

# **Analytische Studie eines Gussdefektes der Legierung AlMg4,5Mn0,4**

## **Dissertation**

zur Erlangung des akademischen Grades

## **Doktoringenieur (Dr.-Ing.)**

von Christian Strutz, M.Sc.

geb. am 05. August 1988 in Aschersleben

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau  
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

### **Gutachter:**

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Sven Jüttner

Erstgutachter: apl. Prof. Dr.-Ing. habil. Dr.-Ing. E. h. Rüdiger Bähr

Zweitgutachter: Prof. Dr.-Ing. Martin Fehlbier

Promotionskolloquium am 20.03.2025

## Kurzfassung

Sekundäraluminium bietet durch seine ökologischen, ökonomischen, aber auch sozialen Vorteile eine attraktive Alternative zur Primäraluminiumproduktion und bildet eine wichtige Rolle in der nachhaltigen Metallverarbeitung. Entgegen vieler Vorteile wie zum Beispiel Energieeinsparung, Ressourcenschonung, Abfall- oder CO<sub>2</sub>-Reduzierung ist die Sekundäraluminiumindustrie an einer kontinuierlichen Verbesserung bestrebt, um eine wirtschaftliche Herstellung von Produkten mit möglichst hohen und reproduzierbaren Qualitätsmerkmalen zu gewährleisten. Trotz bereits implementierter Maßnahmen, die zu einer Reduzierung der Ausschussrate, der Qualitätssteigerung oder der Modifizierung der mechanischen Eigenschaften durch die Zugabe von definierten Legierungsmitteln beitragen, können gewünschte Anforderungsprofile nicht vollumfänglich gewährleistet werden. Eines der Defizite, insbesondere für die im vertikalen halbkontinuierlichen Stranggießprozess hergestellten magnesiumhaltigen Aluminiumwalzbarren, stellt der Oberflächenfehler in Form von Vertikalfalten dar. Durch „Trial-and-Error“ – Versuche konnte in der industriellen Anwendung festgestellt werden, dass über die Gießgeschwindigkeit der Defekt reduziert werden kann. Die verbleibenden Oberflächenunebenheiten werden nach dem Gießprozess mittels einem Fräsvorgang entfernt. An dieser Problemstellung knüpft diese Dissertation an. Ziel der vorliegenden Arbeit war die Untersuchung von potenziellen metallurgischen und technologischen Einflussfaktoren, welche das Phänomen der Vertikalfaltenbildung bekräftigen können. Eine anschließende Werkstoff- und Vertikalfaltencharakterisierung mittels geeigneter Prüf- und Messmethoden, wie beispielsweise eine Lichtmikroskopie, EDX-Analysen, Messungen der Oxidschichtdicken sowie die Einflussnahme einer inerten Schutzgasabschirmung zwischen Flüssigmetall und Sauerstoff sollte weiterführende Erkenntnisse liefern. Unter Zuhilfenahme eines Simulationsmodells war es möglich, den Gießprozess unter Anwendung verschiedener Legierungen durchzuführen und Unterschiede aufzuzeigen. Nach Interpretation der Ergebnisse konnten experimentelle Untersuchungen, welche die Messung der im Barren befindlichen Eigenspannungen oder die Wirksamkeit einer modifizierten Schutzgaszuführung umfassen, abgeleitet und durchgeführt werden.

Mit der Vereinigung aller Erkenntnissen war es möglich, eine Abhängigkeit von verschiedenen Faktoren herzuleiten und sich damit der Problemstellung zu nähern. Anhand der skizzierten Thesen und Lösungsansätze können zukünftige industriell nutzbare Applikationen implementiert werden.

## **Abstract**

Secondary aluminum offers an attractive alternative to primary aluminum production due to its ecological, economic and social advantages and plays an important role in sustainable metal processing. Despite many advantages such as energy savings, resource conservation, waste- or CO<sub>2</sub>- reduction, the secondary aluminum industry is striving for continuous improvement in order to ensure the economical manufacture of products with the highest possible and reproducible quality characteristics. Despite measures that have already been implemented to reduce the reject rate, improve quality or modify mechanical properties by adding defined alloying agents, the desired requirement profiles cannot be fully guaranteed. One of the deficits, especially for the magnesium-containing aluminum rolling ingots produced in the vertical semi-continuous continuous casting process, is the surface defect in the form of vertical wrinkles. Trial-and-error tests in industrial applications have shown that the defect can be reduced via the casting speed. The remaining surface irregularities are removed after the casting process by means of a milling process. This dissertation addresses this problem. The aim of this thesis was to investigate potential metallurgical and technological influencing factors that could confirm the phenomenon of vertical wrinkling. A subsequent material and vertical wrinkle characterization using suitable testing and measuring methods, such as optical microscopy, EDX analyses, measurements of the oxide layer thicknesses and the influence of an inert shielding gas between liquid metal and oxygen should provide further insights. With the aid of a simulation model, it was possible to carry out the casting process using various alloys and to identify differences. After interpreting the results, experimental investigations, which included measuring the residual stresses in the ingot or the effectiveness of a modified shielding gas supply, could be derived and carried out.

By combining all the findings, it was possible to derive a dependency on various factors and thus approach the problem. Future industrially usable applications can be implemented on the basis of the outlined topics and solution approaches.

---

## Ehrenerklärung

Ich versichere hiermit, dass ich die vorliegende Arbeit vollständig, ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe. Alle verwendeten fremden und eigenen Quellen sind als solche kenntlich gemacht und im Falle einer Ko-Autorenschaft, insbesondere im Rahmen einer kumulativen Dissertation, ist der Eigenanteil richtig und vollständig ausgewiesen. Insbesondere habe ich nicht die Hilfe einer kommerziellen Promotionsberaterin/eines kommerziellen Promotionsberaters in Anspruch genommen. Dritte haben von mir weder unmittelbar noch mittelbar geldwerte Leistungen für Arbeiten erhalten, die im Zusammenhang mit dem Inhalt der vorgelegten Dissertation stehen.

Ich habe insbesondere nicht wissentlich:

- Ergebnisse erfunden oder widersprüchliche Ergebnisse verschwiegen,
- statistische Verfahren absichtlich missbraucht, um Daten in ungerechtfertigter Weise zu interpretieren,
- fremde Ergebnisse oder Veröffentlichungen plagiiert,
- fremde Forschungsergebnisse verzerrt wiedergegeben.

Mir ist bekannt, dass Verstöße gegen das Urheberrecht Unterlassungs- und Schadensersatzansprüche der Urheberin/des Urhebers sowie eine strafrechtliche Ahndung durch die Strafverfolgungsbehörde begründen können.

Ich erkläre mich damit einverstanden, dass die Dissertation ggf. mit Mitteln der elektronischen Datenverarbeitung auf Plagiate überprüft werden kann.

Die Arbeit wurde bisher weder im Inland noch im Ausland in gleicher oder ähnlicher Form als Dissertation eingereicht und ist als Ganzes auch noch nicht veröffentlicht.

Magdeburg, der 22.08.2024

.....

(Unterschrift)

---

## Declaration of Honor

I hereby declare that I produced this thesis without prohibited external assistance and that none other than the listed references and tools have been used.

In the case of co-authorship, especially in the context of a cumulative dissertation, the own contribution is correctly and completely stated. I did not make use of any commercial consultant concerning graduation. A third party did not receive any nonmonetary perquisites neither directly nor indirectly for activities which are connected with the contents of the presented thesis. All sources of information are clearly marked, including my own publications.

In particular I have not consciously:

- Fabricated data or rejected undesired results
- Misused statistical methods with the aim of drawing other conclusions than those warranted by the available data
- Plagiarized data or publications
- Presented the results of other researchers in a distorted way

I do know that violations of copyright may lead to injunction and damage claims of the author and also to prosecution by the law enforcement authorities.

I hereby agree that the thesis may need to be reviewed with an electronic data processing for plagiarism.

This work has not yet been submitted as a doctoral thesis in the same or a similar form in Germany or in any other country. It has not yet been published as a whole.

Magdeburg, 22.08.2024

.....

(Signature)

---

# Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung.....	1
2 Grundlagen des Aluminiumrecyclings .....	4
2.1 Klassifizierung der Schrottarten .....	4
2.1.1 Neuschrott – Rückführung von Produktionsabfällen.....	4
2.1.2 Altschrott – Sammelware der Konsumgütersektion .....	5
2.2 Aufbereitungsanlagen und -technologien.....	6
2.2.1 Zerkleinern der Aluminiumschrotte (Shredding) .....	6
2.2.2 Abtrennen loser Verunreinigungen (Sorting) .....	7
2.2.3 Abtrennen anhaftender Verunreinigungen (Decoating) .....	8
2.3 Einschmelzen der Aluminiumschrotte (Melting) .....	9
2.4 Gießen von Aluminiumbarren (Casting) .....	10
3 Stand der Technik in Forschung und Industrie .....	12
3.1 Klassifizierung von Aluminium und Aluminiumlegierungen.....	12
3.1.1 Reinaluminium (Serie 1xxx-er).....	12
3.1.2 Aluminiumlegierungen (Knetlegierungen).....	13
3.1.3 Aluminium-Magnesium-Legierungen (5xxx-er).....	14
3.1.4 Aluminium-Magnesium-Silizium-Legierungen (6xxx-er) .....	19
3.1.5 Aluminium-Mangan-Legierungen (3xxx-er).....	21
3.2 Direct Chill (DC) - Gießverfahren .....	24
3.2.1 Metallzuführung und Niveauregulierung .....	25
3.2.2 Prozessmodell: DC-Casting .....	26
3.3 Klassifizierung möglicher Gussfehler .....	27
3.3.1 Rissbildung im Barren .....	28
3.3.2 Metallurgische Mängel des Barrens.....	29
3.3.3 Unregelmäßigkeiten der Oberflächenbeschaffenheit eines Barrens .....	30
3.4 Patentrecherche .....	38
4 Ziel der Arbeit.....	40
5 Metallurgische und technologische Einflussfaktoren .....	41
5.1 Oxidation von Aluminium.....	41
5.2 Oxidschicht einer Aluminium-Magnesium-Legierung.....	42
5.3 Modifikationen der Legierungszusammensetzung.....	46

---

5.4 Einfluss von Kornfeinungsmittel .....	49
5.5 Materialverteilung bei Eintritt in die Kokille .....	50
5.6 Einsatz eines Oxidwehrs zur Vermeidung von Einschlüssen .....	55
5.7 System der Wasserkühlung im Stranggießprozess .....	57
5.8 Einfluss der Gießgeschwindigkeit .....	61
6 Werkstoff- und Vertikalfaltencharakteristik der AlMg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> .....	64
6.1 Probenentnahme und -vorbereitung.....	64
6.2 Topographische Messung – Einordnung der Oberflächenbeschaffenheit .....	65
6.3 Lichtmikroskopie – Charakterisierung der Mikrostruktur .....	67
6.4 Härtemessung (nach Vickers) der Probenkörper .....	72
6.5 Zugversuch – Ermittlung der elastischen Kennwerte .....	73
6.6 Warmrissneigung – Charakterisierung der Warmrissempfindlichkeit .....	74
6.7 Einsatz von Argon .....	76
6.8 Bestimmung der chemischen Zusammensetzung mittels EDX-Analyse .....	80
6.9 Bestimmung der Korngrößen .....	93
6.10 Quintessenz der Vertikalfaltencharakteristik .....	96
6.11 Verifizierung von Ergebnissen der Vertikalfaltenuntersuchung .....	98
6.11.1 Simulation des Stranggießprozesses .....	100
6.11.2 Messung der Oxidschichtdicke .....	105
6.11.3 Ermittelte Effektivität der Argonzuführung .....	109
7 Experimentelle Untersuchungen .....	111
7.1 Evaluation der Wirksamkeit von Argon .....	111
7.1.1 Versuchsaufbau .....	111
7.1.2 Versuchsdurchführung .....	113
7.1.3 Versuchsauswertung.....	115
7.2 Ermittlung von Eigenspannungen im Aluminiumbarren .....	117
7.2.1 Versuchsaufbau .....	117
7.2.2 Versuchsdurchführung .....	119
7.2.3 Versuchsauswertung.....	121

---

8 Zusammenfassung.....	126
8.1 Resümee und Diskussion.....	126
8.2 Handlungsempfehlungen .....	128
Literaturverzeichnis.....	130
Abbildungsverzeichnis .....	144
Tabellenverzeichnis .....	149
Abkürzungsverzeichnis .....	151
Formelzeichen und Symbole.....	153
Anhang.....	154
Betreute studentische Arbeit und Vorträge.....	175

## 1 Einleitung

Der Werkstoff Aluminium ist nicht nur in seiner Herstellung komplex, auch dessen Anwendungsgebiete lassen sich vielseitig untergliedern. Eine geringe spezifische Dichte, kombiniert mit guten mechanischen Eigenschaften, führen zu einem Produkt, das kontinuierlich in der Nachfrage steigt. Getrieben durch kundenseitige Forderungen nach Werkstofflegierungen mit immer besseren physikalischen und mechanischen Eigenschaften, gefolgt von zunehmend minimalistisch ausgelegten Bauteilen, stellt Aluminium eine Schlüsselrolle in aktuellen Optimierungen und zukunftsorientierten Einsatzmöglichkeiten dar. [1]

Die Metallherstellung lässt sich sowohl in Primäraluminium, welches aus dem Mineral Bauxit gewonnen wird, als auch in Sekundäraluminium, die Wiederaufbereitung von Aluminiumschrotten, unterscheiden. Die Erzeugung von Primäraluminium ist aufgrund der notwendigen Schmelzflusselektrolyse und dem damit einhergehenden hohen Energiebedarf bei einer ohnehin derzeit vorliegenden sehr angespannten Lage auf dem deutschen Strommarkt sehr kostenintensiv. Daher umfasst die stetige Entwicklung insbesondere nachhaltige Produktionsprozesse und innovative Closed-Loop-Modelle (Kreislaufwirtschaftssysteme). Als Grundlage dafür dient u.a. das geltende Kreislaufwirtschaftsgesetz (KrWG), welches sicherstellt, dass Abfälle nicht ausschließlich beseitigt, sondern als wertvolle Rohstoffe angesehen werden. Die Fokussierung auf Aluminiumrecycling ist aus grundlegenden ökonomischen und ökologischen Aspekten sinnvoll, da die Qualität des Werkstoffes, während der wiederkehrenden Aufbereitungsprozesse erhalten bleibt. Darüber hinaus liefert die Rohstoffrückgewinnung einen reduzierten Verbrauch hinsichtlich natürlicher Ressourcen und fossilen Energieträgern sowie eine Schonung der Deponiekapazitäten. [1] [2] [3] [4]

Eine feste Abfolge an Schritten ist bei dem Recycling unabdingbar, um die einstige Qualität und Reinheit wieder herbeizuführen. Die Produktion von Sekundäraluminium in einem vollintegrierten Aluminiumrecyclingcenter umfasst die Prozessschritte Zerkleinerung, Aufbereitung von Schrotten mit einem hohen Anteil an Verunreinigungen und Kontaminationen, das Einschmelzen des Einsatzgutes mit dem Ziel einer maximalen Ausbringung sowie das Herstellen von qualitativ hochwertigen Aluminiumwalzbarren. Diese gegossenen Walzbarren dienen als Vormaterial und werden in einem nachgelagerten Warm – und Kaltwalzprozess zu Flachprodukten für die Automobil – oder Getränkeverpackungsindustrie verarbeitet.

Die Aluminiumwalzbarren werden in der Regel mittels eines halbkontinuierlichen Gießverfahrens (engl. Direct Chill Casting) hergestellt. Diese Gießtechnologie gilt als eine der effektivsten und produktivsten Herstellungsverfahren in der Aluminiumindustrie. [5]

Grundlegend werden Aluminiumwerkstoffe in Knet- und Gusslegierungen eingeteilt. Knetlegierungen weisen aufgrund der Zusammensetzung eine sehr gute Duktilität auf. Der Einsatz der Aluminiumknetlegierungen ist sehr vielfältig und erstreckt sich von der Bau-, Konstruktions-, und Automobilindustrie bis hin zur Getränkedosenherstellung. Einige dieser Anwendungsgebiete erfordern eine gleichmäßig hochwertige Barrenoberflächenstruktur. Diese hohen spezifischen Kundenanforderungen hinsichtlich der Barrenoberflächenqualität können die Produktionsstätten nicht kontinuierlich gewährleisten, was zu einer Diskrepanz hinsichtlich der Erwartungshaltungen im Herstellungsprozess beider Parteien führt. [6] [7]

Durch bereits abgeschlossene Forschungstätigkeiten konnten Gussfehler, wie beispielsweise Rissbildungen, Lunker oder Seigerungen, analysiert und charakterisiert werden. Diese Erkenntnisse nutzen die Gießereien zur technischen Realisierung der Kundenanforderungen und steigern somit ihre Wirtschaftlichkeit.

Andere Gussfehler erfordern weiterhin eine Ergründung hinsichtlich der Entstehung und der Ausbildung. Zu diesen, bislang nur bedingt erforschten Barrenoberflächendefekten, gehört die vertikale Faltenbildung. Dieses Phänomen ist in besonders ausgeprägter Form bei Aluminiumlegierungen mit erhöhten Magnesiumanteilen von mindestens zwei Gewichtsprozent [wt%] zu verzeichnen. Nicht selten ist die vertikale Falte Grundlage für einen Barrenriss. Folglich erhöht sich die Ausschussrate und das Gesamtergebnis eines Unternehmens wird negativ beeinflusst. [8]

In der Industrie konnte durch Parameteranpassungen, wie der Reduzierung der Gießgeschwindigkeit, die Faltenausbildung minimiert, jedoch nie vollständig eliminiert werden. Im nachgelagerten Prozess der Oberflächenbearbeitung müssen die vertikalen Falten komplett entfernt werden, da diese Probleme wie beispielsweise Bandrisse auf der Warmwalzstraße hervorrufen können. Während die typische Bearbeitungstiefe vier Millimeter beträgt, erfolgt der Fräsprozess bei einer magnesiumhaltigen Aluminiumlegierung mit einer Tiefe zwischen zehn und zwanzig Millimeter. [8]

Die bislang implementierten Maßnahmen zeigen auf, dass unter Vernachlässigung der Unternehmenseffizienz die Faltenbildung reduziert und geforderte Barrenqualitäten erreicht werden können. Ein zukunftsorientiertes Ziel der Industrie ist jedoch die Eliminierung dieses Oberflächendefektes. In diesem Zusammenhang ist eine umfangreiche Analyse zur Interpretation des Entstehungsmechanismus sowie deren Einflussfaktoren unabdingbar.

Unter Kenntnisnahme dieses Sachverhaltes thematisiert die vorliegende Arbeit die Erforschung des Oberflächendefektes der Faltenbildung in Bezug auf die Legierung AlMg4,5Mn0,4 (AA5182) sowie die Erarbeitung eines innovativen Gestaltungskonzeptes zur Reduzierung bzw. Eliminierung des vertikalen Faltenaufkommens.

Einleitend wird die Kategorisierung der verschiedenen Schrottarten sowie die Prozesskette eines vollintegrierten Aluminium-Recyclingwerkes dargelegt. Weiterhin wird auf den aktuellen wissenschaftlichen und publizierten Stand der Technik sowie auf zuletzt gewonnene Erkenntnisse aus praktischen Untersuchungen eingegangen. Aufbauend folgt eine Untersuchung potenzieller metallurgischer und technologischer Einflussfaktoren, welche die Bildung von Vertikalfalten bekräftigen können. Im weiteren Verlauf werden Werkstoffproben entnommen und anhand dieser, eine Charakterisierung des Fehlerbildes durchgeführt. Der Schwerpunkt der Untersuchungen liegt dabei auf die Lichtmikroskopie, EDX-Analyse, Messungen der mittels Argon erzeugten Schutzgasabschirmung zwischen flüssiger Aluminiumschmelze und dem in der Luft befindlichem Sauerstoff sowie die Auswertung der vorliegenden Oxidhäute. Außerdem erfolgt mittels der Bohrlochmethode eine Messung der im Barren befindlichen Eigenspannungen. Ein abschließendes Simulationsmodell, welches anhand des Realsystems abgebildet wird, soll einen direkten Vergleich des Gießprozesses unterschiedlicher Legierungen liefern.

Die Verzahnung aller Erkenntnisse schafft eine ganzheitliche Betrachtung zur Annäherung des vorliegenden Oberflächendefektes in Form von Vertikalfalten und stellt einen für die Industrie nutzbaren technologischen Ansatz bereit.

## 2 Grundlagen des Aluminiumrecyclings

Die Sekundäraluminiumproduktion ist vor allem in den großen Volkswirtschaften eine etablierte Methode. Dabei werden von den insgesamt 14,4 Millionen Tonnen des global zur Verfügung stehenden Angebotes an sekundärem Aluminium mit 43 Prozent in China und mit 25 Prozent in den USA eingesetzt, gefolgt von Japan mit 5,6 Prozent, Deutschland mit 5,3 Prozent und Italien mit 5,1 Prozent. Die hohen Recyclingraten sowie die gleichbleibenden Qualitätsmerkmale bilden einen essenziellen und zukunftsorientierten Werkstoff unterschiedlichster Einsatzgebiete wie zum Beispiel die Getränkeverpackungs- oder Automobilindustrie. Im Fokus dabei steht immer ein umweltschonender Recyclingprozess, kombiniert mit einem maximalen Gesamtwirkungsgrad. [2] [9]

Mit der Erläuterung der verwendeten Einsatzstoffe, Aufbereitungs-, Schmelz- und Gießtechnologien soll das zweite Kapitel ein Grundverständnis des Aluminiumrecyclings schaffen.

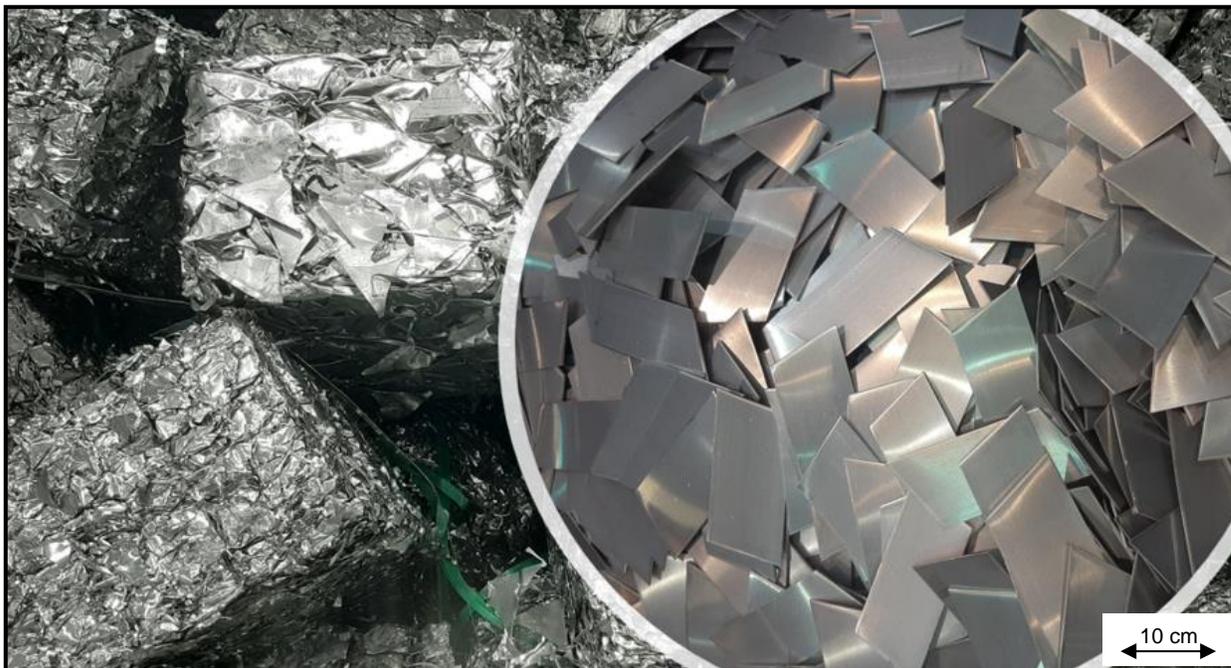
### 2.1 Klassifizierung der Schrottarten

Bei der Sekundäraluminiumherstellung werden verschiedene Schrottarten mit unterschiedlichen Qualitätsindikatoren wie beispielsweise Feuchtigkeits- oder Organikanteilen verarbeitet. In Abhängigkeit dieser Merkmale wird vereinfacht zwischen *Neuschrott* und *Altschrott* unterschieden. [10]

#### 2.1.1 Neuschrott – Rückführung von Produktionsabfällen

Diese Art von Einsatzmaterial entsteht bei der produktionsbedingten Herstellung und Verarbeitung (z.B. durch Stanzen, Sägen oder Fräsen) von Halbzeugen bzw. Endprodukten. Alle Produktionsabfälle, die bis zum Verkauf an den Konsumenten anfallen, werden als Neuschrotte bezeichnet. Diese Schrotte sind besonders wertvoll, da die Legierungszusammensetzung bekannt ist und die Schrotte nur einen geringen Grad an Verunreinigungen aufweisen. Aufgebrachte Fette, Öle oder Lacke müssen vor der Umschmelzung mit geeigneten Aufbereitungstechnologien entfernt werden. [11] [12]

Die in einem Recyclingwerk eingesetzten Neuschrotte werden exemplarisch in Abbildung 1 aufgezeigt. Das Schrottportfolio umfasst (links) paketierte, aber auch (rechts) lose Schrotte, welche zumeist aus externen Produktionsstätten zugekauft und angeliefert werden.



**Abbildung 1:** Neuschrott - Stanzmaterial in paketierter und loser Form

### 2.1.2 Altschrott – Sammelware der Konsumgütersektion

Eine ebenso wertvolle Materialquelle bildet in der Produktion von Sekundäraluminium die Kategorie Altschrott. Dieses Einsatzmaterial, auch *post consumer scrap* genannt, wird aus gebrauchten Produkten oder Bauteilen generiert, welche das Ende ihres Lebenszyklus erreicht haben. Dazu zählen u.a. ausgediente Fahrzeuge, Druckplatten, Maschinenteile und nicht zuletzt gebrauchte Getränkedosen (engl. UBCs – *used beverage cans*). Altschrotte weisen eine Vielzahl von metallischen, nichtmetallischen, organischen und anorganischen Verunreinigungen in Form von Anhaftungen oder Feststoffen auf. Speziell bei UBC-Material schwanken die Organikanteile zwischen drei Prozent und größer zehn Prozent. Hinzukommende Variationen in der Feuchtigkeit bis zu zehn Prozent erfordern eine intensive Aufbereitung der Schrotte vor und während des Schmelzprozesses. [12] [13] [14]

Die Abbildung 2 zeigt eine typische Art von Altschrott. Deutschland als Dosenrecycler wird hauptsächlich über den innerdeutschen Markt sowie skandinavischen und osteuropäischen Länder beliefert.



**Abbildung 2:** Altschrott - Gebrauchte Getränkedosen (UBCs)

## 2.2 Aufbereitungsanlagen und -technologien

Die Schrottvorbehandlung ist bei der Aluminiumrückgewinnung sowohl aus ökologischer aber auch aus ökonomischer Sicht ein unverzichtbarer Prozessschritt, welcher vor der Umschmelzung der eingesetzten Materialien notwendig ist. Diese Aufbereitung der Schrotte mit zum Teil stark schwankenden Rohstoffqualitäten lässt sich in zwei Unterprozesse gliedern. Die *kalte* Aufbereitung umfasst das Zerkleinern bzw. das Shreddern der Einsatzstoffe sowie das Abtrennen von freien Fremdkörpern. Das Ziel der *heißen* bzw. *thermischen* Aufbereitung wiederum ist die Befreiung von gebundenen bzw. anhaftenden organischen Verunreinigungen. [15]

Diese innovativen Schlüsseltechnologien zur Einsatzgutvorbereitung werden im nachstehenden Verlauf detaillierter beschrieben.

### 2.2.1 Zerkleinern der Aluminiumschrotte (Shredding)

Die Aluminiumschrotte werden überwiegend in gepresster Ballenform dem Recyclingprozess zugeführt. Dies hat den Vorteil, dass pro Transport eine erhöhte Schüttdichte mit ca. 500 kg/m<sup>3</sup> im Vergleich zu einer losen UBC-Anlieferung mit ca. 100 kg/m<sup>3</sup> versendet werden kann. Eine Reduktion der Transporte und die damit einhergehende positive Entwicklung einer CO<sub>2</sub> - neutralen - Produktionsstätte ist dabei nicht unerheblich. Die verpressten Materialien durchlaufen im ersten Prozessschritt der kalten Aufbereitung die Materialzerkleinerung. Typische Zerkleinerungsaggregate wie beispielsweise Hammermühle, Prallbrecher oder Backenbrecher finden in einem Recyclingwerk Anwendung. [12] [16]

### 2.2.2 Abtrennen loser Verunreinigungen (Sorting)

Der erste Prozessschritt nach der Materialzerkleinerung ist das Abtrennen der losen bzw. freien Verunreinigungen. Diese Störfraktion kann in metallischer oder organischer Form vorliegen. Eine Separierung beider Fraktionen ist unabdingbar, da diese die Qualität der Schmelze aber auch die Ausbringung beeinflussen. So können metallische Begleitstoffe eine erhebliche negative Auswirkung auf die chemische Zusammensetzung der angestrebten Aluminiumlegierung aufweisen. Zur Neutralisierung der kontaminierten Schmelze ist die Verwendung von Primäraluminium meist unerlässlich. Zu den losen organischen Begleitstoffen zählen u.a. Transportbänder, Kunststoffdeckel, Folien und *Floating Widgets* - eine ca. drei Zentimeter mit Stickstoff gefüllte Kunststoffkugel, die zur verbesserten Schaumbildung in zumeist britischen und irischen Dosenbieren eingesetzt wird. [15]

Die Abtrennung der losen Verunreinigungen erfolgt durch die Ausnutzung der spezifisch stofflichen Eigenschaften. Mittels einem Magnetabscheider (z.B. Magnettrommel, Überkopfmagnetband oder Wirbelstromscheider) können magnetische von nicht magnetischen Stoffen separiert werden. [12]

Unter Beachtung des Verhältnisses von Materialdichte und -oberfläche kann eine weitere Sortierung zwischen Gut- und Störfraktion erfolgen. Mit Hilfe eines Luftmessersystems (Air-Knife-Technologie), welches typischerweise an Förderbandübergängen positioniert ist, wird ein definiertes Zuluftvolumen auf die fallenden Schrotte gegeben. Dabei wird sowohl die leichte als auch die schwere Materialfraktion abgetrennt sowie abtransportiert und dabei drei Stoffströme erzeugt:

Materialien mit:

- geringer Oberfläche und hoher Masse (massive Fremdmaterialien)
- mittlere Oberfläche und mittlere Masse (UBCs)
- große Oberfläche und geringer Masse (Folie)

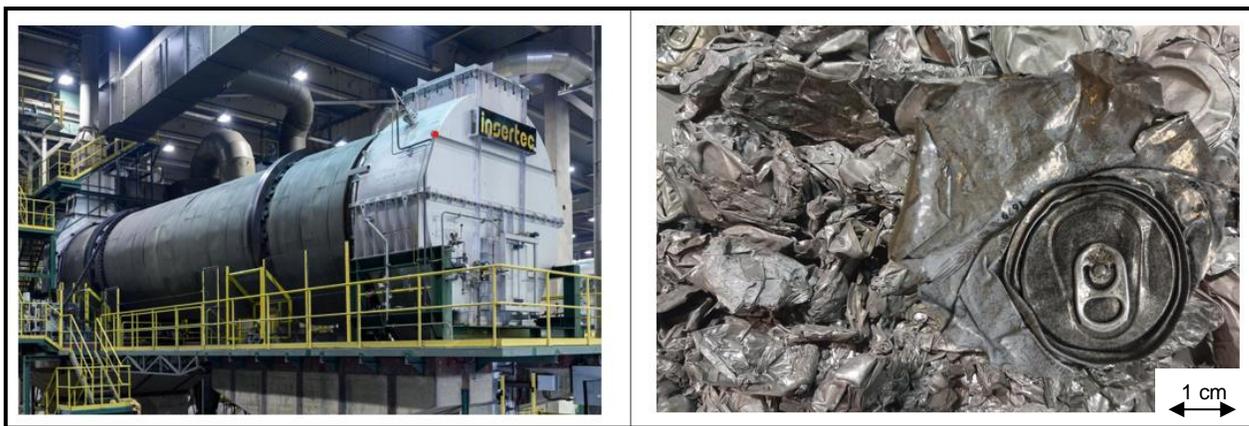
Die Gutfraktion wird über Fördertechnik zur nächsten Sortiereinheit bzw. Aufbereitungsanlage transportiert. Die abgesonderten Fremdmaterialien werden anderen Stoffkreisläufen oder der thermischen Verwertung zugeführt. [15]

Weitere Möglichkeiten der Materialsortierung sind beispielsweise die händische Trennung zwischen Aluminiumschrotten und Verunreinigungen oder die Separierung mittels eines Schwimm-Sink-Verfahrens.

