einteilung von Aluminiumwerkstoffen

Zu den wichtigsten Legierungselementen zählen Kupfer, Mangan, Magnesium, Silicium und Zink, welche als Hauptlegierungselemente bezeichnet werden. Häufig sind auch Verunreinigungen oder Zusätze wie beispielsweise Eisen, Chrom und Titan vorhanden. Diese beeinflussen vor allem durch die jeweilige Gefügeausbildung die Eigenschaften des Werkstoffes. [1]

Die grobe Einteilung der Aluminiumlegierungen erfolgt in zwei wesentliche Gruppen. Auf der einen Seite sind dies die Gusslegierungen und auf der anderen Seite die Knetlegierungen. Bei beiden Arten stehen verschiedene Eigenschaften im Vordergrund, die durch einen unterschiedlichen Legierungsgehalt erzielt werden. So weisen die Gusslegierungen mit einem höheren Legierungsgehalt eine bessere Vergießbarkeit auf. Knetlegierungen zeigen hingegen ihre Vorteile in der plastischen Verformbarkeit. [3]

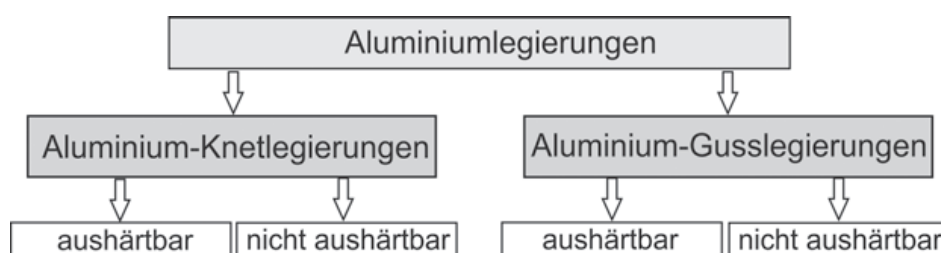


Abbildung 1: Einteilung der Aluminiumlegierungen [3]

Beide Arten werden, wie in Abbildung 1 ersichtlich, weiter in aushärtbare und nicht aushärtbare Legierungen unterteilt. Der Unterschied zeigt sich in verschiedenen Verfestigungsmechanismen. Bei nicht aushärtbaren Knetlegierungen kommt es zu einer Verfestigung einerseits durch eine Mischkristallbildung und andererseits durch Kaltumformprozesse. In den aushärtbaren Legierungen findet die Verfestigung im Zuge

einer geeigneten Wärmebehandlung durch Ausscheidungen von zuvor gelösten Bestandteilen statt. [1]

2.2.1 Aushärtbare Aluminiumknetlegierungen

Aushärtbare Aluminiumknetlegierungen zeichnen sich vor allem durch ihre Verfestigung im Zuge von Kalt- und Warmumformungsprozessen aus. Sie bilden aufgrund ihres heterogenen Gefüges Ausscheidungen, die zu einer Zunahme der Härte des Materials führen. [1]

Die aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen werden in drei Gruppen eingeteilt, die sich in ihrer chemischen Zusammensetzung unterscheiden.

Aluminium-Kupfer-Magnesium Legierungen (2xxx)

Bei diesem Legierungstyp handelt es sich um eine Untergruppe der klassischen Aluminium-Magnesium Legierung. Erst der Einsatz von Kupfer macht es möglich, die entfestigende Wirkung im Zuge des Lackeinbrennens von Aluminium-Magnesium Legierungen zu umgehen, um so nicht auf die ausgezeichnete Umformbarkeit zu verzichten. [4]

Dieser Legierungstyp ist sowohl kalt- als auch warm-aushärtbar. Abhängig vom Magnesiumgehalt können während des Aushärteprozesses unterschiedliche intermetallische Verbindungen entstehen. Das Material zeigt eine hohe Zugfestigkeit und eine gute Verformbarkeit nach dem Warmauslagern. Jedoch besitzen diese Legierungen nur eine mittlere Korrosionsbeständigkeit. [1][5]

Aluminium-Magnesium-Silizium Legierungen (6xxx)

Die Aluminiumlegierungen dieser Reihe sind die am Häufigsten angewandten aushärtbaren Aluminiumlegierungen und finden in zahlreichen Bereichen ihre Anwendung. Sie enthalten bis zu 1,5% Magnesium und bis zu 1,6% Silizium. Die Legierung besitzt eine große Bandbreite an Eigenschaften, welche durch Variation der Legierungszusammensetzung erzielt wird. So erreicht man beispielsweise eine

Steigerung der Zugfestigkeit durch einen Überschuss an Silizium. Auch ein Überschuss an Magnesium wirkt sich in einer steigenden Festigkeit aus, jedoch nur bis zu einem Siliziumgehalt von 1,2%. Die Korrosionsbeständigkeit von Aluminium-Magnesium-Silizium Legierungen ist wesentlich besser als die der kupferhaltigen Legierungen. [1][5]

Aluminium-Zink Legierungen (7xxx)

Aluminium-Zink Legierungen lassen sich sowohl kalt- als auch warmhärtbar machen und erreichen somit hohe Festigkeiten. Jedoch führt erst die Kombination mit Magnesium zur erwünschten Aushärtbarkeit und der damit verbundenen Erhöhung der Festigkeit. Dieser Legierungstyp kommt vor allem für Schweißkonstruktionen zum Einsatz. Aufgrund der geringen Empfindlichkeit gegenüber Wärmebehandlungen ist kein Lösungsglühen nach dem Schweißen notwendig. Die Umgebung der Schweißnähte erreicht selbstständig die Festigkeit des Grundwerkstoffes.

Durch den Zusatz von Kupfer zwischen 0,5% und 2% werden die höchsten Festigkeitswerte für aushärtbare Aluminiumlegierungen erreicht. [1][5]

2.2.2 Nicht aushärtbare Aluminiumknetlegierungen

Nicht aushärtbare Aluminiumknetlegierungen werden auch als „naturharte“ Legierungen bezeichnet. Neben einer Verfestigung durch den Prozess des Kaltumformens zeichnen sie sich besonders durch ihre Mischkristallverfestigung aus.

Zu ihrer Gruppe zählen neben reinem Aluminium, auch Aluminium-Mangan und Aluminium-Magnesium Legierungen.

Aluminium-Mangan Legierungen (3xxx)

Durch das Legierungselement Mangan wird die Festigkeit des reinen Aluminiums deutlich erhöht. Diese Legierung weist auch ein gutes Umformverhalten auf. Der maximale Mangangehalt liegt bei 1,5%. Bei einem höheren Gehalt bilden sich intermetallische Phasen, wodurch es zu einer Versprödung des Materials kommt.

Durch die rekristallisationshemmende Wirkung des Mangans kommt es zu einer deutlichen Verbesserung der thermischen Stabilität. [1]

Aluminium-Magnesium Legierungen (5xxx)

Aufgrund ihrer mittleren bis hohen Festigkeit, der guten Ermüdungseigenschaften, der hohen Kaltverformbarkeit und der Korrosionsbeständigkeit zählen die Aluminium-Magnesium Legierungen zu den wichtigsten Konstruktionslegierungen in vielen Bereichen. Die Festigkeit des Materials wird durch den Magnesiumgehalt und durch den Grad der Kaltverfestigung bestimmt. Das wichtigste Nebenlegierungselement in 5xxx Legierungen ist Mangan. Es dient in erster Linie zur Festigkeitssteigerung und zur Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit. Diese Eigenschaften zeigt die Legierung auch bei tiefen Temperaturen. Darum finden sie häufig Anwendung als Standardkonstruktionslegierungen, vor allem im Schiff-, Automobil- und Nutzfahrzeugbau. [4]

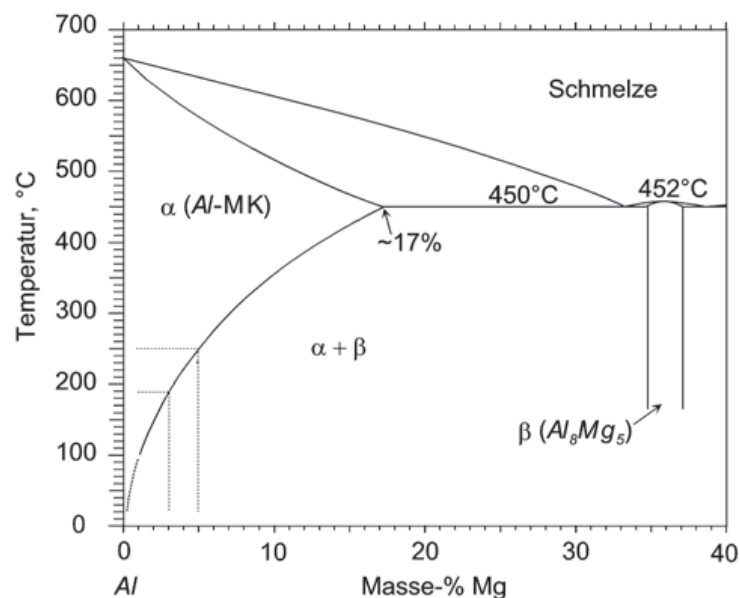


Abbildung 2: Phasendiagramm des Systems Al-Mg [4]

Die gute Löslichkeit von Aluminium für Magnesium ermöglicht eine Mischkristallhärtung. Wie in Abbildung 2 ersichtlich, liegt die maximale Löslichkeit im α-Mischkristall bei 17,4% Magnesium und einer Temperatur von 450°C. Das Lösungsvermögen nimmt jedoch mit der Temperatur rapide ab. Deshalb sind die

meisten Aluminium-Magnesium Legierungen bei Raumtemperatur theoretisch übersättigt. In der Praxis ist dies jedoch nur für Legierungen mit einem Magnesiumgehalt über 3% von Bedeutung. In diesem Bereich kann es zu Ausscheidungen der β -Phase an den Korngrenzen in Form von Bändern kommen. Im Zuge dessen kommt es jedoch nicht wie bei den aushärtbaren Legierungen zu einer Festigkeitssteigerung – eine Verschlechterung der Korrosionsbeständigkeit ist die Folge. [1]

2.3 Bezeichnungen von Aluminiumlegierungen

Abhängig von dem Verarbeitungszustand (der Erzeugnisart) werden die Lieferformen der Aluminiumwerkstoffe nach der EN-Norm eingeteilt. Wie in Tabelle 1 ersichtlich wird bei dieser Norm zwischen verschiedenen Kennbuchstaben unterschieden. [1]

Tabelle 1: Kennbuchstaben der Aluminiumlegierungen nach der EN-Norm

EN AB	Blockmetall
EN AC	Gußstücke
EN AM	Vorlegierungen
EN AW	Knetlegierungen

Die Bezeichnung der Legierungssysteme für Aluminium und Aluminiumknetlegierungen erfolgt nach DIN EN 573. Es handelt sich dabei um ein Bezeichnungssystem welches die Legierungen entweder mit Hilfe chemischer Symbole oder mit einer vierstelligen Nummer kennzeichnet. [6]

Bezeichnungsposition						
1		2	3		4	5
EN	-	A	Erzeugnisart	-	Ziffer für das Hauptlegierungselement	Weitere Ziffern

Abbildung 3: Auf der numerische Bezeichnung von Aluminiumwerkstoffen [5]

In Abbildung 3 ist eine schematische Darstellung einer Legierungsbezeichnung zu sehen. Die beiden ersten Positionen „EN“ und „A“ stehen für „Euronorm“ und „Aluminium“. An der dritten Stelle findet man die Erzeugnisart, die in Tabelle 1 genauer beschrieben ist. An der Position 4 befindet sich die eigentliche Legierungsbezeichnung [5]. Dabei steht die erste Ziffer für die jeweilige Legierungsreihe. Diese ist in Tabelle 2 dargestellt. Die Ziffer an der zweiten Stelle beschreibt die Legierungsvariante. Die beiden letzten Stellen dienen als Zählfziffern. [6]

Tabelle 2: Aluminiumlegierungstypen gemäß DIN EN 573

Legierungsreihe	Haupt- und Nebenlegierungselemente	
1xxx	Al > 99,0%, unlegiert	nicht aushärtbar
2xxx	AlCu (Mg, Pb, Bi)	aushärtbar
3xxx	AlMn (Mg)	nicht aushärtbar
4xxx	AlSi (Mg)	nicht aushärtbar
5xxx	AlMg (Mn)	nicht aushärtbar
6xxx	AlMgSi (Mn, Cu)	aushärtbar
7xxx	AlZn (Mg, Cu)	aushärtbar
8xxx	Sonstige	

Die unterschiedlichen Werkstoffzustände der Aluminiumknetlegierungen werden durch einen angehängten Großbuchstaben und einer Zahlenkombination angegeben. „F“ bezeichnet den Herstellungszustand, „O“ steht für weichgeglüht, „H“ für kaltverfestigt, „W“ für lösungsgeglüht und „T“ für wärmebehandelt, was nur für aushärtbare Legierungen von Bedeutung ist.

2.4 Verarbeitungsprozesse

Gerade in der Automobilindustrie spielt die Umformtechnik und im Speziellen die Blechumformung eine sehr große Rolle. Als Ausgangsprodukt der Blechverarbeitung dienen Halbzeuge bzw. Bleche, welche meist durch Walzen hergestellt werden. Es gibt zahlreiche Verfahren des Blechumformens. Zu ihnen zählen neben den Formstanz- und Biegeverfahren auch das in dieser Arbeit genauer beleuchtete Tiefziehverfahren.

2.4.1 Walzen

Der Prozess beginnt streng genommen bereits bei der Herstellung der Aluminiumhalbzeuge bzw. der Aluminiumbleche, im Walzwerk. Hier spielen neben dem eigentlichen Warm- und Kaltwalzen noch weitere Prozessschritte im Bezug auf die Werkstoffeigenschaften eine wichtige Rolle. [4]

Die Ausgangsmaterialien für den Walzprozess und andere Herstellungsprozesse von Aluminiumhalbzeug werden heutzutage überwiegend mit Stranggießverfahren hergestellt. [4]

Die entstehenden Barren werden zugeschnitten und homogenisiert bevor sie dem Warmwalzprozess unterzogen werden. Dabei wird das Korngefüge des Stranggussbarrens gestaucht und in Walzrichtung gestreckt. Es kommt jedoch aufgrund der erhöhten Temperatur und der eingebrachten Verformungsenergie während des Warmwalzprozess zu einer dynamischen Erholung der langgestreckten Körner. Nach dem Warmwalzen setzt die statische Rekristallisation des Gefüges ein. Diese ist abhängig vom Verformungsgrad bzw. der Dehnung des Materials, der Temperatur und der Zeit. Aufgrund verschiedener Verformungsgrade und Verformungsgeschwindigkeiten besteht die Möglichkeit eines ungleichmäßigen Rekristallisationsgrades mit unterschiedlichen Korngrößen über die Dicke des Materials. [4]

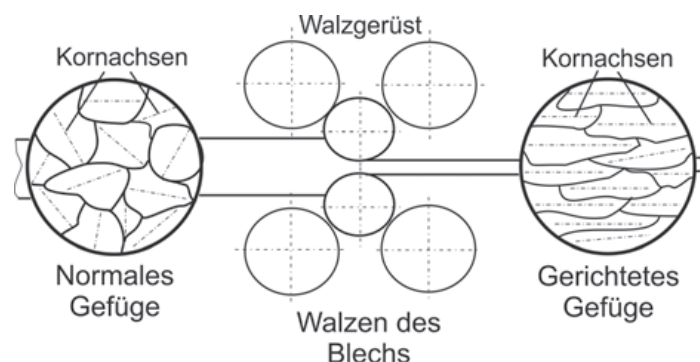


Abbildung 4: Einfluss des Walzprozesses auf das Gefüge [5]

Das warmgewalzte Material wird nach dem Abkühlen im Zuge des Kaltwalzprozesses auf die gewünschte Dicke gewalzt. Auch in diesem Prozessschritt kommt es schon wie beim Warmwalzen zu einer Streckung des Korngefüges in Walzrichtung. Hier reicht die Temperatur jedoch nicht für eine dynamische Erholung und eine statische Rekristallisation des Materials aus. Die Rekristallisation wird erst im Zuge des Weichglühens erzielt. [4] Auf den Prozess der Rekristallisation wird in den nachfolgenden Kapiteln noch genauer eingegangen.

2.4.2 Tiefziehen

Sowohl zur Herstellung für kleine, als auch für große Stückzahlen ist das Verfahren des Tiefziehens für die Teilefertigung aus warm- bzw. kaltgewalzten Halbzeug bzw. Blech sehr gut geeignet. Das dadurch ermöglichte große Teilespektrum erstreckt sich von der Verpackungs- und Haushalts- bis hin zur Automobilindustrie.[7]

„Nach DIN 8584 ist Tiefziehen Zugdruckumformen eines Blechzuschnittes zu einem einseitig offenen Hohlkörper oder Zugdruckumformen eines Hohlkörpers zu einem Hohlkörper mit kleinerem Umfang ohne beabsichtigte Änderung der Blechdicke“. [8]

Das Verfahren ermöglicht den Einsatz aller Aluminiumwerkstoffe, wobei Reinaluminium und nicht aushärtbare Aluminium-Magnesium Legierungen am besten zum Ziehen geeignet sind. [7]

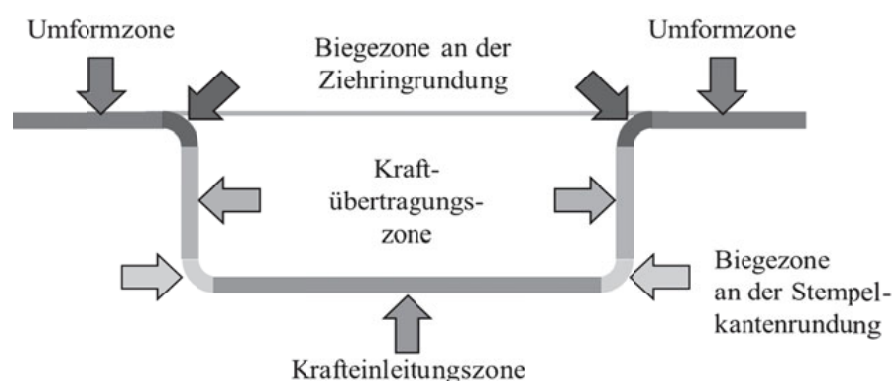


Abbildung 5: Zonen im Werkstück während des Tiefziehprozesses [9]

Abbildung 5 zeigt die verschiedenen Zonen im Werkstück während des Tiefziehprozesses. Am Werkstückboden befindet sich die Krafteinleitungsphase. Die

durch den Stempel aufgebraachte Kraft wird über die Kraftübertragungszone in der Zarge des Werkstückes, in die sogenannte Umformzone weitergeleitet.

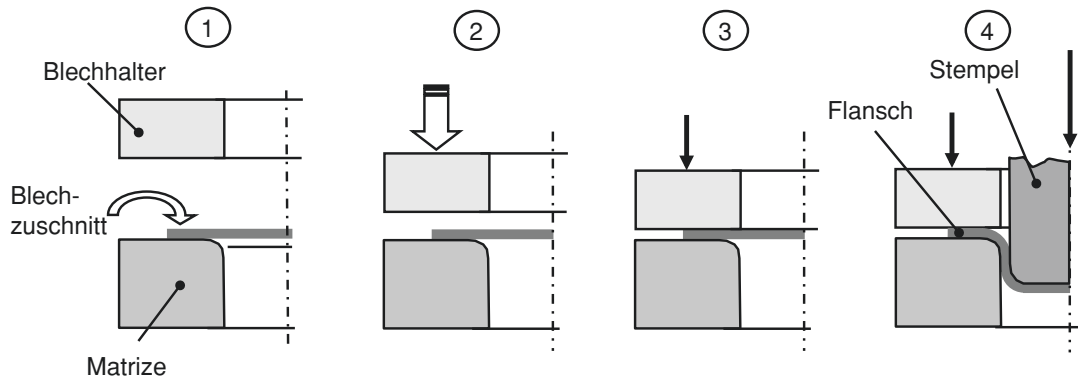


Abbildung 6: Prozessablauf - Tiefziehen im Erstzug [8]

Der Tiefziehprozess startet im Erstzug (Abbildung 6). Das eingelegte Aluminiumblech bzw. die Ronde wird zwischen Matrize und Niederhalter gebracht. Die Ronde wird nun mit einer bestimmten Kraft an die Matrize gedrückt und mit Hilfe eines Stempels umgeformt. Die auf das Blech wirkende Kraft des Blechniederhalters spielt in diesem Prozessschritt eine wichtige Rolle. Bei zu großen Kräften des Blechniederhalters kommt es zu Rissen im Bodens aufgrund der zu hohen Reibungskräfte. Ist die Kraft, mit der die Ronde gehalten wird wiederum zu gering, entstehen Falten im Bereich des Flansch. [7][8]

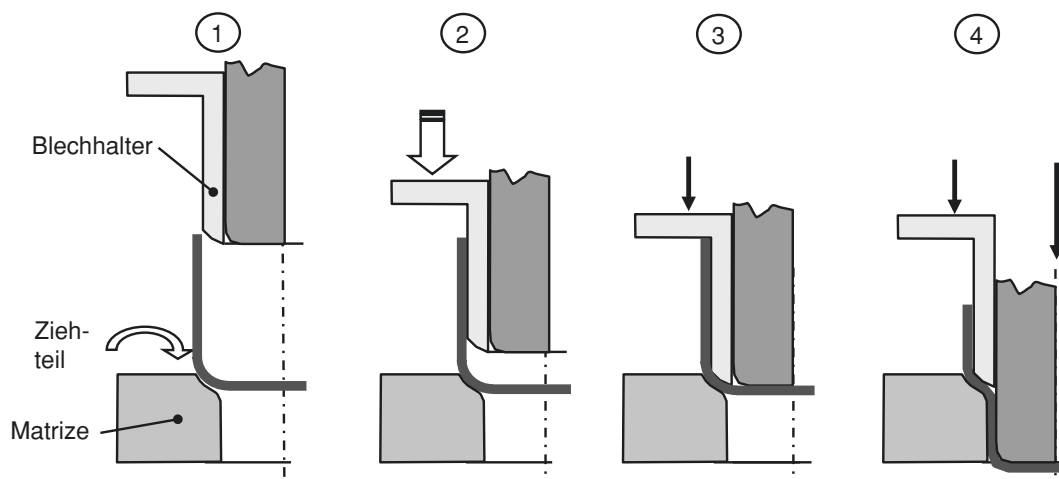


Abbildung 7: Prozessablauf - Tiefziehen im Weiterzug [8]

Geometrisch anspruchsvollere Bauteile können nicht in einem Zug hergestellt werden. Deshalb kommt es zu einem mehrstufigen Tiefziehen, dem sogenannten Weiterzug. Dadurch entstehen Werkstücke mit einem geringeren Umfang und einer größerer Höhe. [8]

2.5 Einfluss von mechanischer Behandlung - Verfestigung

2.5.1 Gitterbaufehler

Wie alle Metalle hat auch Aluminium einen kristallinen Aufbau. Als Folge des Herstellungsprozesses, insbesondere durch die Erstarrung und die thermomechanische Weiterverarbeitung kommt es im idealen Gitter dieser kristallinen Struktur zu sogenannten Kristallfehlern. Die Einteilung erfolgt hier in null-, ein-, zwei- und dreidimensionale Gitterfehlern [4]. Zu den wichtigsten Gitterfehlern zählen Leerstellen (nulldimensional), Fremdatome (nulldimensional), Versetzungen (eindimensional), Stapelfehler (zweidimensional) und Korngrenzen (zweidimensional) [4][5].