### 2.2.3 Abtrennen anhaftender Verunreinigungen (Decoating)

Die Befreiung des Aluminiums von anhaftenden organischen Bestandteilen wird mittels der thermischen Materialvorbehandlung realisiert. Zu dieser Art von Verunreinigungen zählen dekorative oder schützende Lacke, Öle, Farben, aufgeklebte Folien aber auch Lebensmittelreste. Eine solche Störfraktion kann unter Umständen zu einer Reaktion im Schmelzofen und somit zu einem Verlust von metallischem Aluminium führen. Ein positiver Nebeneffekt der thermischen Aufbereitung ist die Vorwärmung der Einsatzschrotte. Die Gefahr einer Metallexplosion innerhalb der Schmelzaggregate durch eingelagerte Flüssigkeiten wird erheblich minimiert. Ebenfalls kommt es zu einer Reduzierung des Energiebedarfs im nachgelagerten Aufschmelzprozess. [15] [17]

Eine schonende Entlackung ist aufgrund der Oberflächengröße einer Getränkedose essenziell, um eine Reduzierung der Materialoxidation zu erreichen. Durch das gezielte Einbringen eines sauerstoffarmen Prozessgases kann eine reduzierte Sauerstoffatmosphäre realisiert werden. Anhaftende organische Verbindungen oxidieren somit partiell. Vorteil dieser Entlackungsprozedur ist, dass kein Sauerstoff im System verbleibt und folglich keine direkte Verbrennung am Dossenschrott erfolgt. Für den zuverlässigen Abschwelprozess aller organischen Bestandteile muss die Zugänglichkeit des Gasstromes auf die Oberflächen der Einsatzmaterialien gewährleistet sein. [15] [18] [19]



**Abbildung 3:** Entlackungsöfen und Dossenschrotte nach dem Entlackungsprozess

Jedoch können durch die thermische Materialaufbereitung Dioxine und Furane (ungewollt entstehende Nebenprodukte bei einem Verbrennungsprozess) freigesetzt werden. Aus diesem Grund werden auch alternative Entlackungsprozeduren mittels nasschemischen oder mechanischen Verfahren eingesetzt. [9]

### 2.3 Einschmelzen der Aluminiumschrotte (Melting)

Die notwendige Kalkulation des Materialinputmixes erfolgt vor dem eigentlichen Aufschmelzprozess. Eine Kombination aus alten und neuen Schrotten, Primäraluminium sowie Legierungszusätzen werden, abhängig von der gewünschten Ziellegierung, nach Art und Menge zusammengestellt. Diese Rezeptur aus unterschiedlichen Einsatzstoffen wird kontinuierlich dem Schmelzofen zugegeben und bei einer Temperatur zwischen 720°C und 750°C aufgeschmolzen bzw. erwärmt. [20]

Für eine effektive Aufschmelzung von gebrauchten Dosenschrotten sind insbesondere kontinuierlich betriebene Schmelzöfen geeignet. Die Schrotteinschmelzung erfolgt ohne eine direkte Flammeneinwirkung auf das Schmelzgut. Eine zum Einsatz kommende Ofentechnologie ist ein konventioneller Side-Well-Ofen. Diese Thermoprozessanlage bietet eine räumliche Trennung zwischen Heiz- und Schmelzkammer. Die Wärmeeinbringung in die Schmelze erfolgt, über die in der Heiz- bzw. Hauptkammer installierten Erdgasbrenner. Unter Beachtung der Energieeffizienz und der CO<sub>2</sub>-Reduzierung findet ein regeneratives Beheizungssystem seine Anwendung. Der eigentliche Schmelzprozess der im Vorfeld aufbereiteten Schrotte erfolgt in der Schmelz- bzw. Seitenkammer. Durch die Erzeugung eines Vortex (Strudel) werden die Schrotte in das flüssige Metall eingetaucht und können aufschmelzen. Unterhalb der Metalloberfläche sind beide Kammern durch Wandöffnungen miteinander verbunden. Mit Hilfe einer mechanischen oder elektromagnetischen Zirkulationspumpe erfolgt nach dem Prinzip der kommunizierenden Röhren der ständige Metallaustausch zwischen beiden Ofenkammern. Die geometrische Anordnung sowie die Sauerstoffregelung im Ofeninnenraum können eine starke Metalloxidation und eine erhöhte Krätzebildung unterbinden. [15] [20] [21]

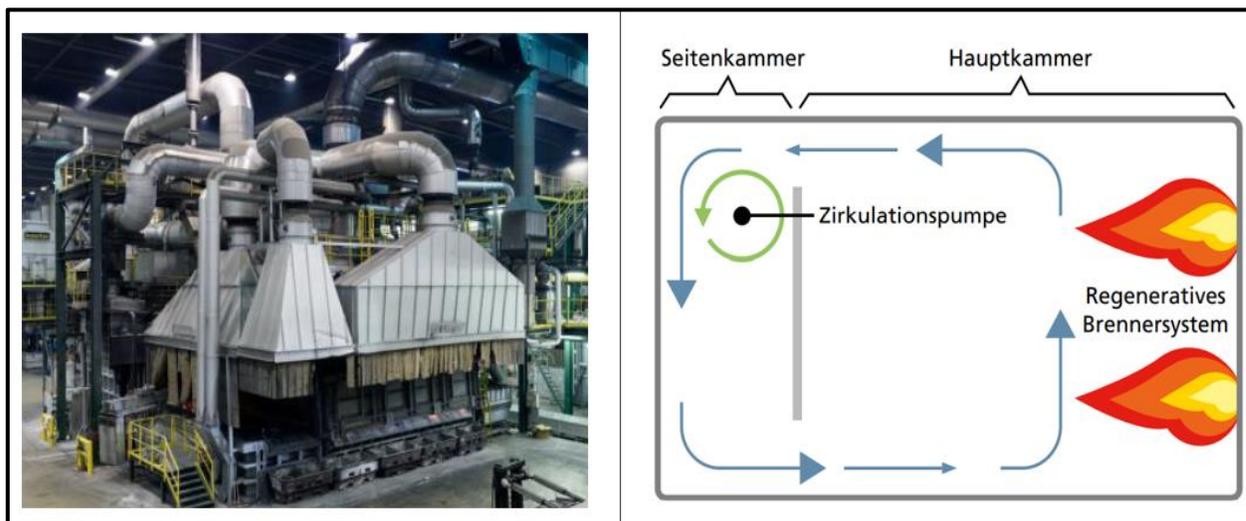


Abbildung 4: Darstellung eines Side-Well-Ofens [15]

Dem Einsatzgut werden während der Aufschmelzung kontinuierlich Salze beigefügt. Durch das Einbringen eines Schmelzsalzes, welches eine Mischung aus Natriumchlorid (NaCl), Kaliumchlorid (KCl) und Calciumfluorid ( $\text{CaF}_2$ ) sein kann, werden Verunreinigungen in Form von Carbiden und Oxiden gebunden und schwimmen als Salzschlacke an der Metalloberfläche auf. Neben der Salzschlacke ist ein weiteres Erzeugnis die Krätze. Beide Nebenprodukte werden in separaten Prozessschritten aufgearbeitet und anschließend in das Kreislaufsystem erneut eingebracht. So können aus der Salzschlacke vorhandene Salzmenngen rückgewonnen werden. Die Krätze wiederum wird in einem Drehtrommelofen erneut erhitzt, um wertvolle Aluminiumanteile zu gewinnen. Unter Beachtung verschiedener Faktoren wie beispielsweise das Schmelzofen-Handling kann die Menge an vorhandenem Aluminium in der Krätze bis zu 70 Prozent betragen. [15] [22]

## 2.4 Gießen von Aluminiumbarren (Casting)

Eine letzte Materialbehandlung vor dem Guss der Schmelze zu einem Walzbarren wird im Halte- bzw. Gießofen realisiert. Während im Schmelzprozess bereits 99 Prozent der Gesamteinsatzmenge an Salz hinzugegeben wurde, erfolgt die finale Salzbehandlung mittels eines Rotary-Flux-Injectors (RFI). Des Weiteren wird dem flüssigen Metall ein Kornfeinungsmittel, welches abhängig von der Ziellegierung ist -  $\text{TiB}_2$  Titanborid oder  $\text{TiC}$  Titancarbid - hinzugegeben. Durch diese Zugabe wird die Mikrostruktur modifiziert und gleichzeitig die mechanischen Eigenschaften verbessert. Weiterhin durchläuft das Aluminium unmittelbar vor Gießstart eine Entgasungsanlage. Das eingeleitete Argon nimmt gelöste Wasserstoffionen auf und kann mit der Umgebungsluft abgesaugt werden. Andernfalls könnten die freigesetzten Wasserstoffe die Struktur des Walzbarrens negativ beeinflussen und Porosität hervorrufen. Ein im Anschluss installierter Filter trennt im weiteren Prozess potenzielle Feststoffe zur Erhöhung der Reinheit der Aluminiumschmelze. [12]

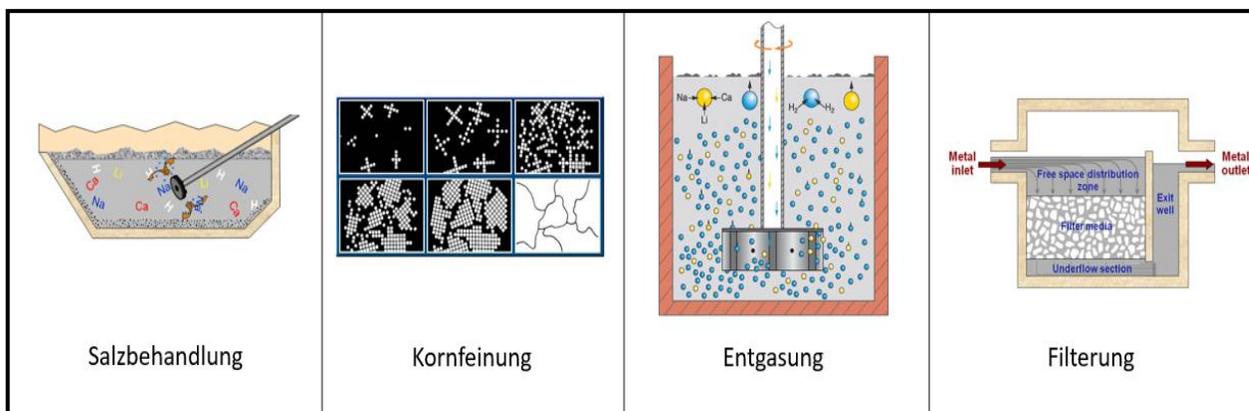


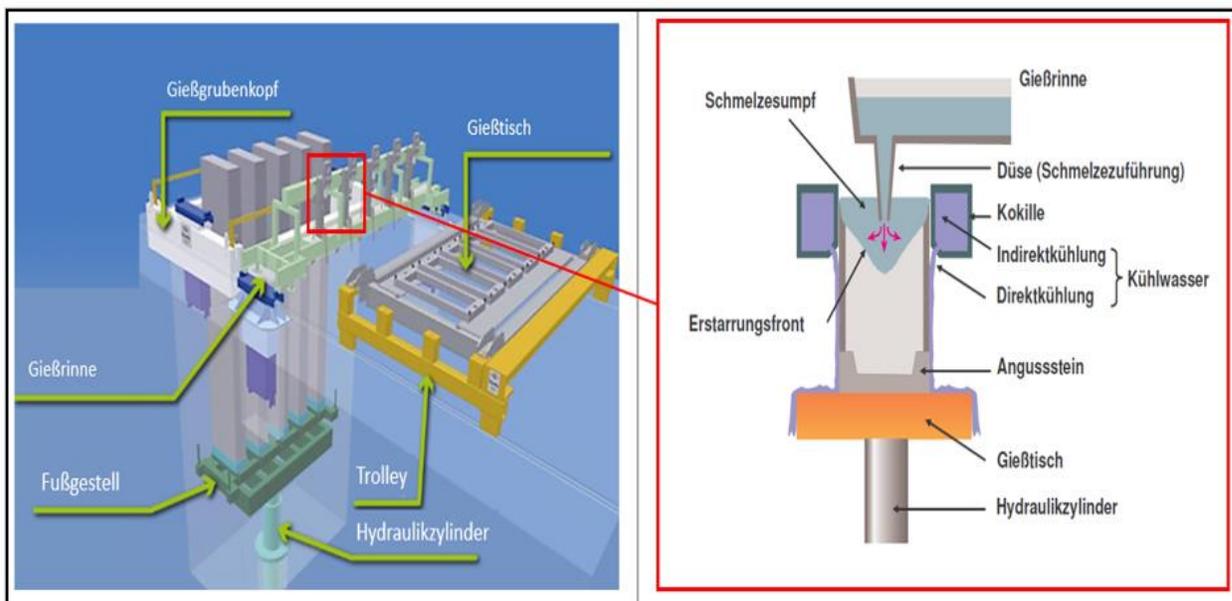
Abbildung 5: Prozessübersicht - Metallvorbereitung

Über ein Rinnensystem wird die qualitativ reine Schmelze zur Gießgrube geleitet. Das Prinzip des vertikalen halbkontinuierlichen Stranggießens ist in der nachfolgenden Abbildung 6 dargestellt. Bei diesem Verfahren werden Stränge mit einer vordefinierten Länge erzeugt. Nach dem Erreichen der Walzbarrenlänge wird der Gießvorgang beendet und die Erzeugnisse mittels eines Schwerlastkrans aus der Gießgrube gezogen. Im Anschluss wird die Anlage für den nächsten Gießvorgang vorbereitet. [23]

Das Layout in Abbildung 6 umfasst drei Hauptpositionen:

1. die Gießgrube mit Grubenkopf, über dem sich der Gießtisch im Gießvorgang befindet
2. die Gießrinne
3. der Trolley dient dazu, die Gießrinne und den Gießtisch von der Gießgrube zu ihren jeweiligen Vorbereitungspositionen zu transportieren und sie vor dem neuen Gießvorgang wieder in Richtung der Gießgrube zurückzufahren

Im Detail betrachtet tritt dabei das flüssige Aluminium in eine wassergekühlte Kokille mit dem Ziel der Wärmeübertragung ein. Innerhalb der Kokille sorgt die indirekte Kühlung für die Ausbildung der Randschale und somit für die Entstehung der geometrischen Form des Walzbarrens. Mit Hilfe einer Direktkühlung erstarrt der Barren von außen nach innen. Weitere wichtige Aspekte zur Funktionsweise werden im *Kapitel 3.2* aufgezeigt. [23]



**Abbildung 6:** Halbkontinuierlich vertikale Stranggießanlage [125]

### **3 Stand der Technik in Forschung und Industrie**

Das vorliegende Kapitel gibt einen Überblick über den Werkstoff Aluminium sowie dessen anhängigen Aluminiumlegierungen, wobei ein Schwerpunkt auf den Knetlegierungstypen der Serie 5xxx-er, 6xxx-er und 3xxx-er liegt. Zentrales Fehlerbild stellt die vertikale Faltenbildung dar. Mit der Erläuterung des DC-Gießverfahrens sowie einer Patentrecherche wird der gegenwärtige Wissensstand aufgezeigt. Dieses Kapitel bildet die Grundlage für die theoretische als auch die experimentellen Untersuchungen die 5xxx-er Legierungsgruppe.

#### **3.1 Klassifizierung von Aluminium und Aluminiumlegierungen**

Nicht legiertes Aluminium findet in Bereichen der elektrotechnischen und chemischen Industrie seine Anwendung. Da die mechanischen Eigenschaften in vielen Gebieten, wie z.B. der Fahrzeugindustrie nicht ausreichend gegenüber den Anforderungen sind, erfolgt eine Modifizierung des reinen Aluminiums. Durch den Einsatz unterschiedlicher Legierungsmittelkombinationen oder Mengenanteile bestimmter Metalle, wie Magnesium, Mangan oder Silizium können Aluminiumlegierungen unterschiedlicher Eigenschaften erzeugt werden. [24] [25]

##### **3.1.1 Reinaluminium (Serie 1xxx-er)**

Aluminium hat sich zu einem vielseitig einsetzbaren und essenziellen Gebrauchswerkstoff in vielen Bereichen etabliert. Das Leichtmetall findet nach Stahl am häufigsten seine Anwendung und ist mit ca. acht Prozent auf der Erde vertreten nach Sauerstoff mit ca. 46 Prozent und Silizium mit ca. 27 Prozent. Aufgrund der weltwirtschaftlichen Entwicklung Ende des zweiten Weltkrieges ist die Nachfrage nach Aluminium stetig gestiegen. Grundlegende Gebrauchs- und Verarbeitungseigenschaften wie z.B. geringes Gewicht, gute Korrosionsbeständigkeit, die Formgebungsmöglichkeit oder die Lebensmittelverträglichkeit sind wesentliche Faktoren, welche die Zunahme des Aluminiumverbrauches begründen. [26] [27]

Das Nichteisenmetall Aluminium mit einer Reinheit von mindestens 99 Prozent ist elektrisch leitend, weist eine gute Wärmeleitfähigkeit auf und besitzt ein hohes Reflexionsvermögen für Licht- und Wärmestrahlungen. Die mechanischen Eigenschaften, insbesondere die Festigkeit, sind ohne Zugabe bestimmter Legierungselemente für die Leichtbauindustrie unzureichend. Einsatzgebiete für reines Aluminium sind beispielsweise Wärmetauscher oder elektrische Leiter. [25] [28] [29] [30]

### 3.1.2 Aluminiumlegierungen (Knetlegierungen)

Die maßgeschneiderten Eigenschaften des Aluminiumwerkstoffes können durch die Zugabe einer gezielten Legierungszusammensetzung verbessert werden. Neben den bestehenden guten Eigenschaften kann die spezifische Festigkeit, aber auch die Steifigkeit optimiert werden. Folglich werden die Einsatzgebiete des Metalls um ein Vielfaches erweitert. [31]

Die in der vorliegenden Arbeit aufgeführten Aluminiumlegierungen gehören ausschließlich der Gruppe der Knetlegierungen an. Sie sind besonders zur Bearbeitung durch Umformprozesse wie dem Walzen geeignet. Allgemein erfolgt die Einteilung der Knetlegierungstypen nach der Art der Festigkeitssteigerung. Hinsichtlich der Aushärtbarkeit ergeben sich somit zwei Hauptgruppen, welche in naturharte und aushärtbare Legierungen unterteilt werden. Grundsätzlich kann der Verfestigungsmechanismus durch eine Mischkristallverfestigung, einer Kaltverfestigung oder durch eine Aushärtungsbehandlung erfolgen. Bei der Mischkristallverfestigung werden durch die Zugabe von Legierungselementen Atome in das Aluminiumgitter eingebaut. Die Kaltverfestigung wird durch eine erhöhte Versetzungsdichte plastischer Verformung erzeugt. Beide Varianten werden bei den naturharten Legierungen angewendet. Der Aushärtungsprozess, welcher bei den aushärtbaren Legierungen realisiert wird, erfolgt auf Basis einer Ausscheidungsreaktion. [28] [32] [33] [34]

Die nachstehende Tabelle 1 gibt einen Überblick über die Einteilung der Aluminiumlegierungen nach Hauptlegierungselement und nach der Art der Festigkeitssteigerung. [35] [36]

**Tabelle 1:** Überblick – Aluminiumknetlegierungen

Legierungstyp	Hauptlegierungselement	Art der Festigkeitssteigerung	Anwendungsgebiet
2xxx (Serie 2000)	Kupfer	Aushärtungsbehandlung	2024: Flugzeugbau
3xxx (Serie 3000)	Mangan	Mischkristallverfestigung bzw. Kaltverfestigung	3003: Kochutensilien 3104: Getränkedose
4xxx (Serie 4000)	Silizium	Mischkristallverfestigung bzw. Kaltverfestigung	4043: Schweißzusatzdrähte
5xxx (Serie 5000)	Magnesium	Mischkristallverfestigung bzw. Kaltverfestigung	5182: Dosendeckel 5754: Automobilindustrie
6xxx (Serie 6000)	Magnesium & Silizium	Aushärtungsbehandlung	6014: Automobilindustrie (Außenhaut)
7xxx (Serie 7000)	Zink	Aushärtungsbehandlung	7075: Flugzeugbau

### 3.1.3 Aluminium-Magnesium-Legierungen (5xxx-er)

Grundlegend wird die Festigkeitssteigerung der naturharten Aluminiumlegierungen der 5xxx-er Serie durch die Kaltverfestigung erzielt. Typische Prozesse sind beispielsweise das Kaltwalzen, Ziehen oder Recken. Aufgrund der plastischen Verformung werden Versetzungen im Kristall erzeugt. Die Anzahl und die Dichte der Versetzungen im Kristallgitter werden mit zunehmendem Verformungsgrad erzielt. Eine gegenseitige Behinderung der entstandenen Versetzungen führt zu einem erhöhten Widerstand der plastischen Verformung und folglich zu einer Festigkeitssteigerung. Mit einer Zunahme des Kaltwalzgrades steigt die Dehngrenze sowie die Zugfestigkeit bei einer gleichzeitigen Reduzierung der Bruchdehnung. [25] [37]

#### **Legierung EN AW – AlMg4,5Mn0,4 (nach Aluminum Association [AA] 5182):**

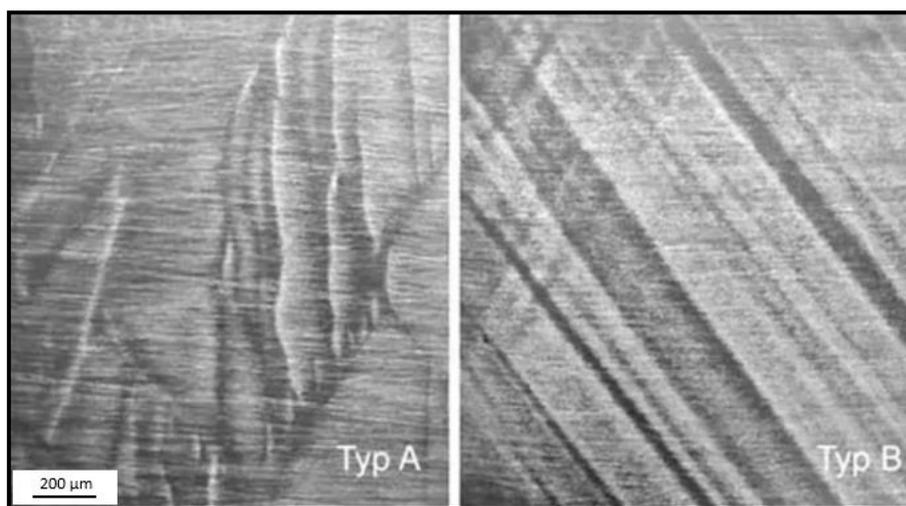
Die Legierung AlMg4,5Mn0,4 gehört zu der Gruppe der Aluminium-Magnesium-Legierungen. Neben der guten Korrosionsbeständigkeit, der Schweißbarkeit und des ausgezeichneten Umformvermögens weist diese Legierung auch eine maximale Festigkeit bei geringer Materialstärke und somit niedrigen Materialkosten auf. Das Haupteinsatzgebiet der Legierung ist der Getränkedosendeckel und die dazugehörige Aufreißlasche. [34]



**Abbildung 7:** Dosendeckel mit Aufreißlasche aus der Legierung Al Mg4,5Mn0,4 [27]

Weiterhin wird diese Legierung für Umformteile als Karosserieblechwerkstoff verwendet. Eine nachteilige Eigenschaft der aufgeführten Legierung ist die Bildung von Fließfiguren auf der Metalloberfläche. Diese können auf die Wechselwirkung zwischen Versetzung und den im Mischkristall gelösten Magnesium-Atomen zurückgeführt werden. Die Fließfiguren, welche sich als flammenförmige Muster (Fließfigur Typ A, Lüdersbänder) oder als feine Streifen (Fließfigur Typ B, Portevin-Le-Chatelier-Effekt) ausbilden können und nach der Lackierung weiterhin sichtbar sind, werden als Oberflächenfehler bezeichnet. Daher wird der Werkstoff für Bauteile eingesetzt, welche nicht im Sichtbereich liegen. Eine typische Anwendung innerhalb des Karosseriebaus ist beispielsweise der Sitzkissenrahmen. [38] [39] [40]

Durch zusätzliche Prozessschritte wie dem Abschrecken nach dem Weichglühen oder das Verformen durch Recken, das Zulegieren von kleinen Mengen an Kupfer oder Zink lassen sich die Fließfiguren vermindern. [38]



**Abbildung 8:** Fließfiguren Typ A und Typ B [27]

Nachfolgend werden die chemische Zusammensetzung sowie die mechanischen und physikalischen Eigenschaften der Legierung Al Mg4,5Mn0,4 in der Tabelle 2 und Tabelle 3 aufgeführt.

**Tabelle 2:** Legierungszusammensetzung der Al Mg4,5Mn0,4 [41]

Legierung	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Al Mg4,5Mn0,4	0,2	0,35	0,15	0,2 – 0,5	4,0 – 5,0	0,1	0,25	0,1
Zusammensetzung in Masse % (Zusammensetzung nach dem internationalen Legierungsregister)								

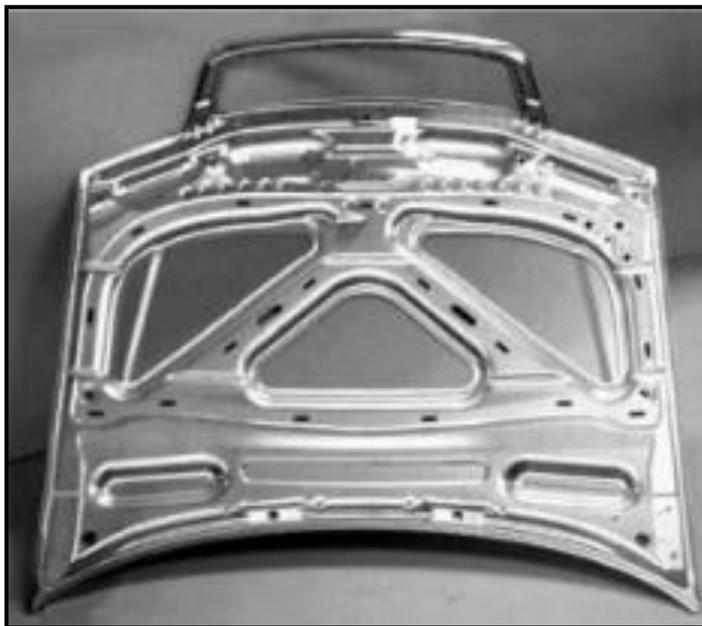
**Tabelle 3:** Mechanische und Physikalische Eigenschaften der Al Mg4,5Mn0,4 [27]

<b>Mechanische Eigenschaften</b>								
Zustand	Elastizitätsmodul [MPa]	Schubmodul [MPa]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	Streckgrenze $R_e$ [MPa]	Bruchdehnung $A_5$ [%]	Bruchdehnung $A_{50}$ [%]	Brinellhärte HBS [---]
0/H111	71.000	26.700	140	280	165	30	28	69
<b>Physikalische Eigenschaften</b>								
Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	Elektr. Leitfähigkeit [%IACS]	Spezif. elektr. Widerstand [nΩm]	Wärmeleit- fähigkeit [W/m*K]	Spezif. Wärme $c_p$ [J/kg*K]	Solidus- temperatur [°C]	Liquidus- temperatur [°C]	Wärmeausdehnungs- koeffizient 10 <sup>-6</sup> [1/K]	Poisson- zahl $\nu$
2,65	29,0	59,5	123	899	577	638	23,2	0,33
*Alle Angaben sind Mittelwerte und beziehen sich auf verschiedene Halbzeugarten in üblichen Dickenabmessungen.								

Die aufgeführten Werkstoffeigenschaften werden durch das gezielte Legieren beeinflusst und somit den Kundenwünschen angepasst. Knetlegierungen werden in den meisten Fällen schmelzmetallurgisch hergestellt und zur Überführung in einen festen Zustand in Form vergossen. Aufgrund der anschließenden Formgebung durch Warmverformung wie z.B. dem Kneten, kommen einfache Gießformen wie Blöcke oder Stränge zum Einsatz. Besondere Anforderungen hinsichtlich der Gießeigenschaften sind daher nicht gegeben. [42] [43]

#### **Legierung EN AW – AlMg3 (nach Aluminum Association [AA] 5754):**

Die Vorzüge der Knetlegierung AlMg3 sind die mittlere Festigkeit, die Schweißbarkeit sowie die Korrosionsbeständigkeit insbesondere gegen Meerwasser. Eine Steigerung der Festigkeit und die Verbesserung der Duktilität (Eigenschaft, einer unter Last stark plastischen Verformung, bevor das Werkstoffversagen eintritt) lassen sich mit steigendem Magnesiumgehalt realisieren. Die gute Umformbarkeit ermöglicht die Herstellung von komplexen Geometrien und guten Verformungsverhalten im Crashfall. Die Legierungsklasse findet als Strukturwerkstoff im Karosseriebau seine Anwendung. Aufgrund der ebenfalls auftretenden Oberflächenunebenheiten in Form von irreversiblen Fließfiguren (siehe Legierung AlMg4,5Mn0,4) wird der Werkstoff vorzugsweise für nicht sichtbare Strukturbauteile im Bereich der Knautschzone eingesetzt. [41] [44] [45]



**Abbildung 9:** Karosserieblech aus der Legierung AlMg3 für Motorhauben [27]

Die einzelnen Legierungselemente beeinflussen sowohl die mechanischen als auch die physikalischen Eigenschaften. Auch innerhalb einer Legierungsklasse können die allgemein geltenden Vorteile der 5xxx-er Legierungen verfeinert und den speziellen Einsatzbedingungen angepasst werden.

In der Tabelle 4 und Tabelle 5 sind die chemische Zusammensetzung sowie die Eigenschaften der Legierung AlMg3 dargestellt. Es ist erkennbar, dass die Anteile der Legierungskomponenten im Vergleich zur Legierung AlMg4,5Mn0,4 variieren. Beispielsweise ist der zulässige Bereich des Magnesiumgehaltes geringer. Mit zunehmenden Anteilen an Magnesium wird sowohl die Zugfestigkeit als auch die Dehngrenze gesteigert. Ein Magnesiumgehalt über fünf Prozent wird jedoch bei industriellen Knetlegierungen vermieden, da oberhalb dieser Grenze die Festigkeit insbesondere bei erhöhten Temperaturen abnimmt. [46] [47]

**Tabelle 4:** Legierungszusammensetzung der AlMg3 [27]

Legierung	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Al Mg3	0,4	0,4	0,1	0,5	2,6 – 3,6	0,3	0,2	0,15
Zusammensetzung in Masse % (Zusammensetzung nach dem internationalen Legierungsregister)								

**Tabelle 5:** Mechanische und Physikalische Eigenschaften der AlMg3 [27]

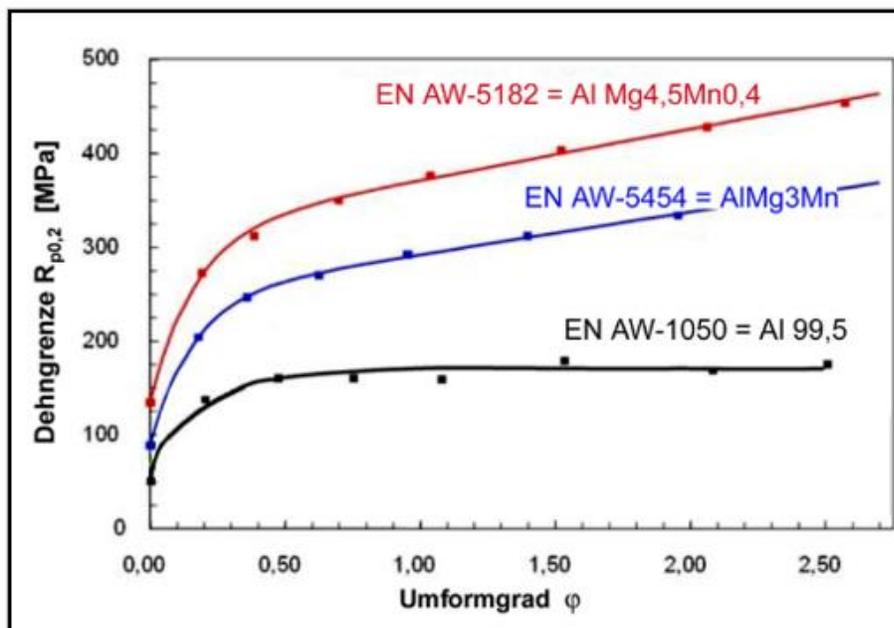
Mechanische Eigenschaften								
Zustand	Elastizitätsmodul [MPa]	Schubmodul [MPa]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	Streckgrenze $R_e$ [MPa]	Bruchdehnung $A_5$ [%]	Bruchdehnung $A_{50}$ [%]	Brinellhärte HBS [---]
0/H111	70.500	26.500	100	215	140	25	24	55

Physikalische Eigenschaften								
Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	Elektr. Leitfähigkeit [%ACS]	Spezif. elektr. Widerstand [nΩm]	Wärmeleit- fähigkeit [W/m*K]	Spezif. Wärme $c_p$ [J/kg*K]	Solidus- temperatur [°C]	Liquidus- temperatur [°C]	Wärmeausdehnungs- koeffizient 10 <sup>-6</sup> [1/K]	Poisson- zahl $\nu$
2,68	32,5	53,0	132	897	595	645	23,7	0,33

\*Alle Angaben sind Mittelwerte und beziehen sich auf verschiedene Halbzeugarten in üblichen Dickenabmessungen.