Bei den nulldimensionalen Gitterfehlern, die auch Punktdefekte genannt werden, handelt es sich um Leerstellen oder Fremdatome im Gitter. Leerstellen sind für die Diffusion verantwortlich. Es handelt sich dabei um Platzwechsel von Atomen im festen Zustand. [5]

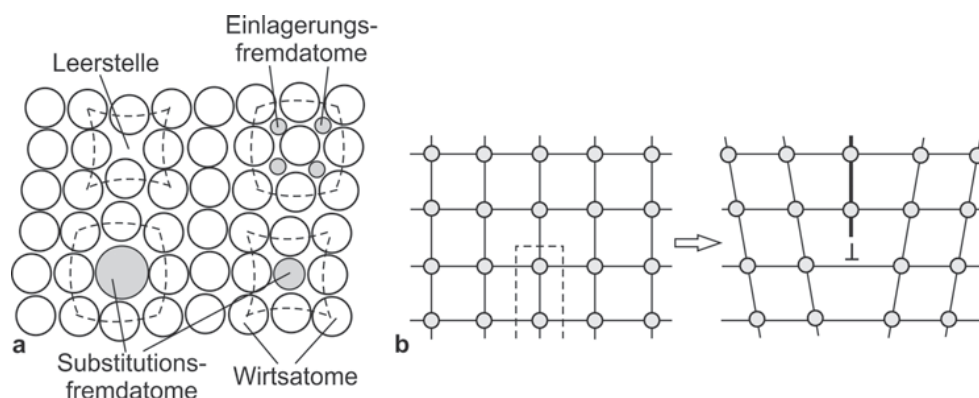


Abbildung 8: Gitterfehler ; a – nulldimensionale; b – eindimensionale [5]

Fremdatome können sich an verschiedenen Punkten im Gitter befinden. Entweder sie sitzen direkt an den gleichen Gitterplätzen wie die Atome des Wirtsgitters, dann

spricht man von Substitutionsatomen, oder zwischen den Atomen des Wirtsgitters an den Zwischengitterplätzen, dann spricht man von Einlagerungsatomen. Diese Fremdatome sind Grundlage der Mischkristallbildung in Legierungen. [5]

Zu den eindimensionalen Gitterfehlern zählen linienförmige Fehler bzw. Versetzungen im Kristallgitter. Die Bewegung von Versetzungen durch das Gitter findet auf sogenannten Gleitebenen statt und bildet die Grundlage der Plastizität von Metallen. Die Kraft, die für diese Versetzungsbewegung notwendig ist, ist ein Maß für die Festigkeit und den Verformungswiderstand des Metalls. [4]

Bei den Versetzungen unterscheidet man zwischen Stufenversetzungen und Schraubenversetzungen. Bildlich kann man sich eine Stufenversetzung durch das Einschieben einer zusätzlichen Gitterebene vorstellen. Verdeutlicht wird dies im Punkt b in Abbildung 8. Bei einer Schraubenversetzung entsteht aus den Kristallebenen eine kontinuierliche Schraubenfläche. [4]

Basierend auf Versetzungen, kommt es zu einer Verzerrung des Kristallgitters, das einen Anstieg der inneren Energie zur Folge hat. Mit Hilfe der sogenannten Versetzungsdichte, welche mit zunehmenden Verformungsgrad steigt, lässt sich die Anzahl bzw. Häufigkeit von Versetzungen im Metall beschreiben. [4]

Die Kristallfehler oder Gitterfehler bilden die Grundlagen für fast alle Eigenschaften der Aluminiumwerkstoffe. Jedoch werden bestimmte Eigenschaften sehr unterschiedlich durch die Gitterbaufehler beeinflusst. Das Vorhandensein solcher Störungen hat einen sehr großen Einfluss auf die Festigkeit. [1]

Im Zuge einer plastischen Verformung kommt es zu einem so genannten Gleiten der Versetzungen. Ist dies ohne größeren Widerstand möglich, so kann man von einer geringen Festigkeit des Materials ausgehen. Wird nun das Gleiten der Versetzungen im Material behindert, so ist eine zusätzliche Kraft notwendig, um diese Hindernisse zu überwinden. Daraus resultiert ein Anstieg in der Festigkeit. Zusammengefasst beruhen die festigkeitssteigernden Mechanismen auf den Einbau von Hindernissen in die Gleitbahn der Versetzungen. Bei solchen Hindernissen kann es sich beispielsweise um neugebildete Versetzungen, Korngrenzen oder Fremdatome handeln. [1]

2.5.2 Versetzungen

Durch den Prozess der Kaltverformung werden Versetzungen im Metall neu gebildet. Die Versetzungen im Gitter behindern sich nun gegenseitig und stellen Hindernisse dar, die ein Gleiten der Ebenen im Gitter erschweren. Es kommt dadurch zu einer Zunahme der Festigkeit, welche für die makroskopische Stabilität der plastischen Verformung entscheidend ist. Das bedeutet, dass die Fließspannung mit dem Verformungsgrad ansteigt. Das Ausmaß der Verfestigung des Materials, bzw. das sogenannte Verfestigungsvermögen ist für Umformverhalten von großer Bedeutung. Die Versetzungsdichte steigt mit zunehmenden Verformungsgrad annähernd linear, sowohl in Bereichen mit hoher als auch niedrigerer Verformung. Die Fließspannung (σ) steigt proportional zur Quadratwurzel der Versetzungsdichte (ρ). [1][4]

$$\sigma = \alpha \cdot \mu \cdot b \cdot \sqrt{\rho} \quad (1)$$

In diesem Zusammenhang steht α für eine Konstante, μ das Schubmodul und b für den Burgersvektor, welcher die Richtung der Versetzungsbewegung beschreibt. [10]

2.5.3 Korngrenzen

Auch die Korngrenzen spielen in Bezug auf die mechanischen Eigenschaften und insbesondere auf die Festigkeit des Metalls, eine große Rolle. Prinzipiell unterteilen Korngrenzen zwei Kristallbereiche bzw. Körner mit einer gleichen Gitterstruktur jedoch mit unterschiedlicher Orientierung zueinander. Körner entstehen im Zuge des Erstarrungsprozesses der Schmelze. Hier kommt es zu einem individuellen Wachstum von Erstarrungskeimen und zu einer Ausbildung eines Korngefüges. [4]

Kommt es so zu einer Kornverfeinerung, so sind bei der Verformung wiederum mehrere Hindernisse für das Gleiten von Versetzungen vorhanden. Da die Versetzungen die Korngrenzen nicht überwinden können, kommt es zu einem Aufstauen der Versetzungen an den Korngrenzen. Damit die Versetzungen gleiten können, ist mehr Kraft notwendig. Daraus resultiert ein Zusammenhang zwischen der Korngröße und der Fließspannung, der in der so genannten Hall-Petch-Beziehung ausgedrückt ist. [1][4]

$$\sigma_y = \sigma_0 + k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

Die Hall-Petch-Beziehung beschreibt die Abhängigkeit der Fließgrenze (σ_y) von der Korngröße (d). Die Startspannung (σ_0) steht für die innere Reibspannung des Materials und der Koeffizient k zeigt den Grad der Abhängigkeit der Fließspannung von der Korngröße. [4]

Prinzipiell weist Aluminium und seine Legierungen im Vergleich zu Stahl eine deutlich geringe Abhängigkeit der Fließgrenze von der Korngröße auf. Jedoch zeigen insbesondere Aluminium-Magnesium Legierungen, eine erhöhte Abhängigkeit der Korngröße, die mit steigendem Magnesiumgehalt zunimmt. [4]

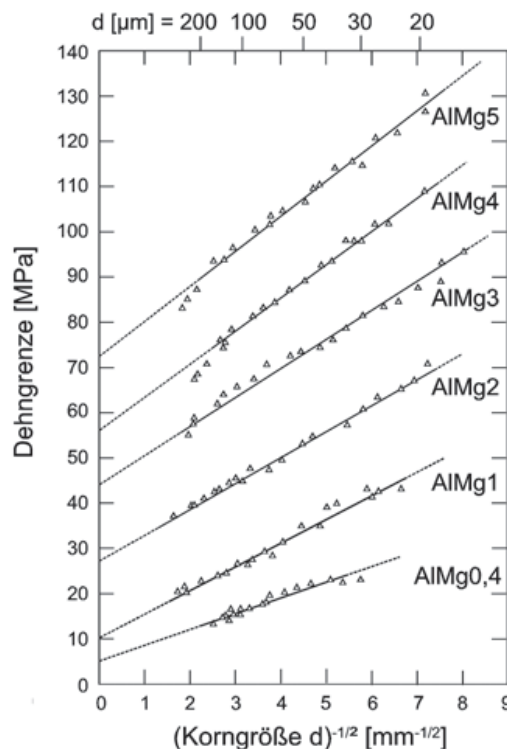


Abbildung 9: Hall-Petch-Beziehung – Einfluss der Korngröße auf die Dehngrenze [4]

Einen weiteren Einfluss zeigt die Korngröße auf die sogenannten Lüdersdehnung und die dynamische Reckalterung (PLC-Effekt). Dabei handelt es sich um charakteristische Fließfiguren in Aluminium-Magnesium Legierungen, die im Zuge der plastischen Verformung entstehen können. Sie machen sich, wie in Abbildung 10 ersichtlich, als „sägezahnartige“ Spannungsverläufe im Spannungs-Dehnungs-Diagramm bemerkbar. Bei der Lüdersdehnung handelt es sich um flammenförmige Fließfiguren

(Lüdersbänder) an der Oberseite von verformten Blechteilen. Der PLC-Effekt hingegen tritt als streifenförmige Aufrauhung der Blechoberfläche auf. Beide Erscheinungstypen nehmen mit dem Magnesiumgehalt zu und mit der Korngröße ab. [4]

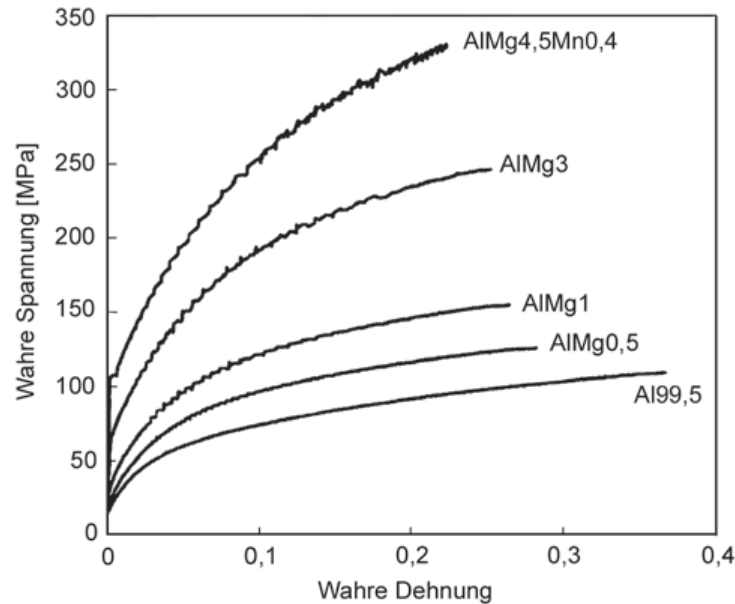


Abbildung 10: Einfluss des Magnesiumgehaltes auf die Fließkurven [4]

2.5.4 Mischkristallverfestigung

Das Zulegieren bzw. der Ersatz von Aluminiumatomen im Kristallgitter durch Fremdatome nennt man Substitutionsmischkristallbildung. Aufgrund der unterschiedlichen Atomradien von Aluminium und den Legierungselementen kommt es zu einer Verzerrung im Gitter. Durch das entstehende Spannungsfeld wird die Versetzungsbewegung erschwert. Mit zunehmenden Legierungsgehalt bzw. mit zunehmender Konzentration an Fremdatomen nimmt die Festigkeit zu. [4] Dies zeigt sich auch bei der Betrachtung der AlMg-Fließkurven in Abbildung 10. Hier ist ein deutlicher Einfluss des steigenden Magnesiumgehaltes zu erkennen.

2.6 Einfluss der thermischen Behandlung - Entfestigung

Im Zuge der Kaltverfestigung wird ein Teil der Verformungsarbeit in Wärme umgewandelt. Der restliche Teil führt aufgrund der Gitterstörung zu einer Erhöhung der inneren Energie und damit zur Erhöhung der freien Enthalpie. Das Material

befindet sich so in einem thermodynamisch instabilen Zustand. Im Zuge einer Temperaturerhöhung ist der Werkstoff bestrebt, die freie Enthalpie mit Hilfe von Umordnen und Abbau von Gitterstörungen zu verkleinern. [11]

Dies führt zu einer Entfestigung des Materials und die Festigkeit soll somit wieder auf den Ausgangszustand vor der Kaltumformung zurückgesetzt werden. Eine vollständige Entfestigung des Materials tritt nur dann auf, wenn die Wärmebehandlung bzw. das Glühen oberhalb der sogenannten Rekristallisationsschwelle stattfindet. Dabei handelt es sich um die Temperatur, die mindestens erreicht werden muss, damit eine Keimbildung stattfinden kann. Wird diese Temperatur nicht erreicht kommt es lediglich zu einer Teilentfestigung, bei der man von Erholung spricht. [1]

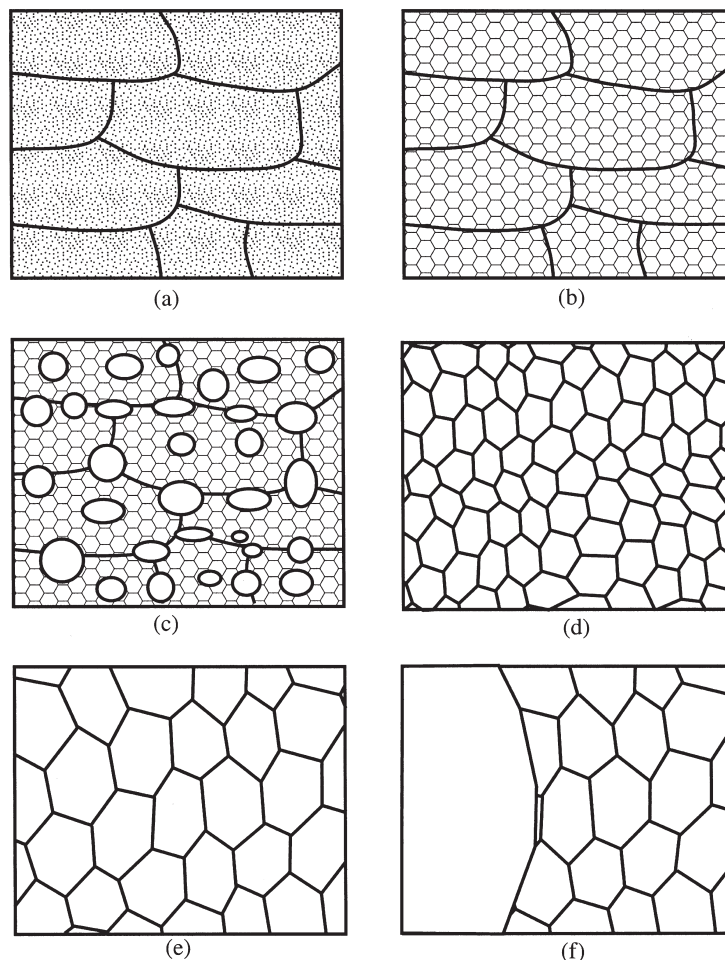


Abbildung 11: Schematische Darstellung des Entfestigungsprozesses: a) verformter Zustand, b) erholtes Gefüge, c) teilweise rekristallisiert, d) vollständig rekristallisiert, e) Kornwachstum, f) abnormales Kornwachstum [10]

Bei der Erholung handelt es sich um einen sehr homogenen Prozess der sich schrittweise mit der Zeit ändert. Jedoch gibt es keinen definierten Start und kein klares Ende dieses Prozesses. Im Gegensatz dazu findet bei der Rekristallisation eine Bildung von neuen spannungsfreien Körnern in bestimmten Bereichen des Metalls statt. Im Anschluss kommt es zu einem Kornwachstum bei dem das verformte oder erholte Gefüge neu aufgebaut wird. [10]

Abbildung 11 stellt den Glühprozess und somit den Entfestigungsprozess schematisch dar, um die Veränderungen des Gefüges besser zu veranschaulichen.

Bevor auf die Prozesse der Erholung und der Rekristallisation genauer eingegangen wird, ist festzuhalten, dass es sich hierbei um zwei konkurrierende Prozesse handelt. Beide haben die durch die Verformung gespeicherte Energie als treibende Kraft. Sobald es zum Einsetzen der Rekristallisation kommt und die verformte Kornstruktur aufgebraucht ist, kann keine weitere Erholung des Gefüges mehr stattfinden. Das Ausmaß des Erholungsprozesses ist somit vom Einsetzen der Rekristallisation abhängig. Im Gegensatz dazu setzt die Erholung jedoch die treibende Kraft für die Rekristallisationsprozess herab und beeinflusst so dessen Kinetik. Es ist schwer beide Prozesse zu separieren, da die Erholung eine wichtige Rolle in der Keimbildung der Rekristallisation spielt. [10]

2.6.1 Erholung

Im Verlauf der Erholung kommt es zu keiner sichtbaren Änderung der Kornstruktur. In erster Linie finden Platzwechselfvorgänge zwischen Atomen und Leerstellen statt, was ein Ausheilen von Leerstellen zur Folge hat. Weiterhin kommt es zu einem Wandern von Versetzungen in geordnete Versetzungsstrukturen, wodurch es zur Bildung sogenannter Subkörner kommt. Es kann sogar ein Wachstum dieser Subkörner eintreten. Dies führt zu einem Auslöschen von entgegengesetzten Versetzungen und somit zu einer geringen Abnahme in der Versetzungsdichte. Durch das energetisch günstigere Anordnen der Fehler kommt es zur Abnahme der inneren Energie. Dies führt zu einer geringfügigen Senkung der Zugfestigkeit als auch der Härte. [1][4]

2.6.2 Rekristallisation

Wird das Material für länger Zeit oberhalb der Rekristallisationsschwelle gegläht, kommt es zu einer signifikanten Entfestigung. Im Zuge dessen kommt es zu einer Neubildung des Gefüges durch die Rekristallisation. Es handelt sich dabei um einen thermisch aktivierten Prozess in dem es zu einer Keimbildung und einem Keimwachstum kommt. Die Bildung neuer Kristallkeime findet bevorzugt an heterogenen Stellen im Gefüge statt, wie zum Beispiel an den Stellen, an denen das Gitter durch die Kaltverfestigung am meisten gestört ist. Die entstehenden Keime beginnen nun zu wachsen bis sie mit benachbarten heranwachsenden Kristallen zusammenstoßen. [1][4]

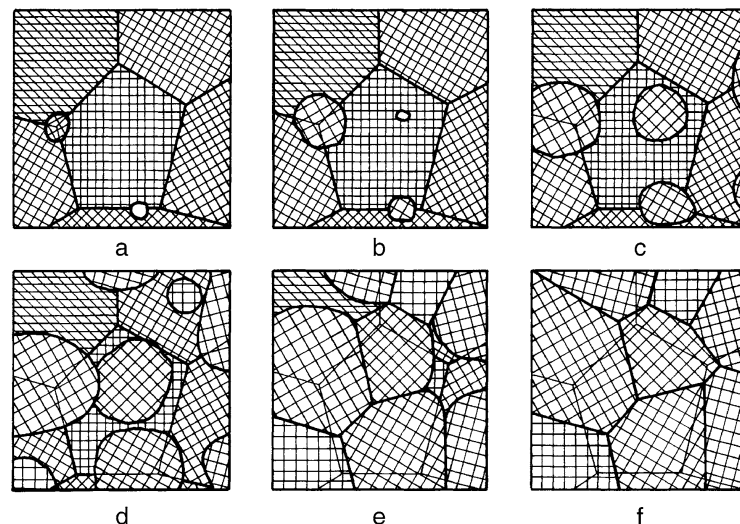


Abbildung 12: Gefügeentwicklung während des Rekristallisationsprozesses [11]

Der gesamte Prozess der Rekristallisation wird von einigen Faktoren beeinflusst. So spielt neben der Glüh Temperatur und der Glühdauer auch das Maß der Kaltverfestigung des Materials im Zuge des Umformprozesses eine wichtige Rolle. Je größer der Grad der Umformung desto größer ist das Bestreben zur Rekristallisation. Dies erklärt sich daraus, dass die Anzahl der neu gebildeten Keime und die Korngröße stark vom Kaltverformungsgrad abhängig sind. So führen höhere Verformungsgrade zu einer größeren Versetzungsdichte und somit zu einer höheren gespeicherten inneren Energie. Das Bestreben diese Energie abzubauen zeigt sich in einer erhöhten Anzahl an

gebildeten Keimen. Gleichzeitig nimmt auch die rekristallisierte Korngröße mit der größeren Anzahl an Keimen ab. [1][4]