Die Aluminium-Magnesium-Legierungen bilden eine wichtige Legierungsgruppe der naturharten Knetlegierungen. Die folgende Abbildung 10 zeigt den quantitativen Vergleich der Legierungen AlMg3, AlMg4,5Mn0,4 und Reinaluminium. Magnesium weist eine starke Verfestigungswirkung auf und beeinflusst folglich die gute Verformbarkeit. Das Legierungselement bildet die Grundlage für die Mischkristallverfestigung. [48]



**Abbildung 10:** Dehngrenzen der Al-Mg-Legierungen [48]

### 3.1.4 Aluminium-Magnesium-Silizium-Legierungen (6xxx-er)

Wachsende Anforderungen an den Leichtbau und das Fortschreiten der Integration eines Mobilitäts-Ökosystems sind wesentliche Hauptargumente, den Einsatz des Werkstoffes Aluminium im Karosseriebau zu festigen und für innovative Fahrzeuggenerationen kontinuierlich zu optimieren. Die Legierungen der 6xxx-er Serie haben, in Anbetracht der sehr hohen Nachfrage und dem Einsatz im Automobilbau, einen Anteil von über 50 Prozent an der weltweiten Aluminiumproduktion. Im Bereich der dekorativen und sichtbaren Außenhautanwendungen (Abbildung 11) werden Aluminiumlegierungen der 6xxx-er Gruppe aufgrund der fließfigurfreien Oberflächen eingesetzt. Neben den guten Oberflächeneigenschaften weisen die Aluminium-Magnesium-Silizium-Legierungen eine mittlere bis hohe Festigkeit auf, sind korrosionsbeständig, gut schweißbar und kaltverformend. [6] [49] [50] [51] [52]

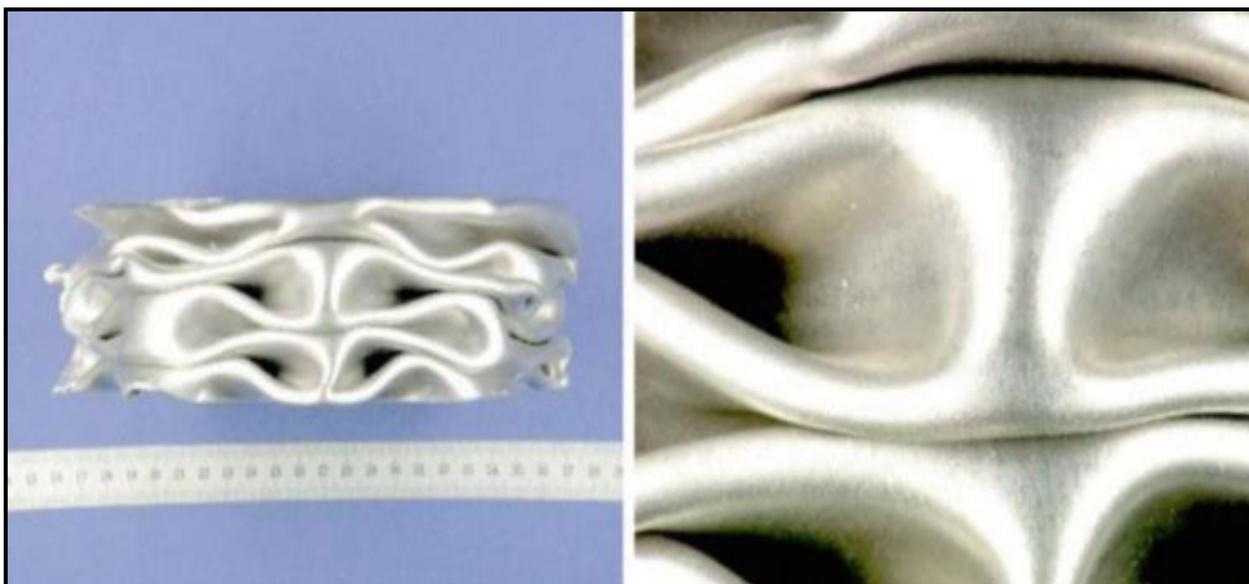


**Abbildung 11:** Außenhautanwendung - Seitenwand im Karosseriebau [51]

#### **Legierung EN AW – AlMg0,6Si0,6V (nach Aluminum Association [AA] 6014):**

Der Anwendungsbereich der Aluminium-Magnesium-Silizium-Legierungen umfasst ein breites Spektrum. Während die Standardlegierung EN AW – AlSi1,2Mg0,4 (nach Aluminum Association [AA] 6016) beispielsweise vorwiegend im Bereich der Karosserieaußenhaut ihren Einsatz findet, wurde die EN AW – AlMg0,6Si0,6V für Strukturanwendungen im Automobilbereich konzipiert. [41]

Sie stellt somit eine adäquate Alternative zu den herkömmlichen Aluminium-Magnesium-Werkstoffen dar. Die charakteristischen Eigenschaften dieser 6xxx-er Legierungsklasse sind die hohe Festigkeit, ein gutes Umformvermögen aber auch eine ausgezeichnete Korrosionsbeständigkeit. Eine Besonderheit ist das hohe massespezifische Energieabsorptionsvermögen. Im Crashfall erfolgt die Energieabsorption durch duktile Faltenbildung ohne Rissentstehung und Splintern des Werkstoffes (Abbildung 12). In Kombination mit AlMg- und AlSi – Zusatzwerkstoffen weist die Legierung eine gute Schweißbarkeit auf und erweitert somit den Anwendungsbereich im Karosseriebau. [41] [53] [54] [55]



**Abbildung 12:** Faltenbildung ohne Risserscheinung der Legierung AlMg<sub>0,6</sub>Si<sub>0,6</sub>V [41]

Sowohl die Legierungszusammensetzung als auch die charakteristischen Eigenschaften der Legierung AlMg<sub>0,6</sub>Si<sub>0,6</sub>V werden in der nachstehenden Tabelle 6 und Tabelle 7 dargestellt.

**Tabelle 6:** Legierungszusammensetzung der AlMg<sub>0,6</sub>Si<sub>0,6</sub>V [27]

Legierung	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	V
Al Mg <sub>0,6</sub> Si <sub>0,6</sub> V	0,3 – 0,6	0,35	0,25	0,05 – 0,2	0,4 – 0,8	0,2	0,1	0,1	0,05 – 0,2
Zusammensetzung in Masse % (Zusammensetzung nach dem internationalen Legierungsregister)									

**Tabelle 7:** Mechanische und Physikalische Eigenschaften der AlMg0,6Si0,6V [27]

<b>Mechanische Eigenschaften</b>								
Zustand	Elastizitätsmodul [MPa]	Schubmodul [MPa]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	Streckgrenze $R_e$ [MPa]	Bruchdehnung $A_5$ [%]	Bruchdehnung $A_{50}$ [%]	Brinellhärte HBS [---]
T4	70.000	26.400	90	195	125	nicht bekannt	25	50
<b>Physikalische Eigenschaften</b>								
Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	Elektr. Leitfähigkeit [%ACS]	Spezif. elektr. Widerstand [nΩm]	Wärmeleit- fähigkeit [W/m*K]	Spezif. Wärme $c_p$ [J/kg*K]	Solidus- temperatur [°C]	Liquidus- temperatur [°C]	Wärmeausdehnungs- koeffizient 10 <sup>-6</sup> [1/K]	Poisson- zahl $\nu$
2,7	44,8	38,4	187	nicht bekannt	nicht bekannt	nicht bekannt	23,4	0,33
*Alle Angaben sind Mittelwerte und beziehen sich auf verschiedene Halbzeugarten in üblichen Dickenabmessungen.								

Die thermisch aushärtbare Knetlegierung AlMg0,6Si0,6V ist ein bevorzugter Werkstoff für dünnwandige Strukturanwendungen im Karosseriebau. Durch gezielte Wärmebehandlungen können die mechanischen Eigenschaften positiv beeinflusst werden. Intelligente Leichtbaukonzepte durch Wanddickenreduzierungen sind das Ergebnis. Darüber hinaus weist die Legierung hervorragende Crasheigenschaften auf. Die gute Energieabsorption reduziert in einer Unfallsituation die Aufprallenergie und schützt somit die Fahrzeuginsassen. [41] [56]

### 3.1.5 Aluminium-Mangan-Legierungen (3xxx-er)

Die 3xxx-er Serie gehört zu den nicht aushärtbaren Aluminium-Mangan-Legierungen. Im Allgemeinen enthalten die Legierungsvariationen einen Mangananteil zwischen 1,0 Prozent und 1,5 Prozent. Dieses Legierungselement erhöht die mechanischen Eigenschaften. Dennoch zählen die AlMn-Legierungen zu den niedrigfesten Legierungen. Daher werden sie überwiegend als Funktionslegierung und weniger als Konstruktionslegierung eingesetzt. Aufgrund der sehr guten Korrosionsbeständigkeit sowie das hervorragende Verformungsvermögen sind die Einsatzgebiete u.a. Getränkedosenkörper in der Verpackungsindustrie, Gerätebau in der chemischen Industrie oder auch Dach- und Wandverkleidungen im Bauwesen. Die individuellen technologischen Eigenschaften des Endproduktes werden, ähnlich anderen Al-Knetlegierungen, durch unterschiedliche Prozessschritte wie z.B. das Homogenisieren oder das Recken beeinflusst. [27] [47] [57] [58]

**Legierung EN AW – AlMn1Mg1 (nach Aluminum Association [AA] 3004):**

Die Aluminiumlegierung AlMn1Mg1 zeichnet sich durch eine gute Umformbarkeit aus und bietet aufgrund des zusätzlichen Anteils von ca. einem Prozent Magnesium leicht erhöhte mechanische Eigenschaften. Die Legierung wird durch Walzen zu Blechen verarbeitet und ist prädestiniert zur Herstellung von Getränkedosenkörper. Zur Anfertigung eines Dosenkörpers wird das Material in fünf Stufen gezogen, bis es eine endgültige Wandungsstärke von etwa 0,1 Millimeter aufweist. [27] [47]



**Abbildung 13:** Getränkedosenkörper [59]

Die Vorteile einer Aluminiumgetränkedose sind vielseitig. Neben der sehr guten Recyclingfähigkeit ohne negative Einflüsse auf Produktqualität bietet das Material eine absolute Licht- und Sauerstoffdichtheit. Ein weiteres Hauptaugenmerk liegt auf der Geometrie. Das geringe Gewicht und die praktische Form des Dosenkörpers ermöglichen einen Transport von großen Mengen im Vergleich zu Getränken in einer Flasche. Dies sind wesentliche Treiber zur Einsparung von Energie und Emission. [15] [60]

Die chemische Zusammensetzung sowie die mechanischen und physikalischen Eigenschaften sind in der nachfolgenden Tabelle 8 und Tabelle 9 angegeben.

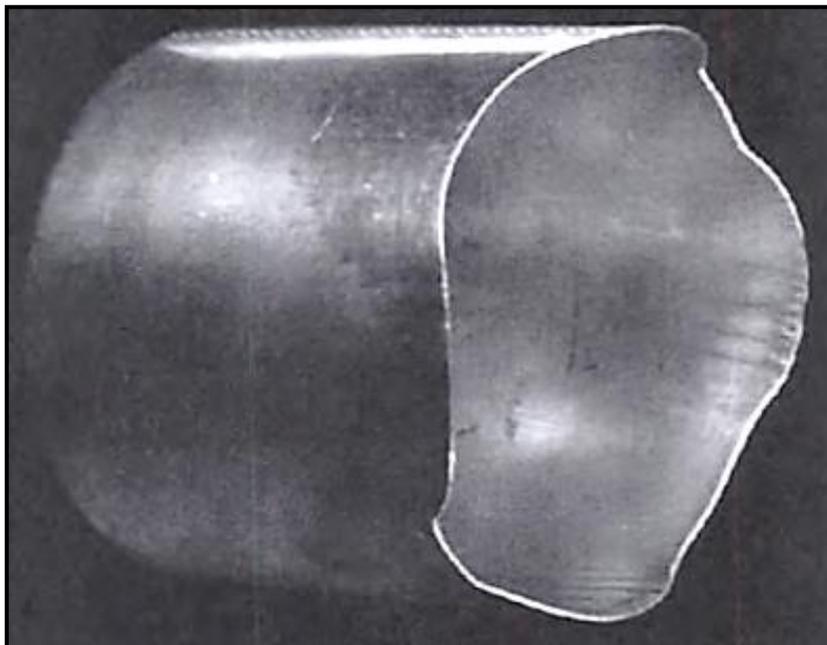
**Tabelle 8:** Legierungszusammensetzung der AlMn1Mg1 [27]

Legierung	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Al Mn1Mg1	0,3	0,7	0,25	1,0 – 1,5	0,8 – 1,3	-	0,25	-
Zusammensetzung in Masse % (Zusammensetzung nach dem internationalen Legierungsregister)								

**Tabelle 9:** Mechanische und Physikalische Eigenschaften der AlMn1Mg1 [27]

Mechanische Eigenschaften								
Zustand	Elastizitätsmodul [MPa]	Schubmodul [MPa]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	Streckgrenze $R_e$ [MPa]	Bruchdehnung $A_5$ [%]	Bruchdehnung $A_{50}$ [%]	Brinellhärte HBS [---]
0/H111	68900	25900	80	170	100	20	18	45
Physikalische Eigenschaften								
Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	Elektr. Leitfähigkeit [%IACS]	Spezif. elektr. Widerstand [nΩm]	Wärmeleit- fähigkeit [W/m*K]	Spezif. Wärme $c_p$ [J/kg*K]	Solidus- temperatur [°C]	Liquidus- temperatur [°C]	Wärmeausdehnungs- koeffizient 10 <sup>-6</sup> [1/K]	Poisson- zahl $\nu$
2,72	42	41	162	893	629	654	23,2	0,33
*Alle Angaben sind Mittelwerte und beziehen sich auf verschiedene Halbzeugarten in üblichen Dickenabmessungen.								

Das „Earing-Phänomen“ ist ein bei der Legierung AlMn1Mg1 auftretendes Problem, welches sich nachteilig auf die Wirtschaftlichkeit auswirkt. Mit „Earing“ wird eine Welligkeit an der Oberkante bezeichnet, die während des Tiefziehens entsteht. Dieses am oberen Rand entstehende oszillierende Muster lässt sich auf die Anisotropie, die Richtungsabhängigkeit werkstoffspezifischer Eigenschaften des gewalzten Blechs, zurückführen. Die daraus resultierende Konsequenz ist, dass der Bereich der ungleichmäßig plastischen Verformung nach dem Tiefziehen vom Dosenkörper entfernt werden muss. Ein wirtschaftlicher Vorteil kann durch eine modifizierte AlMn1Mg1 wie beispielsweise die Legierung EN AW – AlMn1Mg1Cu (nach Aluminum Association [AA] 3104) ausgenutzt werden. Eine Anpassung der kristallographischen Textur des vollständig rekristallisierten Materials wird durch die verbesserte Legierung erreicht. [61] [62]



**Abbildung 14:** "Earing-Phänomen" der Legierung AlMn1Mg1 [61]

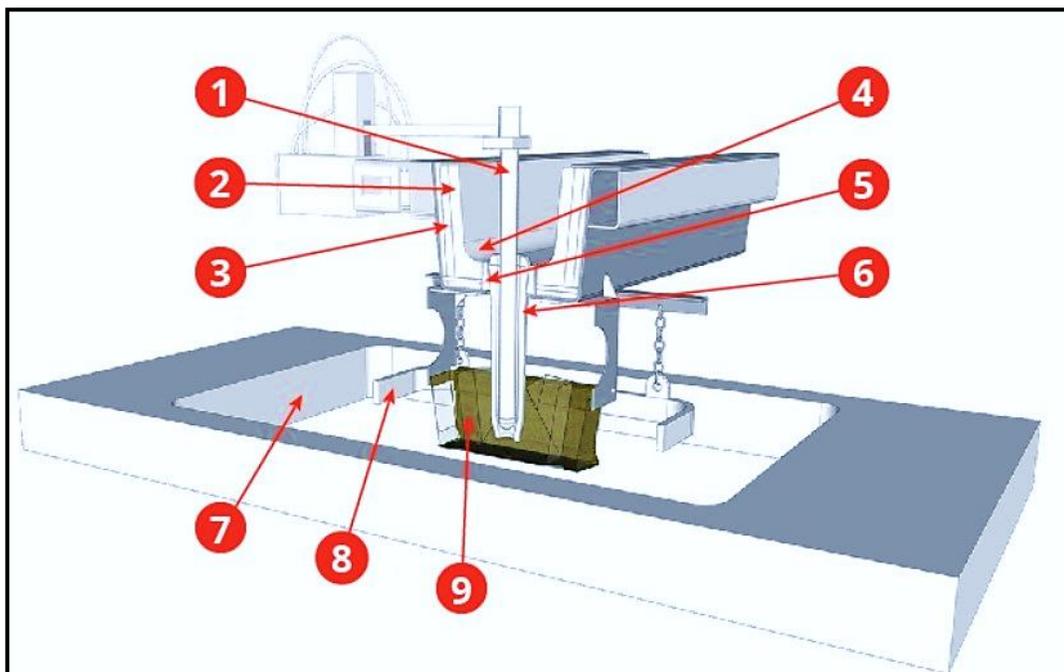
### **3.2 Direct Chill (DC) - Gießverfahren**

Der Weg von der flüssigen Schmelze zum angestrebten Knetmaterial erfolgt über eine Filtrierung und Entgasung zur Walzbarrengießanlage. Zur Herstellung von großen quadratischen Gussbarren wird überwiegend das Gießverfahren „Direct-Chill-Casting“ eingesetzt. [27] [63]

Der Gießstart ist bis zum Erreichen der „Steady-State“-Phase (stabiler Zustand) einer der kritischsten Vorgänge im gesamten Gießverfahren. Nasse Starterblöcke, Bleed-Outs (Flüssigmetallaustritt aufgrund von Rissen in der Außenhaut) oder ähnliche Abweichungen können Auslöser für eine Metallexplosion sein und stellen somit ein erhebliches Sicherheitsrisiko für das Anlagenpersonal dar. Dieses Risiko kann durch eine vollautomatische Überwachung des gesamten Gießprozesses auf ein Minimum reduziert werden. Bei der „Hands-Free“ – Technologie können die Gießereimitarbeiter aus sicherer Entfernung den Gießvorgang starten und wichtige Parameter wie beispielsweise Temperaturen, Metallverteilung oder Füllstand aus der Gießkabine kontrollieren. [64]

### 3.2.1 Metallzuführung und Niveauregulierung

Die nachfolgend aufgeführte Prozesstechnologie ist maßgebend verantwortlich für effektive und gleichmäßige Verteilung der flüssigen Schmelze in der Kokille. Die präzise Kontrolle des Metallfüllstandes erfolgt über ein vollautomatisches Metallzuführungssystem.



**Abbildung 15:** Metallzuführung und -regulierung einer Hands-Free DC-Gießanlage [65]

1. Control Pin – ein vertikal positionierter Stift zur Steuerung und Kontrolle des Metallflusses
2. Trough System – eine über den Gießformen angeordnete Metall-Verteilerrinne
3. Thermal Insulation – Isoliermaterial zur Reduktion der Wärmeabgabe
4. Coatings – Schutzbeschichtung zur verlängerten Lebensdauer der Feuerfestmaterialien
5. Spout Seat – sichere und feste Platzierung des Spouts
6. Spout – keramisches Rohr zum Metalltransport von der Verteilerrinne zum Barrenkopf
7. Lubrication – Schmierstoff zur Minimierung der Oberflächenreibung
8. Skim Dams – keramischer rechteckiger Rahmen zum Abschöpfen des Oxids
9. Distribution control devices (z. B. Combo Bags) – Metallverteilsack

Über die Verteilerrinne (2) wird das geschmolzene Metall zu den vertikal positionierten Spouts (6) transportiert und fließt in Richtung der Kokille. Der Control Pin (1) reguliert das Volumen der Aluminiumschmelze und steuert den Metallpegel. Unterhalb von Spout und Control Pins ist ein Metallverteilungssystem (9) angeordnet. Diese Konstruktion sorgt innerhalb der Kokille für eine

gleichmäßige Verteilung. Die glasfaserverstärkten rechteckigen Combo Bags sind so konzipiert, dass die Schmelze nach außen zu den Formwänden geleitet und die Metalltemperatur über den gesamten Querschnitt verteilt wird. Das Temperaturprofil des geschmolzenen Metalls ist von entscheidender Bedeutung, da dieses die metallographische Struktur der erstarrten Aluminiumlegierung stark beeinflusst. Der Skim Dam (8) ist ein aus feuerfestem Material bestehender rechteckiger Rahmen, welches das Combo Bag umschließt. Das Werkzeug verhindert, dass Krätze oder Oxide, die bei dem Metalltransfer zwischen Spout und Combo Bag entstehen können, effektiv durch einen „Rasierklingen-Effekt“ abgesondert werden. Neben der Verbesserung der Metallqualität wird die Gefahr vor Rissen im erstarrten Aluminiumbarren minimiert. [66]

### 3.2.2 Prozessmodell: DC-Casting

Der Gießvorgang von flüssiger Metallschmelze bis zum Walzbarren erfolgt durch eine computer-gesteuerte Stranggussanlage, die den gesamten Gießablauf vollautomatisch durchführt und überwacht. [59]

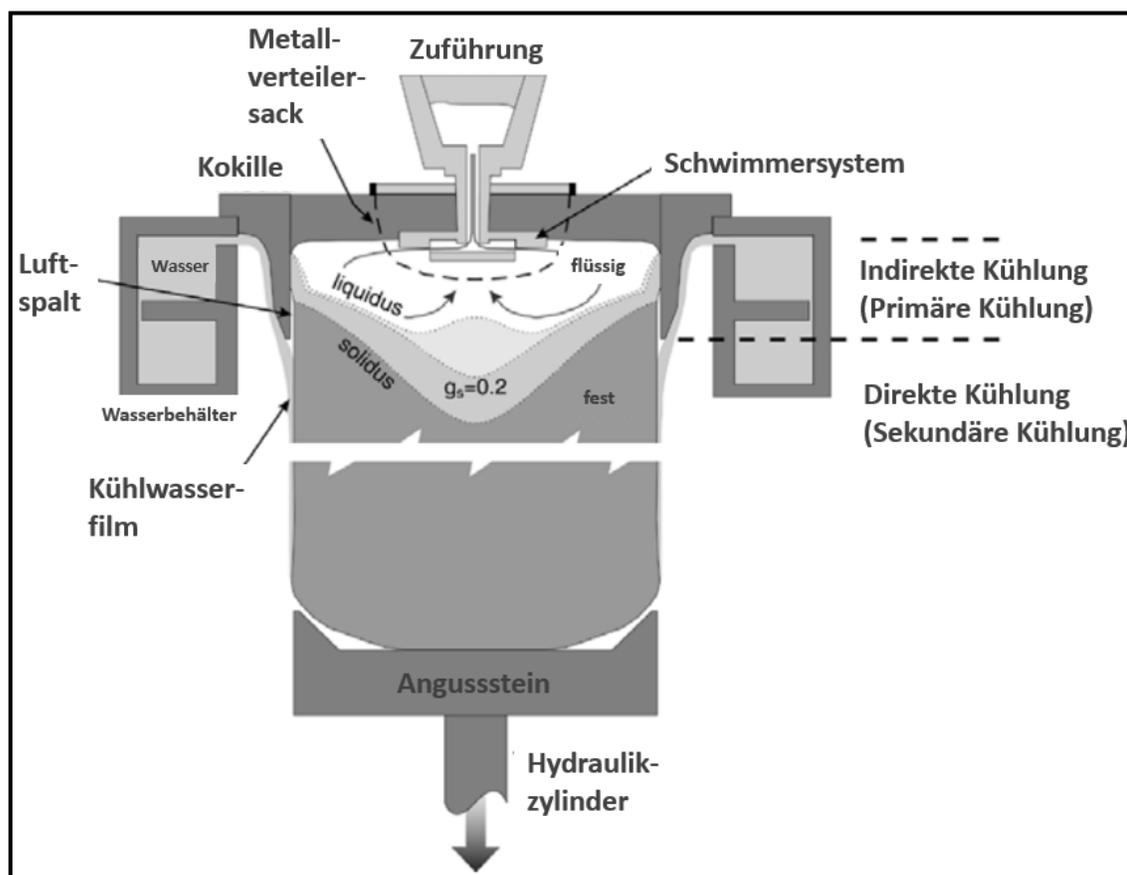


Abbildung 16: DC-Casting – Prozess [67]

Die Barrengießstation besteht aus einer wassergekühlten stationären Kokille mit absenkbarem Boden. Die Schmelze wird über das Metallzuführungssystem in der Kokille vergossen und erstarrt über eine indirekte als auch direkte Kühlung an ihren Wandungen und am Boden. Die indirekte, auch Primärkühlung genannt, erfolgt durch den Kontakt der Schmelze und der Kokillenform. Die direkte bzw. sekundäre Kühlung wiederum wird durch einen Wasserstrahl erzeugt. Während des Abkühlprozesses bildet sich eine Art Napf mit noch flüssigem Aluminium. Durch ein kontinuierliches Nachfließen des Metalls in die Kokille bei gleichzeitigem Absenken des Gießtisches, welcher direkt über der Gießgrube positioniert ist, wird ein konstanter Füllstand gewährleistet. Nach diesem Prinzip entsteht ein feinkörniger, dichter und porenfreier Aluminiumbarren, der von unten nach oben sowie von außen nach innen erkaltet. Lediglich die ungleichmäßige Oberfläche, welche durch die Wasserkühlung hervorgerufen wird, erfährt eine Nacharbeitung durch einen anschließend folgendem Fräsprozess. [59] [68] [69]

### **3.3 Klassifizierung möglicher Gussfehler**

Das Gleichstromgießen ist eine langjährig bekannte und erforschte Technologie. Dennoch weisen verschiedene Gussdefekte ein erforderliches Forschungspotenzial auf. Die Defekte steigern die Ausschussrate und haben folglich einen negativen Einfluss auf die Produktivität. [70]

Die Qualität eines Gussbarrens steht in direkter Verbindung mit der Mikrostruktur. Kennwerte der Mikrostruktur sind der Dendritenarmabstand, Korngröße sowie Menge und Morphologie der intermetallischen Partikel. Des Weiteren ist die Qualität beeinflussbar durch die Abkühlungs- und Erstarrungsgeschwindigkeit, der Legierungszusammensetzung und dem Kornfeinungsmittel. [71] [72]

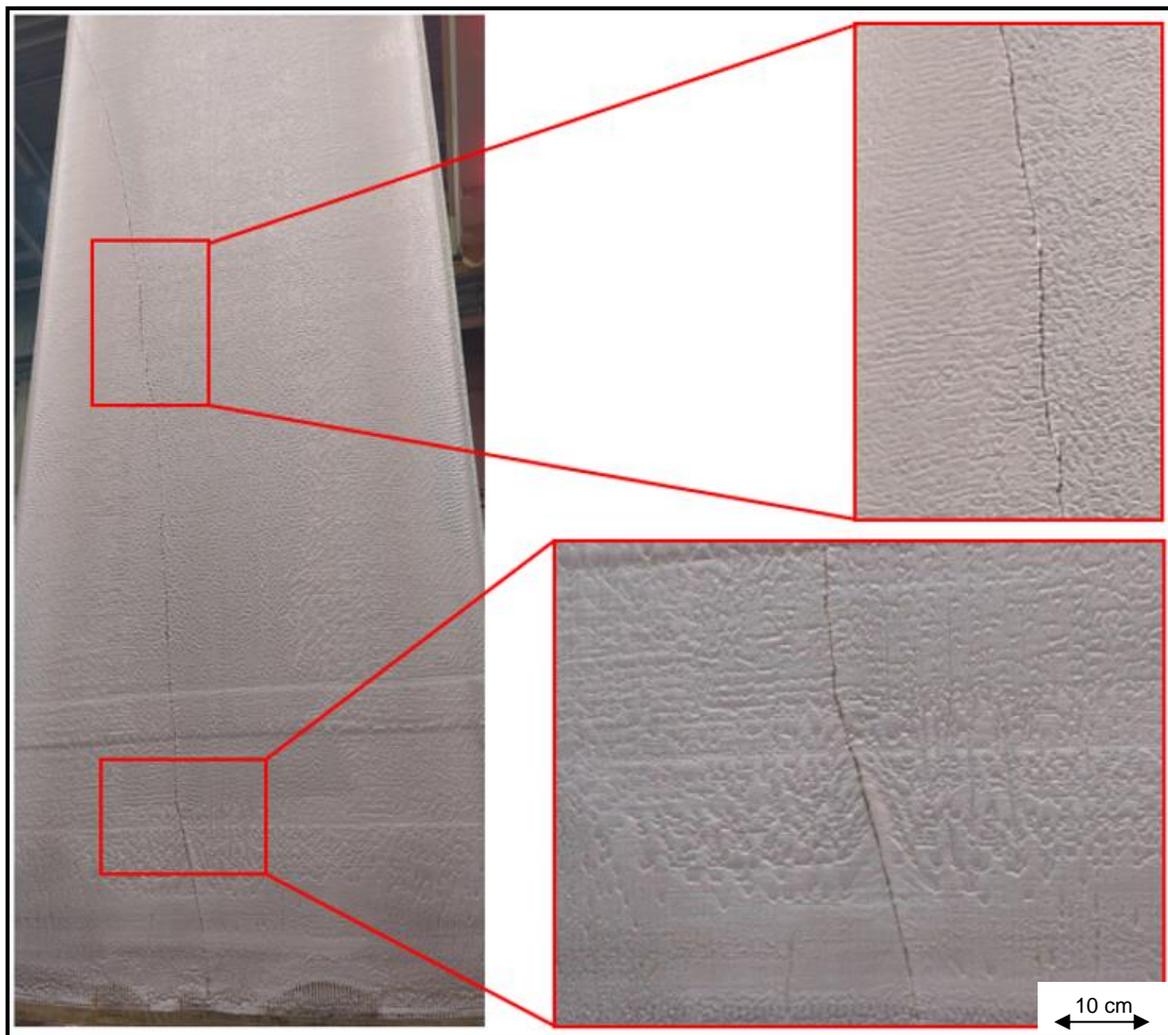
Die Fehlercharakteristik im Stranggießprozess lässt sich wie folgt gliedern [66]:

1. Rissbildung im Barren
2. Metallurgische Mängel des Barrens
3. Unregelmäßigkeiten der Oberflächenbeschaffenheit eines Barrens

### 3.3.1 Rissbildung im Barren

Eine bekannte und zugleich häufig auftretende Unregelmäßigkeit, die beim Metallgießprozess auftreten kann, ist der gerissene Barren. Risse entstehen durch thermische Spannungen, die während der Erstarrung und Schrumpfung auftreten. Wenn die thermische Spannung die Schalenfestigkeit übersteigt, folgt eine Rissausbildung. Diese Gießfehler werden in Heiß- und Kaltrisse gegliedert. Heiße Risse entstehen aufgrund der Temperaturturbulenzen während der Metallerstarrung. Kaltrisse sind ein verzögertes Phänomen und können sogar noch nach der Entnahme des Barrens aus der Gießgrube auftreten. Die Rissempfindlichkeit kann unter Zuhilfenahme der Parameter Schmelzentemperatur und Legierungszusammensetzung positiv beeinflusst werden. [66]

Ein Beispiel für einen Heißriss ist auf der nachstehenden Abbildung 17 zu sehen.



**Abbildung 17:** Heißriss auf Walzbarrenoberfläche

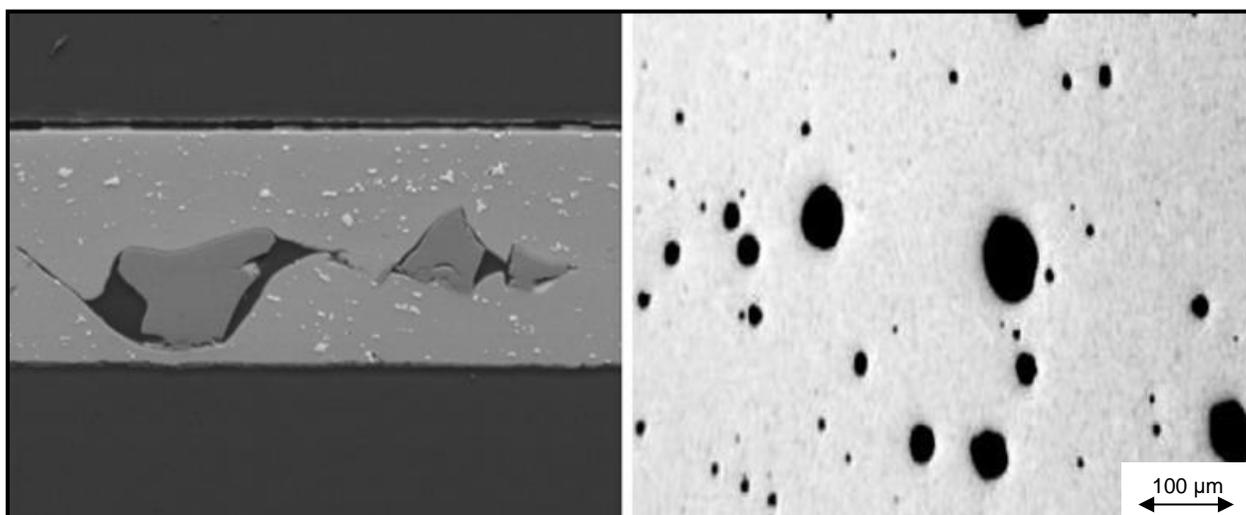
### 3.3.2 Metallurgische Mängel des Barrens

Zu den unerwünschten Gefügedefekten eines Barrens zählen Lunker, Einschlüsse sowie Porositäten. Diese Art von Fehlern verursachen partielle Volumenfehler im Gussstück und wirken sich zugleich negativ auf die mechanischen Eigenschaften aus. [73]

Einschlüsse werden als ungelöste Fremdmaterialien und Ablagerungen, die im Produkt vorhanden sind, definiert. Diese Erscheinung gehört zu den schädlichsten Fehlern in Gussstücken, da sie Spannungserhöhungen verursachen und die Korrosionsbeständigkeit verringern. Die Einschlüsse in Form von Oxiden werden unter Zuhilfenahme eines keramischen Filters, der sich entlang des Flüssigmetallstroms befindet, aus der Aluminiumschmelze entfernt. [74]

Ein zu hoher Wasserstoffgehalt kann die Porositätsausbildung innerhalb des gegossenen Barrens bestärken. Als physikalische Größe wird die Porosität als Verhältnis von Hohlraumvolumen zu Gesamtvolumen eines Stoffes definiert. In Abhängigkeit der Porenmorphologie und der Porenverteilung können die mechanischen Eigenschaften beeinflusst werden. Bereits geringe Flächenporositätsanteile führen beispielsweise zu einer starken Verringerung der Duktilität. Durch das gezielte Einbringen eines Chlorgases in die flüssige Aluminiumschmelze können die Wasserstoffanteile entfernt werden. [75]

Die Gießfehler, Einschlüsse und Porosität, werden exemplarisch anhand der nachstehenden Abbildung 18 dargestellt.