2.7 Kinetik der Rekristallisation

Eine quantitative Untersuchung des Rekristallisationsprozesses wird oft direkt mit Hilfe von quantitativer Metallographie durchgeführt. Dennoch gibt es auch die Möglichkeit der Messung von physikalischen oder mechanischen Eigenschaften, um den Rekristallisationsgrad zu bestimmen und den Prozess zu untersuchen. [10]

W. Yang et al. untersuchten den Prozess der Rekristallisation und des Ausscheidungshärten einer Aluminium-Magnesium-Scandium Legierung. Sie bestimmten den Einfluss der Glüh Temperatur und der Glühzeit auf die Härte des Materials, um so auf das Ausmaß der Rekristallisation schließen zu können. Dabei werden die zuerst kaltgewalzte Legierung bei Temperaturen zwischen 300°C und 450°C für unterschiedliche Zeiten isotherm wärmebehandelt. Die Härte der einzelnen Proben wird bestimmt und eine Abhängigkeit von der Glühzeit bei den unterschiedlichen Glüh Temperaturen aufgestellt, welche in Abbildung 13 ersichtlich ist. [12]

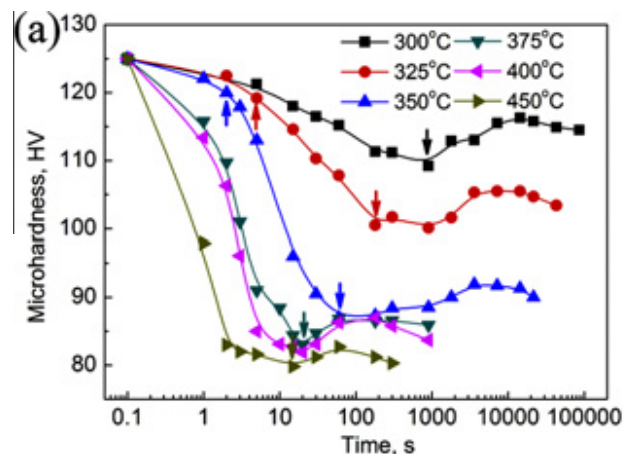


Abbildung 13: Verhalten der Härte über die Zeit während der Wärmebehandlung [12]

Die Grafik zeigt deutlich eine Abnahme der Härte über die Zeit, was auf Erholungs- und Rekristallisationsprozesse zurückzuführen ist. Nach einer gewissen Zeit kommt es zu einem Anstieg der Härte aufgrund von Ausscheidungen. Diese sind jedoch für diese Arbeit nicht von Bedeutung. Auch W. Yang et al. bestimmten mit dem in Formel (5)

den Anteil des rekristallisierten Gefüges um so die Kinetik der Umwandlung zu untersuchen. [12]

Die Abbildung 14 zeigt einen Zusammenhang der für viele Umwandlungsreaktionen charakteristisch ist. Die Grundlage bilden Keimbildungs- und Wachstumsprozesse. Dieses Modell der Umwandlungskinetik wird in der Literatur als Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov Modell (JMAK) bezeichnet und kann auch auf den Rekristallisationsprozess angewendet werden. [10]

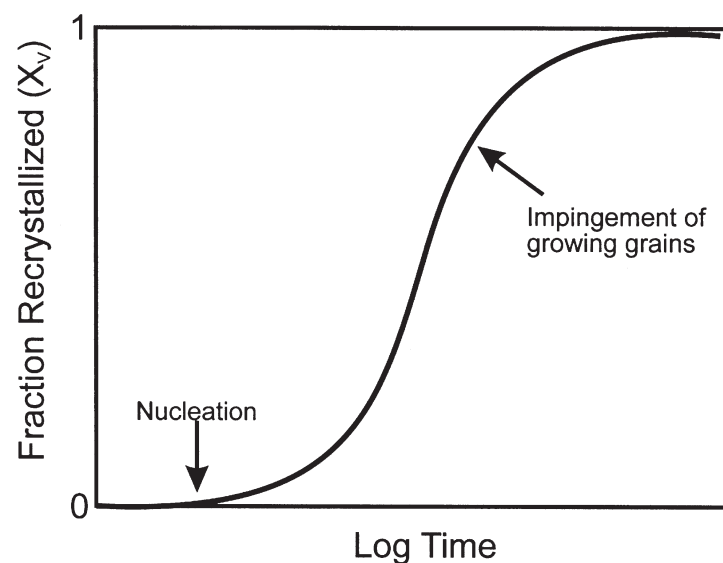


Abbildung 14: Rekristallisationskinetik während isothermer Wärmebehandlung [10]

Die neuen Keime werden mit einer konstanten Keimbildungsrate \dot{N} gebildet und wachsen mit einer linearen Wachstumsrate \dot{G} in verformten Bereichen heran. Deren Verteilung im Gefüge ist jedoch völlig zufällig. Mit der Annahme von sphärischen Körnern nimmt der rekristallisierte Gefügeanteil X_v mit der Zeit t zu. Nach einer gewissen Zeit beginnen die Körner auf benachbarte wachsende Körner zu stoßen und die Rate geht bei einem rekristallisierten Gefügeanteil von 1 gegen 0. [10]

Durch diese Annahmen ergibt sich zur Darstellung des rekristallisierten Gefügeanteils der nachfolgenden Zusammenhang, der als Avrami-Gleichung bezeichnet wird. [10]

$$X_v = 1 - e^{-\frac{\pi}{3} \cdot \dot{N} \cdot \dot{G}^3 \cdot t^4} \quad (3)$$

oder vereinfacht dargestellt:

$$X_V = 1 - e^{-B \cdot t^n} \quad (4)$$

Im oben geschilderten Fall, in der die Keimbildungsrate und die Wachstumsrate als konstant gesehen werden und die Keime gleichmäßig verteilt sind, kommt es zu einem isotropen Wachstum in drei Dimensionen. Dies führt dazu, dass der Exponent der Zeit t (Avrami-Exponent) 4 ist. Das heißt der Exponent verhält sich proportional zur Dimensionalität des Wachstums. [10]

Wenn die Körner in ihrem Wachstum beispielsweise durch die Werkstückgeometrie oder durch die Mikrostruktur in ein oder mehreren Richtungen gehindert sind, findet das Wachstum nur ein- oder zweidimensional statt. Dementsprechend ändert sich auch der Wert des Avrami-Exponenten auf drei oder zwei. [10]

S. Sarkar et al. untersuchten mit Hilfe von isothermen Wärmebehandlungen einer kaltverformten AA5753 Legierung den Einfluss unterschiedlicher Prozesswege in der Herstellung von Blechhalbzeug auf die Rekristallisationskinetik. Es wird zwischen Stranggießen und Blockgießen mit anschließenden unterschiedlichen Abfolgen von Glühen, Warm- und Kaltwalzen unterschieden. [13]

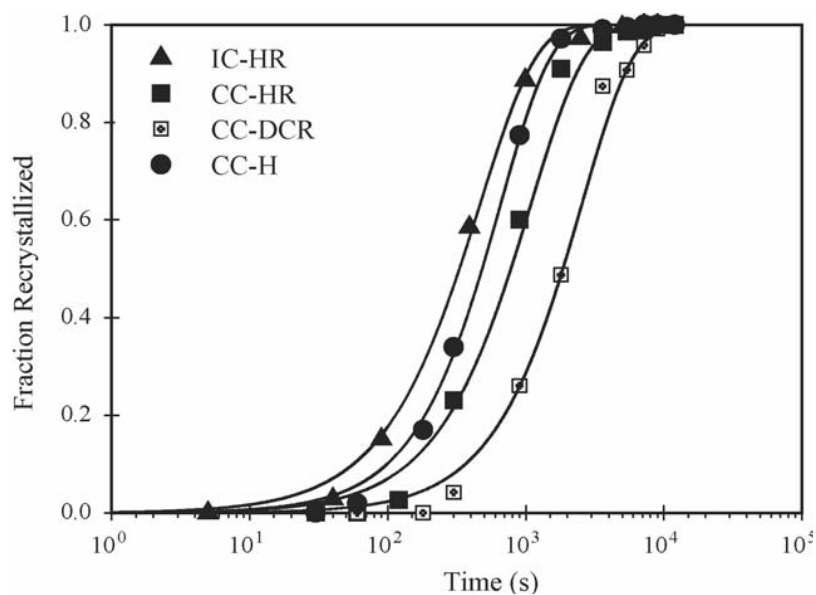


Abbildung 15: Rekristallisationskinetik bei 300°C (bestimmt über Messung von mechanischen Eigenschaften) [13]

Die Abbildung 15 zeigt eine typische Rekristallisationskinetik, die über die Messung von mechanischen Eigenschaften aufgestellt wurde. Deutlich zu erkennen ist der Einfluss der unterschiedlichen Prozesswege auf die Rekristallisation. Dabei läuft die Rekristallisation bei Blockgussmaterialien (IC) deutlich schneller ab als bei Stranggussmaterialien (CC). Durch homogenisierende Wärmebehandlungen vor der Kaltumformung von Stranggussmaterialien (CC-H) ist jedoch eine Verringerung der Rekristallisationszeit möglich. Diese Studie zeigt, dass die mechanische und thermische Vorgeschichte des Materials einen maßgebenden Einfluss auf die Entfestigung nach der Kaltumformung hat. [13]

3 Industrieller Prozess und Probenahme

3.1 Materialbeschreibung

Beim Ausgangsmaterial für die Herstellung der Luftfederkolben handelt es sich um eine AlMg3 Legierung mit der Bezeichnung EN AW 5754. Das Ausgangsmaterial bzw. der Lieferzustand wird nach dem Kaltwalzprozess vom Lieferanten gegläht und im weichgeglühten Zustand (O) an die Firma Radkersburger Metallwarenfabrik GmbH ausgeliefert. Das Blech ist in Form einer Ronde mit einem Durchmesser von 345,0 mm und einer Dicke von 1,8 mm zugeschnitten und wird so von der Firma Radkersburger Metallwarenfabrik GmbH zur Produktion der Luftfederkolben verwendet.

Chemische Zusammensetzung

In Tabelle 3 ist die chemische Zusammensetzung des Lieferzustandes zu sehen. Die untersuchte Charge erfüllt die Norm DIN EN 573-3:2013-12, welche die Grenzwerte für die chemische Zusammensetzung von Aluminiumknetlegierungen festlegt.

Tabelle 3: Zusammensetzung des Lieferzustandes im Vergleich mit DIN EN 573-3:2013-12

	Anteile der Legierungselemente [%]								
Grenzwerte	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Sonstige
<i>min</i>	-	-	-	-	2,60	-	-	-	-
<i>max</i>	0,40	0,40	0,10	0,50	3,60	0,30	0,20	0,15	0,15
Alcoa 1591017	0,17	0,26	0,04	0,18	2,83	0,02	0,02	0,02	-

3.2 Prozess

Die Luftfederkolben werden durch einen Tiefziehprozess in sechs Stufen hergestellt. Für diesen Prozess wird eine 600 Tonnen Presse von Müller Weingarten eingesetzt. Der erste Schritt beginnt mit dem Einlegen der Probe in die Presse.

Da es sich bei diesem Luftfederkolben um ein rotationssymmetrisches Werkstück handelt kann die Orientierung der Walzrichtung in der Presse vernachlässigt werden. In den ersten beiden Umformschritten kommt es zur Kaltverfestigung der Werkstücke. Um der damit verbundenen Abnahme der Verformbarkeit entgegenzuwirken, folgt eine Wärmebehandlung der Werkstücke. Die Außenseiten der Werkstücke werden dabei von Infrarotlampen (4000W/400V) bestrahlt. Das Material wird dadurch innerhalb von rund zweieinhalb Minuten auf eine Temperatur von 360°C aufgeheizt. Nach dem Erreichen der Temperatur erfolgt ein sofortiges Abkühlen der Probe mit Luft.

Ziel dieser Wärmestation ist es, das verfestigte Material zu entfestigen, um so die Verformbarkeit in den darauffolgenden Umformschritten zu gewährleisten.

Nach zwei weiteren Umformschritten folgt eine zweite Wärmebehandlung. In diesem Fall wird das Werkstück jedoch von innen mittels einer Halogenlampe beheizt. Im Vergleich mit der ersten Wärmestation weist dieses Temperaturprogramm eine etwas schnellere Aufheizrate auf. Nach Erreichen der 360°C wird hier zuerst innerhalb rund einer Minute auf 320°C abgekühlt, bevor es zu einem vollständigen Abkühlen des Materials kommt. Im Anschluss an diese zweite und letzte Wärmebehandlung im Prozess folgt noch ein Verformungsschritt und ein Zuschneiden des Werkstückes sowohl an der Ober- als auch der Unterseite.

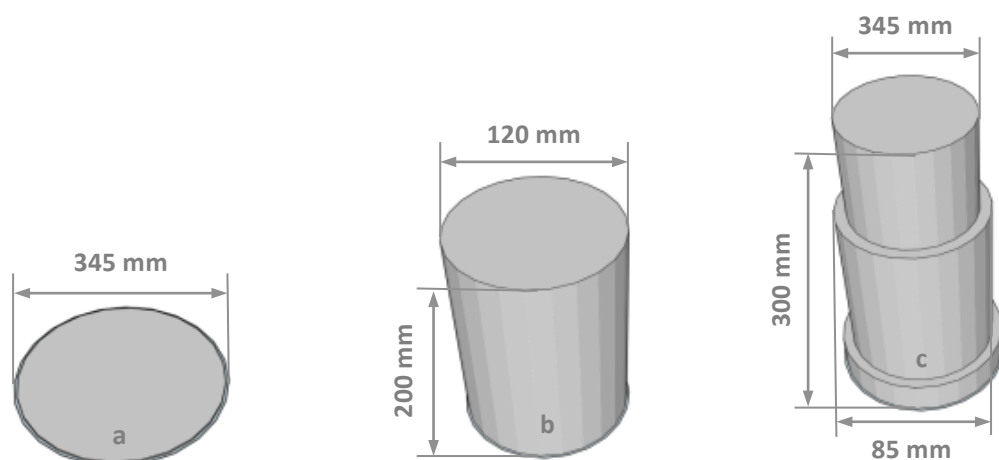


Abbildung 16: Schematische Darstellung: a) Ronde (Lieferzustand), b) zweiten Tiefziehstufe und c) vierten Tiefziehstufe

Abbildung 16 zeigt eine schematische Darstellung der Werkstücke aus verschiedenen Prozesspunkten wie sie in dieser Arbeit verwendet werden. Die Darstellung a) zeigt den Lieferzustand bzw. die Ronde. Bei den beiden anderen Darstellungen handelt es sich um Werkstücke nach unterschiedlichen Tiefziehstufen.

Die Probenahme wird direkt vor Ort in der Produktion der Firma Radkersburger Metallwarenfabrik GmbH durchgeführt. Es werden Werkstücke an unterschiedlichen Stellen im Prozess entnommen. Da der Schwerpunkt dieser Arbeit auf der Untersuchung des Einflusses der Wärmebehandlungen liegt, sind neben dem Lieferzustand (Werkstück A) vor allem die Werkstücke vor (Werkstück B und D) und nach den Wärmestationen (Werkstück C und E) von Bedeutung.

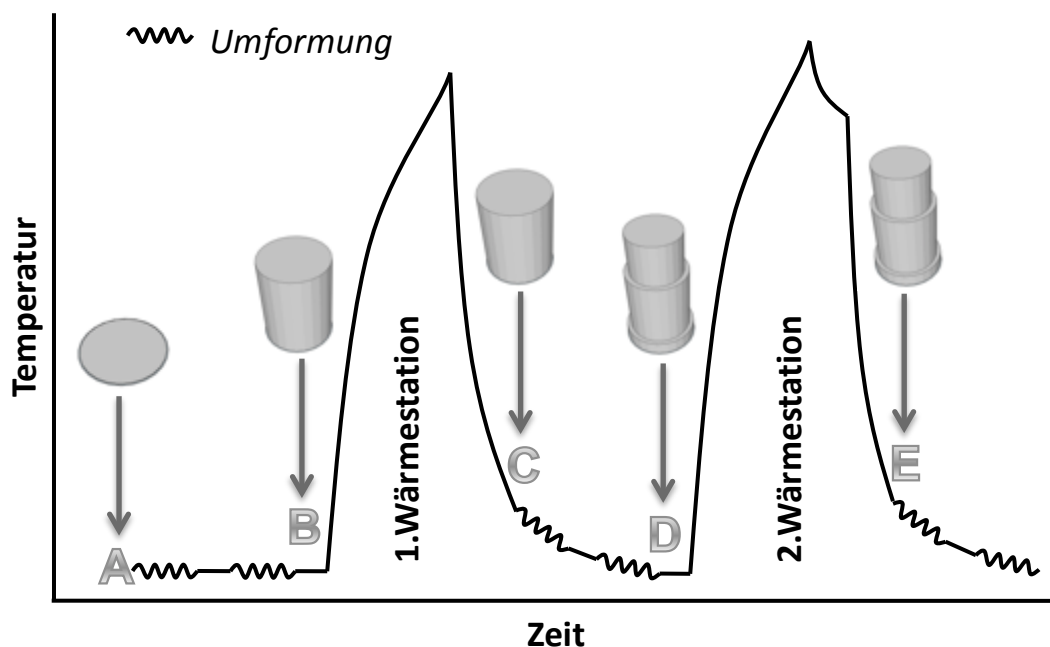


Abbildung 17: Schematische Darstellung des Prozesses - Umformschritte und Wärmebehandlungen

In Abbildung 17 ist der gesamte Prozess schematisch dargestellt. Zu erkennen sind die einzelnen Umformschritte und die beiden Wärmestationen. Die symbolisierten Werkstücke zeigen die Stellen im Prozess, an denen Proben entnommen werden.

4 Experimentelle Durchführung

Der Fokus der experimentellen Durchführung ist, wie bereits schon erwähnt, die Untersuchung des Einflusses der beiden im Prozess durchgeführten Wärmebehandlungen zwischen den einzelnen Umformschritten.

Einerseits soll eine metallographische Untersuchung von Proben aus den unterschiedlichen Prozessschritten einen Überblick über den gesamten Prozess liefern. Durch die metallographische Untersuchung werden die Einflüsse der einzelnen Produktionsschritte auf das Gefüge analysiert. Von großem Interesse sind die Punkte im Prozess, in denen es zu einer Umformung der Werkstücke kommt und in denen eine Wärmebehandlung bzw. eine Rekristallisation stattfindet.

Andererseits werden im Labor Wärmebehandlungen des Materials durchgeführt um den Einfluss der erhöhten Temperatur auf das Gefüge zu untersuchen. Unterschieden werden dabei unterschiedliche Bereiche in den Werkstücken. Einerseits sind dies die größeren Verformungsgraden an der Zarge des Werkstückes und andererseits die kleineren Verformungsgraden an der Oberseite des Werkstückes. Dabei ist die Zarge dreimal so stark verformt wie die Oberseite des Werkstückes. Eine Darstellung der beiden Bereiche ist in Abbildung 18 ersichtlich.

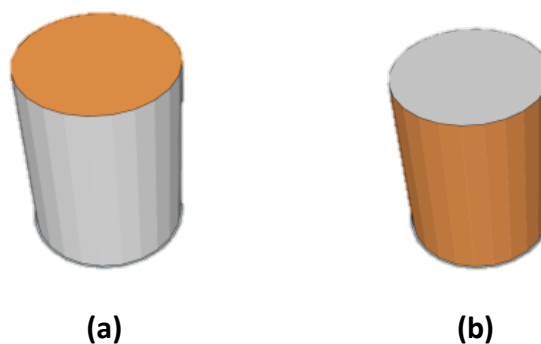


Abbildung 18: a) kleinere Verformungsgrade; b) größere Verformungsgrade

Eine im Ofen durchgeführte isotherme Wärmebehandlung der im Prozess kaltverformten Proben soll zu einer Entfestigung des Materials führen. Mit der Hilfe von Härtemessungen werden die Veränderungen der mechanischen Eigenschaften des

Materials über die Zeit aufgenommen, um so den Rekristallisationsgrad und in einem weiteren Schritt die Rekristallisationskinetik zu bestimmen.

Zusätzlich wird das im Prozess verwendete Temperaturprogramm beider Wärmestationen im Labor simuliert, um den Einfluss auf den Rekristallisationsprozess zu untersuchen.

4.1 Metallographische Untersuchung

Für die metallographische Untersuchung werden Proben aus gezielt ausgewählten Bereichen, der dem Prozess entnommenen Werkstücke A, B, C, D und E verwendet. Um die Vergleichbarkeit zwischen den einzelnen Proben zu gewährleisten, werden in jedem Werkstück die gleichen Positionen ausgewählt. Im Folgenden werden die einzelnen Probenpositionen erläutert die in Abbildung 19 dargestellt sind.

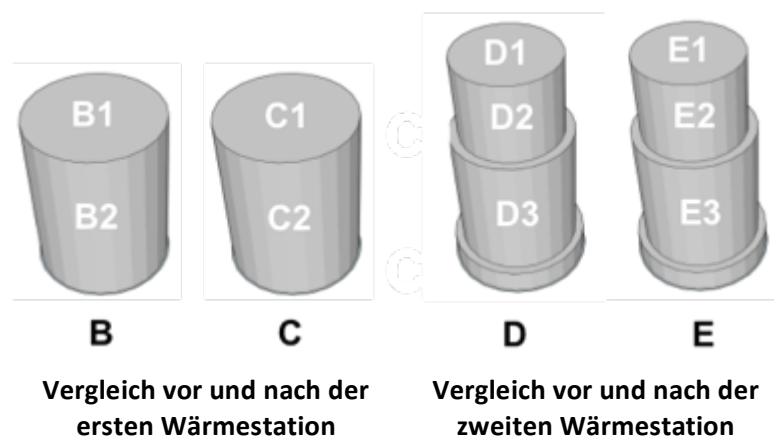


Abbildung 19: Probenpositionen für die metallographische Untersuchung

Bei den Positionen mit der Nummer 1 handelt es sich um Bereiche mit einem kleineren Verformungsgrad an den Oberseiten der Werkstücke.