**Abbildung 18:** Darstellung von (links) Einschlüssen und (rechts) Porosität [76]

### 3.3.3 Unregelmäßigkeiten der Oberflächenbeschaffenheit eines Barrens

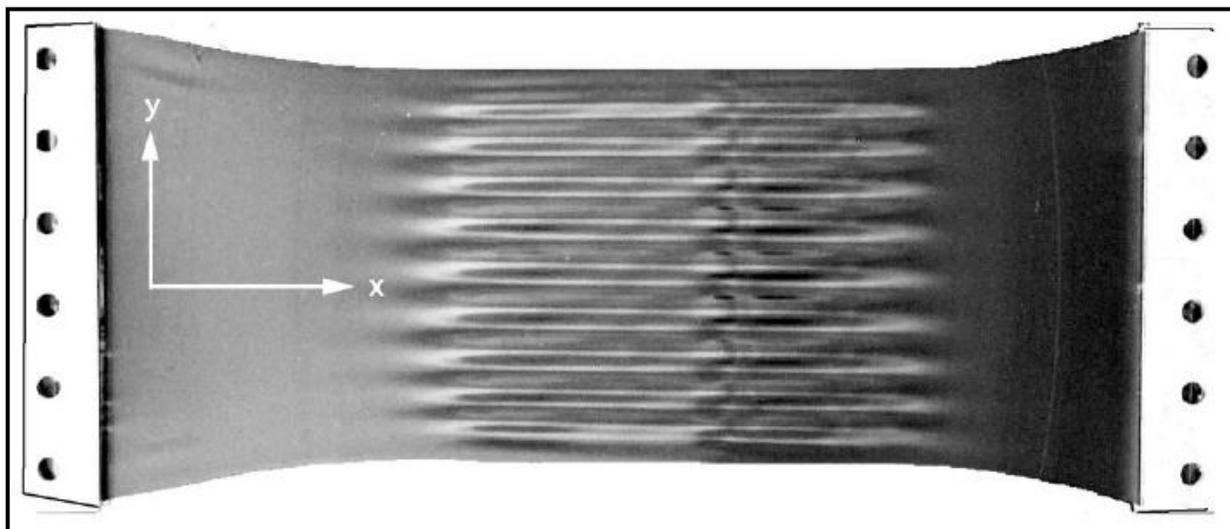
Neben Rissen, Porositäten oder Einschlüssen gehören Unregelmäßigkeiten der Oberflächenbeschaffenheit ebenfalls zu den Gießfehlern, welche beim Stranggießen auftreten können. Diese Oberflächendefekte können oft zu Rissen führen oder erfordern, dass Teile des Barrens durch Sägen oder verstärktes Fräsen entfernt werden. Speziell die magnesiumhaltigen Aluminiumlegierungen weisen oxidative Gießfehler wie beispielsweise Oberflächenfalten auf und stellen eine große Herausforderung während des Gießprozesses dar. [66] [77]

Der Entstehungsmechanismus einer Oberflächenfalte im aufgezeigtem Gießverfahren ist bislang nur bedingt erforscht und nicht ausreichend verstanden. Daher ist es unerlässlich, die allgemeine Theorie der Faltenbildung zu analysieren und eine Korrelation zum Faltenphänomen in der halbkontinuierlichen Aluminiumgießtechnologie zu bilden.

Grundlegend gibt es zwei Arten von Falten. Bei der Strukturfalte handelt es sich um eine elastische Falte, die einer definierten Druckspannung aufgrund einer Strukturinstabilität nicht standhalten kann. Die Materialfalte wiederum ist eine plastische Falte, die durch eine permanente und irreversible Verschiebung gekennzeichnet ist. [78]

Es gibt eine Vielzahl von Anwendungsbereichen, bei denen die Ausbildung und das Vorhandensein von Oberflächenfalten nachgewiesen werden konnten. In der Luft- und Raumfahrtindustrie ist dieses Phänomen beispielsweise ein schwerwiegendes Problem. Die Messtechnik bei Weltraummissionen erfordert eine hochpräzise Oberflächenbeschaffenheit. Der Oberflächendefekt kann das Reflexionsvermögen beeinträchtigen, welche folglich zu einer Lichtstreuung führt. Aber auch andere negative Einflussfaktoren wie die Verringerung der strukturellen Stabilität und die damit einhergehende Lebenszeitreduzierung gaben Anlass, dieses Phänomen zu untersuchen. 1961 erforschten Stein und Hedgepeth einen unter Druck stehenden Zylinder, der einer definierten Axialkraft und einem Biegemoment ausgesetzt war. Das Ergebnis war eine Faltenbildung aufgrund der in der oberen Zylinderhälfte induzierten Längsdruckspannung. Auch im Bereich der Medizin wurde das Phänomen der Faltenphysik durch Massabò und Gambarotta 2007 untersucht. Fokussiert wurde die Simulation eines Verfahrens der rekonstruktiven Chirurgie im Zusammenhang mit der Faltenbildung der Haut. [78] [79] [80] [81]

Eine weitere Erforschung zur Thematik erfolgte 2003 durch Cerda und Mahadevan. Die nachstehende Abbildung 19 zeigt diesbezüglich ein Spannungsfeld in Form einer rechteckigen Polyethylenfolie. Diese wird an beiden gegenüberliegenden Enden fixiert, in Längsrichtung gedehnt und Druckspannung in Querrichtung eingeleitet. [78]



**Abbildung 19:** Oberflächenfalten einer Polyethylenfolie [82]

Mit dem Ziel, das Gesetz der Faltenbildung einer dünnen elastischen Folie, die unter dem Einfluss einer äußeren Kraft bzw. durch geometrischen Zwängen verformt wird, zu analysieren, kann das Forschungsergebnis wie folgt zusammengefasst werden [82]:

Wenn eine dünne isotrope elastische Folie der Dicke  $h$  ( $h \approx 0,01$  cm), Breite  $W$  ( $W \approx 10$  cm) und Länge  $L$  ( $L \approx 25$  cm), wobei  $[h \ll W \ll L]$  gilt, aus einem Material mit einem Elastizitätsmodul  $E$  und einer Poissonzahl  $\nu$  einer Längsdehnung  $\gamma$  ausgesetzt wird, so ist eine Faltenausbildung für  $\gamma < \gamma_c$  ( $\gamma_c$  – kritische Streckdehnung) nicht erkennbar. Eine weiterführende Dehnung resultiert zur faltigen Oberfläche. Dieses nicht-intuitive Verhalten lässt sich begründen, da sich die eingespannten Grenzen in deren Nähe kontrahieren, wodurch ein lokaler biaxialer (über zwei Kraftachsen belastet) Spannungszustand entsteht. [82]

Die Häufigkeit der Falten in der elastischen Folie, die parallel zur Zugachse zwischen beiden Grenzen entstehen, können anhand der Parameter berechnet werden.

Mathematisch ist dies definiert durch [8]:

$$\lambda = 2\sqrt{\pi}\left(\frac{B}{T}\right)^{1/4} L^{1/2} \quad (\text{Gleichung 1})$$

wobei:

$\lambda$  – Wellenlänge oder Abstandsintervall der Falten

$T$  – Spannungsfeld auf der elastischen Membran

$L$  – charakteristische Länge der Falte

$B$  – Biegesteifigkeit der elastischen Membran =  $\frac{Eh^3}{12(1-\nu^2)}$

$E$  – Elastizitätsmodul

$h$  – Membran- oder Folienstärke

$\nu$  – Poissonzahl

Diese Versuchsreihe und die daraus ableitbaren Erkenntnisse zur Theorie der Faltenbildung gelten als Grundlage für weiterführende Forschungstätigkeiten in der Aluminiumindustrie. Die Faltenmuster ähneln sich rein visuell dem Defekt auf den Barrenoberflächen (Abbildung 20) einer Aluminiumlegierung mit erhöhtem Magnesiumanteil. [8]



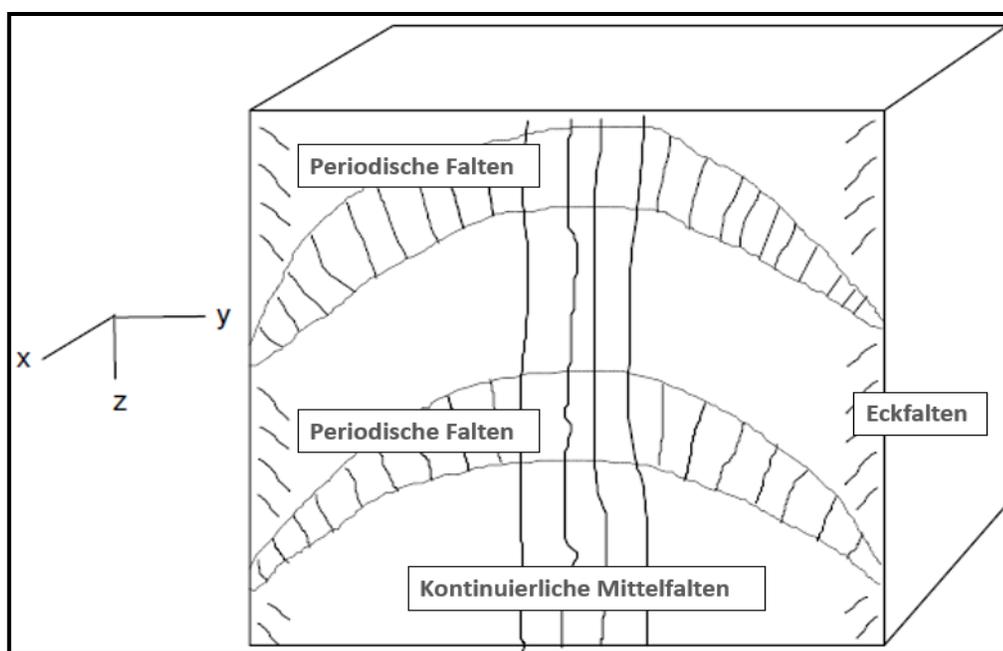
**Abbildung 20:** Oberflächenfalte einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,3</sub>-Legierung

Diese Wirkzusammenhänge zwischen den von Cerda und Mahadevan erbrachten Erkenntnissen der Faltenbildungsgesetze in Verbindung mit den präsenten Defekten in Form von Oberflächenfalten in einem AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub>-Walzbarren erbrachte Davids 2007 in einer weiteren Forschungsarbeit.

Davids beschreibt die Faltenbildung als ein Phänomen, welches in Kleidungsstücken, auf der Haut oder in getrockneten Früchten allgegenwärtig ist. Physiker und Mathematiker konnten durch intensive Analysen die Komplexität dieser Erscheinung darlegen. Unter Einbeziehung der Metallurgie und eines bestimmten Werkstoffes kann das Problem der Faltenbildung konkretisiert werden. Falten können aus diversen Gründen und einer Reihe von Umständen auftreten. Daher stellt Davids im ersten Schritt zwei allgemeine Thesen zum Entstehungsmechanismus auf. [83]

1. Falten treten bei Materialien auf, die belastet werden (z.B. Eigenspannung).
2. Falten können durch eine Veränderung der Elastizität entstehen.

Weiterhin konnte Davids auf Grundlage statistischer Erhebungen auf der Oberfläche eines erstarrten Aluminiumbarrens Falten mit einer Tiefe zwischen 1 bis 10 Millimeter und einen Faltenabstand von 20 bis 100 Millimeter ermitteln. Aufgrund der vorliegenden Erscheinungsbilder (Abbildung 21) erfolgt die Einteilung in periodische Falten, kontinuierliche Mittelfalten und Eckfalten. Die Kategorisierung ist abhängig von den Gießbedingungen und der Bewegung der Oxidhaut auf der flüssigen Barrenoberfläche. [83]



**Abbildung 21:** Idealisierte Oberflächenfehlergeometrie der Faltenformen [83]

Periodische Falten sind eine häufige Erscheinung an magnesiumhaltigen Aluminiumwalzbarren, die ohne Oxidwehr (*Kapitel 5.6*) und mit der konventionellen Kühltechnologie (*Kapitel 5.7*) gegossen werden.

Eine weitere, aus dem Stranggießverfahren weiterentwickelte Technologie, ist das elektromagnetische Gießen (EMC). Im EMC-Verfahren gibt es keine Sekundärkühlung, da das erzeugte elektromagnetische Feld verhindert, dass Metall die Formwand berührt. Die gesamte Wärmeübertragung erfolgt über die Primärkühlung. Die Oberflächenqualität eines EMC-Barrens ist deutlich verbessert, sodass dieser ohne einen Fräsprozess gewalzt werden kann. Trotz des verbesserten Verfahrens ist zumeist bei magnesiumhaltigen Aluminiumlegierungen das Erscheinungsbild der Eckfalten an einem Walzbarren zu verzeichnen. [66]

Die Oberflächendefekte in Form von periodischen Falten sowie Eckfalten einer magnesiumhaltigen Aluminiumlegierung werden nachstehend auf der Abbildung 22 dargestellt



**Abbildung 22:** Periodische Oberflächenfalten (links) und Eckfalten (rechts) [83]

Eine weitere Unregelmäßigkeit der Oberfläche sind die kontinuierlich vertikalen Mittelfalten. Diese lassen sich häufig unter Verwendung der konventionellen Kühltechnologie und dem Einsatz eines Oxidwehrs, insbesondere bei Gießgeschwindigkeiten von mehr als 70 mm/min, verzeichnen. Die Faltenerscheinung kann ebenfalls bei einer Barrenbreite ab 500 mm aufgrund der Wechselwirkung zwischen Oxidhaut und dem Materialverteilersack (*Kapitel 5.5*) auftreten. Die kontinuierlichen Mittelfalten werden auf der folgenden Abbildung 23 aufgezeigt. [83]



**Abbildung 23:** Kontinuierlich vertikale Mittelfalten

Die einschlägige Literatur zur Thematik der Oberflächenfalten auf einem magnesiumhaltigen Aluminiumwalzbarren ist zum aktuellen Zeitpunkt nur unzureichend. Daher bezieht sich die folgende Auflistung nicht ausschließlich auf wissenschaftliche Daten mit physikalischen, mathematischen oder metallurgischen Grundgesetzen, sondern betrachtet ebenso praxisorientierte Erfahrungswerte, die als Resultat aus „Trial-and-Error“ – Versuchen vorliegen.

Diese undokumentierten industriellen Praktiken lauten [83]:

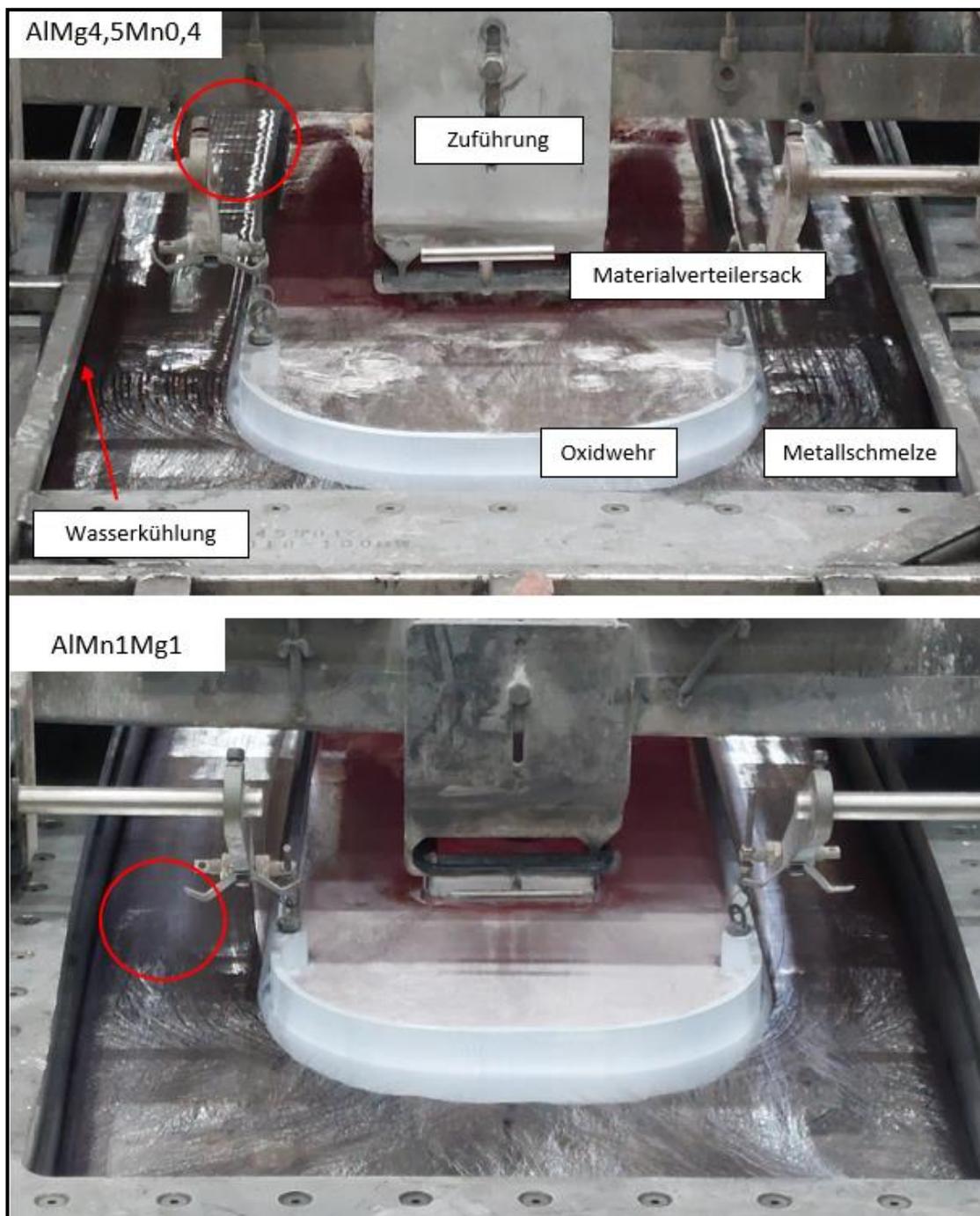
1. Reduzierung der Gießgeschwindigkeiten
2. Produktion von ausschließlich kleinen Barrenformaten
3. Gießen mit hohem Anteil an Flüssigmetall in der Kokille

Der aufgelistete Punkt eins ist eine bewährte Technik zur Reduzierung der Faltenbildung, die in der Industrie implementiert wurde. Jedoch wirkt sich diese Modifizierung negativ auf die Produktivität aus. Im Vergleich zu anderen Legierungsgruppen, die mit einer durchschnittlichen Gießgeschwindigkeit zwischen 60 und 75 Millimeter pro Minute produziert werden, erfolgt die Produktion der magnesiumhaltigen Legierung mit einer Gießgeschwindigkeit zwischen 35 und 55 Millimeter pro Minute. Der Druck auf Kosten und Effizienz steigt kontinuierlich, daher erhöht sich die Nachfrage nach Aluminiumbarren mit großen Formaten. Aus diesem Grund ist der Punkt zwei in der Praxis auch nur bedingt realisierbar. Die letzte aufgelistete Prozedur führt zu einer Reduzierung der Oberflächenfalten, jedoch wird die Oberflächenqualität durch Rissbildungen und Oberflächenentmischungen stark beeinträchtigt. [83]

Davis konzentriert sich in seiner Forschungsarbeit auf den Oxidationsprozess, der auf der flüssigen Aluminiumschmelze des Barrenkopfes entsteht. Er entwickelt die These, dass während des Gießvorganges die Oxidhaut aufreißt und dementsprechend eine neue Oxidation stattfindet. Ein Zusammentreffen der neuen, sehr dünnen Oxidhaut mit der alten, dicken Oxidschicht führt zu einem Spannungsfeld. In Kombination mit einer Reckspannung, die wiederum durch die Bewegung der Gießgeschwindigkeit hervorgerufen wird, entsteht folglich das Phänomen der Faltenbildung. Während seiner Forschung konnte er hohe Bruchfestigkeiten der Oxidhäute ermitteln. Davis stützt sich diesbezüglich, neben der Bruchmechanik, auf die von Schütze 1990 erbrachte Hypothese zur Pseudo-Plastizität einer Oxidschicht. Das pseudo-plastische Verhalten beschreibt die Rissausbildung bei gleichzeitiger Reoxidation. Dieser Prozess steuert das Gesamtverhalten, bis eine kritische Oxidschicht erreicht ist, bei der die Pseudoplastizität nicht standhaft ist und folglich einen Sprödbruch verursacht. Abschließend weist Davis auf weiterführende Forschungstätigkeiten hin, die seine Theorie bekräftigen bzw. durch Einbringen anderer Randbedingungen und Überlegungen widerlegen. [83] [84]

Bezugnehmend auf die von Davids aufgelisteten Gegebenheiten, welche die Ausbildung von kontinuierlich vertikalen Mittelfalten auf der Walzbarrenoberfläche einer magnesiumhaltigen Aluminiumlegierung bekräftigen, werden die Randbedingungen unter Berücksichtigung der zu untersuchenden Stranggießanlage betrachtet.

Der in Abbildung 24 aufgezeigte Versuchsaufbau wurde durch den kooperierenden Industriepartner zur Verfügung gestellt. Dabei wird deutlich sichtbar, dass die Metalloberfläche auf der noch flüssigen AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub>-Legierung eine Art Raffung aufweist (roter Kreis im oberen Bild). Es wird vermutet, dass dieses Phänomen über die gesamte Barrenkopfbreite bis hin zur Wasserkühlung übertragen wird und ursächlich für die zu untersuchende Faltenbildung ist. Weiterhin ist dabei zu erwähnen, dass diese Raffungserscheinung auf der Metallschmelze anderer Aluminiumlegierungen wie z.B. der AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> nicht nachweisbar ist (roter Kreis im unteren Bild).



**Abbildung 24:** Darstellung der Metallschmelze mit und ohne Erscheinung einer Raffung

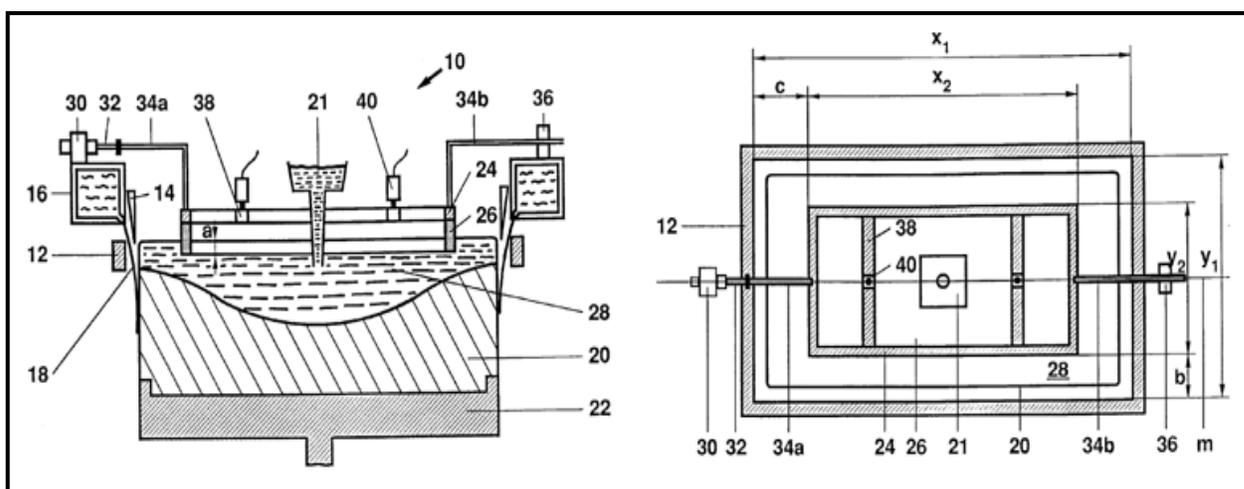
Die Erscheinung der Vertikalfalten auf einem Walzbarren ist allgegenwärtig und bildet bis heute eine Herausforderung für Aluminiumgießereien, welche eine Stranggießanlage betreiben. Bereits in der Vergangenheit wurde versucht, das Phänomen zu ergründen und gezielt zu eliminieren. Diese Lösungsansätze werden nachstehend in der Patentrecherche aufgezeigt.

### 3.4 Patentrecherche

Einen weiteren Überblick zum Stand der Technik bezüglich bestehender Prozessmodelle bildet die Recherche der Patentliteratur. Diese Informationen geben Auskunft über bereits integrierte technologische Problemlösungen. Das in dieser Arbeit aufgezeigte Patent von 1991 (EP0485331) mit dem Titel „*Verfahren und Vorrichtungen zum elektromagnetischen Gießen von Walzbarren mit faltenfreier Oberfläche aus einer Aluminiumlegierung*“. beschreibt ebenfalls das zugrundeliegende Problem der vertikalen Faltenbildung und Oxidablagerungen auf den noch flüssigen Barrenköpfen einer Aluminiumlegierung mit einem Magnesiumanteil von mindestens drei Gewichtsprozent. [85]

Durch das gezielte Einbringen einer definierten und permanenten Horizontalbewegung des Skim Dams (Oxidwehr) soll die sich auf der Schmelzoberfläche bildende Oxidhaut in kurzen Zeitintervallen aufreißen, bevor diese eine kritische Dicke erreicht, die folglich zu einer Faltenbildung und Oxidablagerungen führt. Dieser Prozess kann durch eine vertikal ausgerichtete Vibrationseinheit, die gezielt Schwingungen auf dem Skim Dam überträgt, unterstützt werden. Die Kombination der horizontalen Verschiebungen des Skim Dams mit vertikalen Vibrationsbewegungen zeigen ebenfalls den positiven Nebeneffekt eines gleichmäßigen Durchflusses der Metallschmelze durch den Metallverteilersack. [85]

Die Abbildung 25 zeigt schematisch den Querschnitt einer Stranggießanlage sowie die Draufsicht der Kokille mit Skim Damm, wobei folgende Benennungen der betrachteten Anlagenteile gelten: (10) Stranggießanlage, (12) Kokille, (24) Tragrahmen für Skim Dam und Vibrationseinheit, (26) Skim Dam, (30) pneumatischer Zylinder zur horizontalen Verschiebung des Skim Dams (40), Vibrationseinheit. [85]



**Abbildung 25:** Querschnitt (links) und Draufsicht (rechts) der Patentdarstellung [85]

In einem weiteren Patent von 2009 (DE60132915T2) mit dem Titel „*Verfahren zur Herstellung von Aluminiumlegierungen mit verbesserter Gussoberflächenqualität*“ wird die positive Einflussnahme des Legierungselementes Calcium beschrieben. [86]

Die Kenntnismnahmen entstammen aus experimentellen Untersuchungen an Aluminiumbarren der 7xxx-er Legierungsgruppe, die mittels einer Stranggießanlage hergestellt wurden. Diese Aluminiumlegierungsgruppe enthält circa drei Prozent Magnesium, circa drei Prozent Kupfer und fünf bis sieben Prozent Zink. Ähnlich der AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> ist die 7xxx-er Legierungsgruppe, wie beispielsweise die AlZn<sub>6</sub>CuMgZr (nach Aluminum Association [AA] 7050) besonders anfällig für Oberflächenfehler und Rissbildungen. [86]

Das Patent legt weiterhin zugrunde, dass historisch die Legierungselemente Calcium und Natrium als unerwünschte Bestandteile in der Aluminiumschmelze angesehen wurden. Die Zugabe von 0,01 bis 0,04 Gewichtsprozent Calcium kann die Eigenschaften der Legierung nachteilig beeinflussen und die Kantenrissbildung an einem Aluminiumbarren fördern. [86]

Das in diesem Patent beschriebene Verfahren erläutert die mengenmäßige Zugabe von Calcium im Bereich zwischen 8 bis 50 ppm (Parts per Million). In Kombination mit 0,25 Prozent Titancarbit (TiC) – Kornfeinungsmittel ist bereits die Beigabe von 8 bis 14 ppm Calcium effektiv. Die Zuführung dieser geringen Mengen verbessern die Oberflächeneigenschaften, verringern das Aufkommen von Oberflächenfehlern in Form von Vertikalfaltungen, Oxidflecken oder Rissen und reduzieren die Oberflächenoxidation auf der flüssigen Oberfläche eines Aluminiumbarrens. Nachteilig bei dem Einsatz des Kornfeiners Titanborid (TiB<sub>2</sub>) ist, dass ähnliche Resultate hinsichtlich der Verhütung von Oberflächenfehlern sowie der Minderung des Oxidationsaufkommens erst bei einer Menge von 50 ppm Calcium erwiesen werden konnte. [86]

In der Niederschrift wird darauf hingewiesen, dass die effektivsten Mengen an Calcium und Kornfeinungsmittel anhand einer 7xxx-er Aluminiumlegierung ermittelt wurden. Die Erkenntnisse aus dieser Forschungsreihe lassen sich dennoch auf andere Legierungsgruppen, die ein ähnliches Oberflächenfehlerbild aufweisen, übertragen. [86]

## 4 Ziel der Arbeit

Im Bereich der Walzbarrenherstellung mittels einer halbkontinuierlichen vertikalen Stranggießanlage sowie unter Verwendung einer magnesiumhaltigen Aluminiumlegierung ist der Oberflächenfehler der Vertikalfalten, welcher während des Gießvorganges gebildet wird, präsent und führt in einer nicht unerheblichen Anzahl zu Barrenrissen. Im Resultat liegen aufwändige Nachbesserungsarbeiten oder eine sofortige Verschrottung des Gussobjektes vor. Im Vergleich mit einer AlMn1Mg1 – Legierung lässt sich ein reduziertes Ausbringungsvolumen der Gutbarren um ca. fünf Prozent verzeichnen (Barrenformat 1950x600 Millimeter - Stand 2023). Ein in der Aluminiumindustrie bekannter, jedoch nicht ökonomischer Lösungsansatz zur Reduzierung des Oberflächendefektes der Vertikalfalten ist die Minimierung der Gießgeschwindigkeit. Während andere Legierungen mit einer Gießgeschwindigkeit von mehr als 70 Millimeter pro Minute gegossen werden, erfährt die Legierung AlMg4,5Mn0,4 eine Reduktion dieser um ca. 25 Prozent. Kalkuliert mit der größtmöglichen Gießlänge von 9.800 Millimeter ergibt dies ein Verlust von 40 Minuten pro Gießvorgang.

Eine weitere in der Praxis implementierte Maßnahme, um die Erscheinung der Vertikalfalten vom Walzbarren zu entfernen, ist das mechanische Abtragen. Mittels eines Fräsvorgangs wird die Oberflächenschale samt Fehlerbild entfernt. Um die kundenseitig geforderten Oberflächenqualitäten zu erreichen, beläuft sich die standardisierte Frästiefe in einem Bereich unter fünf Millimeter. Die Barrenoberflächen der Legierung AlMg4,5Mn0,4 werden hingegen mit einer vierfach erhöhten Abtragungstiefe bearbeitet. Infolgedessen wird mit diesem Vorgang die Masse des Gutmaterials minimiert.

In Bezug auf Energieeinsatz, Personalkosten und Ausbringungsmengen kann festgehalten werden, dass die bislang umgesetzten Lösungsansätze einen ineffizienten Wirkungsgrad für den Industriepartner aufweisen.

Das übergeordnete Ziel ist, Kausalzusammenhänge zwischen prozessbedingten Einflussfaktoren sowie metallurgischen Gegebenheiten zu klären, um sich der Ursache des zugrundeliegenden Oberflächenfehlerbildes zu nähern. Dies setzt eine theoretische Auflistung aller potenziellen Beeinflussungsmerkmale, die experimentelle Untersuchung der Werkstoff- und Falteneigenschaften durch ausgewählte Prüf- und Messmethoden einer AlMg4,5Mn0,4 – Legierung, das Aufzeigen signifikanter Unterschiede der Ziel- und Referenzlegierungen anhand eines modellierten Simulationsprozesses sowie der Interpretation von möglichen bestehenden Wechselwirkungen voraus. Auf Grundlage dessen kann die Herleitung eines praxisorientierten und zugleich industrietauglichen Gesamtlösungskonzeptes erarbeitet und in die bestehende Prozesstechnologie transferiert werden.

## 5 Metallurgische und technologische Einflussfaktoren

Dieses Kapitel liefert zunächst einen Überblick potenzieller metallurgische und technologische Einflussfaktoren aus der praktischen Umsetzung einer Aluminiumgießerei, welche mit theoretischen Erkenntnissen und dem bekannten Entwicklungsstand kombiniert werden. Oxidationsverhalten, Legierungselemente, Gießparameter oder einzelne Anlagenaggregate wie z.B. Oxidwehr (Skim Dam) und Materialverteilersack (Combo Bag) können eine vertikale Faltenbildung auf der Walzbarrenoberfläche der aufgezeigten Aluminium-Magnesium-Legierung bekräftigen und erfahren daher im Folgenden eine detaillierte Analyse

### 5.1 Oxidation von Aluminium

Die Formgebung von Aluminium erfolgt durch die Verwendung erhöhter Temperaturen, welche die Oxidationsneigung des Einsatzmaterials beeinflusst. Die allgemeine Oxidation wird durch eine thermochemische Reaktion der Werkstoffoberfläche mit dem Sauerstoff aus der umgebenden Atmosphäre beschrieben. Dabei erfolgt die Einordnung der Verzunderung (Bildung von Oxiden), deren Werkstoffoberflächen einer verhältnismäßigen hohen Temperatur ausgesetzt waren. Die Wachstumsgeschwindigkeit der Oxidhaut wird durch die Diffusionsgeschwindigkeit der Moleküle und der Metallionen eines Gases innerhalb der sich ausbildenden Grenzschicht (zwischen Werkstoffoberfläche und Umgebung) bestimmt. Diese sogenannten qualitativen und dimensionslosen Wachstumsgesetze (Abbildung 26) beschreiben, abhängig von der Temperatur, die entstehenden Wachstumsraten. [87] [88]

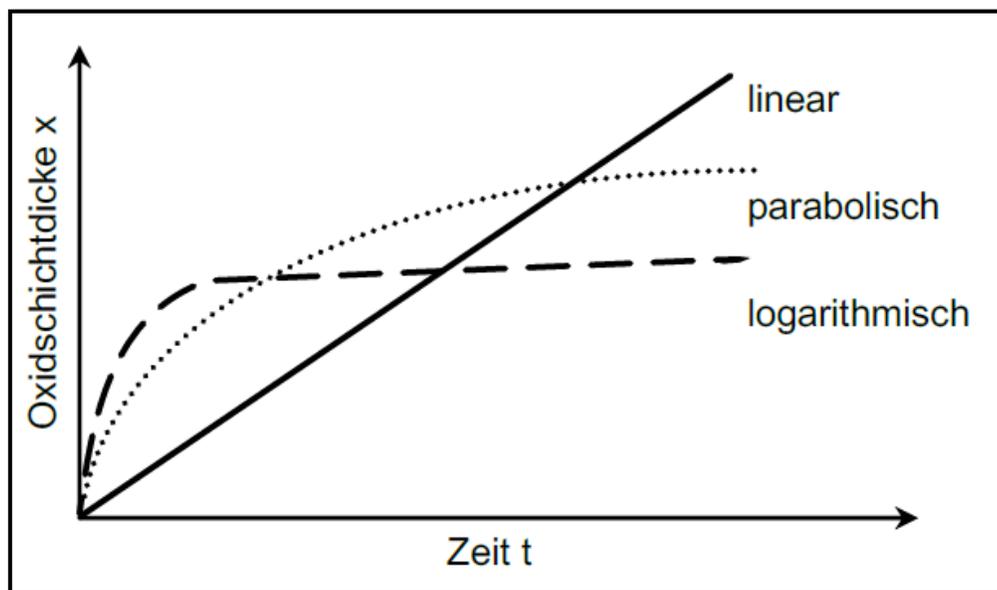
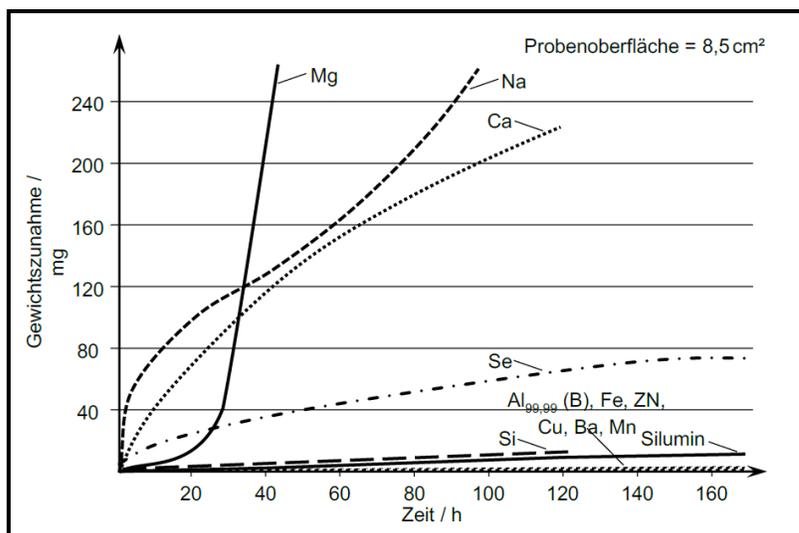


Abbildung 26: Wachstumsgesetze während der Oxidation [88]

Aufgrund thermischer Energie wird die Ionendiffusivität (Ausbreitung der Ionen) gesteigert und das Wachstum der Oxide trotz bereits gebildeter Oxidhaut angeregt. Folglich ist ein parabolisches Wachstumszeitgesetz des Oxidwachstums in einem Temperaturbereich zwischen 350°C - 475°C vorzufinden. Wird die Temperaturgrenze von 475°C überschritten, liegt eine Kombination aus parabolischem und linearem Wachstum vor. Diese Verknüpfung wird in der Literatur als paralinear bezeichnet. [89]

## 5.2 Oxidschicht einer Aluminium-Magnesium-Legierung

Die sich ausbildende Oxidhaut auf der Oberfläche einer Aluminiumlegierung steht in Abhängigkeit einzelner Legierungselemente (siehe Abbildung 27). In einer Aluminium-Magnesium-Legierung beeinflusst der Magnesiumanteil die Bildung dieser korrosionsfördernden und gleichzeitig schlechtleitenden Oxidhaut. [90]



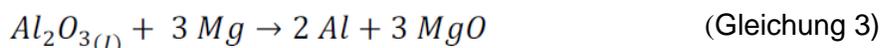
**Abbildung 27:** Einflussnahme der Legierungselemente auf die Oxidation bei 800°C [91]

Die Oxidation von Aluminiumlegierungen mit erhöhtem Anteil an Magnesium kann aufgrund ihrer Komplexität nicht anhand einfacher Wachstums-Zeit-Gesetze definiert werden. Das Legierungselement weist gegenüber dem Aluminium eine hohe Sauerstoffaffinität auf, welche wiederum zu einer Oxidation aus der schmelzflüssigen Legierung führt. [91]

Die Teilschichten des Oxidaufbaus werden beispielhaft anhand der Legierung AlMg<sub>3,5</sub> im Folgenden beschrieben. Durch eine erhöhte Temperatur reagiert die Aluminium-Magnesium-Legierung mit dem atmosphärischen Sauerstoff. Es erfolgt die Bildung einer (Index I) Oxidschicht aus amorphem (strukturlosen) Aluminiumoxid (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), die im weiteren Verlauf verdickt. [92]



Durch den Kontakt von Metall- und Sauerstoffionen, welcher aufgrund einer Diffusion über Zwischengitterplätze realisiert werden kann, erfolgt die Bildung weiterer Oxide. Metallionen und Elektronen können nur in der bereits vorhandenen Oxidhaut diffundieren, da die Sauerstoffionen ( $O^{2-}$ ) einen großen Ionenradius im Metallgitter aufweisen und folglich als unbeweglich eingestuft werden. Daher ist die Sauerstoffaktivität innerhalb der amorphen Oxidschicht im direktem Vergleich mit Reinaluminium geringfügig ausgeprägt. Eine Erhöhung der Temperatur begünstigt die Diffusionsvorgänge, was zu einer Anreicherung des Magnesiums in der amorphen Schicht führt. Somit verdrängt das Legierungselement teilweise die vorhandenen Aluminiumoxide und ersetzt diese Fehlstellen mit Magnesiumoxiden. [91] [92]



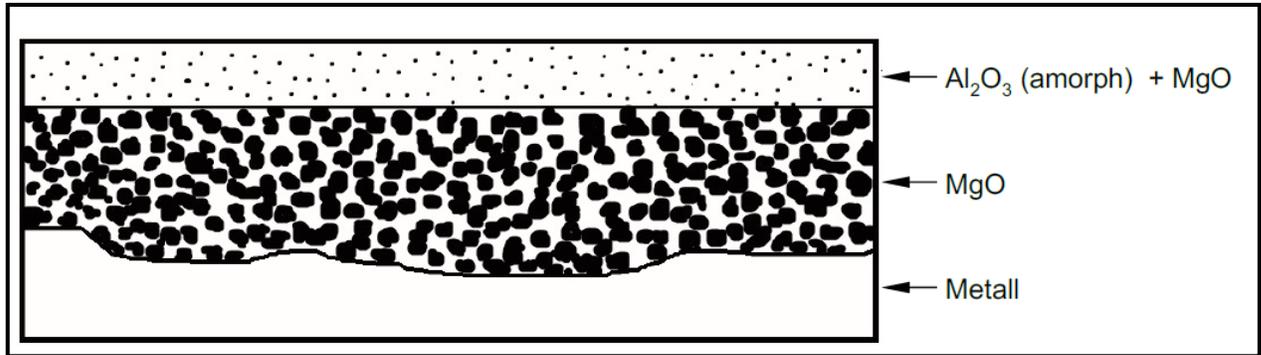
Mit der Bildung der Magnesiumoxide wird die amorphe Aluminiumoxidhaut durchbrochen, was zu einer Erhöhung der Sauerstoffaktivität führt. Resultierend daraus diffundieren auf der einen Seite die Sauerstoffionen in die Oxidschicht hinein und auf der anderen die Aluminiumatome in Ausrichtung der Sauerstoffatmosphäre (Randzone). Durch den erneuten Sauerstoffkontakt folgt eine wiederholte Oxidation des reduzierten Aluminiums (Index II) und liegt neben dem Magnesiumoxiden in feinverteilter Form vor. [91]



Aufgrund der Diffusionsvorgänge wandern die Aluminiumoxide in die Randschicht. In diesem Randbereich liegt somit ein metastabiles Gemisch aus Magnesiumoxiden und feinverteilten amorphen aluminiumhaltigen Oxiden ( $Al_2O_3$ ) vor. [91]

Prinzipiell lassen sich in den Oxidschichten der Aluminiumlegierungen im Vergleich zum Grundwerkstoff höhere Anteile an Legierungsmittel nachweisen. Im Fall einer Aluminium-Magnesium-Legierung können innerhalb der Oxidschicht Bestandteile von 70 Prozent Magnesium detektiert werden. Diese Anteile sind dabei unabhängig von der Konzentration an Legierungsmitteln im Grundwerkstoff. Die hohen Anteile an Magnesium lassen sich erklären durch das Magnesiumoxid, welches die thermodynamische stabile Phase darstellt, während das Aluminiumoxid die Position der metastabilen Phase einnimmt, die wiederholt reduziert werden kann. Im Ergebnis liegen

verstärkt Magnesiumoxide vor. Unterhalb der Phasengrenze der Metalloxidschicht (Abbildung 28) erfolgt die Ausbildung größerer Magnesiumoxidkristalle, die kein geschlossenes System ausbilden können. [90] [92]



**Abbildung 28:** Oxidschichtaufbau einer Aluminium-Magnesium-Legierung [92]

Die durchlässige Grundschicht ( $\text{MgO}$ ), gefolgt von einer sich gestört aufbauenden Deckschicht (amorphes  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{MgO}$ ), begründet die hohe Oxidationswachstumsrate einer Aluminium-Magnesiumlegierung. [91]

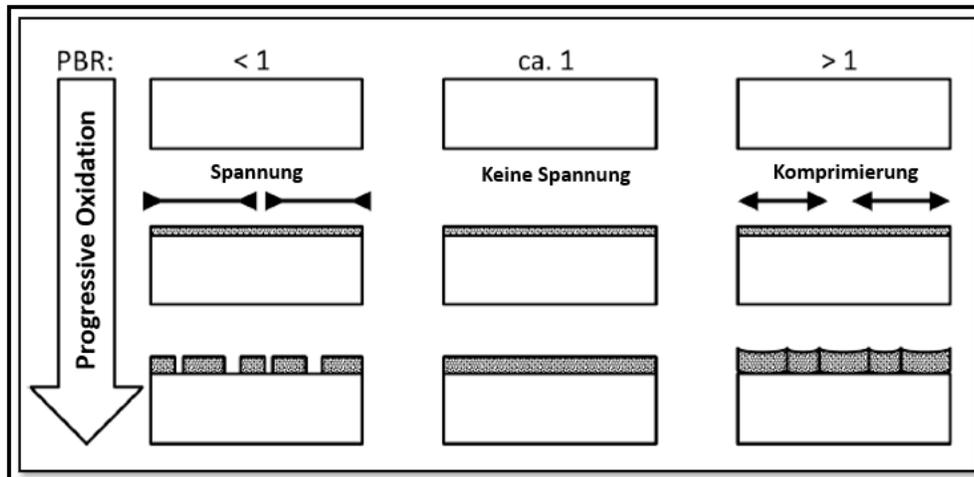
Es erfolgt eine Diffusion der Metallionen über den Zwischengittern und Korngrenzen. Trotz dessen geringe Magnesiumzusätze die Oxidschichtausbildung positiv beeinflussen, benötigt die Diffusion bis zur Ausprägung eine definierte Zeit. [91] [93]

Mit Zugspannungen in der Oxidschicht, die aufgrund verschiedener molaren Volumen zwischen Oxidschicht und Metall auftreten, lässt sich die Porosität innerhalb einer Magnesiumoxidschicht erklären. Als Referenzwert wird das Pilling-Bedworth-Verhältnis  $V_R$  verwendet. Dieses Verhältnis dient als Bewertungskriterium zur Ausbildung einer schützenden oder nichtschützenden Oxidschicht. [94]

Das Pilling-Bedworth-Verhältnis (PBV) ist wie folgt definiert [95]:

$$\text{PBV} = \frac{M_{\text{Ox}} \cdot \rho_{\text{Me}}}{M_{\text{Me}} \cdot \rho_{\text{Ox}}} \quad (\text{Gleichung 5})$$

$\rho_{\text{Me}}$ :	Dichte des Metalls
$\rho_{\text{Ox}}$ :	Dichte des Oxids
$M_{\text{Me}}$ :	Atomgewicht des Metalls
$M_{\text{Ox}}$ :	Molmasse des Oxids



**Abbildung 29:** Entwicklung der Oxidschicht für PBR <1, ≈1, >1 [96]

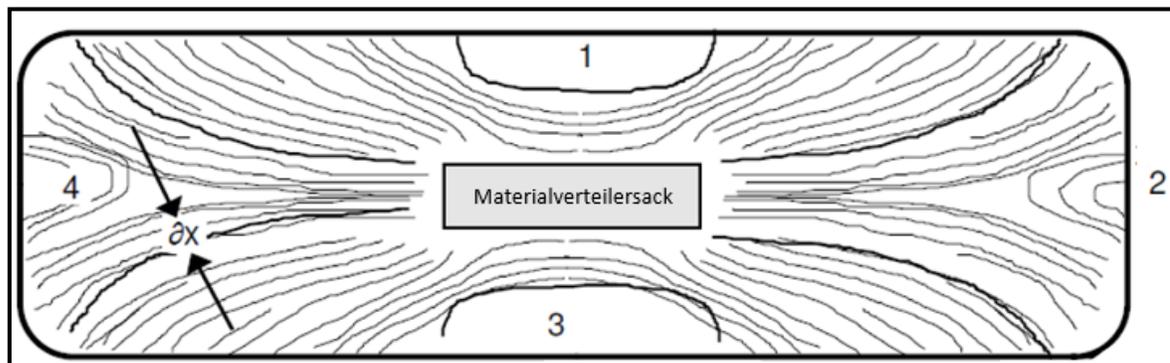
Nach Pilling und Bedworth gelten Oxidschichten von Werkstoffen und Legierungselementen mit einem Verhältnis zwischen eins und drei als dauerhaft und passivierend. Druckspannungen bilden sich im Oxid aus, die eine dichte und kompakte Oxidschicht aufweisen. Das Metall unterhalb der Oxidschicht ist keiner weiteren Oxidation ausgesetzt. Die Eigenschaften einer spröden nichtschützenden Oxidschicht sind charakterisierend für Elemente mit einem PBV kleiner eins. [96]

Es folgt ein Aufreißen der Oxidschicht, da das Volumen der Oxideinheit kleiner ist als das Volumen des Metalls. Es bilden sich somit Zugspannungen in der entstehenden Oxidschicht. Elemente mit einem PBV größer drei bilden eine Oxidschicht, jedoch werden die Druckspannungen im Oxid so groß, dass diese ein Ausplatzen erleidet und folglich ihre Schutzwirkung verliert. [97] [98]

In der Fachliteratur wird aufgezeigt, dass Magnesiumoxide ein PBV von 0,81 aufweisen. Sie bilden dementsprechend eine poröse Oxidhaut ( $V_R < 1$ ), wodurch Sauerstoffionen mit dem Metall in Kontakt treten können. Im direkten Vergleich ist das Verhältnis von Reinaluminium 1,28. Das Nichteisenmetall liegt somit in einem Bereich zwischen  $1 \leq V_R \leq 3$  und bildet infolgedessen eine Oxidhaut mit passivierendem Charakter und schützt dabei das Metall vor weiteren Oxidationen. [97]

Das zuvor beschriebene Reaktionsverhalten des Magnesiums in der Aluminiumlegierung ist von besonderer Bedeutung an Kontaktstellen mit Sauerstoff, weshalb nachfolgend der Hauptkontaktbereich von flüssigem Aluminium während des Stranggießprozesses näher erläutert wird.

Das Oxidschichtwachstum einer magnesiumhaltigen Aluminiumlegierung wird über die Dauer, in der das im Barrenkopf befindliche Flüssigmetall der Atmosphäre ausgesetzt ist, bestimmt. Die Oxidbewegung wiederum wird durch die Geometrie und physikalische Größe des Barrenkopfes beeinflusst. Unter Zuhilfenahme der Abbildung 30 wird der Oxidverlauf im Barrenkopf dargestellt. Die Ecken der Form sorgen dafür, dass die Oxidstreifen in vier separate Bereiche unterteilt sind, die durch Formwand, Formecken und Materialverteilersack begrenzt sind. Die idealisierte Darstellung des Oxidverlaufes erfolgt ohne die Verwendung einer Oxidwehr. [83]



**Abbildung 30:** Idealisierter Oxidverlauf im DC – Barrenkopf [83]

Es lässt sich feststellen, dass das Verhalten des Magnesiums gegenüber dem Sauerstoff von hoher Bindungs- und Reaktionsfreudigkeit geprägt ist. Der erhöhte Anteil an Magnesium, durch den diese Legierungen sich auszeichnen, ist maßgeblich ursächlich für die Ausprägung der Oxidschicht und vor allem die Intensität dieser. Nachfolgend werden ausgewählte Legierungselemente aufgezeigt, die das Oxidationsverhalten auf dem schmelzflüssigen Walzbarrenkopf verändern können.

### 5.3 Modifikationen der Legierungszusammensetzung

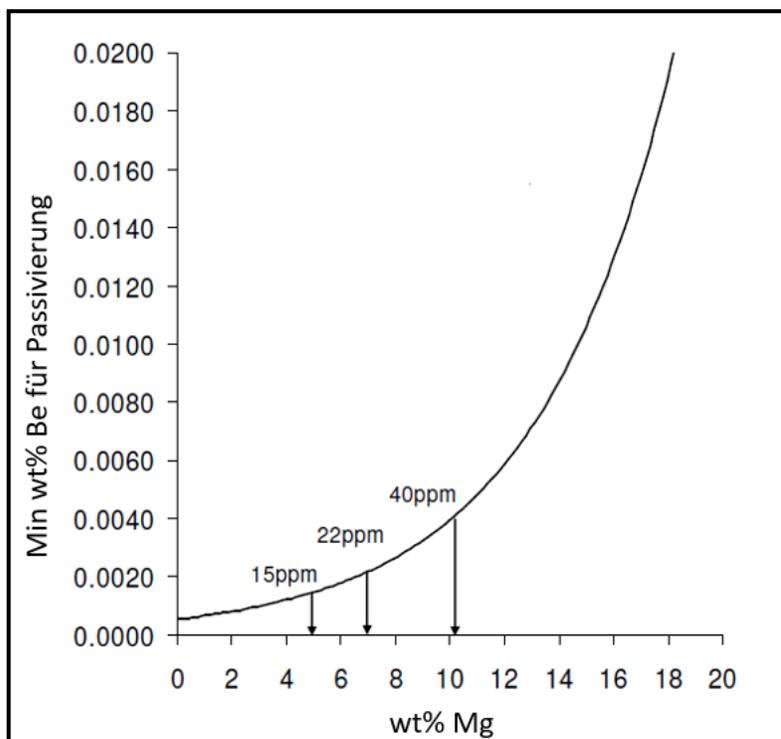
Im Zusammenhang beeinflussbarer Parameter wird in der Fachliteratur ebenfalls die Modifikation der Legierungszusammensetzungen aufgezeigt. Ausgewählte Legierungskonzepte können das Oxidationsverhalten einer Aluminium-Magnesium-Legierung beeinflussen, ohne dass ein dominierend eigenschaftsverändernder Effekt hinsichtlich der Gefügeausbildung vorliegt. Die Auswirkungen der zum Einsatz kommenden Legierungselemente Beryllium und Calcium werden nachfolgend aufgeführt.

**Beryllium:**

Durch die Verwendung der Legierungskomponente Beryllium kann in einer Aluminium-Magnesium-Legierung das Oxidationsverhalten beeinflusst und eine Verbesserung der Oberflächenstruktur erreicht werden. Bereits geringe Mengen an Beryllium (15 ppm) verändern die Art der Oxidation, indem die Legierung eine Gewichtszunahme erfährt und eine passivierende Schicht, ähnlich dem Reinmetall, ausbildet. [83] [99]

In der Abbildung 31 wird die Gewichtszunahme während der Oxidation von Aluminium-Magnesium-Legierungen bis zu 20 Gewichtsprozent bei einem Gebrauch des Legierungsmittels im Bereich von 1-200 ppm quantitativ dargestellt. Die Ermittlung der Kennwerte erfolgt bei der Legierung AlMg4,5Mn0,3. [100]

Des Weiteren wirkt das Legierungselement der Bildung von unerwünschten Eisenverbindungen entgegen. Bei einer Berylliumzugabe von 500 ppm konnte Berylliumoxid (BeO) in der Oxidschicht nachgewiesen werden. Diese Art von Oxiden weist ein hohes Maß an Toxizität auf und steht somit nicht im Einklang mit der Gesundheit des Anlagenspersonals sowie der Verwendung des Materials in der Lebensmittelverpackungsindustrie. [83] [101]



**Abbildung 31:** Passivierung einer Al-Mg-Legierung durch Berylliumzusätze [100]

**Calcium:**

Durch die Zugabe von Calcium kann das Oxidationsverhalten ebenfalls beeinflusst werden. Darüber hinaus weist das Legierungselement keine toxischen Eigenschaften auf, weshalb es in der industriellen Praxis seinen Einsatz findet. Die Verwendung von 0,2 Gew.-% Calcium erhöht dabei die Oxidationsbeständigkeit einer Aluminium-Magnesium-Legierung bei Temperaturen bis zu 645°C. Dieses Phänomen begründet sich darin, dass die Standard-Gibbs-Energie (G) bzw. Reaktionsenthalpie eines Calciumoxides (CaO) höher ist im Vergleich zu einem Magnesiumoxid (MgO). Es bildet sich eine inerte Calciumoxidschicht aus, die als Schutz gegen Magnesiumoxide fungiert. Die aufgeführte freie Standard-Gibbs-Energie gibt an, in welchem Umfang eine chemische Reaktion stattfinden wird. [96] [102] [103]

Dabei gelten für  $\Delta G$  folgende Regeln [102]:

$\Delta G < 0$ : exergone Reaktion (eigenständige, energiefreisetzende chemische Reaktion)

$\Delta G = 0$ : keine Reaktion (Gleichgewichtszustand)

$\Delta G > 0$ : endergone Reaktion (chemische Reaktion unter Zufuhr von Energie)

Sowohl Calciumoxide als auch Magnesiumoxide weisen eine hydrophile Eigenschaft auf und ziehen somit Feuchtigkeit an. Daher ist ein weiterer Effekt die Reaktion mit Wasser, wobei beide Oxidelemente eine Hydroxidgruppe ausbilden. Sowohl CaO als auch MgO reagieren zu  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  und  $\text{Mg}(\text{OH})_2$ , währenddessen beide Fraktionen eine Verringerung der Dichte erfahren. Parallel vergrößert sich das Volumen der Hydroxide. Dieser Effekt kann aber auch zusätzliche Spannungen verursachen, was folglich zu einer Beschädigung der bestehenden Oxidschicht führt. [96] [102]

Das Potenzial einer Interaktion zwischen den beschriebenen Effekten durch Zugabe bestimmter Legierungselemente und der Ausbildung bzw. dem Entstehungsmechanismus von vertikalen Oberflächenfalten in einer Aluminium-Magnesium-Legierung wird im weiteren Verlauf untersucht.

## 5.4 Einfluss von Kornfeinungsmittel

Mit Hilfe der Kornfeinung wird die Wachstumskinetik beeinflusst und die Anziehungskraft zwischen den Körnern verhindert. Grundsätzlich führt der Einsatz von Kornfeinungsmittel zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften sowie Gleichmäßigkeit der Mikrostrukturbildung bei zeitgleicher Verringerung der Porosität. Der Kornfeinungseffekt bei Knetlegierungen wirkt sich positiv auf das Umformverhalten, die Tiefzieheigenschaften und die Oberflächenqualität der umgeformten Stranggießprodukte aus. [101] [104]

Zur Steuerung der Korngrößen erfolgt die kontinuierliche Zugabe der Kornfeinungsmittel in Form von Drähten über eine definierte Geschwindigkeit direkt in die Aluminiumschmelze kurz vor dem Gießvorgang. [105]

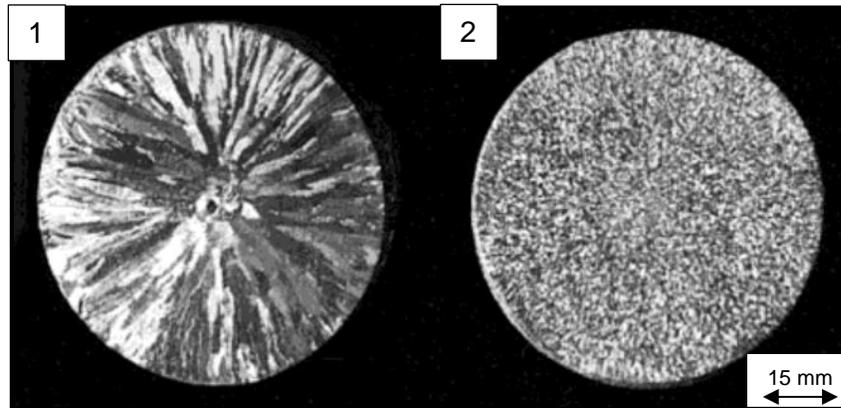
Die Variation der Kornfeinungsmittel steht in Abhängigkeit der zu gießenden Aluminiumlegierung. Es erfolgt die Verwendung, ebenfalls bei dem kooperierenden Industriepartner, sowohl von Titan-carbit (TiC) innerhalb der Aluminium-Magnesium-Legierungen als auch der Einsatz von Titanborid (TiB<sub>2</sub>) bei Aluminium-Mangan-Legierungen und bei Aluminium-Magnesium-Silizium-Legierungen. [102]

Der Gebrauch von Titanborid in einer Aluminium-Magnesium-Legierung führt zu einer Wechselwirkung aufgrund des hohen Magnesiumgehaltes. Die Keimausbildung wird beeinflusst, was wiederum die Rissanfälligkeit und die Entstehung vertikaler Falten bestärkt. Den Legierungen Aluminium-Mangan und Aluminium-Magnesium-Silizium können ebenfalls Titancarbit zugeführt werden, jedoch ist dies unwirtschaftlich, da eine andere Keimanzahl vorliegt. Eine wesentlich größere Menge an Titancarbit ist erforderlich, andernfalls wäre das Gefüge zu grobkörnig.

Das Element Titan wirkt in einer Aluminiumlegierung wachstumsbehindernd und keimbildend. Eine begrenzte Zugabemenge zwischen 0,01 Prozent und 0,02 Prozent führt zu einer Verkleinerung der Kornstruktur und erhöht die Gießbarkeit. Bei höheren Titankonzentrationen bildet sich eine Agglomeration in Form von harten nadelartigen Ausscheidungen (Al<sub>3</sub>Ti) aus, welche die Duktilität negativ beeinflusst. Unter Verwendung der Komponente Bor wiederum kann eine Ausfällung (Ausscheidung) von Titan entstehen. Ein Überschuss an Bor führt zu einer Verbesserung der Kornfeinungswirkung. [1] [101] [106]

Der Gebrauch einer Kombination aus Titan und Bor als Kornfeinungsmittel in einer Aluminiumlegierung ist in der industriellen Praxis eine festimplementierte Variante. Der kornfeinende Effekt führt zu verbesserten mechanischen Eigenschaften, Verringerung der Warmrissneigung, sowie einer Optimierung des Fließvermögens. [101]

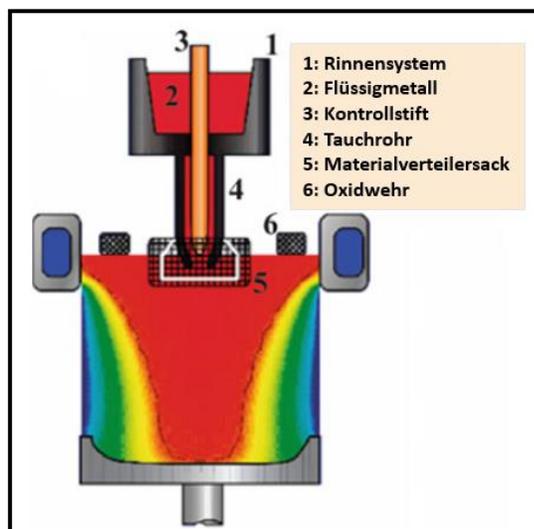
Die Wirkung der Kornfeinungsbearbeitung und die daraus resultierende Veränderung der Gefügestruktur nach der Zugabe von Titan und Bor ist in Abbildung 32 ersichtlich.



**Abbildung 32:** Geätzte Aluminiumprobe (1) ungefeint und (2) gefeint mit Titan und Bor [107]

### 5.5 Materialverteilung bei Eintritt in die Kokille

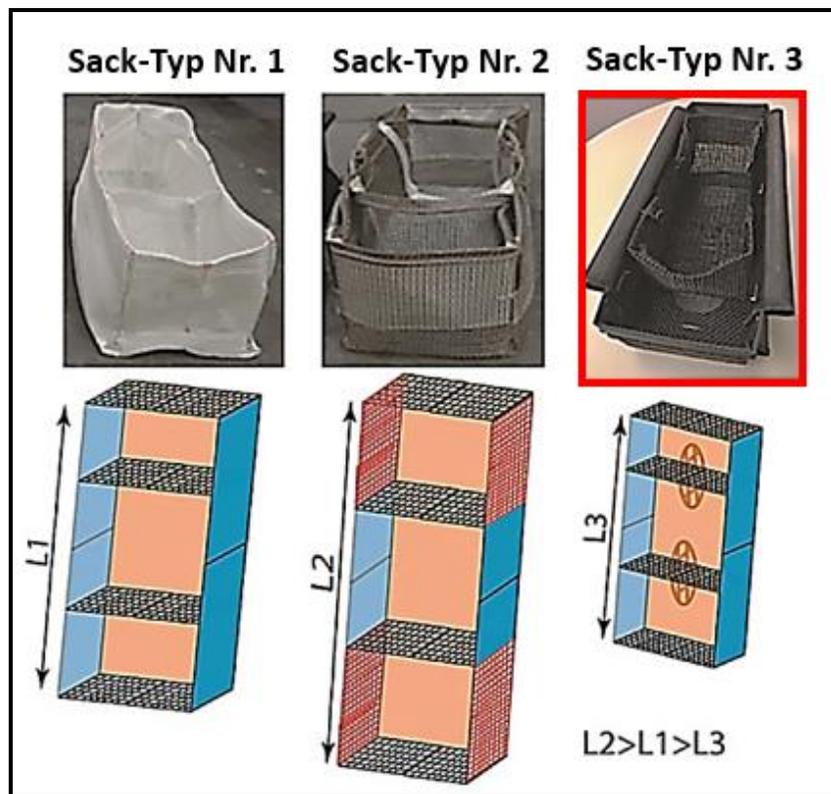
Die gleichmäßige Verteilung des flüssigen Metalls erfolgt über einen Materialverteilersack (Combo Bag/ Distributor Bag [#5]). Dieser ist unterhalb des Kontrollstiftes (Control Pin [#3]) angeordnet (siehe Abbildung 33). Das System der Materialverteilung sorgt für einen kontinuierlichen Metallfluss und eine gleichmäßige Wärmeabgabe innerhalb des Barrenkopfes. Das Temperaturprofil und die damit einhergehende metallographische Struktur des erstarrten Aluminiums wird somit beeinflusst. Sekundäres Ziel ist das Auffangen von Oxiden und großen Partikeln, die eine Turbulenz des Materialflusses verursachen können. [66]



**Abbildung 33:** Metalltransport - und verteilungssystem [7]

Das flüssige Aluminium wird über den Metallverteilersack nach außen in Richtung der Formwände geleitet, sodass sich die Temperatur über den gesamten Querschnitt verteilen kann. An den Formwänden erfolgt aufgrund einer Kühlung die Materialerstarrung. Der Abkühl – bzw. Erstarrungsvorgang eines Walzbarrens erfolgt von außen nach innen. [66]

Die Förderung des geschmolzenen Metalls, die Fließrichtung sowie die Temperaturverteilung können über die Geometrie des aus Glasfasergewebe bestehenden Materialverteilersackes beeinflusst werden. Folgend werden drei unterschiedliche Verteilersackvarianten, welche sich in der Länge und dem Ausflussradius abgrenzen (Abbildung 34), charakterisiert und eigeordnet. [66]



**Abbildung 34:** Ausführungen von Metallverteilersäcken [7]

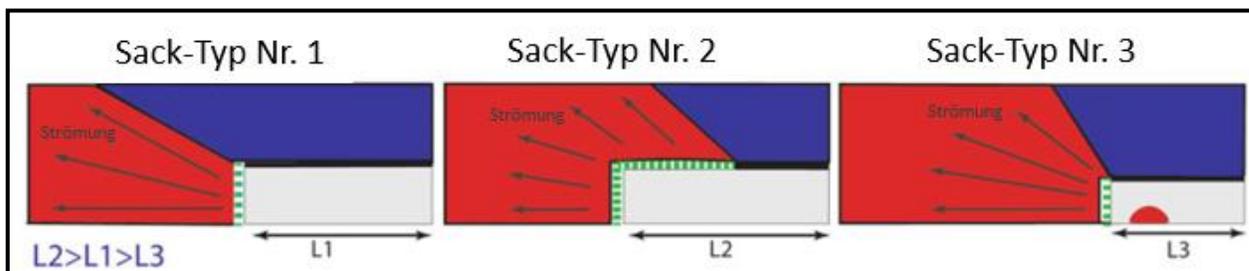
Die Verteilersackausführung Nr. 3 zeigt die Ausführung, welche unter Verwendung des kooperierenden Industriepartners ist. Eine Gegenüberstellung aller Variationen (siehe Tabelle 10) zeigt, dass Typ 3 den größten Temperaturverlust der Aluminiumschmelze zu den Ecken ausweist. Eine erhebliche Reduzierung der Temperatur im Zentrum der Walzflächen ist bei allen Ausführungen ersichtlich, jedoch kann bei Nr. 3 die höchste Oberflächentemperatur ermittelt werden.