Weitere Proben werden an der Werkstückzarge, welche größere Verformungsgrade aufweisen entnommen. Aus den Werkstücken B und C, die der Untersuchung der ersten Wärmestation dienen, werden an der Zarge Proben mit der Nummer 2 entnommen.

Werkstück D und E zeigen aufgrund weiterer Umformschritte, im Vergleich zu Werkstück B und C eine andere Geometrie. Aus diesem Grund werden diesen Werkstücken noch an einer dritten Position Proben entnommen, die mit Nummer 3 gekennzeichnet sind.

Um das Gefüge mit Hilfe der lichtmikroskopischen Methode sichtbar zu machen, ist eine genaue Probenpräparation notwendig, welche im folgenden Punkt erläutert wird.

Die präparierten Proben werden im Anschluss mit einem Zeiss Observe.Z1m Mikroskop untersucht. Da es sich bei der angewandten Ätzmethode nach Barker um eine Farbätzung handelt, muss zum Sichtbarmachen des gefärbten Gefüges polarisiertes Licht verwendet werden. Die Bilder werden mit der AxioCam MRc5 aufgenommen und mit dem Auswerteprogramm AxioVison digital nachbearbeitet um den bestmöglichen Farbkontrast zu erhalten.

4.1.1 Probenpräparation

Die Probenpräparation erfolgt in vier wesentlichen Schritten:

- (1) Zuschneiden von Proben aus den einzelnen Werkstücken
- (2) Schleifen
- (3) Polieren
- (4) Elektrolytisches Ätzen

Nach der Makrodokumentation der einzelnen Werkstücke werden gezielt Proben ausgewählt. Diese werden mit Hilfe einer Bandsäge zugeschnitten. Im Anschluss werden die entnommenen Proben in Kalteinbettmittel eingebettet. Dabei handelt es sich um das Einbettmittel Technovit 4071 der Firma Heraeus Kulzer, ein schnellhärtendes 2-Komponenten-Einbettmittel auf Basis von Methylmethacrylat.

Bereits beim Einbetten muss die jeweilige Betrachtungsrichtung der Probe beachtet werden. Abbildung 20 zeigt eine schematische Darstellung der verschiedenen Werkstücke. Hier ist die entnommene Probe durch ein weißes Viereck gekennzeichnet. Der Pfeil zeigt auf die Seite der Probe, die der lichtmikroskopischen Untersuchung

unterzogen wird. Diese Abbildungen werden im Diskussionsteil der Arbeit zum besseren Verständnis der Gefügebilder verwendet.

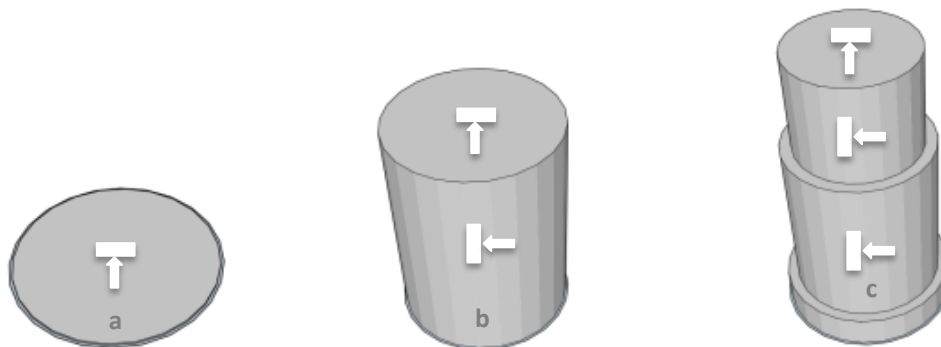


Abbildung 20: Schematische Darstellung der Proben-Betrachtungsrichtungen: a) Ronde (Lieferzustand), b) zweiten Tiefziehstufe und c) vierten Tiefziehstufe

Sowohl das Schleifen als auch das Polieren der Proben wird mit der Tegramin-30 der Firma Struers durchgeführt. Zum Schleifen werden SiC-Papiere mit der Körnung 320, 500, 800, 1200, 2000 und 4000 verwendet. Als Schmiermittel wird Wasser verwendet. Der Probenhalter und die Scheibe drehen sich im Gleichlauf bei 150 U/min. Im Probenhalter finden sechs Proben Platz, die jeweils mit 5 N Anpressdruck für drei Minuten geschliffen werden. Nach jedem Schleifdurchgang wird das Papier gewechselt und der Probenhalter inklusive der Proben mit Wasser gründlich gereinigt, um keine Schleifkörner aus dem vorherigen Durchgang zu verschleppen. Dadurch werden Beschädigungen durch größerer SiC-Körner aus dem vorherigen Schleifdurchgängen vermieden.

Auch das Polieren wird mit dem, zuvor zum Schleifen, verwendeten Gerät durchgeführt. Dafür wird in einem ersten Durchgang eine MD-NAP-Alu Scheibe der Firma Struers mit einer 1 μm Diamantsuspension verwendet. Die Proben werden im Gleichlauf mit 150U/min mit einem Anpressdruck von 10 N pro Probe für vier Minuten poliert.

In einem zweiten Durchgang werden die Proben, nach gründlichem Spülen mit Wasser, oxidpoliert. Verwendet werden eine MD-Chem Scheibe (Struers) und eine OP-S Suspension. Die Proben werden in diesem Fall im Gegenlauf mit einem Anpressdruck von 15 N pro Probe für drei Minuten poliert.

Damit das Gefüge beim Betrachten unter dem Lichtmikroskop zu erkennen ist, werden die Proben geätzt. Um einen noch besseren Kontrast der einzelnen Körner zu erzielen, werden die Proben elektrolytisch nach Barker geätzt. Für den gewünschten Farbeffekt bei der Betrachtung im Mikroskop ist polarisiertes Licht notwendig. Das Ätzmittel nach Barker wird aus 5 ml 35%iger Tetrafluoroborsäure in 200 ml destilliertem Wasser hergestellt. [14]

Das elektrolytische Ätzen wird mit dem LectroPol-5 von Struers durchgeführt. Dafür müssen, die in Kunstharz eingebetteten Proben, an der Unterseite angebohrt werden um diese mit Hilfe eines elektrischen Leiters zu kontaktieren. Die Proben werden auf eine 5 cm² große Blende gesetzt und bei einer angelegten Spannung von 25 V mit dem Ätzmittel für 90 Sekunden gespült. Die eingestellte Flussrate beträgt während des gesamten Ätzprozesses 10.

Im Anschluss werden die Proben mit fließendem Wasser und Ethanol gespült sowie getrocknet, bevor sie im Lichtmikroskop betrachtet werden.

4.2 Temperaturbehandlung im Ofen

Zur Untersuchung des Rekristallisationsverhalten der Aluminiumlegierung werden Proben aus dem Werkstück B verwendet. Dieses Werkstück wurde im Prozess bereits zweimal kaltverformt jedoch noch nicht wärmebehandelt.

In einem ersten Schritt werden sowohl aus dem Bereich des kleinen Verformungsgrades als auch des großen Verformungsgrades Proben mit 10 x 10 mm mit Hilfe der Bandsäge herausgeschnitten.

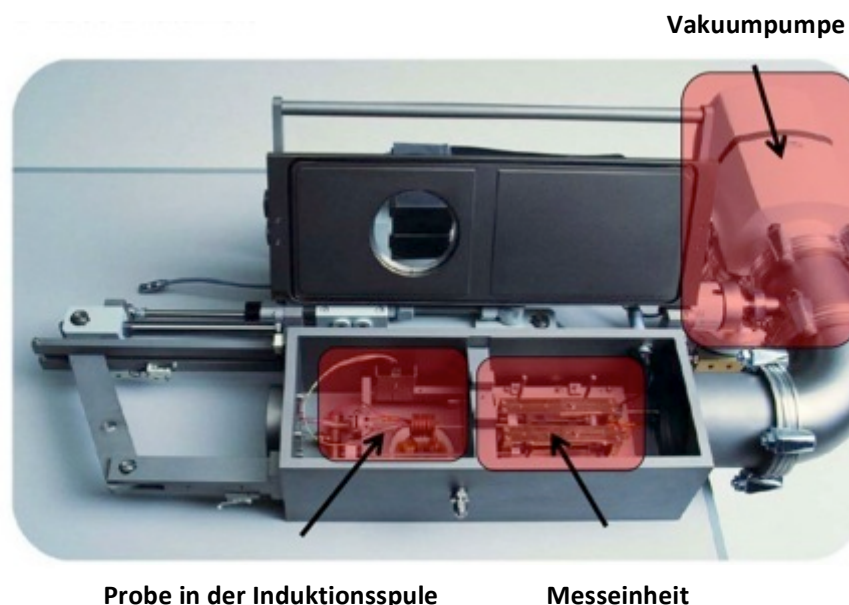
Tabelle 4: Probenbezeichnung der isothermen Wärmebehandlung - kleiner Verformungsgrad

	Zeit [min]					
Temperatur [°C]	1	2	3	5	10	20
300	1_1	1_2	1_3	1_5	1_10	1_20
330	2_1	2_2	2_3	2_5	2_10	2_20
360	3_1	3_2	3_3	3_5	3_10	3_20

Die isotherme Temperaturbehandlung wird in einem Muffelofen in drei Durchgängen bei unterschiedlichen Temperaturen durchgeführt (300°C, 330°C und 360°C). Dafür werden sechs Proben des kleinen und sechs Proben des großen Verformungsgrades zur gleichen Zeit in den Ofen gelegt. Nach dem in Tabelle 4 ersichtlichen Zeitplan werden die Proben entnommen und im Wasserbad abgekühlt. Bei der Probenbezeichnung wird der Präfix K oder G für kleine bzw. große Verformungsgrade verwendet.

4.3 Simulation der industriellen Wärmebehandlung

Da es sich bei der im Prozess verwendeten Wärmebehandlung in den beiden Wärmestationen um keinen isothermen Prozess handelt, wird das Temperaturprogramm im Labor simuliert. Um diese genau zu reproduzieren wird ein Bähr DIL 805 Dilatometer verwendet. Das Dilatometer dient in erster Linie zur Messung der Längenänderung einer Probe während einer Temperaturbehandlung.



Quelle: Betriebsanleitung DIL805, IWS

Abbildung 21: Bähr DIL 805 Dilatometer - Probe wird mit Hilfe der Induktionsspule kontrolliert erwärmt

In diesem Fall werden die Vorteile des Dilatometers (Probe gezielt nach einem definierten Temperaturprogramm zu erwärmen und abzukühlen) genutzt, um das Temperaturprogramm, der im Prozess verwendeten Wärmestationen, zu simulieren.

Im Bähr DIL 805 wird die Probe mit Hilfe einer Induktionsspule aufgeheizt. Um die Leistung des HF-Generators entsprechend des vorgegebenen Temperaturverlaufs zu regeln, wird die Probe mit einem Thermoelement des Typ J versehen. Dieses geschieht mit Hilfe eines Thermoelement-Schweißgeräts. Das gezielte Abkühlen der Probe geschieht mit Hilfe von Helium.

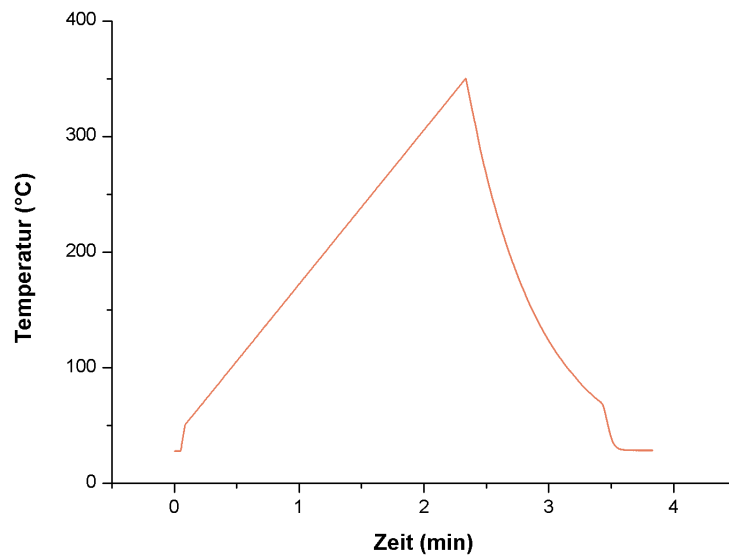


Abbildung 22: simulierter Temperaturverlauf in der ersten Wärmestation

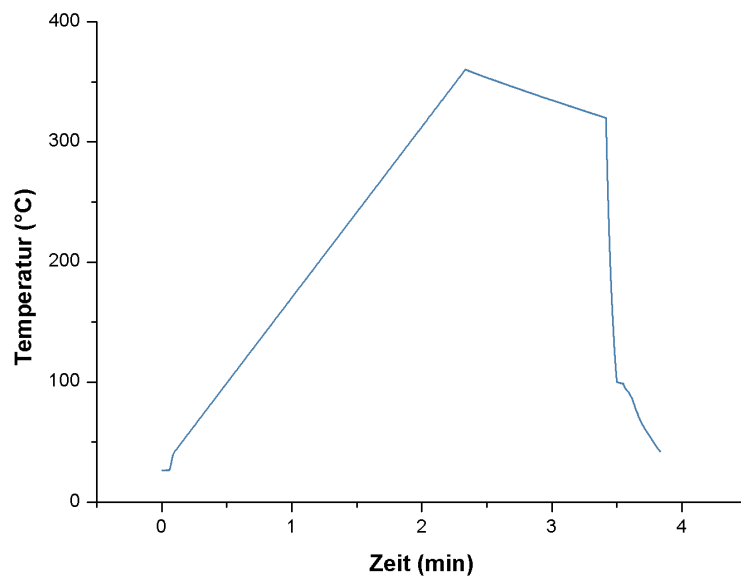


Abbildung 23: simulierter Temperaturverlauf in der zweiten Wärmestation

Die Daten für den Temperaturverlauf wurden direkt aus dem Prozesssteuergerät im Zuge der Probenahme entnommen. Abbildung 22 und Abbildung 23 zeigen die im Dilatometer simulierten Temperaturverläufe. Der Temperaturbehandlung werden Proben aus dem Werkstück B unterzogen, da diese, wie es bei der isothermen Temperaturbehandlung im Ofen der Fall ist, ein kaltverfestigtes aber im Prozess noch nicht rekristallisiertes Gefüge aufweisen. Aus diesem Grund werden auch für die Simulation der zweiten Wärmestation Proben aus Werkstück B verwendet. Auch in diesem Versuch werden sowohl Proben aus Bereichen mit kleinem Verformungsgrad als auch aus Bereichen mit großem Verformungsgrad der Temperaturbehandlung unterzogen. Die aus dem Werkstück B entnommen Proben weisen dabei eine Länge von 10 mm und eine Breite von 3 mm auf.

4.4 Härtemessungen

Zur Bestimmung der Härte aller im Vorfeld angeführten Proben wird das Härteprüfgerät M4C 025 G3M vom emco Test verwendet. Gemessen wird die Makrohärte nach Vickers.

Beim Eindringkörper handelt es sich um eine regelmäßige vierseitige Diamantpyramide welche mit einer bestimmten Kraft F in die Probe gedrückt wird und für eine bestimmte Zeit t gehalten wird. Der Härtewert errechnet sich über die Diagonalen, des im Idealfall quadratischen Eindrucks. [11]

Bei der verwendeten Methode handelt es sich um HV 5/20. Die Prüflast beträgt in diesem Fall 49,03 N mit einer Haltedauer von 20 Sekunden.

Mit Hilfe eines Objektivs wird ein Messpunkt auf der Probe ausgewählt. Im Anschluss wird der Eindringkörper computergesteuert auf die Probe abgesenkt. Die Auswertung erfolgt ebenfalls über den Computer nachdem die Diagonalen des Eindrucks manuell im Bild festgelegt wurden. Da es sich bei dieser Methode um eine Makrohärtemessung handelt, wird der Härtewert über einen größeren Bereich des Gefüges ermittelt. Dabei werden pro Probe drei Messungen durchgeführt. Der Abstand der einzelnen Messpunkte muss dabei mindestens den vier- bis sechsfachen Eindruckdurchmesser betragen. (DIN EN ISO 6507-1)

5 Ergebnisse und Diskussion

5.1 Der Lieferzustand

Der in Form einer Blechrolle verwendete Lieferzustand zeigt im Zuge der Makrodokumentation an der Oberfläche eine deutliche Textur. Dabei handelt es sich um eine Vorzugsorientierung der Kristalllagen im Korngefüge die durch die Warm- und Kaltverformungen im Zuge des Walzprozesses entstehen. Es kommt dadurch zu einer Anisotropie der plastischen Eigenschaften, welche jedoch in diesem Prozess aufgrund des rotationssymmetrischen Werkstückes vernachlässigt werden kann. Die Walzrichtung lässt sich eindeutig durch die dazu parallel ausgerichteten Walztexturen an der Blechoberfläche feststellen. [4]

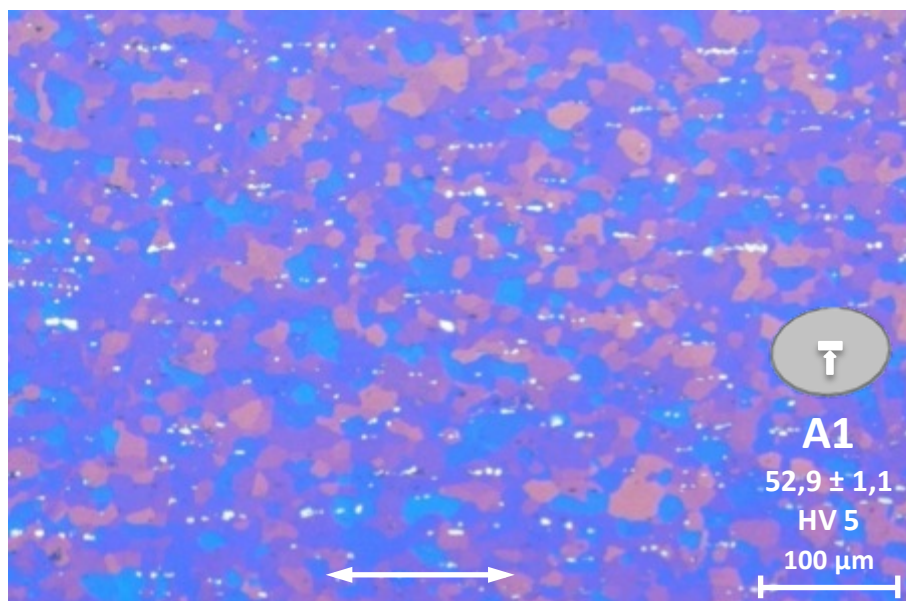


Abbildung 24: Probe A1 aus Werkstück A - Lieferzustand

Die lichtmikroskopische Untersuchung zeigt ein sehr homogen und fein verteiltes Gefüge sowohl in Walzrichtung als auch in 90° Richtung. Die Walzrichtung wird in den Abbildungen mit Hilfe eines Pfeils dargestellt.

Abbildung 24 zeigt in Walzrichtung Phasen im Gefüge, die sich als weiße Bereiche sichtbar machen. Diese, als heterogene Gefügebestandteile bezeichneten Kristalle, entstehen bei der Erstarrung im Zuge des Gießprozesses. Es kann sich dabei entweder

um Verbindungen aus den Legierungsbestandteilen selbst oder um intermetallische Phasen handeln. [1] Bevorzugt sind dies Verbindungen von Aluminium mit Eisen, Mangan und Silizium. [4]

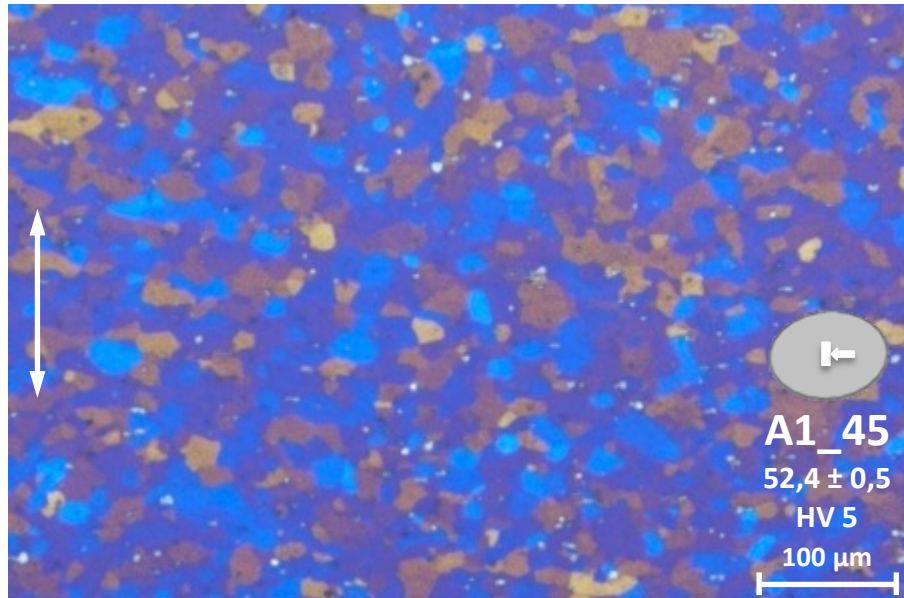


Abbildung 25: Probe A1_45 aus Werkstück A - Lieferzustand (Betrachtung 45° zur Walzrichtung)

Da es sich bei diesen Gefügebestandteilen um sehr spröde und harte Phasen handelt, sind sie verantwortlich für eine Zunahme der Härte und der Festigkeit der Legierung. Es kommt so zu einem Herabsetzen der Verformbarkeit. Aufgrund der unterschiedlichen elastischen Eigenschaften dieser intermetallischen Phasen im Vergleich zum übrigen Korngefüge kann es zu lokalen Spannungen kommen, die in weiterer Folge zu einem Riss im Material führen können. Jedoch haben die Menge, die Größe und die Verteilung dieser Phasen im Gefüge einen Einfluss auf das Verhalten des Materials, weshalb es in der Literatur sehr kontroversen Diskussionen über den Zusammenhang von der intermetallischen Phasen mit einer Rissbildung gibt. [4]

Bei genauer Betrachtung einzelner Körner (Abbildung 26) ist zu erkennen, dass diese im Vergleich mit anderen Körnern des Gefüges keine eindeutige Farbe sondern einen Gradienten aufweisen. Bei der Betrachtung dieser Bereiche sieht man, dass diese Körner auch keine klar definierten Korngrenzen aufweisen. Es handelt sich dabei um eine atomare Unordnung der Korngrenzen, die auf einen örtlich höheren Energiegehalt hinweisen [4]. Dies ist ein Hinweis auf eine nicht vollständige Rekristallisation des

Gefüges im Zuge des Weichglühens, das im Anschluss an den Kaltwalzprozess bei der Herstellung der Blechrolle durchgeführt wird.