Aufgrund dieser hohen Temperaturgradienten (Temperaturänderungen entlang einer Strecke) können Spannungen in Richtung des Walzbarrenzentrums auftreten. [102]

**Tabelle 10:** Temperaturunterschiede der verschiedenen Materialverteilersäcke [102]

	Typ Nr. 1	Typ Nr. 2	Typ Nr. 3
Temperatur Schmelze	698°C	698°C	698°C
Temperatur Ecken	655°C	654°C	653°C
Temperatur Zentrum Walzfläche	657°C	662°C	665°C

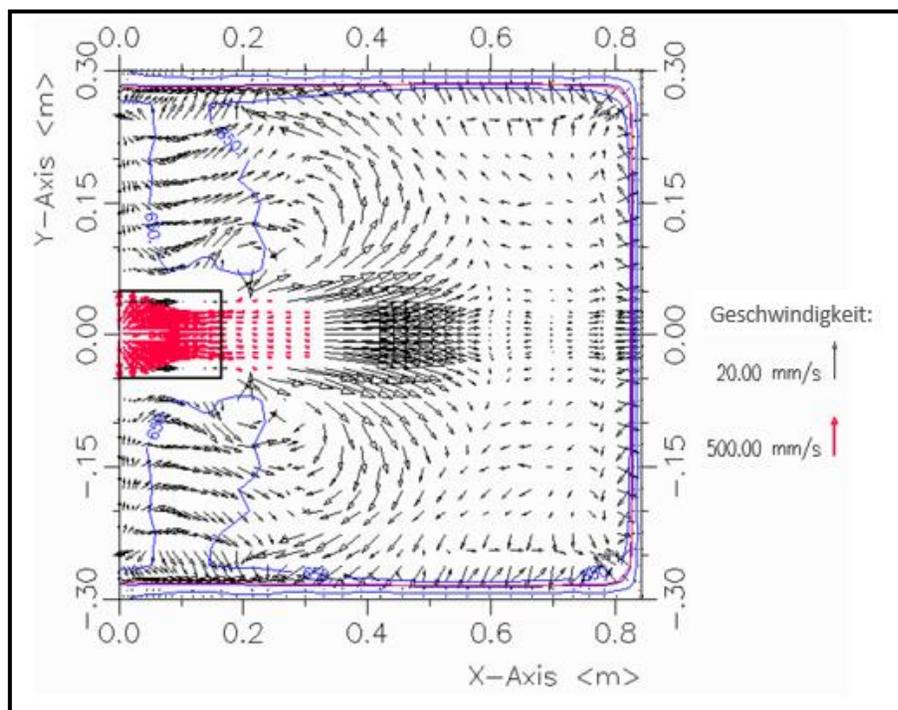
Der Einfluss der Metallverteilersackausführung auf die Ecktemperaturen wird anhand der nachstehenden Abbildung 35 detailliert betrachtet.



**Abbildung 35:** Einfluss der verschiedenen Sackausführungen auf die Metallverteilung [7]

Grundlegend ist festzustellen, dass ein feinmaschiges Glasgewebe den Widerstand des Materialdurchflusses erhöht. Dadurch ist die Strömungsoberfläche kleiner als bei einem grobmaschigen Gewebe. Verteilersackausführung Nr. 2 ist an beiden Enden, aber auch zu einem Drittel in Richtung der Walzflächen geöffnet. Somit wird das flüssige Metall über eine größere Oberfläche verteilt. Des Weiteren fließt das Material langsamer beim Verlassen des Verteilersackes. Aufgrund der benötigten Zeit bis zum Erreichen der Eckpunkte kühlt das flüssige Metall aus. Ausführung Nr. 3 weist das kleinste Format auf. Im Vergleich zur Variante Nr. 1 wird das Metall zur Walzoberfläche verteilt. Darüber hinaus ist der Weg vom Verteilerbeutel zum Eckpunkt länger. Die Version Nr. 3 hat ebenfalls zwei Löcher im Boden und verteilt somit einen Teil an flüssiger Schmelze in den Sumpf. [7]

Abschließend wird der Strömungsverlauf der flüssigen Schmelze bei einem Austritt aus dem Metallverteilersack in die Kokille aufgezeigt (Abbildung 36).



**Abbildung 36:** Berechneter Schmelzestrom beim Verlassen des Metallverteilersackes [108]

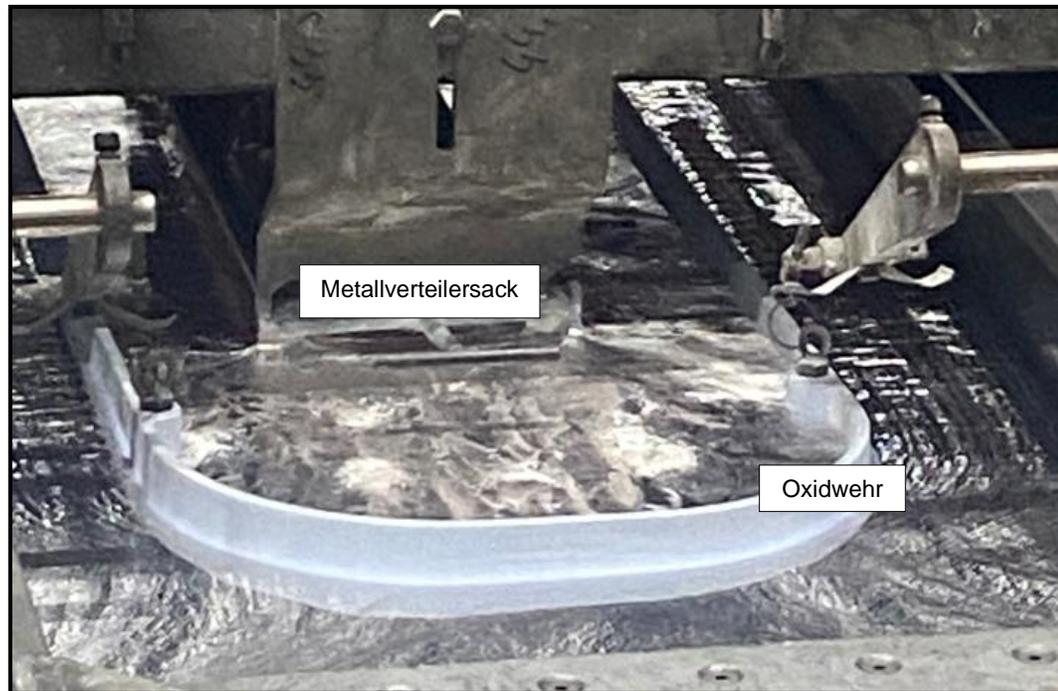
In der Draufsicht ist eine Verteilung des Materialstroms vom Verteilersack in Richtung der Walzflächen erkennbar. Beim Verlassen der Schmelze aus dem Sack (rot gekennzeichnete Bereich) kann eine Geschwindigkeit von 500 Millimeter pro Sekunde ermittelt werden. In der Ausbreitungsphase der Schmelze in die gesamte Kokille reduziert sich die Geschwindigkeit auf 20 Millimeter pro Sekunde. Da das Material aus beiden Enden des Verteilersackes fließt, liegt eine Symmetrie vor. Die gleichmäßige Fließrichtung des Flüssigaluminiums verändert sich an den langen Seiten der Kokillen sichtbar (blaue vertikale Linien). Die Strömungen treffen an dieser Stelle direkt aus beiden Kokillenhälften aufeinander und es kommt zu Verwirbelungen innerhalb des Materials. [102] [108]

Die Erkenntnisse des Oxidationsverhaltens sowie des Entstehungsmechanismus und des Strömungsverlaufs der Aluminiumschmelze bei Austritt aus dem Materialverteilersack werden nachfolgend in Zusammenhang gebracht. In diversen Untersuchungen konnte die Entstehungsgeschwindigkeit einer Oxidschicht bei der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> (AA 5182) berechnet werden.



## 5.6 Einsatz eines Oxidwehrs zur Vermeidung von Einschlüssen

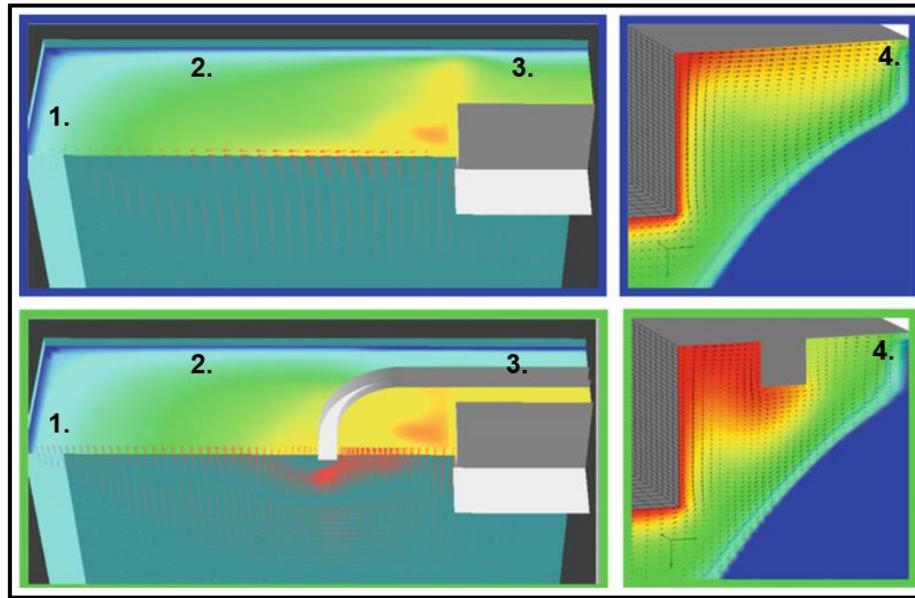
In Kombination mit einem Metallverteilersack kann ebenfalls ein Oxidwehr (Skim Dam) verwendet werden, um die Metallqualität weiter zu verbessern. Das Wehr ist auf dem noch flüssigen Barrenkopf positioniert und umgibt den Metallverteilersack. In seiner Funktion hält er Oxide im Kopf des Barrens und verhindert dabei den Transport zur Walzfläche. Im erstarrten Zustand können diese Oxideinschlüsse schwere Barrenrisse verursachen und erhöhen folglich die Ausschussrate. [66]



**Abbildung 38:** Oxidwehr auf dem flüssigen Walzbarrenkopf

Das teilweise in den flüssigen Barrenkopf eintauchende Oxidwehr wirkt als Barriere der Metallverteilung. Das flüssige Material tritt aus dem Metallverteilersack aus und muss anschließend unter dem Wehr hindurchfließen. Dabei wird die Fließgeschwindigkeit verringert und der Metallfluss gleichzeitig in einen kälteren Bereich des Metallsumpfes gelenkt. Aus diesem Grund ist im Vergleich zu einem System ohne Oxidwehr ein stärker ausgeprägter Temperaturabfall des flüssigen Aluminiums zu verzeichnen, bevor die definierten Bereiche erreicht werden. [7]

Diese definierten Bereiche sowie die dazugehörigen Temperaturverluste sind in der nachstehenden Abbildung 39 und der Tabelle 11 aufgeführt.



**Abbildung 39:** Simulation mit und ohne Oxidwehr – links: Mitte Querschnitt parallel zur Walzfläche; rechts: Querschnitt senkrecht zur Walzfläche [110]

**Tabelle 11:** Temperaturen mit und ohne Oxidwehr [110]

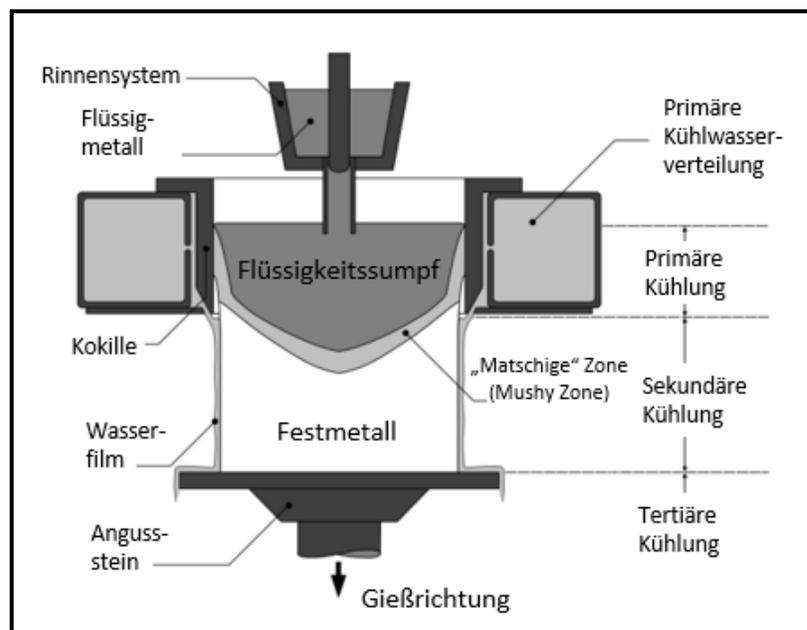
Position	Ohne Oxidwehr	Mit Oxidwehr	$\Delta T$
1.	663°C	661°C	2°C
2.	670°C	667°C	3°C
3.	679°C	669°C	10°C
4.	676°C	666°C	10°C

Die im Detail beschriebenen Komponenten *Metallvertilersack* und *Oxidwehr* haben einen Einfluss auf die Metalltemperatur, das Strömungsverhalten sowie auf das Oxidationswachstum. Eine direkte Abhängigkeit zum Entstehungsmechanismus der vertikalen Faltenausbildung konnte nicht identifiziert werden. Ein weiterer potenzieller Einflussfaktor stellt die im nachstehenden Kapitel aufgezeigte Wasserkühlung dar.

## 5.7 System der Wasserkühlung im Stranggießprozess

Das Stranggießverfahren in der Nichteisenmetallurgie ist durch eine kontinuierliche Wasserkühlung geprägt. Das flüssige Aluminium wird durch eine Form ohne Boden geleitet. Aufgrund des Kühlsystems wird die Wärme kontrolliert abgeführt und eine äußere feste Randschale entsteht. Die mechanischen Eigenschaften dieser Randschale sind ausreichend, um flüssiges Metall im Inneren des Barrens aufzunehmen. [111]

Während des Gießprozesses können, wie in Abbildung 40 dargestellt, drei Kühlzonen identifiziert werden: die primäre Formkühlung, die sekundäre Wasserkühlung sowie die Bodenblockkühlung.



**Abbildung 40:** Komponenten und Kühlbereiche der Gleichstromgießanlage [111]

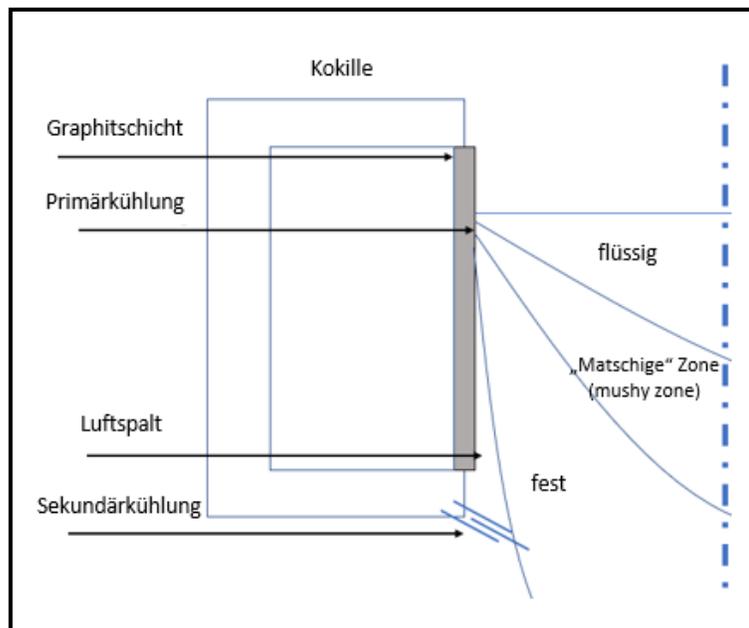
Die Wasserkühlung beeinflusst sowohl die Produktqualität, indem sie die Wärmeabfuhr kontrolliert steuert und die feste Randschale erzeugt, aber auch thermische Spannungen und Dehnungen innerhalb des erstarrten Metalls aufgrund unterschiedlicher Wärmeausdehnungen hervorruft. [112]

### **Primäre Formkühlung (oder Primärkühlung):**

Die Wärmeabfuhr des Metalls durch die wassergekühlten Kokillenwände wird als Primärkühlung bezeichnet. Dabei erfolgt der Wärmetransport im Flüssigkeitsbecken zwischen Form und Graphitschicht.

Dieser Wärmeübertragungsmechanismus ist durch die beginnende Erstarrung des Metalls sowie die Ausbildung der stabilen Randschale gekennzeichnet. Die Kontaktphase zwischen Metall und Kokillenwand ist relativ kurz und endet innerhalb der ersten 80 Millimeter. [102] [112]

Die Primärkühlung weist zwei Verhaltensbereiche auf. Neben der Kühlung zwischen Metall und Kokillenwänden erfolgt darüber hinaus eine Kühlung durch einen entstehenden Luftspalt (Abbildung 41).



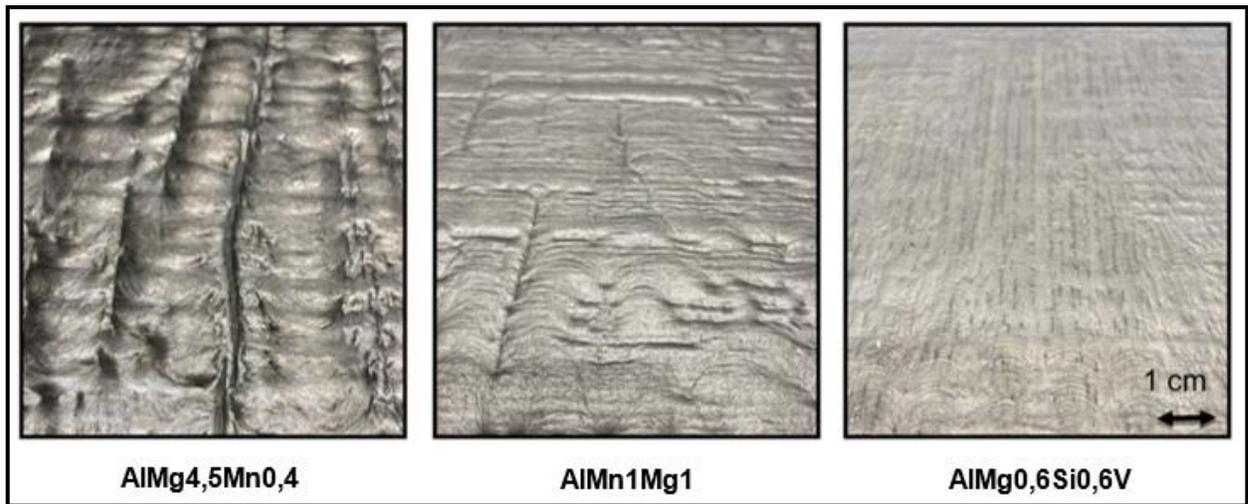
**Abbildung 41:** Schematische Darstellung der Abkühlungsphasen [102]

Im Bereich der wassergekühlten Kokillenwand erfährt das erstarrte Metall eine hohe Wärmeübertragungsrate. Aufgrund eines Schrumpfungsprozesses der Randschale entsteht zwischen Metall und Form ein Luftspalt. Mit Ausbildung des Spaltes wird die Wärmeübertragungsrate stark reduziert. Während die Wärmeübergangskoeffizienten für Aluminium mit Kontakt der Kokillenwand zwischen 2.000 und 4.000 W/(m<sup>2</sup>K) liegen, weist der Bereich des Luftspaltes eine Kennzahl von 150 W/(m<sup>2</sup>K) auf. [102] [112]

Die Größe des Luftspaltes steht in Abhängigkeit zum Metallniveau. Ist der Füllstand der Aluminiumschmelze zu hoch, vergrößert sich folglich der Luftspalt. Im Ergebnis kann ein gesteigertes Aufkommen von Makroseigerungen (Entmischungserscheinungen, die beim Erstarren von Schmelzen entstehen) infolge einer erhöhten Aufschmelzrate vorliegen. Ist das Metalllevel zu niedrig, erstarrt der Randbereich ohne eine Luftkühlung. [102]

Der abrupte Temperaturabfall, welcher im weiteren Verlauf durch die sekundäre Kühlung erfolgt, verursacht thermische Spannungen, welche wiederum die Rissausbildungen in der Barrenoberfläche bestärken. [112]

In Abhängigkeit der Legierungszusammensetzungen beeinflusst die primäre Formkühlung die Walzbarrenoberflächen. In Abbildung 42 sind die Oberflächenrauheiten der Aluminiumlegierungen  $AlMg_{4,5}Mn_{0,4}$  (AA5182),  $AlMn_1Mg_1$  (AA3004) sowie  $AlMg_{0,6}Si_{0,6}V$  (AA6014) dargestellt. Die Dicke sowie die Art der Oxidschicht wirkt sich auf den Wärmestrom in der Kokillenform aus, indem sie den Kontaktwiderstand zwischen Metall und Form erhöht. [112]



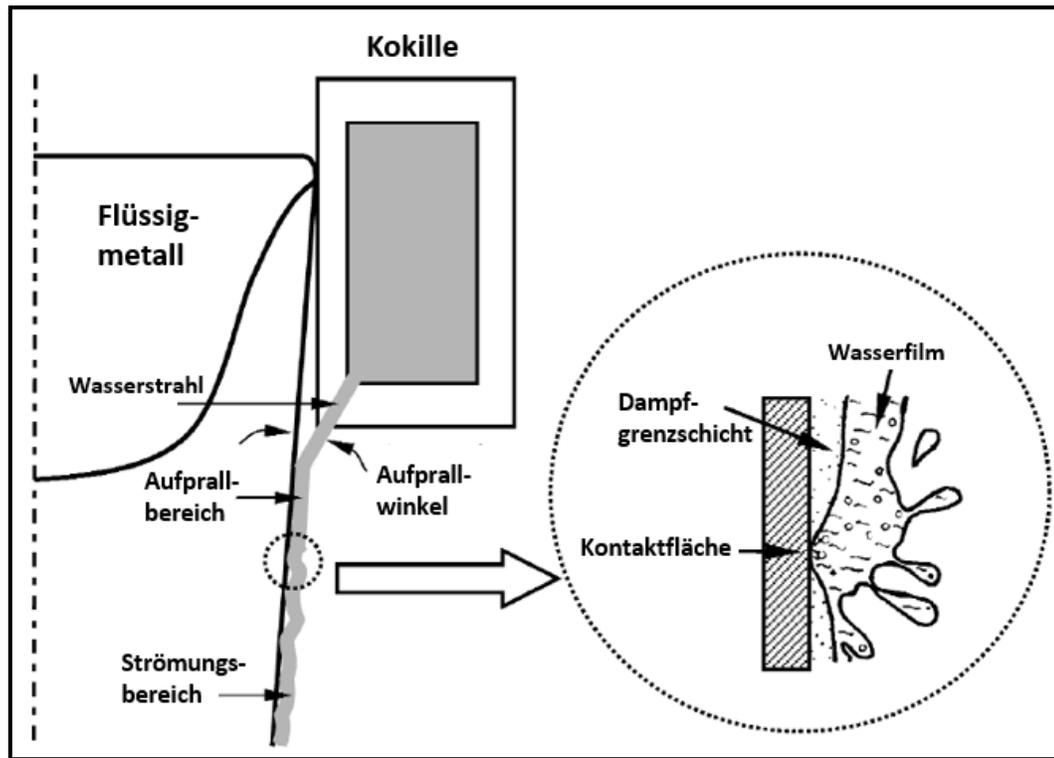
**Abbildung 42:** Oberflächenmorphologie verschiedener Aluminiumlegierungen [102]

### **Sekundäre Wasserkühlung (oder Sekundärkühlung):**

Der direkte Kontakt zwischen Kühlwasser und Barrenoberfläche nach dem Austritt aus der Form wird als sekundäre Wasserkühlung bezeichnet. Dieser Kühlungsmechanismus ist für den größten Wärmeentzug von ca. 80 Prozent beim Gießen einer Aluminiumschmelze im stationären Zustand verantwortlich. [112]

Die Wasserstrahlen treffen direkt auf die bereits erstarrte Walzbarrenoberfläche, deren Temperatur im Bereich zwischen 250°C und 300°C liegt. Dabei wird ein kontinuierlicher Wasserfilm gebildet, der die vertikale Barrenoberfläche benetzt und aufgrund der Schwerkraft nach unten fließt. [102]

In der Abbildung 43 ist erkennbar, dass die Sekundärkühlung in zwei unterschiedliche Zonen gegliedert ist. Die Wasseraufprallzone (Impingement Zone), die aufgrund des Direktkontaktes mit dem Wasser für eine sofortige Abkühlung sorgt und die Strömungszone (Streaming Zone) entlang der Barrenoberfläche. Mit zunehmender Entfernung vom Aufprallpunkt verringert sich die Rate der Wärmeabgabe, da die Filmkühlung die Temperatur der Metalloberfläche annimmt. [112]



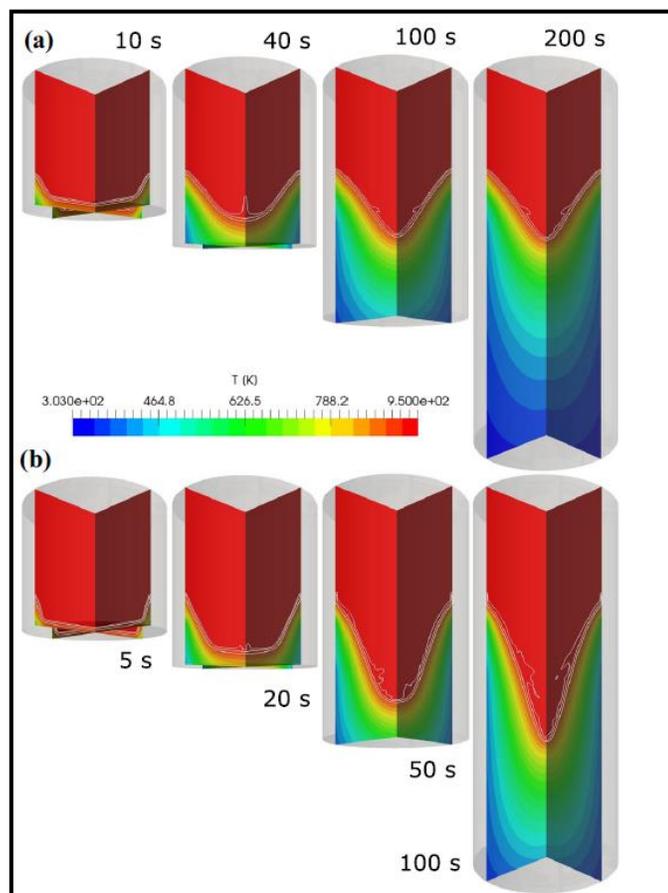
**Abbildung 43:** Sekundäres Kühlverfahren beim Gleichstromgießen [112]

Ein zu schneller Kühlungsprozess im DC-Gießverfahren kann zu steilen Temperaturgradienten in der bereits erstarrten Randschale führen, die wiederum thermische Spannungen erzeugen können. Ebenso kann eine unzureichende Sprühdauer oder eine unsymmetrische Abkühlung Zugspannungen hervorrufen. Diese Spannungen sind häufig der Ausgangspunkt für innere oder äußere Rissbildungen. [112]

Eine direkte Korrelation zum Oberflächenphänomen der vertikalen Faltenbildung ist zunächst nicht erkennbar. Neben der Wasserkühlung ist ein weiterer essenzieller Gießparameter die *Gießgeschwindigkeit*. Diese wird im nachfolgenden Kapitel hinsichtlich des Entstehungsmechanismus der Oberflächenfalten auf theoretischer Grundlage untersucht.

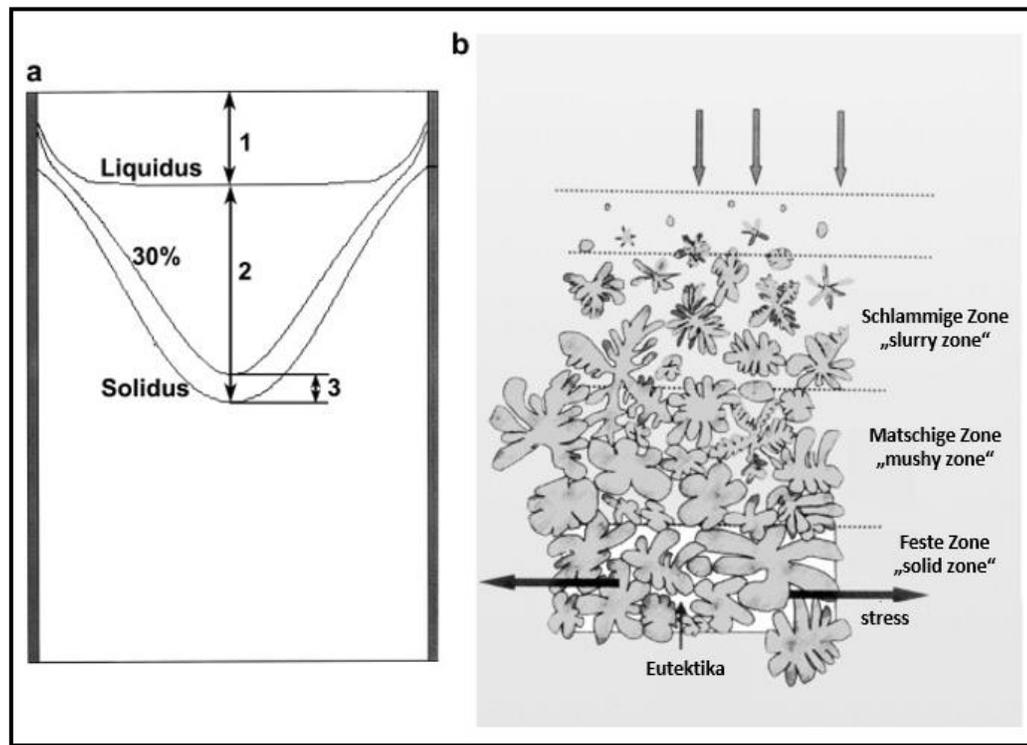
## 5.8 Einfluss der Gießgeschwindigkeit

Neben der Kühlung des Metalls ist ein weiterer essenzieller Parameter im Stranggießprozess die gesteuerte Gießgeschwindigkeit. Aus Sicht der Produktivität wird für die Metallverarbeitungstechnologie eine hohe Gießgeschwindigkeit angestrebt. Diese kann jedoch aus diversen Gründen nicht beliebig gesteigert werden. Mit zunehmender Gießgeschwindigkeit erhöht sich die Oberflächentemperatur sowie die Tiefe des Flüssigkeitsbeckens, weil dem Sumpf mehr Wärme aus der Schmelze zugeführt wird (Abbildung 44). Somit verlängert sich die Erstarrungszeit bzw. eine Anpassung des Kühlungsbedarfes ist notwendig. Im Extremfall kann die strukturell schwache Randschale aufbrechen und Flüssigmetall fließt aus dem inneren des Barrens. Des Weiteren führen höhere Gießgeschwindigkeit häufig zu Rissen, verursacht durch einen Anstieg thermischer Spannungen. Die praxisorientierten Parameter der Gießgeschwindigkeiten stehen in Abhängigkeit der verwendeten Legierungszusammensetzung sowie der Produktgeometrie. [86] [112]



**Abbildung 44:** Zeitlicher Verlauf der Temperaturverteilung in einem Barren bei Gießgeschwindigkeiten von (a) 100 mm/min und (b) 200 mm/min [5]

Die Gießgeschwindigkeit und die daraus resultierende Temperaturverteilung bestimmen den Übergang zwischen Liquidus- und Solidusbereich. Während des Erstarrungsprozesses entstehen verschiedene Zonen. In der Abbildung 45a ist unter Position 1 der Flüssigmetallsumpf (oder Flüssigkeitsbecken) gekennzeichnet, gefolgt von Position 2 der „slurry zone“ sowie Position 3 der „mushy zone“. Die „slurry zone“ (Aufschlämmung) ist charakterisiert durch einen geringen Feststoffanteil in der Schmelze; sowohl Feststoff als auch Flüssigkeit können sich frei bewegen. In der „mushy zone“ (matschiger Bereich) sind feste und flüssige Bestandteile koexistent. [67] [102]



**Abbildung 45:** Erstarrungszonen und Dendritenwachstum [113]

Ebenfalls ist in der Abbildung 45b der Dendritenwachstum in den einzelnen Zonen erkennbar. Aufgrund der Dendritenanzahl sowie der kontinuierlichen Vergrößerung entsteht ab der „mushy zone“ ein kritischer Bereich. Das Eutektikum, was den Phasenübergang zwischen flüssig und fest meint, ist nicht mehr in der Lage, Spannungen auszugleichen. Die Dendriten blockieren den flüssigen Bereich und resultierend daraus können Lunker (Hohlräume) im Gefüge entstehen. In Kombination mit Spannungen ist das Vorhandensein der Mikrolunker der Entstehungsindikator für eine Rissausbildung. [102]

Die einzelnen im *Kapitel 5* beschriebenen potenziellen Einflussfaktoren zeigen auf, dass die Oberflächenbeschaffenheit eines Aluminiumwalzbarrens gesteuert und verschiedene Defekte, wie

beispielsweise Risse, gezielt vermieden werden können. Eine konkrete Ableitung zur Minimierung bzw. zur Eliminierung der vertikalen Faltenausbildung ist retrospektiv nur bedingt möglich. Daher wird im nachstehendem *Kapitel 6* eine Werkstoff- und Vertikalfaltenuntersuchung durchgeführt. Unter Zuhilfenahme mikroskopischer Aufnahmen, topologischer Kenngrößen sowie der Ermittlung mechanischer Eigenschaften kann der Oberflächendefekt charakterisiert und sich der Problemstellung angenähert werden. Eine anschließende Interpretation zwischen den Ergebnissen der Vertikalfaltencharakterisierung und einer potenziellen Wechselwirkung der zuvor aufgezeigten metallurgischen und technologischen Einflussfaktoren bildet die Grundlage für weiterführende Untersuchungen oder dient der Ableitung von Modifikationsmöglichkeiten einzelner Prozessschritte, welche sich positiv auf den Oberflächendefekt eines Aluminiumwalzbarrens auswirken können.

## 6 Werkstoff- und Vertikalfaltencharakteristik der AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub>

Die Interpretation sowie die Einordnung des vorliegenden Fehlerbildes setzen eine Charakterisierung anhand entnommener Proben voraus. Die Präparate werden mit Hilfe ausgewählter Mess- und Prüfmethoden spezifiziert, um das Phänomen der vertikalen Faltenbildung zu ergründen.

### 6.1 Probenentnahme und -vorbereitung

Aus Gründen der Vergleichbarkeit werden alle Proben dem gleichen Anlagen-Setup - Aluminiumbarren der Kokille #5 - entnommen. In Summe erfolgen Probenentnahmen von sieben unterschiedlichen Güssen der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> mit dem identischen Barrenformat von 1950 x 600 Millimeter (Länge x Breite).

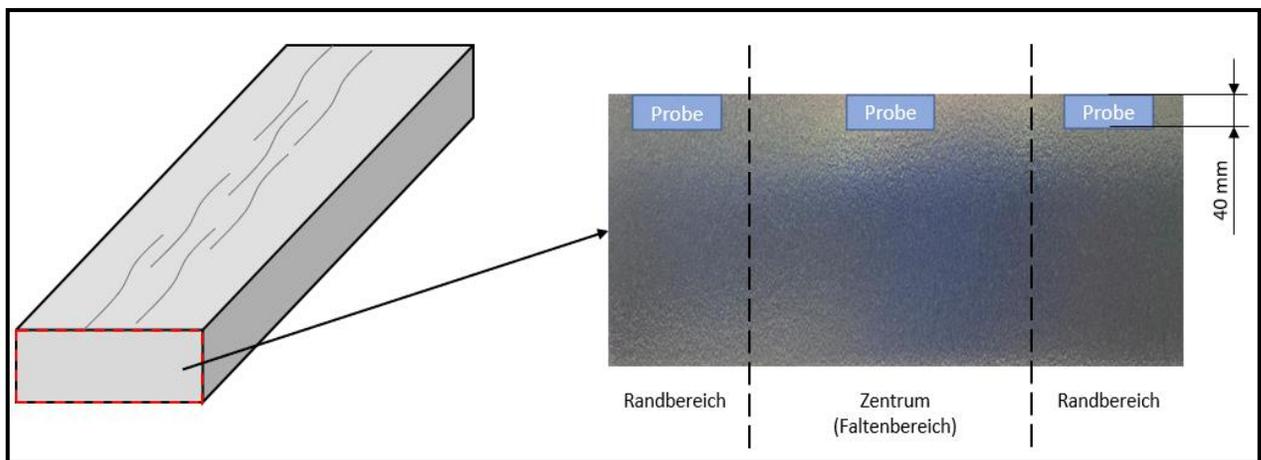
Die Probenkörper entstammen aus (siehe Kapitel 6.9):

- vier Gießvorgänge unter Verwendung von Argon (siehe Kapitel 6.7)
- zwei Gießvorgänge ohne Argonzuführung
- einen Gießvorgang mit einem Riss im Barren #5, welcher aus einer Falte entstanden ist

Die Vergleichsproben werden der Legierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> (Format 1750 x 600 Millimeter), welche serienmäßig ohne den Einsatz von Argon gegossen werden, entnommen.

Standardmäßig werden 330 Millimeter des Fußbereiches und 10 Millimeter des Kopfbereiches eines jeden Walzbarrens aus qualitativen Gründen entfernt.

Im Anschluss erfolgt die Abtrennung einer 10 Millimeter Scheibe an beiden Enden. Aus dieser Scheibe werden anhand definierter Punkte die Probenkörper (h= 40 Millimeter) entnommen (Abbildung 46).



**Abbildung 46:** Schematische Darstellung der Probenentnahmestellen

## 6.2 Topographische Messung – Einordnung der Oberflächenbeschaffenheit

Zur Charakterisierung der Oberflächenbeschaffenheit erfolgen topographische Aufnahmen an einem Oberflächenmessgerät TalySurf PGI 800 der Firma Taylor Hobson. Hierzu fährt ein Taster mit einem Radius von zwei Mikrometer über eine Taststrecke der Probenoberfläche von 200 Millimeter. Pro Präparat werden zwei Messungen im Abstand von fünf Millimeter nebeneinander durchgeführt.

In der Abbildung 47 wird eine topographische Auswertung einer Probe aus dem Randbereich aufgezeigt. Neben einer markanten Wölbung sind diverse kleine Falten, welche durch zahlreiche Ausschläge sichtbar werden, erkennbar. Der dabei ermittelte Parameter  $P_t$  beschreibt die Gesamthöhe des Profils und setzt sich aus dem vertikalen Abstand zwischen der maximalen Profilspitzenhöhe und der maximalen Profilspitzentiefe entlang der Messstrecke zusammen [114]. Im Randbereich des Probenkörpers konnte eine Gesamthöhe von ca. 1.200 Mikrometer nachgewiesen werden. Diese lässt sich aus der Differenz zwischen dem höchsten und niedrigsten Ausschlag ableiten. Die tiefste ausgeprägte Falte lässt sich mit ca. 700 Mikrometer identifizieren.

Dem gegenübergestellt zeigt die Abbildung 48 ein topographisches Ergebnis einer Probe aus dem Zentrum. Es wird verdeutlicht, dass im Zentrum eine reduzierte Faltenanzahl vorhanden ist, diese ist jedoch in der Tiefe stärker ausgeprägt. Im Vergleich zum Randbereich ist die Rautiefe mit einem Wert von 2000 Mikrometer ungefähr doppelt so hoch. Ebenso ist die tiefste Falte mit einem Zahlenwert von 1950 Mikrometer um das Dreifache tiefer.

Diese Erkenntnisse führen zu der Schlussfolgerung, dass im Vergleich zum Randbereich stärker wirkende Kräfte im Zentrum des Barrens vorliegen. Zudem erhöht sich die Wahrscheinlichkeit, dass die tief ausgeprägten Falten die Oxidationsschicht aufreißen, was eine Erhöhung der Oxidationsgeschwindigkeit zur Folge hat.

- Werkstoff- und Vertikalfaltencharakteristik der AlMg4,5Mn0,4 -

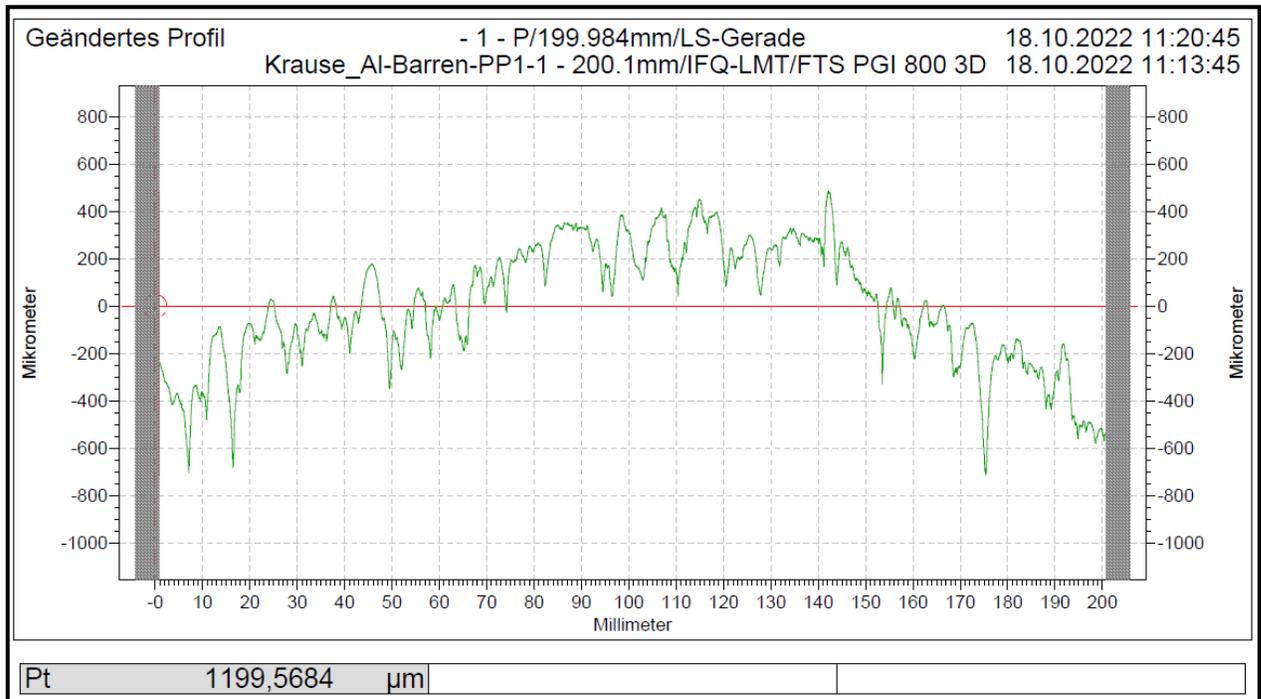


Abbildung 47: Topographische Auswertung der Probe aus dem Randbereich

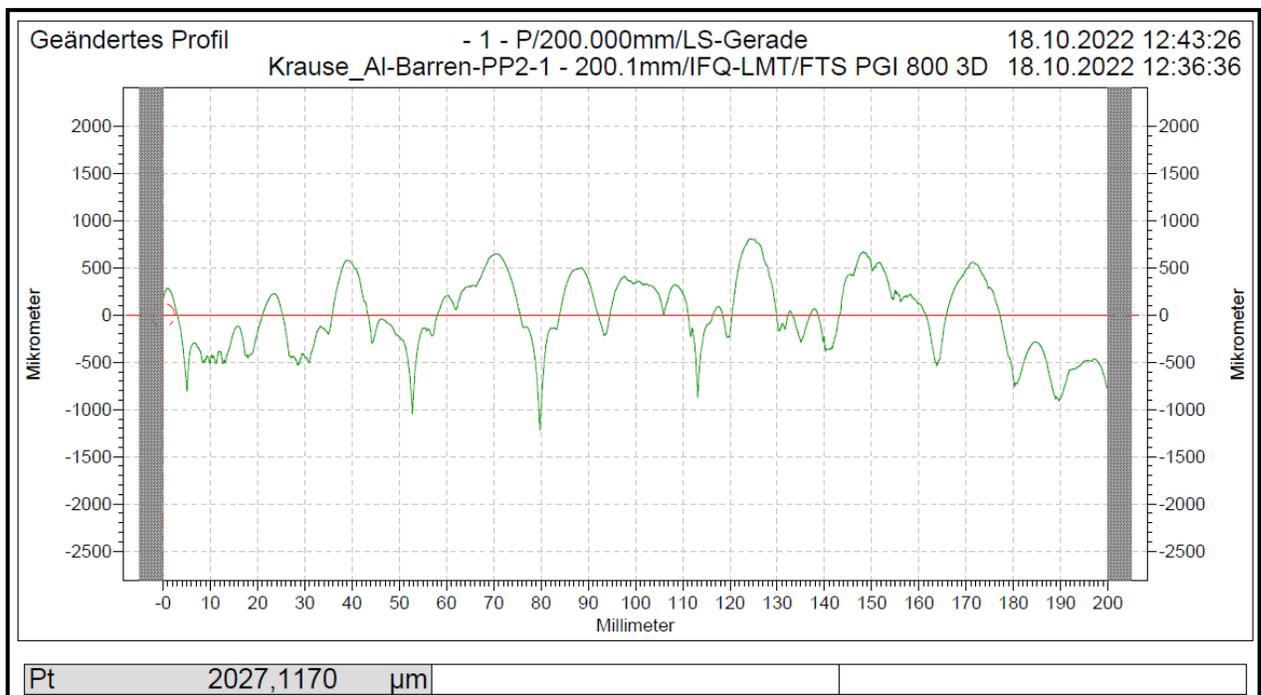


Abbildung 48: Topographische Auswertung der Probe aus dem Zentrum

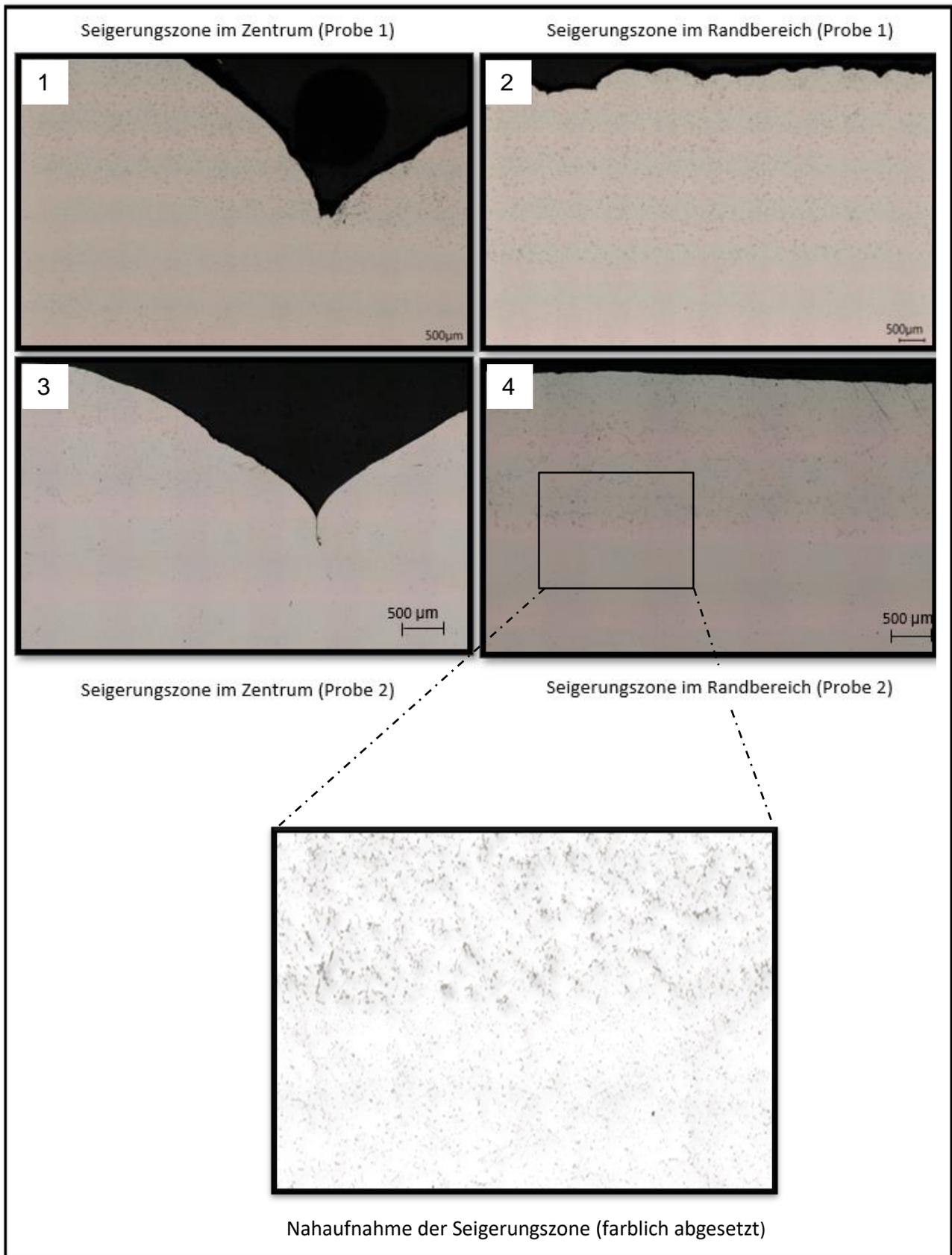
### 6.3 Lichtmikroskopie – Charakterisierung der Mikrostruktur

Zur Untersuchung der Mikrostruktur werden photographische Aufnahmen am Keyence Digital Mikroskop VHX-5000 angefertigt. Die Materialproben entstammen aus dem Randbereich und dem Zentrum der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> sowie aus der Vergleichslegierung AlMn1Mg1. Die in einem Epoxidharz eingebetteten Materialproben werden mittels einem Silizium-Karbid-Nassschleifpapier geschliffen und abschließend mit unterschiedlichen Poliersuspensionen poliert. An visuell markanten Positionen wie Rissen oder Poren entstehen in 200-facher und 600-facher Vergrößerung die Gefügebilder.

Die in Abbildung 49 aufgezeigten mikroskopischen Aufnahmen (200-fach vergrößert) visualisieren ausgewählte Bereiche der Randzone und des Zentrums einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub>-Legierung. Es lässt sich ableiten, dass keine Unterschiede im Gefüge der verschiedenen Güsse und zwischen Kopf- und Fußscheibe vorliegen. Jedoch ist eine Seigerungszone (Entmischung der Schmelze beim Übergang in den festen Zustand) in Nähe der Oberfläche erkennbar. Diese lässt sich als inverse Makroseigerung erklären. Folglich fließt lösungsreiche Flüssigkeit in Richtung der Barrenaußenseite erstarrt in diesen Randbereich und bildet Ausscheidungen. Visuell ist erkennbar, dass aufgrund unterschiedlicher Ausscheidungsformen mindestens zwei Phasen vorliegen. Die Stärke der Seigerungszone variieren innerhalb der analysierten Probenkörper zwischen Null und Drei Millimeter.

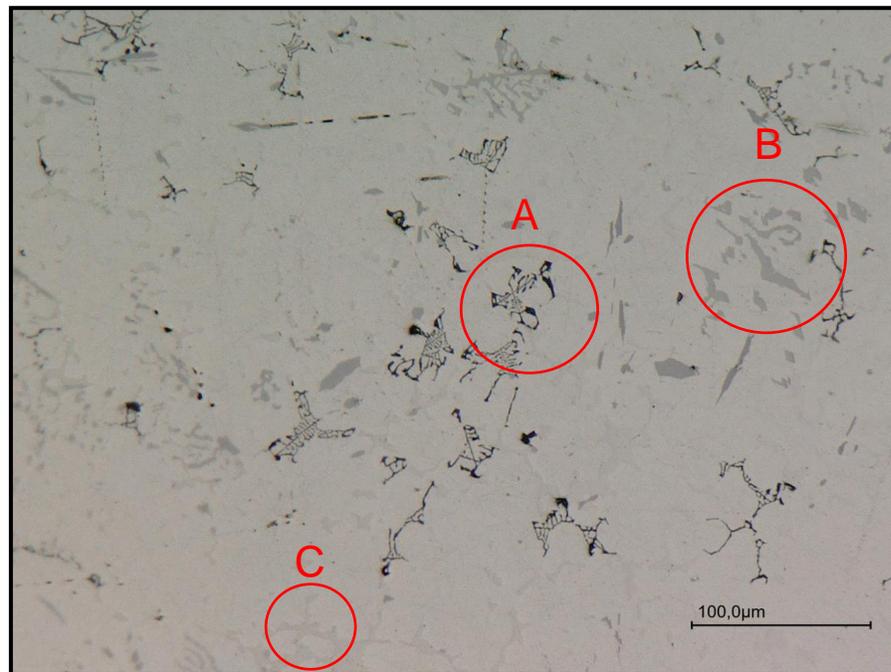
Die mikroskopischen Aufnahmen des Randbereiches (Abbildung 49, Aufnahme 2 und 4) zeigen auf, dass bei einem Oberflächengefüge ohne stark ausgeprägte Faltenausbildung eine gleichmäßige Seigerungszone vorliegt. Dem gegenübergestellt lässt sich feststellen, dass im Bereich einer Falte (Abbildung 49, Aufnahme 1 und 3) eine diskontinuierlich ausgeprägte Seigerungszone existent ist. Die Einflussnahme der Seigerungszone auf die Faltenausbildung und die damit einhergehenden Wechselwirkungen bzgl. einer erhöhten Oxidation oder eines erhöhten Spannungsaufkommens muss im Detail mittels Rasterelektronenmikroskop analysiert werden.

Des Weiteren sind in der Abbildung 49 (Aufnahme 3) Mikrorisse sichtbar, die aus einer Falte heraus entstanden sind. Die Rissbildung konnte nur an Proben des Walzbarrenzentrums identifiziert werden. Daraus lässt sich ableiten, dass im Zentrum ein höheres Aufkommen an Spannungen vorliegt. Die Ausprägungen der Risse sind innerhalb der einzelnen Probenkörper sehr individuell und lassen sich von 20 bis 1000 Mikrometer beziffern. Anhand der mikroskopischen Aufnahmen kann jedoch nicht der Entstehungszeitpunkt sowie der Verlauf (entlang der Korngrenzen oder durch Korngrenzen) bestimmt werden.



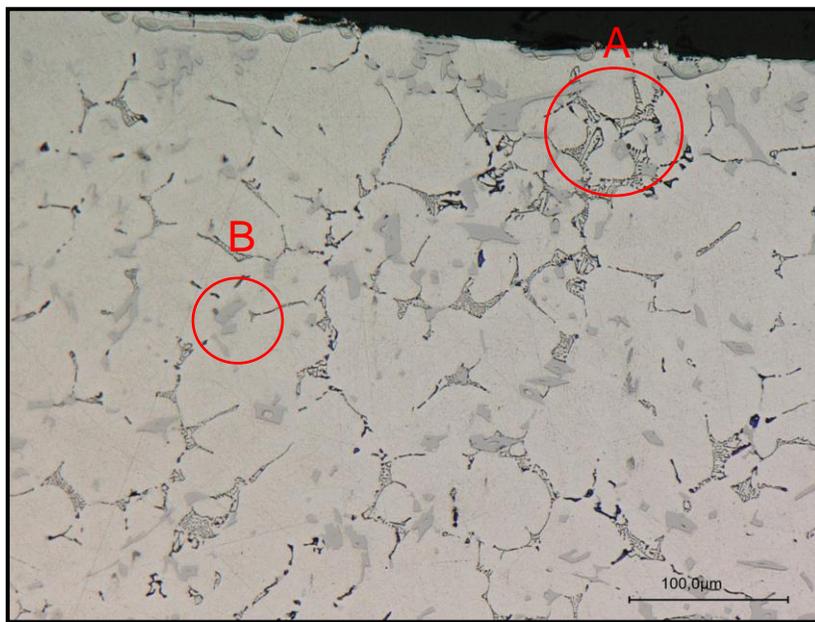
**Abbildung 49:** Mikroskopische Aufnahmen und Nahaufnahme der Seigerungszone

Die folgenden 600-fach vergrößerten mikroskopischen Aufnahmen sowie die daraus resultierenden Erkenntnisse entstammen aus der Seigerungszone der beiden zu untersuchenden Legierungen (AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> und AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub>). Aus der in Abbildung 50 betrachteten Seigerungszone der magnesiumreichen Legierung gehen drei verschiedene intermetallische Phasen (homogene Verbindung aus mindestens zwei Metallen) hervor. Die unter „A“ gekennzeichnete Phase kann auf Grundlage theoretischer Erkenntnisse als eine Magnesium-Silizium-Phase identifiziert werden. Phase „B“ liegt in einer teilweise kubisch formierten Ausprägung vor und ähnelt einer eisenreichen Phase. Die Phase „C“ ist kaum vom  $\alpha$ -Aluminium zu unterscheiden. Strukturell ist sie mit Phase „B“ vergleichbar. Unter Zuhilfenahme des Phasendiagramms kann „C“ als eutektische Aluminium-Magnesium-Phase charakterisiert werden. (REM/EDX – Untersuchungen erfolgen in Kapitel 6.8)



**Abbildung 50:** Seigerungszone des Randbereiches der AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> (600-fach vergrößert)

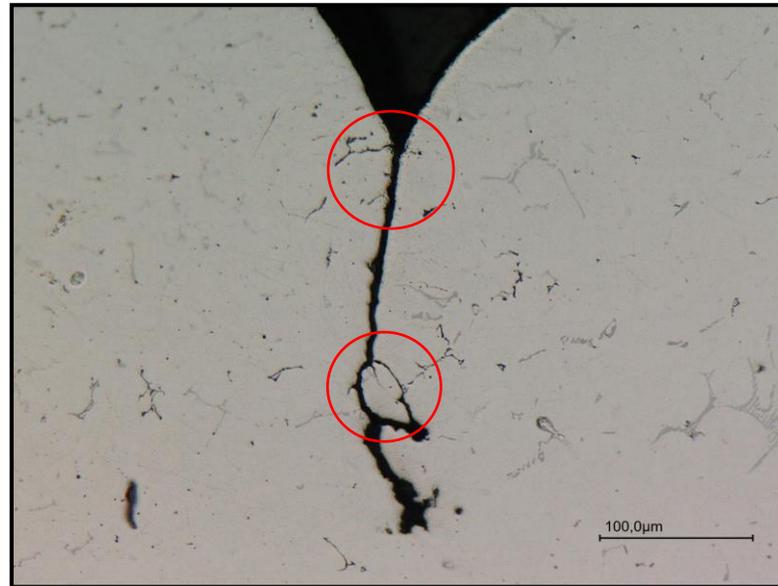
Dem gegenüber steht die 600-fach vergrößerte mikroskopische Aufnahme der AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub>-Seigerungszone (Abbildung 51). Ähnlich der zuvor untersuchten Legierung weist diese Seigerungszone ebenfalls ein hohes Maß an Ausscheidungen auf. Dennoch sind rein visuell die Phasen enger aneinander angeordnet. Auch in der Legierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> ist die unter „A“ gekennzeichnete Magnesium-Silizium-Phase erkennbar. Ebenfalls ist die Phase „B“ ausgeprägt. Diese liegt jedoch in einer komprimierteren Struktur vor. Phase „C“ ist in der AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub>-Seigerungszone nicht präsent. Die fehlende Aluminium-Magnesium-Phase charakterisiert den markantesten Unterschied beider Legierungen.



**Abbildung 51:** Seigerungszone des Randbereiches der AlMn1Mg1 (600-fach vergrößert)

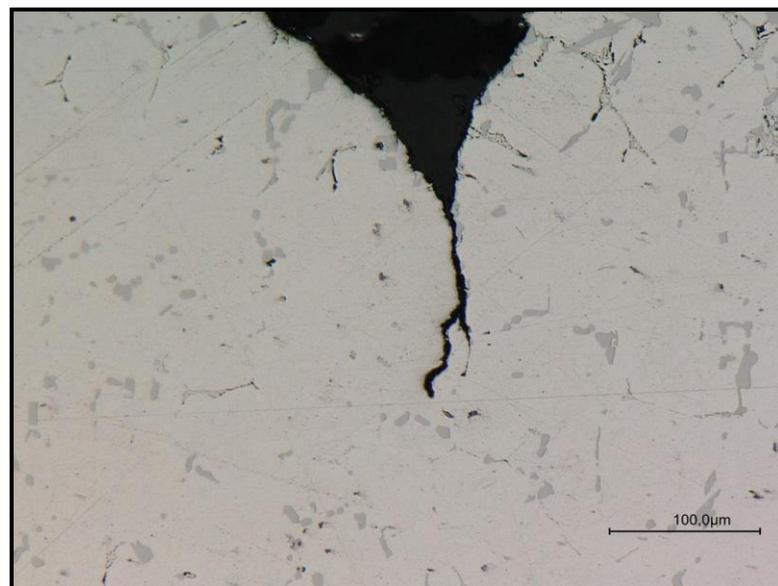
Anhand der gewonnenen Erkenntnisse kann geschlossen werden, dass die eutektische Phase „C“ einen Einfluss auf die Oberflächenbeschaffenheit ausüben kann. Charakterisiert wird diese Phase durch den zuletzt stattfindenden Erstarrungsvorgang. Aus der Literaturrecherche geht hervor (Tabelle 3 und Tabelle 9), dass die AlMn1Mg1 – Legierung eine höhere Solidustemperatur im Vergleich zur Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> aufweist. Dies wird durch die fehlende eutektische Phase begründet. Der Erstarrungsvorgang ist schneller abgeschlossen, wodurch Spannungen weniger Zeit haben, um Risse auszubilden.

Nachstehend werden die Rissbildungen beider Legierungen, welche aus einer vertikalen Falte heraus entstanden sind, ausgewertet und charakterisiert. Die in Abbildung 52 visualisierte Aufnahme eines Mikrorisses der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> entstammt aus dem Zentrum der Walzbarrentestscheibe. Bei einer detaillierten Betrachtung ist erkennbar, dass der Vorgang einer Rissentstehung erst nach der Ausbildung der intermetallischen Phase stattfinden kann. Begründet wird die Erkenntnis anhand der zerteilten Magnesium-Silizium-Phase. Dieses Phänomen ist nicht an eisen- und manganhaltigen Ausscheidungen ersichtlich. Mögliche Ursachen können dafür unterschiedliche Entstehungszeitpunkte der Phase oder eine erhöhte Sprödigkeit sein. Weiterhin ist anhand der Abbildung 52 ableitbar, dass die Risse in Kombination mit Hohlräumen auftreten. Diese Erkenntnis bekräftigt die allgemeine Annahme, dass Hohlräume die Rissbildung fördern.



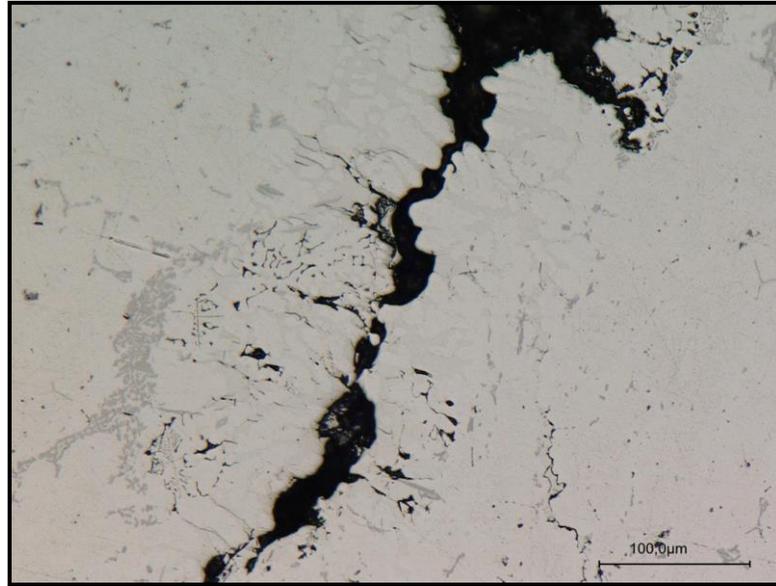
**Abbildung 52:** Mikroriss der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub>

Dem gegenüber wird unter Zuhilfenahme der Abbildung 53 ein Mikroriss innerhalb einer Oberflächenfalte der Legierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> aufgezeigt. Die maximale Risstiefe lässt sich mit 100 Mikrometer beziffern. Im direktem Vergleich dazu konnte die Tiefe der Rissausbildung einer AlMg<sub>4,5</sub> Mn<sub>0,4</sub> – Legierung mit 250 Mikrometer detektiert werden. Die geringere Risstiefe kann durch ein kleineres Spannungsaufkommen sowie einer verminderten Anzahl an Hohlräumen, begründet durch das Fehlen der eutektischen Phase, erklärt werden.