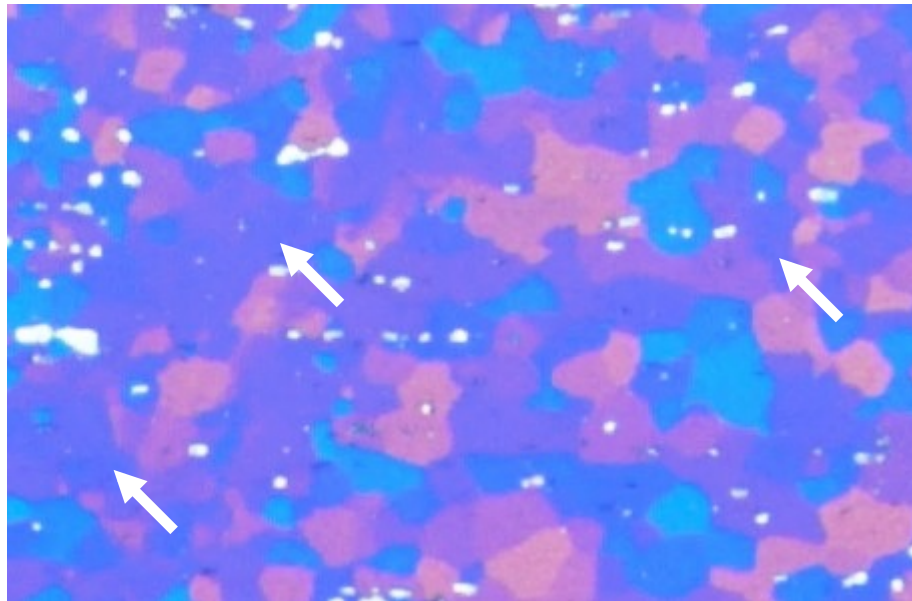


Abbildung 26: Vergrößerte Darstellung der Probe A1 aus Abbildung 20 - Farbgradienten einzelner Körner

5.2 Auswirkung auf das Gefüge als Folge des Herstellungsprozesses

Im Zuge der Makrodokumentation wurden Fehler in den Werkstücken festgestellt, welche auf den Herstellungs- bzw. den Tiefziehprozess zurückzuführen sind.

- (1) Zipfelbildung aufgrund unterschiedlich orientierter Gefügebereiche
- (2) Bildung von Rissen als Folge zu hoher Kräfte in der Kraftübertragungszone
- (3) Bildung von Fließfiguren in Legierungen mit hohem Anteil an Magnesium

Die Zipfelbildung, welche in Abbildung 27 (a) dargestellt ist, wird in den Werkstücken aller Ziehstufen beobachtet. Im Zuge des Walzprozesses kommt es zu einer Ausrichtung der Kristalle in Bezug auf die Walzrichtung. Dieser als Textur bezeichnete Effekt führt zu einer Anisotropie der mechanischen Eigenschaften des Werkstückes. Es kommt zu einem unterschiedlichen Verformungsverhalten, dass sich im Tiefziehprozess durch die Ausbildung von sogenannten Zipfeln äußert. Da die Herstellung eines isotropen Werkstoffes mit gleichen mechanischen Eigenschaften in alle Richtungen technisch nicht umsetzbar ist, lässt sich dieser Effekt jedoch nicht vermeiden. [1]

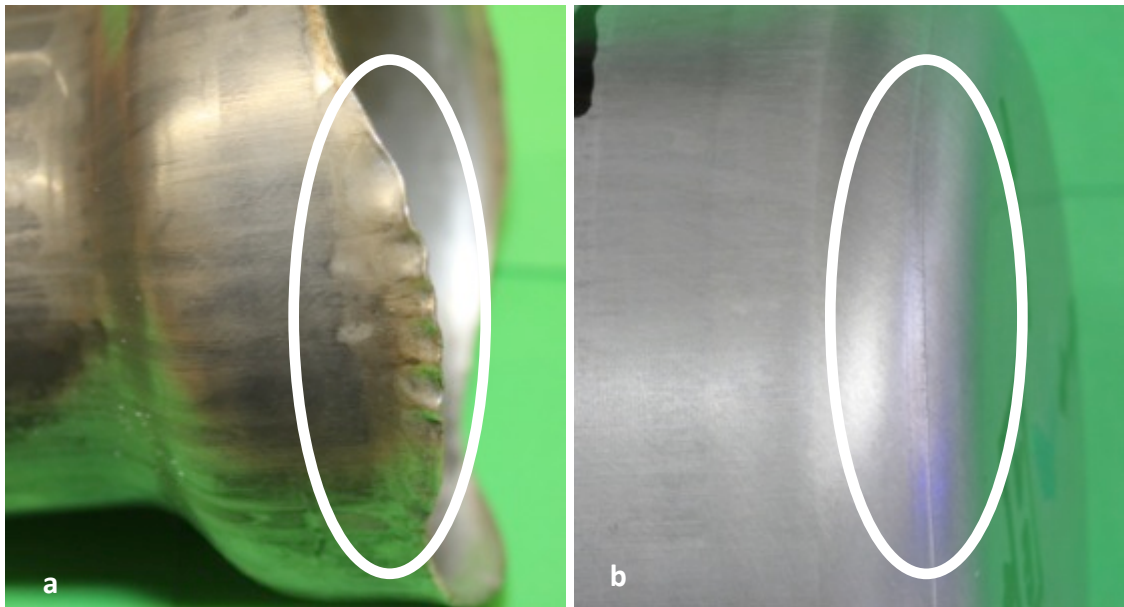


Abbildung 27: a) Zipfel- und Faltenbildung, b) Einschnürung



Abbildung 28: c) PLC-Effekt

Abbildung 27 (b) zeigt eine Einschnürung im Übergang zwischen der Oberseite und den der Zarge des Werkstückes B. Die Krafteinwirkung beim Tiefziehen erfolgt über die Oberseite des Werkstückes. Die Kraft wird dann weiter über die Werkstückzarge zum Flansch hin übertragen. Befindet sich die Zugspannung in dieser Kraftübertragungszone in einem kritischen Bereich, nämlich im Bereich der

Zugfestigkeit des Materials, kommt es zu einer Einschnürung und in weiterer Folge zu einer Rissbildung. [8]

In Abbildung 28 ist deutlich die Bildung von Fließfiguren zu erkennen. Es handelt sich dabei um den sogenannten PLC-Effekt (Portevin-Le-Chatellier-Effekt), welcher sich als streifenförmige Aufrauung der Blechoberfläche bemerkbar macht. Der Effekt tritt bei Legierungen mit einem Mg-Gehalt von 0,5% und rekristallisierten Gefüge auf. Durch das Erreichen der Streckgrenze während des Umformprozesses erreichen günstig orientiert Körner ihre kritische Schubspannung, wodurch blockierte Versetzungen im Gefüge von Magnesiumatomen losgerissen werden. Die dadurch entstehenden Gleitbänder erzeugen wiederum Spannungen an den Korngrenzen, wodurch es zum Losreißen von weiteren Versetzungen in benachbarten Körnern kommt. Für die Fortsetzung dieses Prozesses ist keine weitere Kraft mehr notwendig, wodurch es zu dieser Unstetigkeit in der Fließkurve kommt. Diese äußert sich im Material als isolierte Wellen von plastischer Verformung. Da die Korngrenze eine erhebliche Rolle in diesem Effekt spielt, erklärt sich somit die Abnahme des PLC-Effektes mit zunehmender Korngröße. Einen weiteren Einfluss haben Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit. Bei einer EN AW-5182-0 Legierung wurde bereits in der Literatur berichtet, dass es bei Temperaturen über 120°C und niedrigeren Verformungsgeschwindigkeiten bzw. bei Raumtemperatur und hohen Verformungsgeschwindigkeiten ($> 1 \text{ s}^{-1}$) zum Ausbleiben des PLC-Effektes kommt. [4]

5.3 Zustand vor der ersten Wärmestation – Werkstück B

Werkstück Oberseite - Position 1

Das Werkstück B wurde direkt vor der ersten Wärmestation bzw. nach dem zweiten Zug entnommen. Die an der Oberseite des Werkstückes B entnommene Probe B1 zeigt wie in Abbildung 29 ersichtlich ein sehr homogenes Gefüge. Die durchgeführte Kaltverformung in zwei Stufen hat kaum einen Einfluss auf das Gefüge, weshalb auch ein direkter Vergleich mit dem Lieferzustand aus Abbildung 24 keinen signifikanten Unterschied liefert.

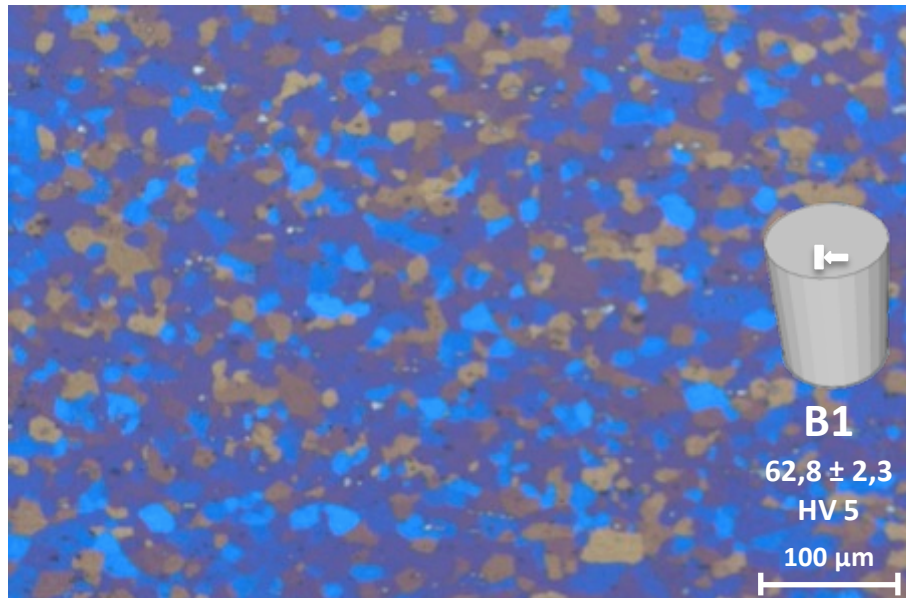


Abbildung 29: Probe B1 aus Werkstück b - vor der ersten Wärmestation

Werkstückzarge - Position 2

Probe B2 wurde an der Zarge des Werkstückes entnommen. Diese Bereiche zeichnen sich durch höhere Umformungsgrade aus, was sich auch bei der Gefügeuntersuchung zeigt.

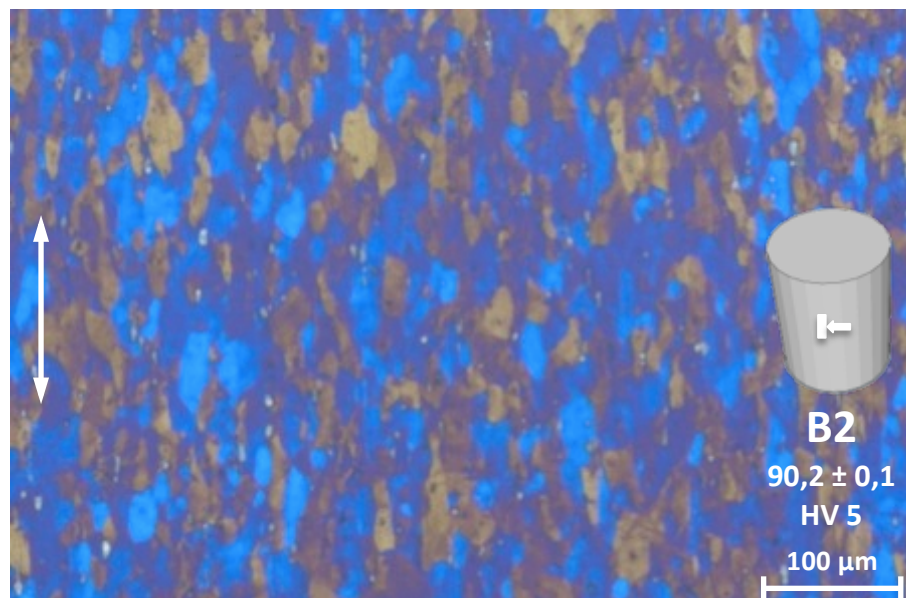


Abbildung 30: Probe B2 aus Werkstück B - vor der erster Wärmestation

In Abbildung 30 ist eine deutliche Streckung des Korngefüges in Zugrichtung zu erkennen. Die Zugrichtung ist mit einem Pfeil im Gefügebild gekennzeichnet. Auch der

schon zuvor erwähnte Farbgradient in den einzelnen Körnern ist bei weitem deutlicher ausgeprägt als in Probe B1 (vergrößerte Darstellung der Probe B2 in Abbildung 31). Dies deutet auf einen Anstieg der Versetzungsdichte und eine erhöhte innere Energie hin. So kommt es im Zuge des Umformprozess zu einer Verfestigung des Materials, insbesondere in Bereichen mit höheren Verformungsgraden.

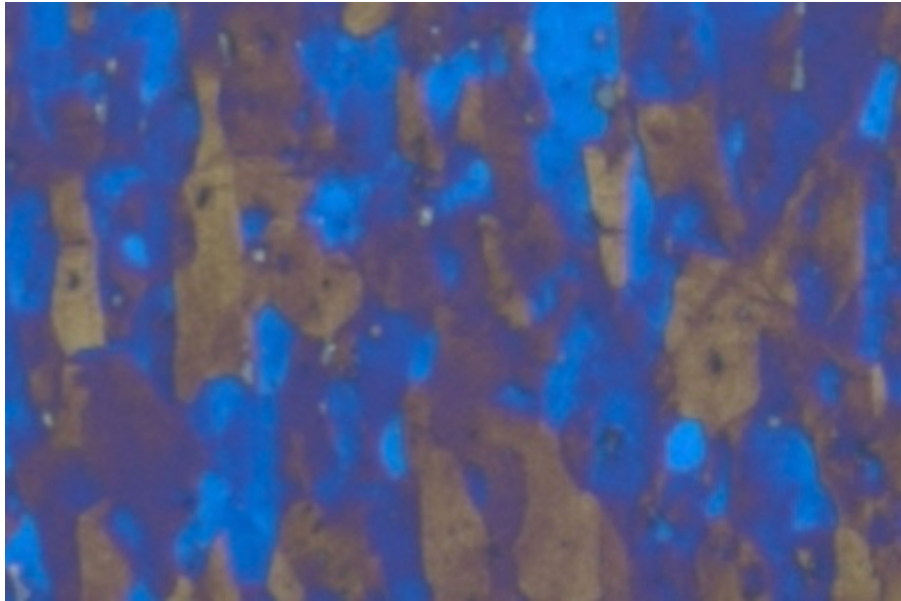


Abbildung 31: Vergrößerte Darstellung der Probe B2 - Farbgradienten vereinzelter Körner

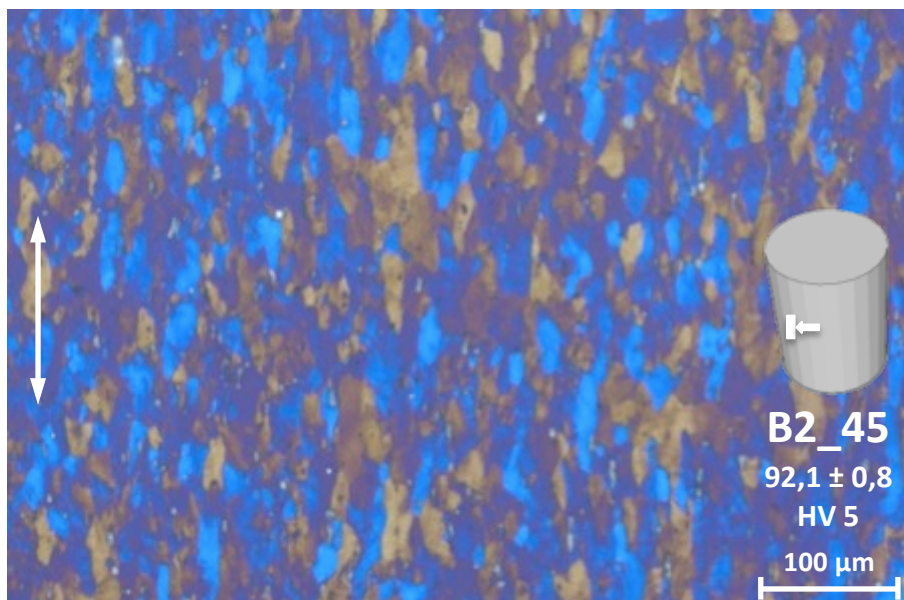


Abbildung 32: B2_45 Werkstück B - vor der ersten Wärmestation (Betrachtung 45° zu B2)

Abbildung 32 zeigt die Probe B2_45, die 45° verschoben zur Position der Probe B2 entnommen wurde. Im Vergleich der beiden Proben zeigt sich kein signifikanter Unterschied im Korngefüge.

5.4 Einfluss der ersten Wärmestation – Werkstück C

Werkstück Oberseite - Position 1

Die Abbildung 33 zeigt die Oberseite des Werkstückes bzw. die Krafteinflusszone. Da es in diesem Bereich zu einer geringeren Umformung als im Bereich der Werkstückzarge kommt, hat auch die Wärmebehandlung nur einen sehr geringen Einfluss auf das Gefüge. Die Körner weisen keinen Farbgradienten auf und die Korngrenzen sind klar definiert. Es kommt lediglich zu einem geringfügigen Anstieg der Korngröße.

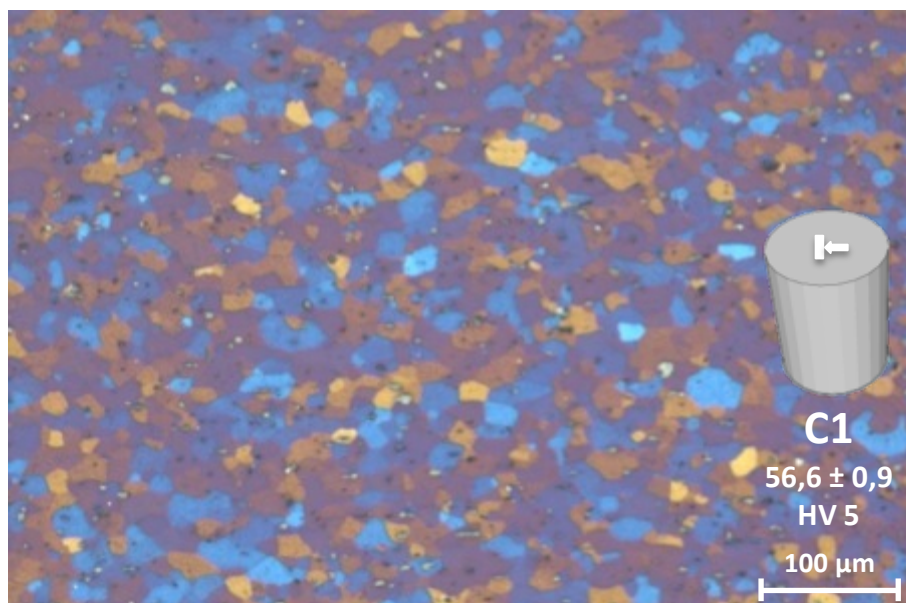


Abbildung 33: Probe C1 aus Werkstück C - nach der erster Wärmestation

Sowohl die Aufnahmen des Gefüges als auch die Härtewerte des Lieferzustandes bleiben über die Kaltverfestigung bis hin zur Wärmebehandlung relativ unverändert.

Werkstückzarge - Position 2

Das Gefüge der Probe C2, welche sich auch hier wieder an den Zarge des Werkstückes befindet, weist nach der ersten Wärmebehandlung, wie in Abbildung 34 deutlich zu erkennen ist, eine Neubildung des Korngefüges durch die Rekristallisation auf.

Durch den thermisch aktivierten Prozess kommt es zu einer Keimbildung und einem Keimwachstum. Die Keimbildung beginnt bevorzugt an heterogenen Stellen im Gefüge wie zum Beispiel in Bereichen mit einer hohen Verformungskonzentration (Abbildung 31). [4]

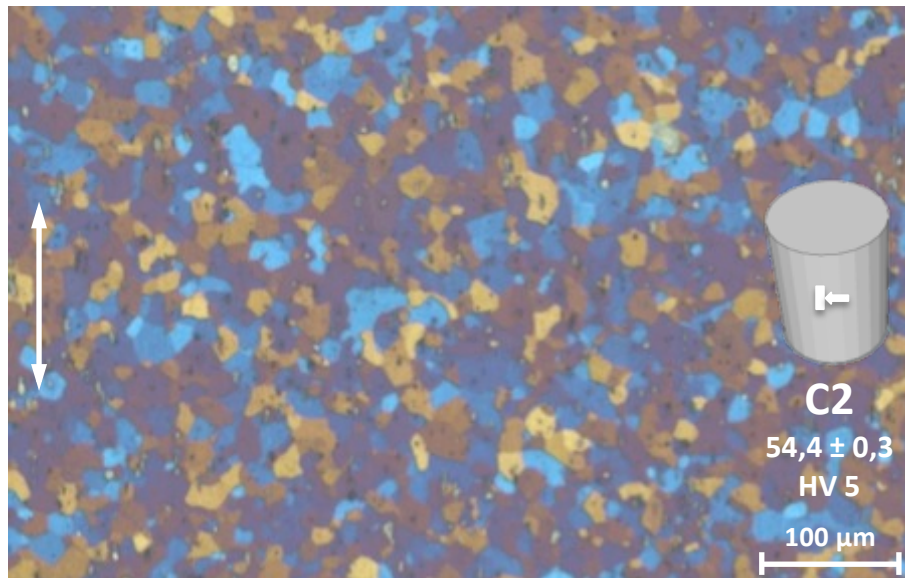


Abbildung 34: Probe C2 aus Werkstück C - nach der ersten Wärmestation

Im Vergleich zu Probe B2 aus Abbildung 30 haben die Körner eine gleichmäßigere Form und weisen keine Streckung mehr in Zugrichtung auf. Die Härte dieses Materialbereiches hat sich deutlich reduziert und befindet sich mit $54,4 \text{ HV } 5/20$ in der Größenordnung des Lieferzustandes. Die Körner weisen eine definierte Grenze und keinen Farbgradienten mehr auf.

Die erste Wärmebehandlung liefert die gewünschten Ergebnisse. Es kommt zu einer Rekristallisation und zum Abbau der im Zuge der Kaltverfestigung erhöhten inneren Energie. Dadurch kommt es zu einer Abnahme der Materialhärte und gleichzeitig zu einer Erhöhung der Verformbarkeit, welche ausschlaggebend für die weiteren Verformungsschritte ist.

5.5 Zustand vor der zweiten Wärmestation – Werkstück D

Nach der ersten Wärmebehandlung wird das Werkstück weiter kaltverformt. Es kommt wieder zu einer Verfestigung des Materials. Je nach Verformungsgrad ist der

Einfluss auf das Gefüge unterschiedlich. Die Probenpositionen aus dem Werkstück D weisen verschiedene Verformungsgrade auf.

Werkstück Oberseite - Position 1

D1 in Abbildung 35 zeigt die Krafteinflusszone. Mit einem Härteanstieg in diesem Bereich auf $65,3 \text{ HV } 5/20$ kommt es zwar zu einer Verfestigung des Materials, jedoch hat der Umformprozess im Vergleich mit den Proben D2 und D3, wie schon in den Proben zuvor, den geringsten Einfluss auf das Gefüge in diesem Bereich.

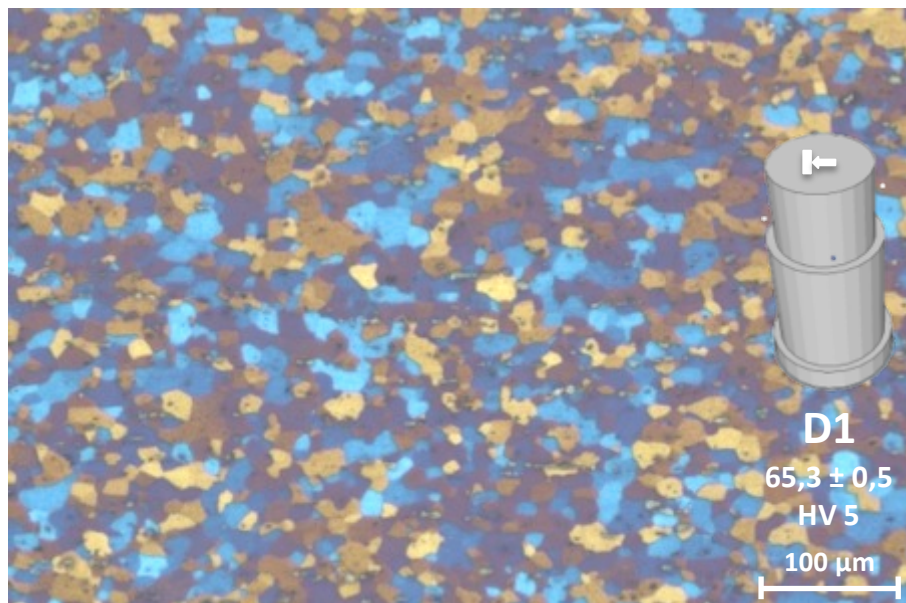


Abbildung 35: Probe D1 aus Werkstück D - vor der zweiten Wärmestation

Werkstückzarge - Position 2 und 3

Vergleicht man die beiden Proben D2 und D3 in Abbildung 36 und Abbildung 37, so zeigen sich Unterschiede der beiden Gefügebilder. Beide Proben wurden, wie schon beschrieben, an der Zarge des Werkstückes entnommen. Die Probe D2 zeigt einen deutlichen Einfluss der Kaltverformung auf das Gefüge. Es kommt zu einer Streckung der Körner in Zugrichtung. Wiederum ist ein Farbgradient als Folge der Versetzungsdichtezunahme und mit der damit verbundenen Erhöhung der inneren Energie in den einzelnen Körnern ersichtlich. Auch die Zunahme der Härte auf $87,9 \text{ HV } 5/20$ deutet auf eine Verfestigung des Materials hin.

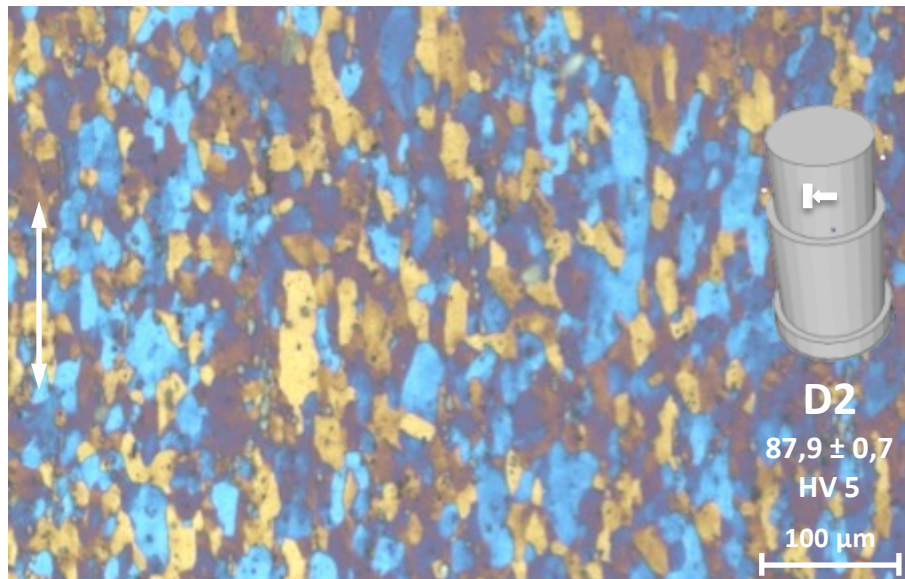


Abbildung 36: Probe D2 aus Werkstück D - vor der zweiten Wärmestation

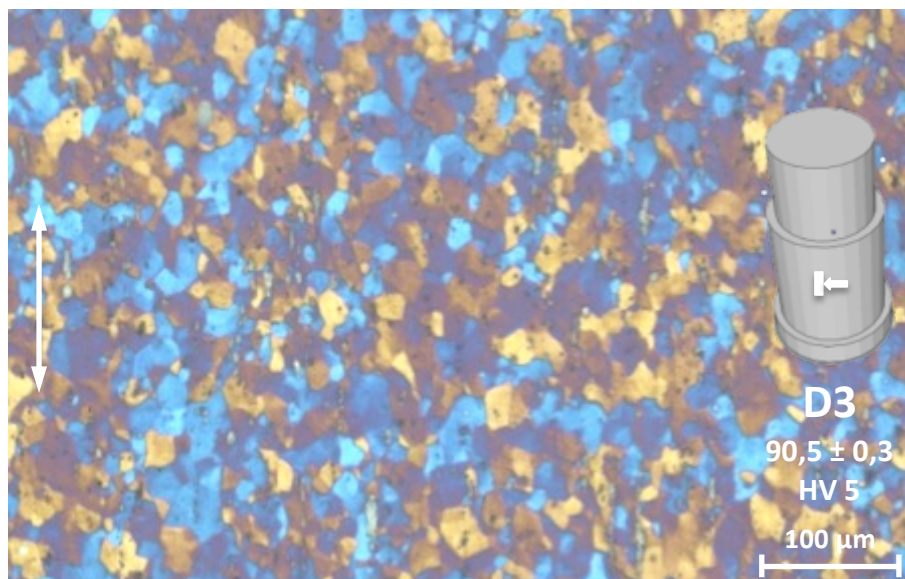


Abbildung 37: Probe D3 aus Werkstück D - vor der zweiten Wärmestation

In Probe D3 zeigt im Vergleich zur Probe D2 eine geringere Streckung der Körner in Zugrichtung. Grund dafür ist der unterschiedliche Verformungsgrad (ϵ) der von der Probe D1 zu Probe D3 und weiter zu Probe D2 ansteigt – $\epsilon_{D1} < \epsilon_{D3} < \epsilon_{D2}$. Daraus resultiert der dazu äquivalente Anstieg der Versetzungsdichte (ρ) – $\rho_{D1} < \rho_{D3} < \rho_{D2}$.

Betrachtet man die vergrößerte Darstellung der Probe D3 in Abbildung 38 so lassen der Farbgradient einzelner Körner, die undefinierten Korngrenzen und die gemessene Härte auf eine Verfestigung des Materials schließen. Die mit Pfeilen gekennzeichneten

Bereiche zeigen eine deutlich höherer Versetzungsdichte und somit eine höhere gespeicherte inneren Energie, bei der es sich um die treibende Kraft für den nachstehenden Rekristallisationsprozess handelt.

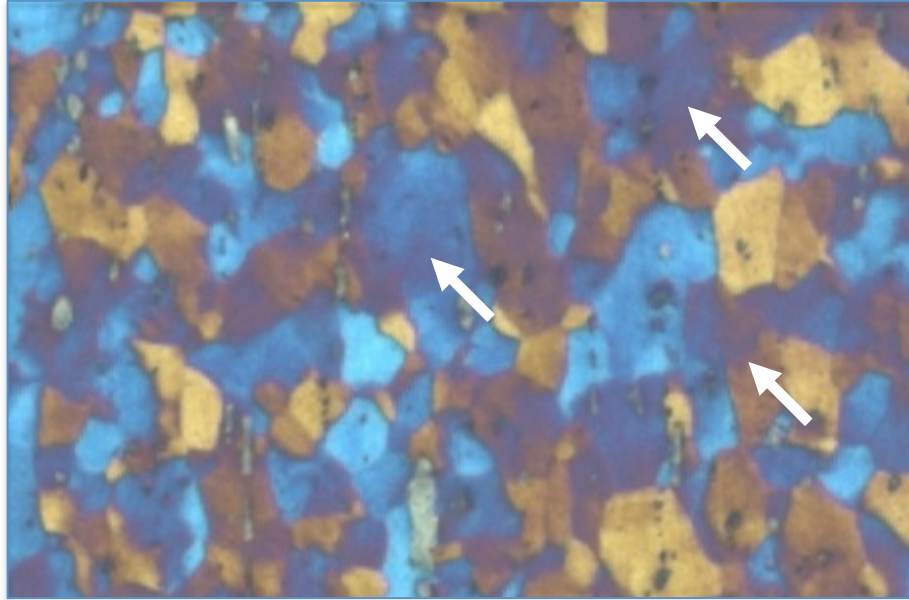


Abbildung 38: Vergrößerte Darstellung der Probe D3 - Farbgradienten vereinzelter Körner

5.6 Einfluss der zweiten Wärmestation – Werkstück E

Auch nach der zweiten Wärmebehandlung wird eine Rekristallisation des Gefüges erwartet.

Werkstück Oberseite - Position 1

Bei Probe E1 handelt es sich wiederum um die Krafteinleitungszone. Sie zeigt, wie schon in den Proben zuvor, keine Änderung des Gefüges. Lediglich die Härte sinkt nach der Wärmebehandlung auf 57,4 HV 5/20. Aufgrund der geringen Verformung in diesem Bereich ist die Versetzungsdichte nach der Kaltverformung relativ gering. Die Härteabnahme ist eine Folge der Erholung des Materials, da keine neuen Strukturen sichtbar werden. Durch Platzwechsel zwischen Atomen und Leerstellen, kommt es zu einer energetisch günstigeren Anordnung der Leerstellen, das folglich zu einem Abnehmen der inneren Energie führt.

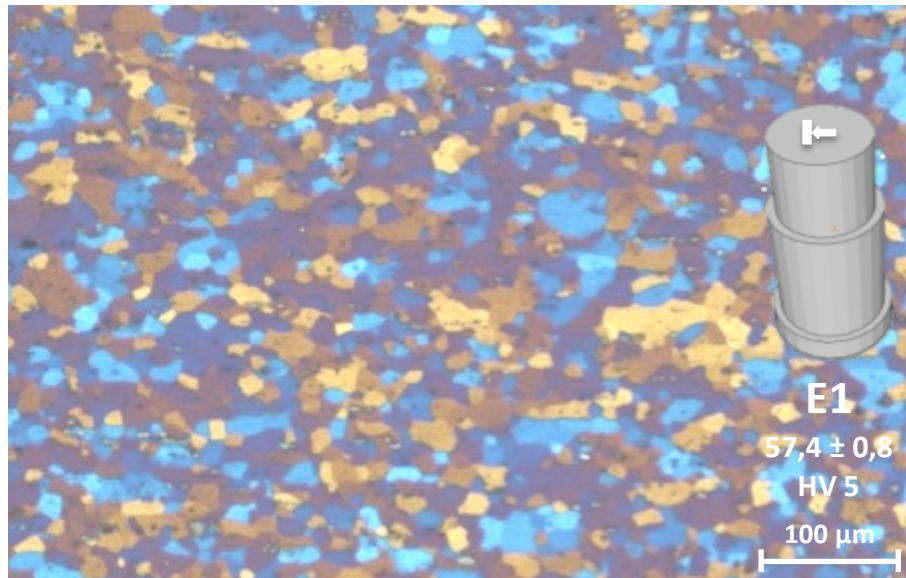


Abbildung 39: Probe E1 aus Werkstück E - nach der zweiten Wärmestation

Werkstückzarge - Position 2 und 3

Die Probe E2 in Abbildung 40 zeigt im Vergleich zur Probe D2 in Abbildung 36 kaum einen signifikanten Unterschied im Korngefüge. Trotz der Wärmebehandlung kommt es in diesem Bereich zu keiner Neubildung von Körnern und somit zu keiner Rekristallisation des Gefüges. Man kann lediglich von einer Erholung des Materials ausgehen, was sich auch in der geringfügigen Abnahme der Härte zeigt.

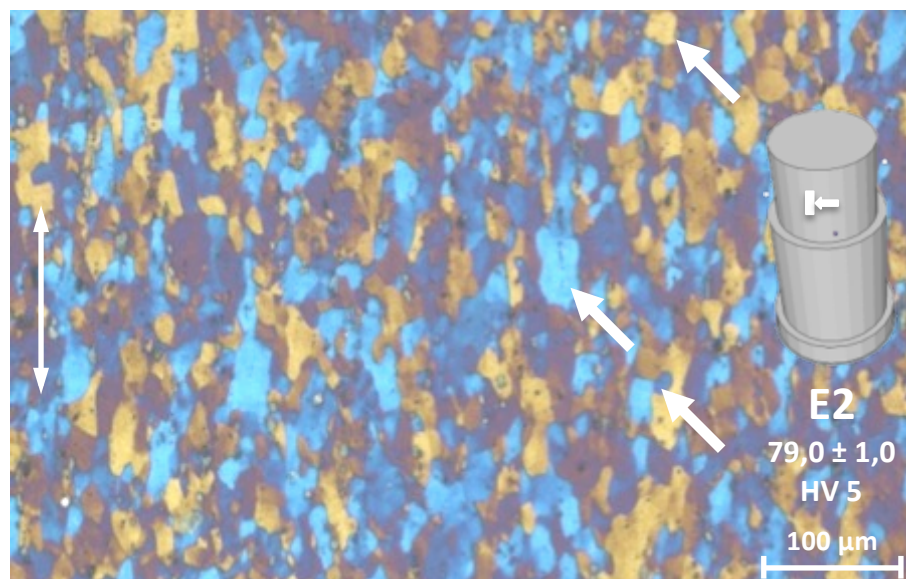


Abbildung 40: Probe E2 aus Werkstück E - nach der zweiten Wärmestation

Vergleicht man die in Abbildung 41 ersichtliche Probe E3 mit der Probe D3 so sieht man deutlich, dass es in diesem thermisch aktivierten Prozess der Rekristallisation zur Bildung von neuen Keimen und zu einer Neubildung des Gefüges gekommen ist. Die Anzahl der neu gebildeten Keime und die Korngröße sind dabei stark vom Kaltverformungsgrad abhängig. Es kommt mit zunehmenden Verformungsgrad zu einer höheren Anzahl an gebildeten Keimen und gleichzeitig zu einer Abnahme der rekristallisierten Korngröße [4]. So weist die Probe E3 aufgrund des kleineren Kaltverformungsgrad im Vergleich zum Ausgangsgefüge deutlich größere Körner auf.

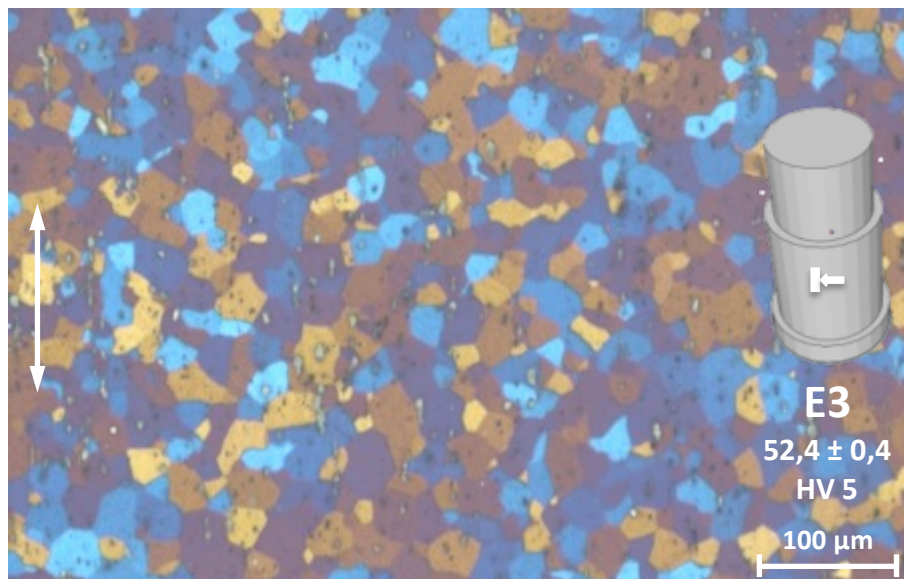


Abbildung 41: Probe E3 aus Werkstück E - nach der zweiten Wärmestation

Wie schon zuvor erwähnt ist der Umformungsgrad in Probe E3 geringer als in Probe E2. Dies führt auch zu einer höheren Versetzungsdichte in der Probe D2, was eine höhere gespeicherte innere Energie zur Folge hat. Dadurch läuft die Rekristallisation, wenn sie bei gleicher Temperatur stattfindet, in der Probe D2 schneller ab als in der Probe D3.

Neben dem Verformungsgrad und der Zeit der Wärmebehandlung spielt auch die Rekristallisationstemperatur eine entscheidende Rolle. Ist die Temperatur zu niedrig so kommt es, wie in der Probe E2, zu einer unvollständigen Rekristallisation wodurch nur vereinzelt rekristallisierte Körner im Gefüge zu erkennen sind (Abbildung 40).

Neben der Zunahme der Korngröße im Bereich von E3 hat auch die unzureichende Rekristallisation des Gefüges im Bereich von E2 einen Einfluss auf die Verformbarkeit

in den weiteren Prozessschritten. Aus prozesstechnischer Sicht gibt es zwei Szenarien, die für die unvollständige Rekristallisation im Bereich der Probe E2 des Werkstückes verantwortlich sein könnten.

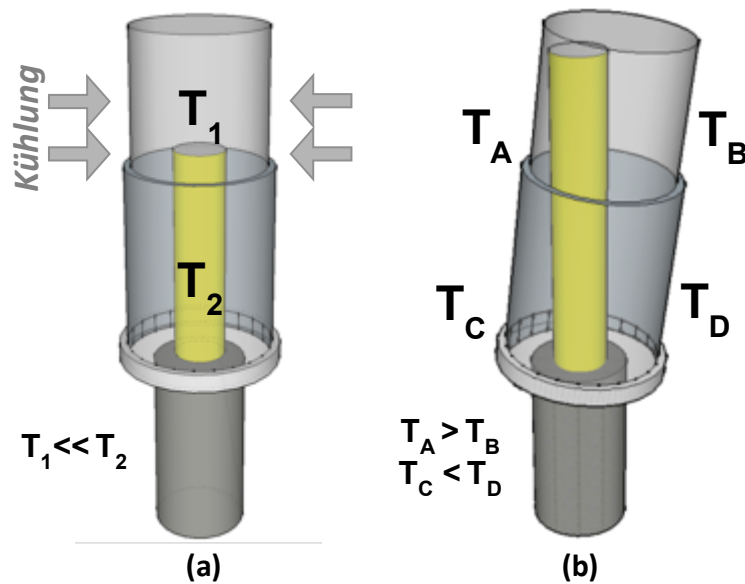


Abbildung 42: Fehlerszenarien während der zweiten Wärmebehandlung

In der zweiten Wärmestation dient eine in die untere Öffnung des Werkstückes eingebrachte Lampe als Wärmequelle für den Rekristallisationsprozess. In Abbildung 42 sind zwei Szenarien dargestellt, welche die Wärmebehandlung in der zweiten Wärmestation schematisch darstellen sollen.

Der Fall (a) zeigt den Standardprozess. Hier wird die Lampe nach etwa zweieinhalb Minuten auf die halbe Werkstückhöhe abgesenkt und das Oberteil des Werkstückes mit Pressluft gekühlt. Dadurch kommt es zu einer ungleichmäßigen Temperaturverteilung in der Probe. Dies führt wiederum zu dem in Abbildung 40 gezeigten Ergebnis. Aufgrund der zu niedrigen Temperatur in diesem Bereich, die durch das Absenken der Lampe und der Kühlung des Werkstückes zustande kommt, ist eine ausreichende Rekristallisation des Materials im Bereich E2 nicht möglich.

Der Fall (b) in Abbildung 42 zeigt eine Fehlstellung der Probe auf der Wärmelampe, welche im Zuge der Probenahme im Werk beobachtet wurde. Auch hier kommt es zu einer ungleichmäßigen Temperaturverteilung in der Probe während der

Wärmebehandlung. Dabei kommt es wieder zu unterschiedlichen Graden der Entfestigung im Werkstück, sodass die gewünschten mechanischen Eigenschaften des Werkstückes möglicherweise nicht mehr gewährleistet werden können.

5.7 Prozesssimulation

Die mit dem Dilatometer durchgeführte Simulation der Wärmebehandlungen zeigt sowohl für die erste als auch die zweite Wärmestation einen deutlichen Einfluss auf das Gefüge. Die untersuchten kleinen Verformungsgrade an der Krafteinflusszone zeigen wie auch schon bei der Untersuchung der Proben aus dem Prozess keine signifikante Änderung des Korngefüges. Lediglich eine leichte Abnahme in der Härte lässt wieder auf eine Erholung des Materials in diesem Bereich schließen.

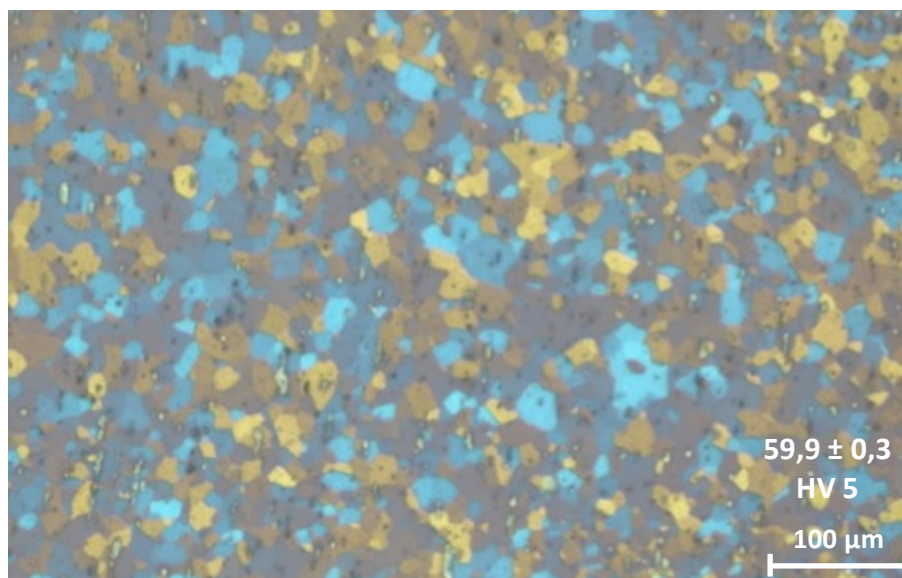


Abbildung 43: Simulation der ersten Wärmestation - großer Verformungsgrad

Vergleicht man diese Simulation mit den im Prozess durchgeführten Wärmebehandlungen, zeigt sich für die erste Wärmestation das gleiche Ergebnis. Abbildung 43 zeigt das Gefüge mit größerem Verformungsgrad, nach der Simulation der ersten Wärmestation. Sowohl im Prozess als auch in der Simulation kommt es zu einer deutlichen Neubildung des Gefüges, mit einer daraus resultierenden Entfestigung des Materials.

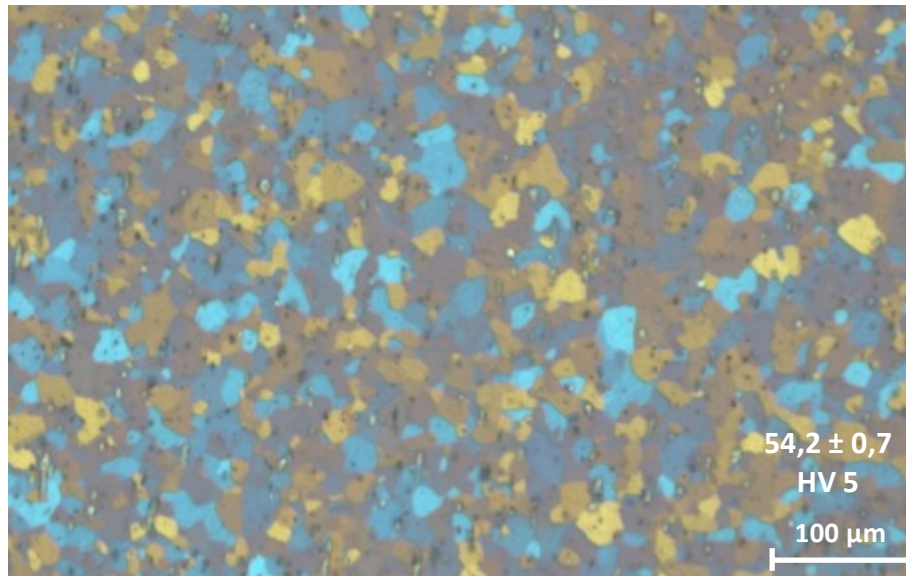


Abbildung 44: Simulation der zweiten Wärmestation - großer Verformungsgrad


Abbildung 44 zeigt das Gefüge nach der zweiten Wärmestation, ebenfalls im Bereich des größeren Verformungsgrades. Hier ist ein direkter Vergleich von Prozess und Simulation nicht möglich, da in beiden Fällen unterschiedliche Ausgangszustände zugrunde liegen. Für die Simulation werden ausschließlich Proben aus dem Werkstück B verwendet, da diese noch keiner Wärmebehandlung unterzogen wurden. Im Prozess wurde das Werkstück jedoch nach der zweiten Wärmestation bereits mehrfach umgeformt und wärmebehandelt.

Dennoch zeigt die Simulation, dass es in beiden Fällen zu den gegebenen Parametern zu einer Rekristallisation und somit zu einer Neubildung des Gefüges im Material kommt. Damit wird wiederum gezeigt, dass das Ausbleiben der Rekristallisation in Teilen des Werkstückes nach der zweiten Wärmehandlung auf die prozesstechnische Umsetzung der Wärmestation zurückzuführen sind.

5.8 Rekristallisationsverhalten

Das Rekristallisationsverhalten der Aluminiumlegierung wurde mit Hilfe von Härtemessungen bestimmt. Unterschieden wird in diesem Fall zwischen größeren und kleineren Verformungsgraden.

Tabelle 5: Härtemessung nach isothermer Wärmebehandlung der Probe B bei kleineren Verformungsgraden

Härtemessung kleiner Verformungsgrad							
	Messung	Dauer der Wärmebehandlung [min]					
		1	2	3	5	10	20
300°C	#1	61,8	59,9	57,1	56,8	55,1	55,7
	#2	60,1	60,5	57,4	56,3	55,8	55,0
	#3	60,0	60,3	56,8	56,1	56,2	54,8
	STABW	1,0	0,3	0,3	0,4	0,6	0,5
	Mittelwert	60,6	60,2	57,1	56,4	55,7	55,2
330°C	#1	60,1	56,5	55,5	55,3	55,5	55,4
	#2	60,4	56,2	55,8	55,1	54,7	55,5
	#3	60,8	56,5	55,9	55,0	54,3	55,6
	STABW	0,4	0,2	0,2	0,2	0,6	0,1
	Mittelwert	60,4	56,4	55,7	55,1	54,8	55,5
360°C	#1	59,0	57,0	56,1	55,3	55,4	55,4
	#2	59,4	56,7	55,8	55,8	54,7	56,0
	#3	59,5	56,9	55,5	55,7	55,2	56,2
	STABW	0,3	0,2	0,3	0,3	0,4	0,4
	Mittelwert	59,3	56,9	55,8	55,6	55,1	55,9

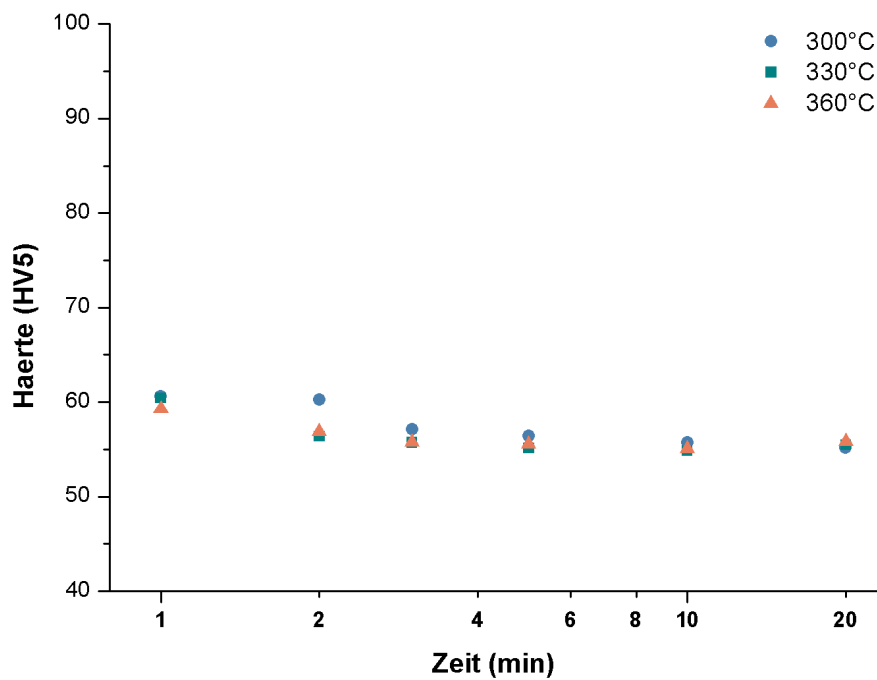



Abbildung 45: Härteverlauf über die Zeit der Wärmebehandlung bei kleineren Verformungsgraden

Kleinere Verformungsgrade des Werkstücks B zeigen mit einer Ausgangshärte von 62,8 HV 5/20 keine deutliche Zunahme der Härte im Vergleich zum Ausgangsmaterial bzw. der Ronde, die eine Härte von 60,1 HV 5/20 aufweist.

Plottet man die gemessenen Härtewerte über die Zeit so zeigt sich in Abbildung 45 bei kleineren Verformungsgraden keine signifikante Änderung der Härte über die Zeit. Nach 20 Minuten wird ein Härtewert von rund 56 HV 5/20 erzielt. Es kommt also zu einer leichten Abnahme der Härte über die Zeit.

Tabelle 6: Härtemessung nach isothermer Wärmebehandlung der Probe B bei großen Verformungsgraden

Härtemessung großer Verformungsgrad							
	Messung	Dauer der Wärmebehandlung [min]					
		1	2	3	5	10	20
300°C	#1	91,5	81,9	85,3	80,4	69,4	51,3
	#2	92,8	83,0	83,5	81,4	70,1	50,2
	#3	91,3	82,5	83,6	81,9	68,7	52,9
	#4	-	81,6	83,9	79,7	-	-
	STABW	0,8	0,6	0,8	1,0	0,7	1,4
	Mittelwert	91,9	82,3	84,1	80,9	69,4	51,5
330°C	#1	91,1	84,8	79,2	69,7	54,1	53,0
	#2	89,5	83,3	75,1	70,3	54,4	52,1
	#3	89,7	82,8	76,8	71,5	54,3	-
	#4	-	83,0	77,3	-	-	-
	STABW	0,9	0,9	1,7	0,9	0,2	0,6
	Mittelwert	90,1	83,5	77,1	70,5	54,3	52,6
360°C	#1	88,7	77,6	66,4	54,0	50,6	53,0
	#2	87,4	77,9	67,0	52,6	51,6	52,3
	#3	87,4	77,3	66,4	52,9	52,1	53,2
	STABW	0,8	0,3	0,3	0,7	0,8	0,5
	Mittelwert	87,8	77,6	66,6	53,2	51,4	52,8

Proben mit größeren Verformungsgraden an den Seitenflächen des Werkstückes zeigen auch eine größere Ausgangshärte als in den zuvor betrachteten Proben an der Oberseite des Werkstückes mit kleineren Verformungsgraden. Mit einer Ausgangshärte vor der Wärmebehandlung von 93 HV 5/20 ist es hier deutlich zu einer Verfestigung im Zuge der ersten Umformschritte im Prozess gekommen. Die isotherme Wärmebehandlung hat eine Entfestigung des Materials als Folge.

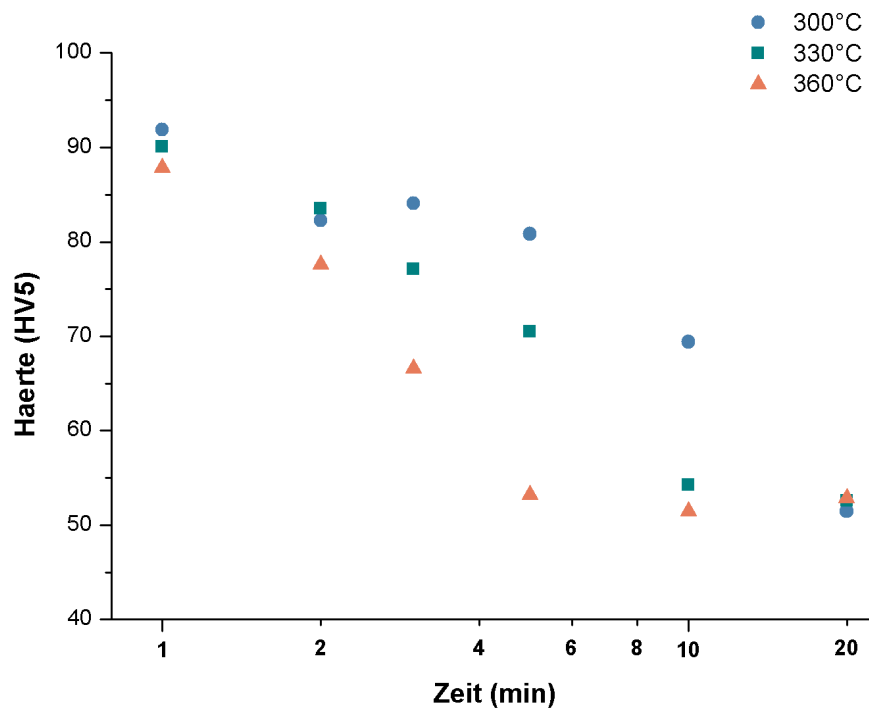


Abbildung 46: Härteverlauf über die Zeit der Wärmebehandlung bei großem Verformungsgrad

Die Abbildung 46 zeigt eine deutliche Abnahme der Härte über die Zeit für alle drei Versuchstemperaturen. Dabei ist der Einfluss der Temperatur und der Zeit deutlich zu erkennen. Bei 360°C kommt es im Vergleich zu den anderen beiden Temperaturen zu einem schnelleren Rekristallisationsprozess und somit zu einer schnelleren Entfestigung des Materials. So stellt sich die Härte bereits nach etwa fünf Minuten bei rund 53 HV 5/20 ein, wohingegen die Probe bei 300°C erst einen Härte von rund 81 HV 5/20 aufweist. Grund dafür ist, dass es sich bei der Rekristallisation um einen thermisch aktivierten Prozess handelt. So sinkt die Temperatur, bei der die Rekristallisation stattfindet, mit zunehmender Wärmebehandlungszeit. Der Zusammenhang zwischen der Rekristallisationsrate und Temperatur ist gegeben durch die Arrhenius-Gleichung die in Formel (6) dargestellt ist.

Nach 20 Minuten kommt es zu einer Überschneidung der drei Entfestigungskurven. Die Annahme, dass das Gefüge zu diesem Zeitpunkt zu 100% rekristallisiert ist, ermöglicht die Bestimmung des rekristallisierten Gefügeanteils mit Hilfe von Formel (5). Der rekristallisierte Gefügeanteil X_V errechnet sich, aus der Differenz zwischen Ausgangshärte HV_0 und der Härte zum Zeitpunkt t HV_t durch die Differenz der

Ausgangshärte HV_0 und der Härte nach 20 Minuten HV_{20} , welche als Punkt für 100% Rekristallisation angenommen wird.

$$X_V = \frac{HV_0 - HV_t}{HV_0 - HV_{20}} \quad (5)$$

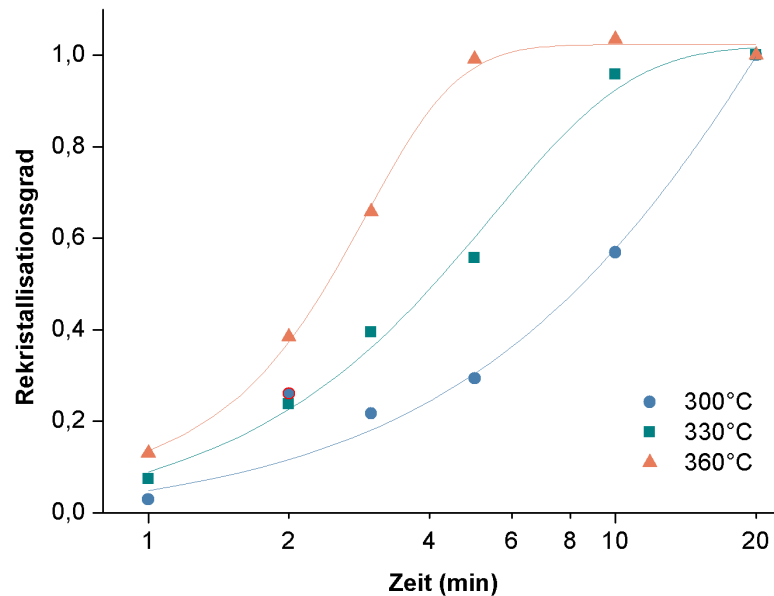


Abbildung 47: Rekristallisierter Gefügeanteil als Funktion der Zeit während isothermen Glühens

Abbildung 47 zeigt die Abhängigkeit des Rekristallisationsgrades von der Zeit. Auch der Einfluss der Temperatur auf den Rekristallisationsprozess ist deutlich zu erkennen. Betrachtet man den Zeitpunkt im Diagramm bei fünf Minuten so ist das Material bei 360°C bereits rekristallisiert, wohingegen bei 300°C der Rekristallisationsgrad bei rund 25% liegt.

Auch bei der Untersuchung des Gefüges dieser Proben zeigt sich ein ähnliches Bild. Abbildung 48 zeigt für 300°C und 360°C das Verhalten des Gefüges nach verschiedenen langen Temperaturbehandlungen. Das Ausgangsgefüge zeigt deutlich in die Zugrichtung gestreckte Körner. Bei 300°C kommt es erst nach 20 Minuten zu einer Rekristallisation des Gefüges. Bei 360°C zeigen sich bereits nach 3 Minuten rekristallisierte Körner im Gefüge.

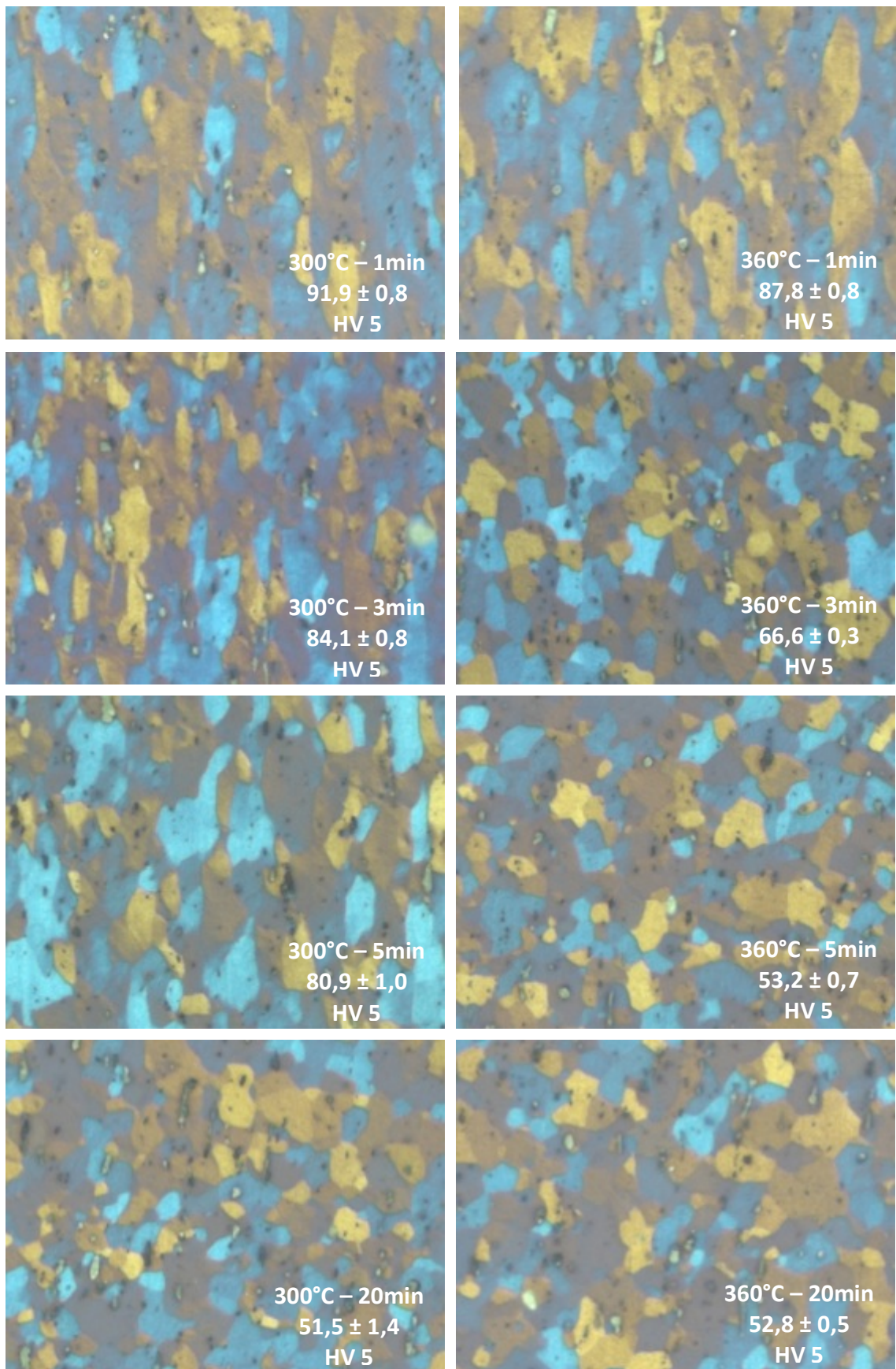


Abbildung 48: Änderung des Gefüges während der isothermen Temperaturbehandlung über die Zeit

5.8.1 Einfluss der Temperatur

Betrachtet man Abbildung 47, so zeigt sich hier ein deutlicher Einfluss der Temperatur auf den Rekristallisationsprozess. Sieht man den Umwandlungsprozess als Ganzes, lässt sich der folgende Zusammenhang mit der Zeit bei 50% Rekristallisation und der Arrhenius Gleichung aufstellen. [10]

$$\text{Rate} = \frac{1}{t_{0,5}} = C \cdot e^{-\frac{Q}{k \cdot T}} \quad (6)$$

Durch das Anwenden des Logarithmus erhält man eine Geradengleichung, die sich durch Auftragen von $\ln(t_{0,5})$ gegen $1/T$ plotten lässt und in Abbildung 49 dargestellt ist. Die Steigung entspricht dabei der Aktivierungsenergie und beträgt in diesem Fall 61 kJ/mol.

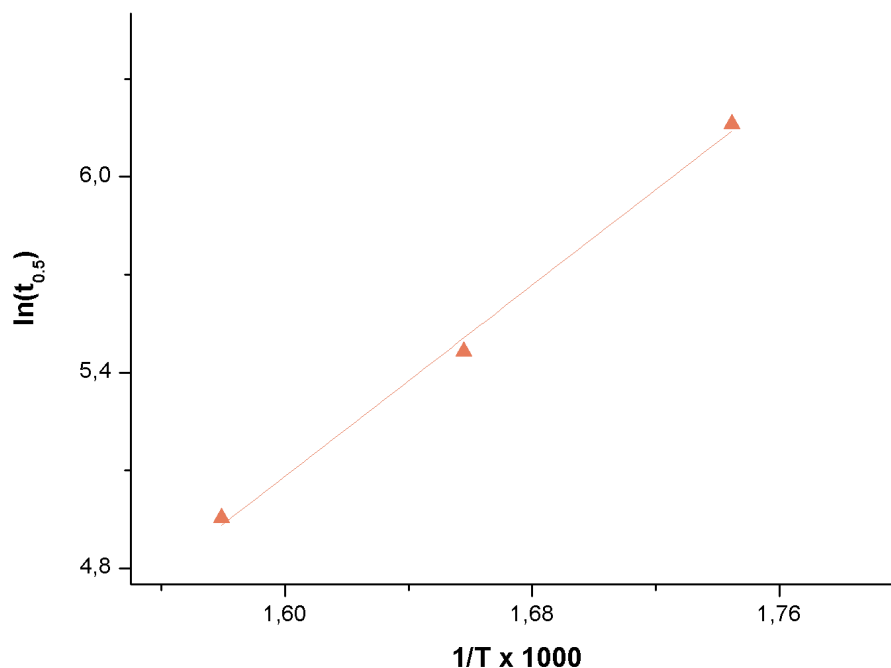


Abbildung 49: Arrhenius Plot

Bei der Rekristallisation handelt es sich um einen thermisch aktivierten Prozess bei dem die Korngrenzenbeweglichkeit und die Keimbildungsgeschwindigkeit eine entscheidende Rolle spielen. Die im Versuch bestimmte Aktivierungsenergie von 61

kJ/mol fasst die Aktivierungsenergien der Korngrenzenbeweglichkeit und der Keimbildungsgeschwindigkeiten zusammen. Als Vergleich dazu finden sich in der Literatur Aktivierungsenergien für die Selbstdiffusion in reinem Aluminium von 1,29 eV (≈ 124 kJ/mol). [15]

Die Interpretation der Aktivierungsenergie ist nicht einfach, da sie sich auf die Umwandlung als Gesamtprozess bezieht und selten konstant bleibt. Eine Untersuchung in der Literatur von Vandemeer und Gordon (1963) hat ergeben, dass bereits kleinste Änderungen in der Materialzusammensetzung die Aktivierungsenergie für die Rekristallisation deutlich beeinflussen können. [10]

5.8.2 Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov Kinetik (JMAK - Kinetik)

Mit Hilfe der Bestimmung des rekristallisierten Gefügeanteils lässt sich die Rekristallisationskinetik des Umwandlungsprozesses des Gefüges mit Hilfe des JMAK Modells beschreiben. Dafür wird die Formel (4) durch Anwenden eines doppelten Logarithmus linearisiert. Durch das Auftragen von $\ln(-\ln(1-X_v))$ gegen den $\ln(t)$ für die jeweiligen isothermen Temperaturbehandlungen erhält man die in Abbildung 50 gezeigten Geraden im sogenannten Avrami-Plot. Die Steigung der jeweiligen Gerade entspricht in diesem Fall dem Avrami-Exponent n für die drei unterschiedlichen Temperaturen.

Handelt es sich wie im JMAK-Modell um ein 3-dimensionales Wachstum mit konstanter Keimbildung und konstantem Wachstum so erhält man als Avrami-Exponent $n=4$. Kommt es zu einem schnellen Anstieg der Keimbildungsrate, sodass die Keimbildung mit dem Start der Rekristallisation einsetzt beträgt der Avrami-Exponent $n=3$. Für diese beiden Fälle gilt, wie schon erwähnt, ein isotropes 3-dimensionales Wachstum. Wird das Wachstum durch geometrische Faktoren oder durch die Mikrostruktur des Materials gestört sind auch niedrigere Exponenten möglich. [10]

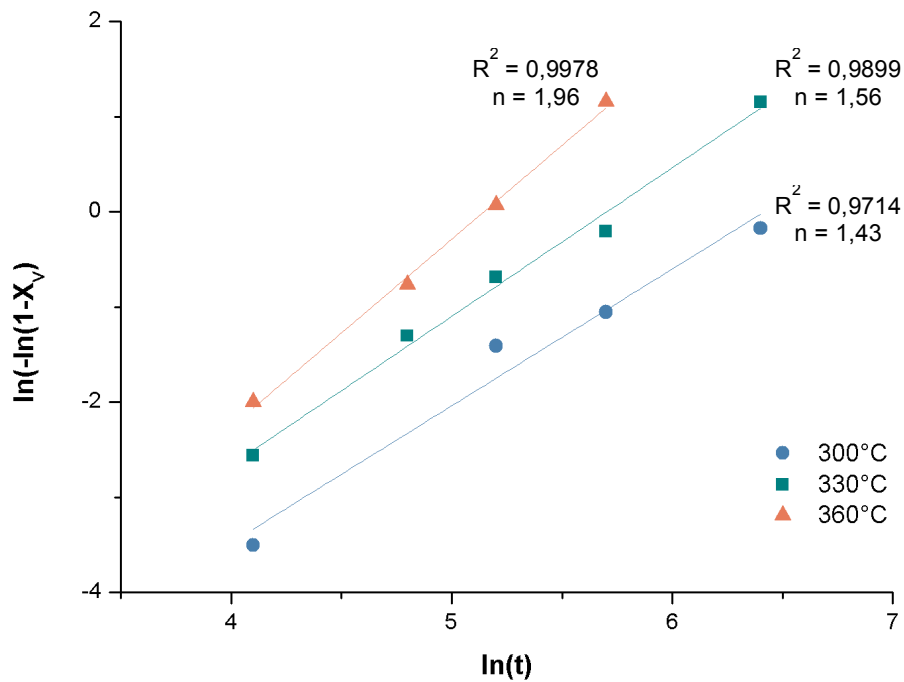


Abbildung 50: JMAK Plot der Rekristallisationkinetik

Im Fall dieser Arbeit liegen die Avrami-Exponenten wie in Abbildung 50 ersichtlich zwischen 1,4 und 2,0. Dies lässt auf ein ein- bzw. zweidimensionales Wachstum der Körner schließen. Eine mögliche Ursache sind die intermetallischen Phasen im Gefüge, die das Kornwachstum behindern.

Die JMAK, die in dieser Arbeit vorgestellt wurde, ist ein einfaches Modell um einen so komplexen Prozess wie die Rekristallisation zu beschreiben. Es liefert einen guten Überblick und hilft ein Verständnis über die zahlreichen Einflussfaktoren dieses Prozesses zu erlangen.

6 Schlussfolgerung und Ausblick

Im Zuge dieser Arbeit wird das Verhalten einer AlMg3 Legierung während eines Tiefziehprozesses mit Wärmebehandlung untersucht. Dabei werden Werkstücke mit unterschiedlichen Ziehstufen aus dem Prozess entnommen. Ausgehend von einer Verfestigung des Materials während des Umformprozesses liegt der Schwerpunkt der Arbeit eindeutig auf der genaueren Beleuchtung der beiden Wärmebehandlungen zwischen den Umformprozessen, in denen es zu einer Entfestigung des Materials kommen soll.

Im Zuge der Aufnahme von der Materialentfestigung über die Zeit bei unterschiedlichen Temperaturen lässt sich eine Rekristallisationskinetik mit Hilfe des Johnson-Mehl-Avrami-Kolomogorov-Kinetik Modells aufstellen. Dabei wird der Rekristallisationsgrad nicht über die Korngröße sondern über die Messung der Härte bestimmt. Die Rekristallisationskinetik zeigt sowohl den Einfluss der Zeit, als auch den der Temperatur auf den Rekristallisationsprozess. Mit parallel angefertigten Gefügebildern wird auch der Einfluss auf das Korngefüge veranschaulicht.

Anhand von metallographischen Untersuchungen und Härtemessungen soll ein Verständnis über das Verhalten des Werkstoffes während des Herstellungsprozesses erlangt werden, um so Aussagen über den Einfluss der Wärmebehandlungen treffen zu können. Da im Entfestigungs- bzw. Rekristallisationsprozess der Verformungsgrad eine entscheidende Rolle spielt, werden die Proben in Bereiche mit kleinen und großen Verformungsgrad unterteilt.

In der metallographischen Untersuchung zeigt sich deutlich der Einfluss auf das Gefüge durch die Verfestigung, insbesondere in Bereich mit einer großen Verformung. Dies spiegelt sich auch in den parallel durchgeführten Härtemessungen wieder, in denen eine deutliche Zunahme der Ausgangshärte des Materials zu beobachten ist.

Durch eine Gefügeanalyse von Proben, sowohl vor als auch nach den beiden Wärmestationen, ist es möglich, den Einfluss auf das Material zu untersuchen. Die Ergebnisse zeigen, dass es nach der ersten Wärmestation eindeutig zu einer

Rekristallisation des Gefüges kommt. Dies zeigt sich sowohl in den Gefügeaufnahmen als auch in den Härtemessungen. Durch die Entfestigung des Materials, welche in der ersten Wärmebehandlung eindeutig erzielt wird, ist die Verformbarkeit des Materials für die weiteren Umformschritte gewährleistet.

Nach der zweiten Wärmebehandlung, die nach erneuten Umform- bzw. Verfestigungsschritten durchgeführt wird, soll es wiederum zu einer Entfestigung des Materials kommen. Die Ergebnisse zeigen jedoch eine ungleichmäßige Rekristallisation. In der oberen Hälfte der Werkstückzarge kommt es zu keiner Rekristallisation des Gefüges. Auch die Härtemessung zeigt in diesem Bereich keine Entfestigung des Materials. Dadurch ergeben sich Bereiche im Werkstück mit unterschiedlichen plastischen Eigenschaften, wodurch es zu einer Beeinträchtigung der weiteren Verarbeitungsschritte und in Folge auch zu einer Beeinträchtigung des fertigen Produktes kommen kann.

Ursache dieser Ungleichmäßigkeiten im Rekristallisationsprozess des Werkstückes ist auf die prozesstechnische Umsetzung der zweiten Wärmestation zurückzuführen. In der zweiten Wärmestation wird das Werkstück, nicht wie in der ersten von außen, sondern von einer Lampe im Inneren aufgeheizt. Aufgrund des vorliegenden Temperaturprogrammes kommt es zum Absenken der Lampe auf halbe Höhe, wodurch nur mehr die untere Hälfte der Probe beheizt wird. Zusätzlich wird die obere Hälfte mit Luft gekühlt. In diesem Fall sind Temperatur und Zeit der Wärmebehandlung für eine Rekristallisation nicht ausreichend.

Ein weiterer Grund für Unregelmäßigkeiten in der zweiten Wärmestation ist auf die Zipfelbildung zurückzuführen, welche im Tiefziehprozess nicht zu vermeiden ist. Durch den nicht planen Boden der Werkstücke ist oft eine gerade Position des Werkstückes in der Haltevorrichtung der Wärmestation nicht möglich. Durch diese mögliche Schiefstellung des Werkstückes kommt es zu einer ungleichmäßigen Temperaturverteilung, das wiederum einen Einfluss auf den Rekristallisationsprozess hat.

Aufgrund der gezeigten Ergebnisse sollte das Konzept der zweiten Wärmestation neu überdacht werden. In erster Linie sollte eine neue Auslegung der Haltekonstruktion der Probe angestrebt werden, um eine gleichmäßige Temperaturverteilung überhaupt zu gewährleisten. Eine exakte Temperaturmessung mit Thermoelementen ausgestatteten Dummyproben würde Aufschluss über den tatsächlichen Temperaturverlauf im Werkstück liefern. Mit Hilfe dieser Ergebnisse kann eine Änderung des Temperaturprogrammes vorgenommen werden, um das Problem der ausbleibenden Rekristallisation in diesem Bereich zu beheben.

7 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Einteilung der Aluminiumlegierungen [3]	4
Abbildung 2: Phasendiagramm des Systems Al-Mg [4]	7
Abbildung 3: Auf der numerische Bezeichnung von Aluminiumwerkstoffen [5]	8
Abbildung 4: Einfluss des Walzprozesses auf das Gefüge [5]	10
Abbildung 5: Zonen im Werkstückes während des Tiefziehprozesses [9]	11
Abbildung 6: Prozessablauf - Tiefziehen im Erstzug [8]	12
Abbildung 7: Prozessablauf - Tiefziehen im Weiterzug [8]	12
Abbildung 8: Gitterfehler ; a – nulldimensionale; b – eindimensionale [5]	13
Abbildung 9: Hall-Petch-Beziehung – Einfluss der Korngröße auf die Dehngrenze [4] .	16
Abbildung 10: Einfluss des Magnesiumgehaltes auf die Fließkurven [4]	17
Abbildung 11: Schematische Darstellung des Entfestigungsprozesses: a) verformter Zustand, b) erholtes Gefüge, c) teilweise rekristallisiert, d) vollständig rekristallisiert, e) Kornwachstum, f) abnormales Kornwachstum [10]	18
Abbildung 12: Gefügeentwicklung während des Rekristallisationsprozesses [11]	20
Abbildung 13: Verhalten der Härte über die Zeit während der Wärmebehandlung [12]	21
Abbildung 14: Rekristallisationskinetik während isothermer Wärmebehandlung [10]	22
Abbildung 15: Rekristallisationskinetik bei 300°C (bestimmt über Messung von mechanischen Eigenschaften) [13]	23
Abbildung 16: Schematische Darstellung: a) Ronde (Lieferzustand), b) zweiten Tiefziehstufe und c) vierten Tiefziehstufe	26

Abbildung 17: Schematische Darstellung des Prozesses - Umformschritte und Wärmebehandlungen.....	27
Abbildung 18: a) kleinere Verformungsgrade; b) größere Verformungsgrade	28
Abbildung 19: Probenpositionen für die metallographische Untersuchung	29
Abbildung 20: Schematische Darstellung der Proben-Betrachtungsrichtungen: a) Ronde (Lieferzustand), b) zweiten Tiefziehstufe und c) vierten Tiefziehstufe.....	31
Abbildung 21: Bähr DIL 805 Dilatometer - Probe wird mit Hilfe der Induktionsspule kontrolliert erwärmt.....	33
Abbildung 22: simulierter Temperaturverlauf in der ersten Wärmestation	34
Abbildung 23: simulierter Temperaturverlauf in der zweiten Wärmestation.....	34
Abbildung 24: Probe A1 aus Werkstück A - Lieferzustand	36
Abbildung 25: Probe A1_45 aus Werkstück A - Lieferzustand (Betrachtung 45° zur Walzrichtung)	37
Abbildung 26: Vergrößerte Darstellung der Probe A1 aus Abbildung 20 - Farbgradienten vereinzelter Körner	38
Abbildung 27: a) Zipfel- und Faltenbildung, b) Einschnürung	39
Abbildung 28: c) PLC-Effekt	39
Abbildung 29: Probe B1 aus Werkstück b - vor der ersten Wärmestation.....	41
Abbildung 30: Probe B2 aus Werkstück B - vor der ersten Wärmestation	41
Abbildung 31: Vergrößerte Darstellung der Probe B2 - Farbgradienten vereinzelter Körner	42
Abbildung 32: B2_45 Werkstück B - vor der ersten Wärmestation (Betrachtung 45° zu B2)	42

Abbildung 33: Probe C1 aus Werkstück C - nach der erster Wärmestation	43
Abbildung 34: Probe C2 aus Werkstück C - nach der erster Wärmestation	44
Abbildung 35: Probe D1 aus Werkstück D - vor der zweiten Wärmestation.....	45
Abbildung 36: Probe D2 aus Werkstück D - vor der zweiten Wärmestation.....	46
Abbildung 37: Probe D3 aus Werkstück D - vor der zweiten Wärmestation.....	46
Abbildung 38: Vergrößerte Darstellung der Probe D3 - Farbgradienten einzelner Körner	47
Abbildung 39: Probe E1 aus Werkstück E - nach der zweiten Wärmestation	48
Abbildung 40: Probe E2 aus Werkstück E - nach der zweiten Wärmestation	48
Abbildung 41: Probe E3 aus Werkstück E - nach der zweiten Wärmestation	49
Abbildung 42: Fehlerszenarien während der zweiten Wärmebehandlung.....	50
Abbildung 43: Simulation der ersten Wärmestation - großer Verformungsgrad.....	51
Abbildung 44: Simulation der zweiten Wärmestation - großer Verformungsgrad	52
Abbildung 45: Härteverlauf über die Zeit der Wärmebehandlung bei kleineren Verformungsgraden	53
Abbildung 46: Härteverlauf über die Zeit der Wärmebehandlung bei großem Verformungsgrad.....	55
Abbildung 47: Rekristallisierter Gefügeanteil als Funktion der Zeit während isothermen Glühens.....	56
Abbildung 48: Änderung des Gefüges während der isothermen Temperaturbehandlung über die Zeit	57
Abbildung 49: Arrhenius Plot	58

Abbildung 50: JMAK Plot der Rekristallisationkinetik..... 60

8 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Kennbuchstaben der Aluminiumlegierungen nach der EN-Norm.....	8
Tabelle 2: Aluminiumlegierungstypen gemäß DIN EN 573.....	9
Tabelle 3: Zusammensetzung des Lieferzustandes im Vergleich mit DIN EN 573-3:2013- 12.....	25
Tabelle 4: Probenbezeichnung der isothermen Wärmebehandlung - kleiner Verformungsgrad.....	32
Tabelle 5: Härtemessung nach isothermer Wärmebehandlung der Probe B bei kleineren Verformungsgraden.....	53
Tabelle 6: Härtemessung nach isothermer Wärmebehandlung der Probe B bei großen Verformungsgraden	54

9 Literaturverzeichnis

- [1] Kammer, C., (1998). *Aluminium Taschenbuch. Band 1* (15. Aufl.). Düsseldorf: Aluminium-Verlag.
- [2] Bargel, H.-J., & Schulze, G. (2005). *Werkstoffkunde* (9. Aufl.). Berlin: Springer.
- [3] Seidel, W., & Hahn, F. (2012). *Werkstofftechnik* (9. Aufl.). München: Hanser.
- [4] Ostermann, F. (2014). *Anwendungstechnologien Aluminium* (3. Aufl.). Berlin: Springer Vieweg.
- [5] Bozena, A. (2013). *Werkstofftechnik für Wirtschaftsingenieure*. Berlin: Springer.
- [6] Ruge, J., & Wohlfahrt, H. (2013). *Technologie der Werkstoffe - Herstellung, Verarbeitung, Einsatz* (9. Ausg.). Wiesbaden: Springer Vieweg.
- [7] Drossel, G., Friedrich, S., Huppatz, W., Kammer, C., Lehnert, W., Liesenberg, O., Paul, M. & Schemme, K. (1999). *Aluminium Taschenbuch. Band 2* (15. Aufl.). Düsseldorf: Aluminium-Verlag.
- [8] Bikert, A., Haage, S., & Straub, M. (2013). *Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile*. Berlin: Springer.
- [9] Siegert, K. (2015). *Blechumformung Verfahren, Werkzeuge und Maschinen*. Berlin: Springer Vieweg.
- [10] Humphreys, F., & Hatherly, M. (2004). *Recrystallization and Related Annealing Phenomena* (2nd Eds.). PERGAMON.
- [11] Macherauch, E., & Zoch, H.-W. (2011). *Praktikum in Werkstoffkunde* (12 Aufl.). Berlin: Springer Vieweg.
- [12] Yang, W., Yan, D. & Rong, L., (2013). The separation of recrystallization and precipitation processes in a cold-rolled Al–Mg–Sc solid solution. *Scr. Mater.*, 68, 587–590

- [13] Sarkar, S., Wells, M.A. & Poole, W.J., (2006). Softening behaviour of cold rolled continuous cast and ingot cast aluminum alloy AA5754. *Mater. Sci. Eng. A*, 421, 276-285
- [14] Petzow, G. (2006). *Metallographisches, Keramographisches, Plastographisches Ätzen* (6. Aufl.). Stuttgart: Gebrüder Borntraeger Berlin.
- [15] Gottstein, G. (2014). *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik: Physikalische Grundlagen* (4. Aufl.). Berlin: Springer Vieweg.