**Abbildung 53:** Mikroriss der Legierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub>

Abschließend wird ein Makroriss, welcher im Faltenursprung entstanden ist, untersucht. In Abbildung 54 wird ein Ausschnitt eines Risses aufgezeigt, der 150 Millimeter in den Walzbarren eingedrungen ist. Entlang des gesamten Risses ist ein hohes Aufkommen der Aluminium-Magnesium-Phase erkennbar. Das Erscheinungsbild des Risses zeigt auf, dass die Phasen vollständig erstarrt sind, bevor dieser entsteht. Begründet wird diese Erkenntnis anhand der zerteilten Phasen. Weiterhin sind diverse Hohlräume innerhalb der Rissstruktur ersichtlich.



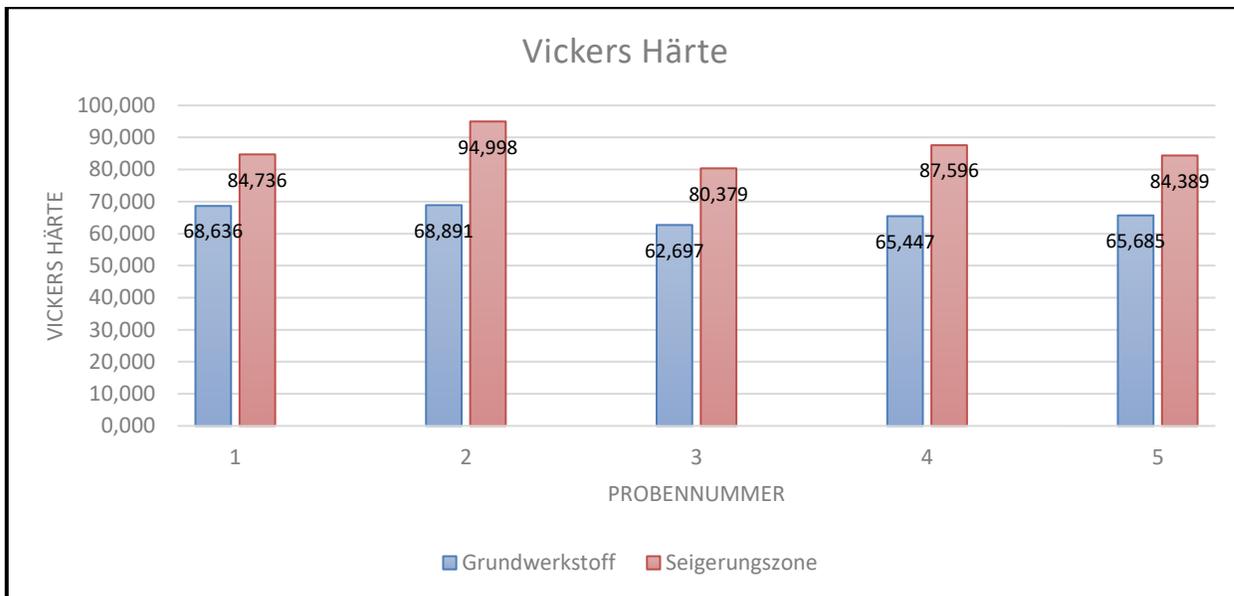
**Abbildung 54:** Makroriss der Legierung AlMg4,5Mn0,4

#### 6.4 Härtemessung (nach Vickers) der Probenkörper

Eine Charakterisierung der Seigerungszone wird mittels einer Härteprüfung nach Vickers durchgeführt. Die Bereiche in Oberflächennähe sowie mit einer Entfernung von mindestens zehn Millimeter von der Oberfläche werden dabei vordergründig untersucht. Alle Messungen erfolgen bei Raumtemperatur an einem Universalhärteprüfgerät von Carat. Die Eindringdauer beträgt  $t_{\text{ein}} = 15$  s bei einer Prüflast  $F_{\text{HV}} = 294$  N. Die dabei erhaltenen Daten sind im *Anhang 1* aufgelistet. Unter Zuhilfenahme dieser Rohdaten und der folgenden Gleichung 6 werden die Härtewerte des Grundwerkstoffes und der Seigerungszone berechnet.

$$HV = \frac{1}{9,80665} \times \frac{2 \times F \times \sin \frac{136}{2}}{d^2} = 0,1891 \frac{F}{d^2} \quad (\text{Gleichung 6})$$

$$\text{mit } d = \frac{d_1 + d_2}{2}$$



**Abbildung 55:** Härtewerte des Grundwerkstoffes und der Seigerungszone

Anhand der Abbildung 55 ist erkennbar, dass in der Seigerungszone um ca. 25 Prozent höhere Härtewerte im Vergleich zum Grundwerkstoff vorliegen. Aus diesen erhöhten Härteparametern resultieren veränderte Eigenschaften wie z.B. eine gesteigerte Sprödigkeit und eine verringerte Duktilität. Dies wiederum bestärkt die Anfälligkeit einer Rissausbildung. Aus dem Ergebnis der Härtemessung lässt sich interpretieren, dass ein Aufreißen der Oxid- und Seigerungsschicht durch entstehende Spannungen möglich ist. Dementsprechend wird die These aus der mikroskopischen Untersuchung bestärkt, dass Mikrorisse erst nach der Ausbildung der Seigerungszone auftreten.

### 6.5 Zugversuch – Ermittlung der elastischen Kennwerte

Zur Ermittlung der elastischen Kennwerte sowie Bestimmung der Auswirkungen einer Falte auf den Grundwerkstoff werden Belastungstests durchgeführt. Für die Raumtemperaturzugversuche wird eine computergesteuerte Materialprüfmaschine vom Typ TC-FR250SN.A4K eingesetzt. Die Charakterisierung der Probenkörper erfolgt in Abhängigkeit einer kontinuierlich steigenden Zugkraft (0,5 Newton pro 0,02 Sekunden).

Untersucht werden zwei Probenkategorien, zum einen das Gefüge unter einer Faltenregion und das Gefüge unter einer faltenfreien Region, mit jeweils 16 Probenkörpern. Die Ergebnisse der Dehngrenze (Rp 0,2) zeigen auf (*Anhang 2*), dass die Mittelwerte beider Messreihen nahezu identisch sind.

Im Vergleich zum Gefüge unterhalb eines faltenfreien Bereiches weist das Gefüge unter einem faltenreichen Bereich eine höhere Standardabweichung auf. Somit ist eine dominierende Streubreite der Messwerte rund um den Mittelwert gegeben.

Ein weiterer Festigkeitskennwert zur Analyse der zugrundeliegenden Probenkategorien ist die Zugfestigkeit ( $R_m$ ). Nach Auswertung der Parameter ist erkennbar, dass sich diese nur marginal voneinander unterscheiden (*Anhang 3*). Die gemittelte Zugfestigkeit eines Gefüges unter einer Faltenregion weist einen Wert von 208,12 Megapascal auf. Vergleichend hierzu konnte bei einem Gefüge unter einer faltenfreien Region ein Kennwert von 205,26 Megapascal identifiziert werden. Auch die Standardabweichung weicht nur geringfügig mit einer Differenz von 2,02 Megapascal voneinander ab.

Zusammenfassend lassen sich keine signifikanten Unterschiede der Dehngrenzen und der Zugfestigkeiten innerhalb beider Probenkategorien ableiten. Dies bekräftigt die These, dass das vorliegende Faltenbild als ein Oberflächendefekt eingestuft werden kann und keine negativen Auswirkungen auf das Gefüge vorliegen.

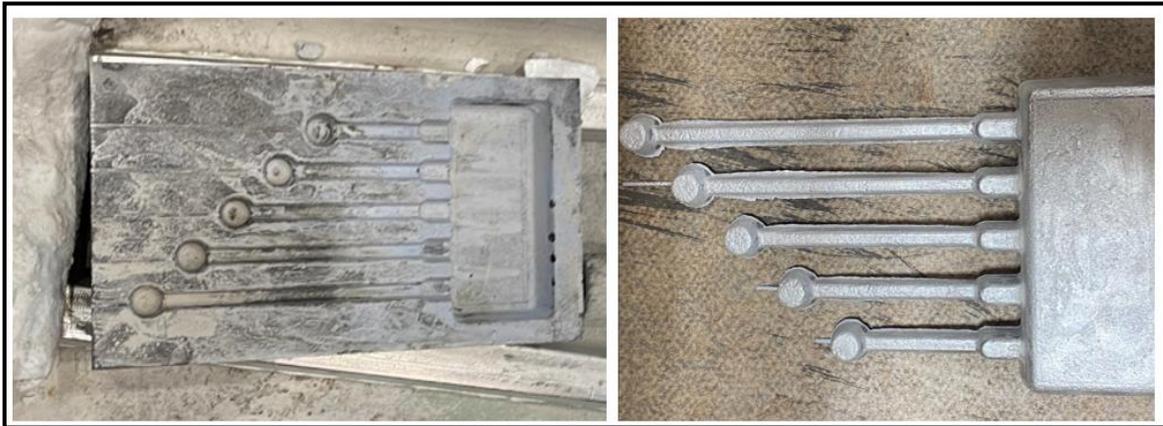
## **6.6 Warmrissneigung – Charakterisierung der Warmrissempfindlichkeit**

Der Warmriss wird als eine intermetallische Werkstofftrennung in der Endphase der Erstarrung definiert. Kurz vor dem Erreichen der Soliduslinie sind innerhalb der gewachsenen Kristalle noch Abschnitte mit Flüssigmetall vorhanden. Wird das Gussstück anschließend durch Spannungsaufschlagung beansprucht, können Spannungsrisse, die auch als Warmrisse definiert werden, entstehen. [101]

Die Warmrissempfindlichkeit korreliert mit der Schmelztemperatur und der chemischen Zusammensetzung der Legierungselemente. Speziell die Einflussnahme des Magnesiumgehaltes wurde in der Vergangenheit untersucht. Aus diesen Testreihen geht hervor, dass eine geringfügige Rissempfindlichkeit bei einem Magnesiumgehalt größer drei Prozent vorliegt. [115]

Dieses Ergebnis soll anhand der Legierungen AlMg<sub>4,5</sub> Mn<sub>0,4</sub> und AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> validiert werden. Mittels eines Abgusses in die Stabkokille (Abbildung 56 links) kann eine Aussage über die Warmrissneigung der beiden Aluminiumlegierungen getroffen werden. Damit ein direkter Vergleich nachvollziehbar ist, erfolgt der Test mit einer einheitlichen Temperatur von 500°C des Kokillenmodells und einer Temperatur von 670°C der Aluminiumschmelze. Nach Abguss verweilt die Schmelze mindestens sieben Minuten in der Kokillenform. Anschließend erfolgt die Begutachtung der Gussstücke.

Dabei werden die entstehenden Risse in fünf Kategorien untergliedert: kein Riss, Haarriss, gut sichtbarer Riss, breiter Riss und abgebrochener Riss. [116]



**Abbildung 56:** Stabkokille (links) und Gussstück (rechts)

Mittels der visuell erfassten Warmrisszahl (WRZ) kann eine Aussage über die Warmrissempfindlichkeit (WRE) getroffen werden. Die Randbedingungen der Einordnung sind in der nachfolgenden Tabelle 12 aufgeführt.

**Tabelle 12:** Definition der Warmrissempfindlichkeit auf Basis der ermittelten Warmrisszahl [117]

Warmrisszahl (WRZ)	Warmrissempfindlichkeit (WRE)
0 ≤ 3	keine WRE
3 ≤ 6	geringe WRE
6 ≤ 9	mittlere WRE
9 ≤ 12	hohe WRE
12 ≤ 15	sehr hohe WRE

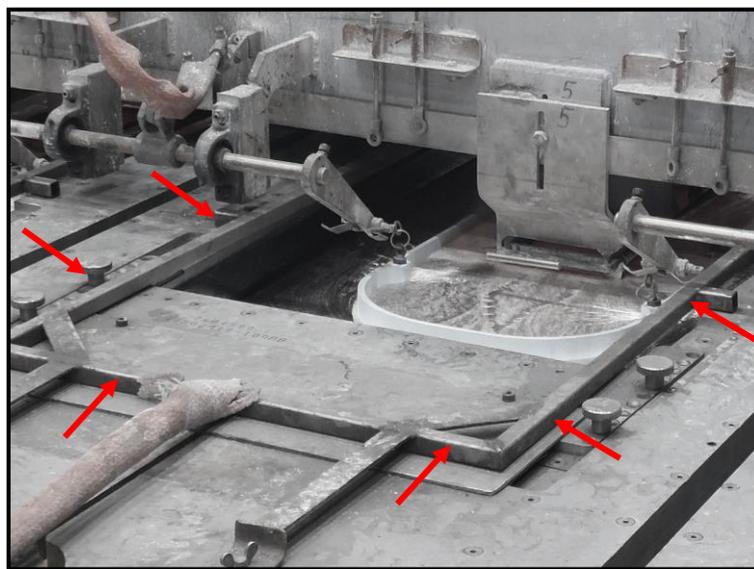
Die Charakterisierung der Warmrissempfindlichkeit erfolgt an je fünf Gussstücken. Die Abbildung 56 rechts visualisiert exemplarisch eines der Gussstücke aus der Stabkokille. Sowohl bei der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> als auch bei der Legierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> konnten keine der zuvor aufgelisteten fünf Risskategorien nachgewiesen werden. Dementsprechend ist ableitbar, dass beide Legierungen nicht warmrissempfindlich sind. Dies wird begründet durch die kontinuierliche Zuführung des Kornfeinungsdrahtes aber auch durch die niedrige Schmelztemperatur von 670°C.

## 6.7 Einsatz von Argon

Zur Abschirmung des Flüssigmetalls vor chemischen Reaktionen mit der Umgebungsatmosphäre wird üblicherweise Argon eingesetzt. Durch die Verwendung des reaktionsträgen inerten Edelgases soll der Sauerstoff aus der Kokille verdrängt und resultierend daraus die Oxidation gehemmt werden. [118]

Auch an der Stranggießanlage des Industriepartners wird die oxidationshemmende Wirkung des Argons vorteilhaft ausgenutzt, um die reaktionsfreudige Metallschmelze der Aluminiumlegierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> vor Wechselwirkungen mit Sauerstoff zu schützen.

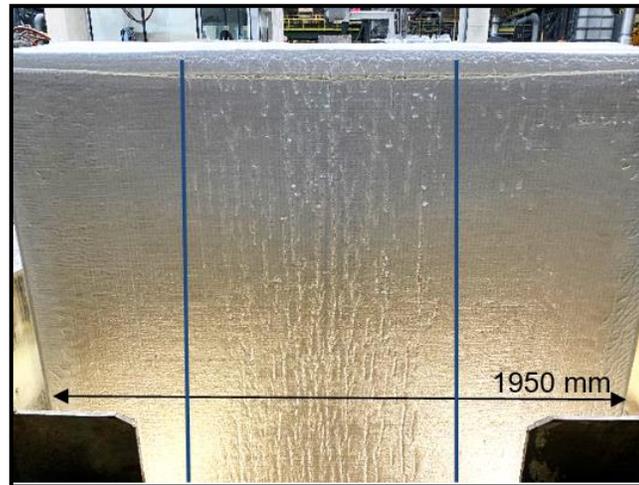
Die Argonzuführung ist, wie in Abbildung 57 erkennbar, am Gießtisch positioniert und wird ausschließlich bei Aluminium-Magnesium-Legierungen mit einem kontinuierlichen Durchfluss von 3 m<sup>3</sup>/h aktiviert. Durch die in der Vergangenheit installierte Argonzuleittechnik konnte der kooperierende Industriepartner eine Verbesserung der Barrenoberflächen verzeichnen.



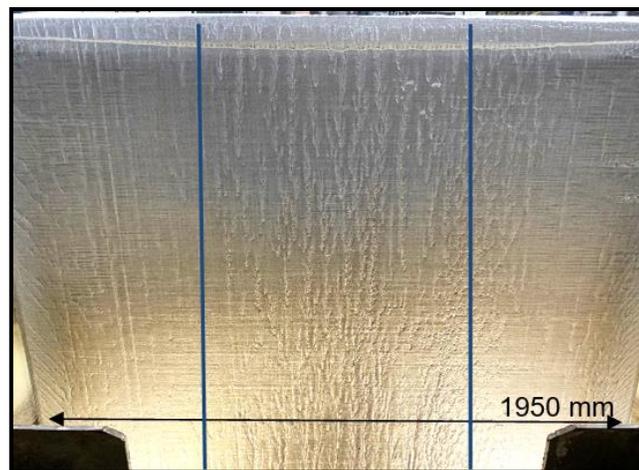
**Abbildung 57:** System der Argonzuführung (gekennzeichnet durch die roten Pfeile)

Nachfolgend wird die Ausbildung vertikaler Falten unter der Betrachtung des Einflussfaktors Argon näher dargelegt. Der Versuchsaufbau wird über einen Zeitraum von drei Güssen gesetzt, bei denen vollständig auf die Nutzung von Argon als Schutzgas an der Kokille fünf verzichtet wird. Der Versuch umfasst ebenfalls an zwei weiteren Güssen die Erhöhung der Argonzuführung von 3 m<sup>3</sup>/h auf 4 m<sup>3</sup>/h an Kokille fünf. Unter Zuhilfenahme makroskopischer und mikroskopischer Aufnahmen können Unterschiede der Oberflächenstruktur aufgezeigt und bewertet werden.

Die Untersuchung der Einflussnahme des Argons auf die Oberflächenbeschaffenheit eines Walzbarrens umfasst insgesamt fünf Güsse. Nach makroskopischer Begutachtung lässt sich grundsätzlich ein einheitliches Erscheinungsbild erkennen. Die in den Abbildungen 58 und 59 aufgezeigten Barrenoberflächen entstammen aus der Kokillen fünf. Für einen repräsentativen Vergleich werden die Test nacheinander mit identischen Ausgangsparametern, welche die Angusstemperatur und die Legierungszusammensetzung umfasst, durchgeführt. Abbildung 58 zeigt die Struktur einer Walzbarrenoberfläche, welche mit einem Argonfluss von 4 m<sup>3</sup>/h gegossen wurde, währenddessen Abbildung 59 die Oberflächenstruktur eines Barrens ohne Argonzuführung aufzeigt. Erkennbar ist, dass sich unabhängig vom Schutzgas Argon vertikale Falten im Zentrum der Walzbarrenoberfläche ausbilden.



**Abbildung 58:** Barrenoberfläche (AlMg4,5Mn0,4 – Legierung) mit erhöhter Argonzuführung



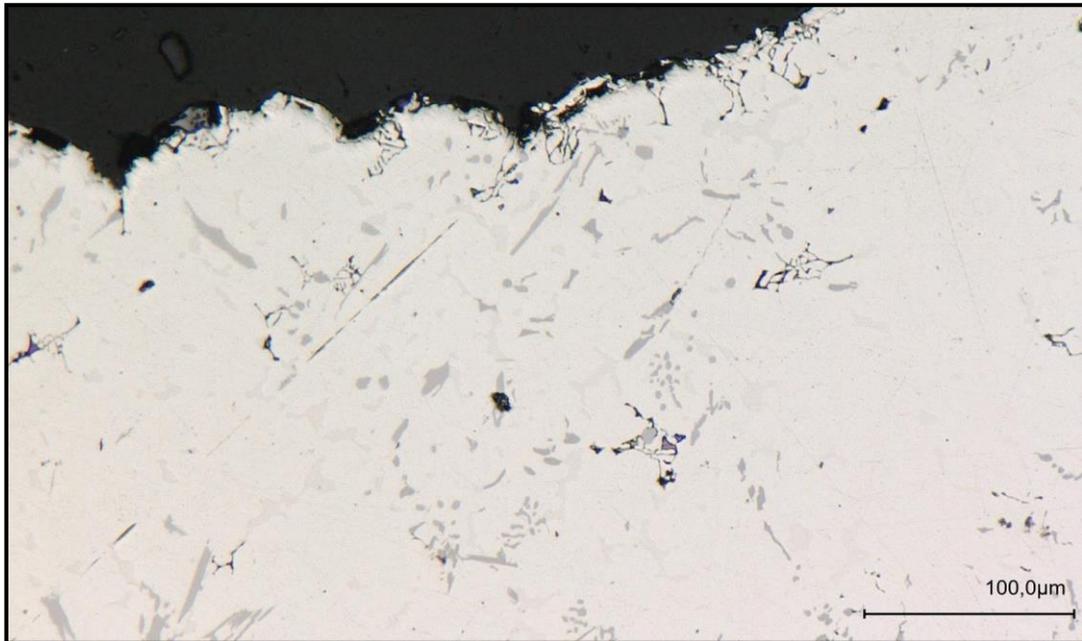
**Abbildung 59:** Barrenoberfläche (AlMg4,5Mn0,4 – Legierung) ohne Argonzuführung

Des Weiteren wird verdeutlicht, dass sich die vertikalen Falten ohne eine Verwendung von Argon nicht maßgeblich verschlechtern. Jedoch ist eine Abhängigkeit der zugeführten Argonmenge hinsichtlich der Oberflächenstruktur im Randbereich sichtbar. Es scheint, als würde sich eine Verbesserung in Form einer glatten Oberfläche abzeichnen, hingegen im Randbereich des argonfreien Barrens ein höheres Aufkommen an Falten und Unebenheiten auffällt.

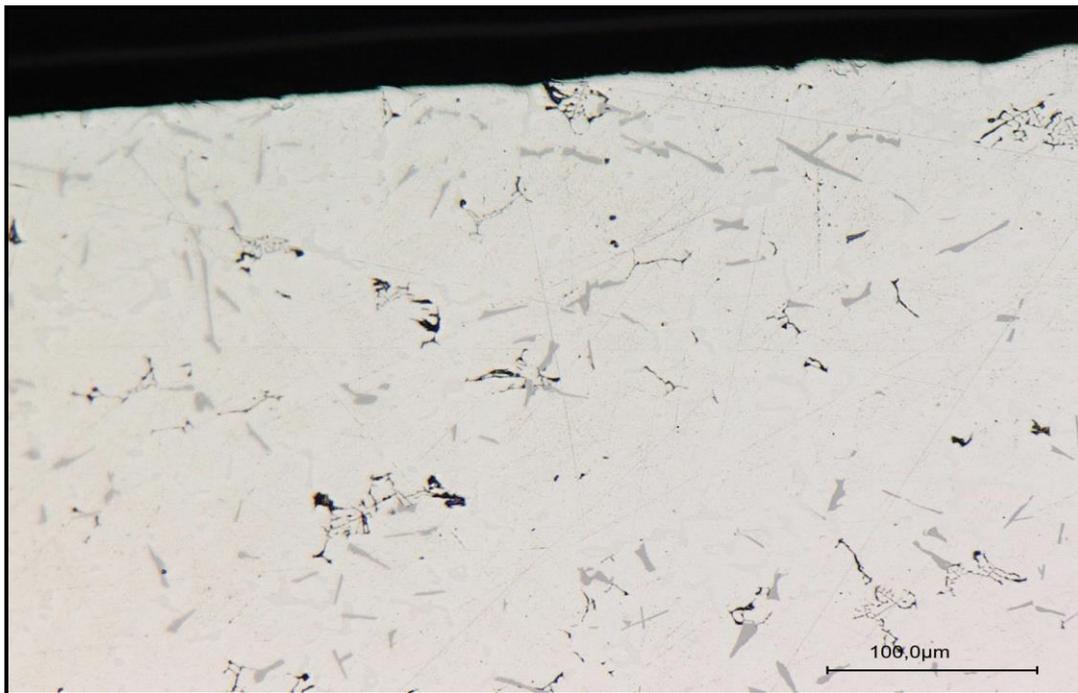
Weiterhin wird die Einflussnahme des Argons unter Verwendung lichtmikroskopischer Aufnahmen analysiert. Anhand der Abbildungen 60 und 61 kann abgeleitet werden, dass keine Unterschiede in der Beschaffenheit und der Ausbildung der Seigerungszone vorliegen. Unabhängig von der Argonmenge liegt eine identische metallische Phase mit ähnlicher Verteilung vor. Ein markanter Unterschied, welcher sich in Abbildung 60 abzeichnet, ist die Struktur der Oberfläche. Beide Probenkörper entstammen aus dem Randbereich der Walzflächen. Die unregelmäßige Oberflächenstruktur weist auf eine erhöhte Oxidation hin. Die Wechselwirkung der intermetallischen magnesiumhaltigen Phase scheint die Oberflächenbeschaffenheit zu beeinflussen und die Oxidation zu bekräftigen.

Aus den Ergebnissen der Versuchsreihe kann interpretiert werden, dass die vertikale Faltenausbildung nur in geringen Maßen von der Argonzufuhr beeinflusst wird. Dennoch scheint das Edelgas einen positiven Einfluss auf die Oberflächenstruktur auszuüben. Dementsprechend besteht die Annahme, dass die verwendete Argonzuführung modifiziert werden muss, um eine erhöhte Argonmenge im Zentrum der Walzbarrenfläche zu positionieren. Eine weitere denkbare Möglichkeit ist, dass die vertikalen Falten nicht direkt aus der Oxidation entstehen, sondern einen anderen Ursprung erfahren bzw. die Oxidation die vertikale Faltenausbildung lediglich verstärkt.

Zur Einordnung einer möglichen Interaktion zwischen dem Erscheinungsbild der vertikalen Falten und der vorliegenden Oxidationsschicht ist eine tiefgreifende Analyse mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) und energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) erforderlich. Unter Verwendung dieser Untersuchungsmethoden können Mikrostrukturen sowie elementare Zusammensetzung der Gefügephasen und der Oxidschichten ermittelt werden.



**Abbildung 60:** Mikroskopische Aufnahme einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung ohne Argonzufuhr



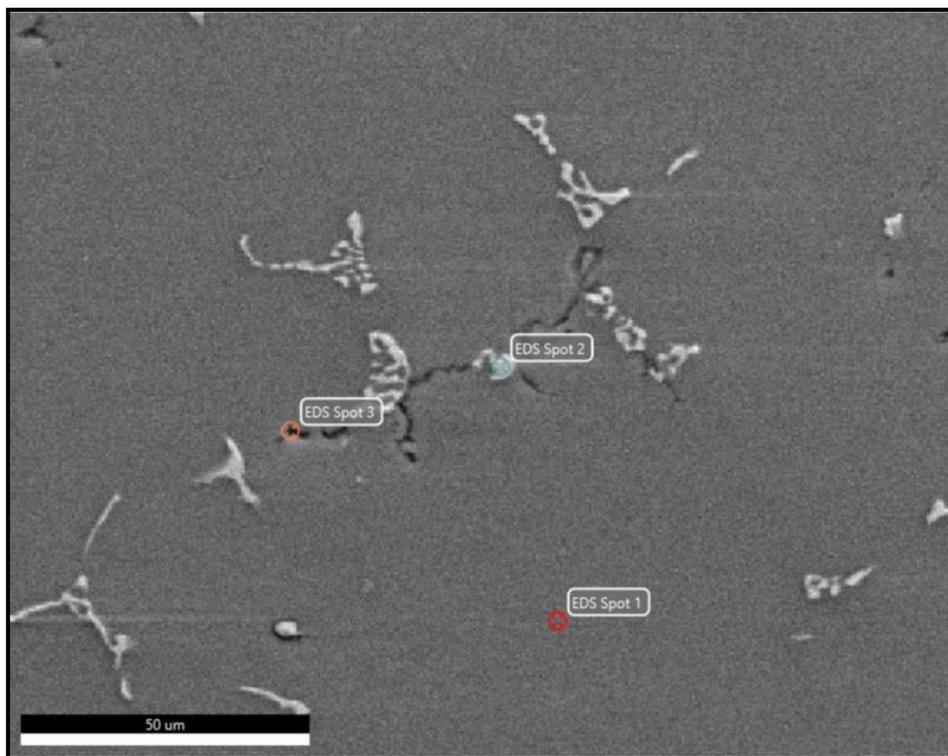
**Abbildung 61:** Mikroskopische Aufnahme einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung mit Argonzufuhr

## 6.8 Bestimmung der chemischen Zusammensetzung mittels EDX-Analyse

Zur besseren Einordnung der bisher gewonnenen Erkenntnisse werden Aufnahmen der Mikrostruktur mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) angefertigt. Diese Methodik wird häufig in Kombination mit energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) eingesetzt. Dabei können zielgerichtete Analysen zur Identifizierung der in der Probe enthaltenen chemischen Elemente durchgeführt werden. Die zu untersuchende Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> wird mit der Referenzlegierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> gegenübergestellt und verglichen.

Zur Charakterisierung der einzelnen Phasen sowie der Oxidhaut werden rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen an Probenpräparaten beider Legierungen durchgeführt. Die Proben, die bereits für die metallographischen Untersuchungen ihre Anwendung fanden, werden mittels EDX durch Punkt- und Linien-Scans analysiert. Da das zur Einbettung der Probenpräparate verwendete Epoxidharz elektrisch isolierend wirkt, erfolgt vor der Untersuchung eine Bearbeitung der Einbettungsmasse mittels Silberionen.

Das in der Abbildung 62 dargestellte rasterelektronenmikroskopische Gefügebild zeigt die im Grundwerkstoff AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> gesetzten EDX-Punktscans sowie in Tabelle 13 die dazugehörigen Phasenanalysen (detaillierte Auflistung der chemischen Zusammensetzung im *Anhang 4*).



**Abbildung 62:** EDX-Aufnahme des Grundwerkstoffes AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung

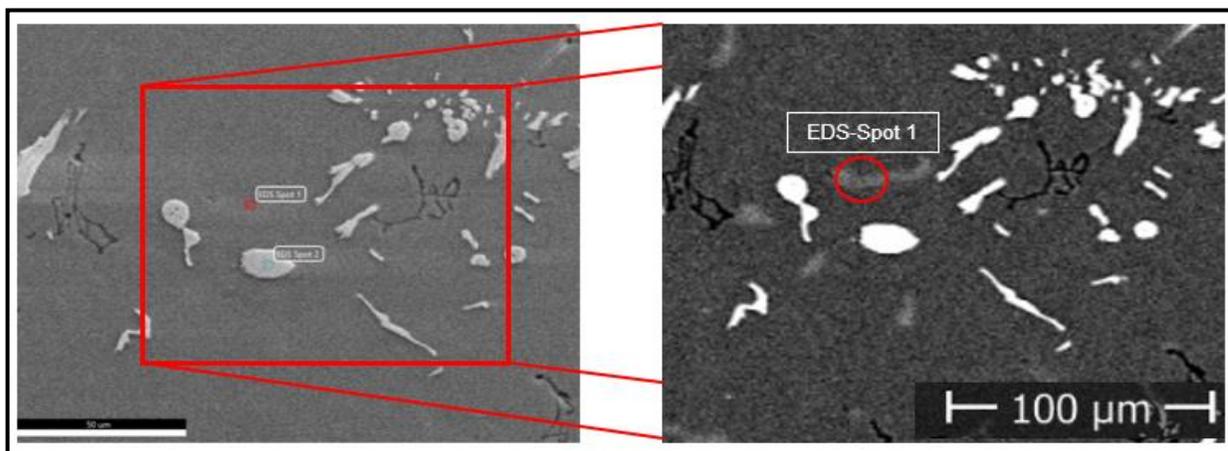
**Tabelle 13:** Phasenanalyse des Grundwerkstoffes AlMg4,5Mn0,4 – Legierung

Spektrum (EDS Spot)	Al	Mg	Si	Mn	Fe	O
1	95,8	4,2	-	-	-	-
2	74,0	3,3	-	2,9	19,7	-
3	66,5	15,7	8,8	-	-	9,1

Mass-%

EDS-Spot 1 wurde in der  $\alpha$  – Aluminiummatrix positioniert und liefert das erwartete Ergebnis von 95,8 Prozent Aluminium und 4,2 Prozent Magnesium. Ebenfalls kann festgestellt werden, dass die kubischen Phasen (EDS-Spot 2) primär aus den Elementen Aluminium und Eisen und in geringen Mengen aus Mangan und Magnesium bestehen. EDS-Spot 3 kann als magnesiumhaltige Phase mit einem Anteil von 15,7 Prozent identifiziert werden. Weiterhin ist ein Sauerstoffgehalt von 9,1 Prozent nachweisbar. Daraus lässt sich ableiten, dass die ermittelten Elemente mit dem Sauerstoff reagieren und Oxide ausgebildet haben.

Des Weiteren zeigt die folgende Abbildung 63 die Seigerungszone sowie einen vergrößerten Ausschnitt, welche mittels einer Backscattered Electrons (BSE) – Bildaufnahme erzeugt wurde. BSE ist ein System für die quantitative Aufnahme von Rückstreuелеktronen für eine stärkere Abgrenzung einzelner Phasen.



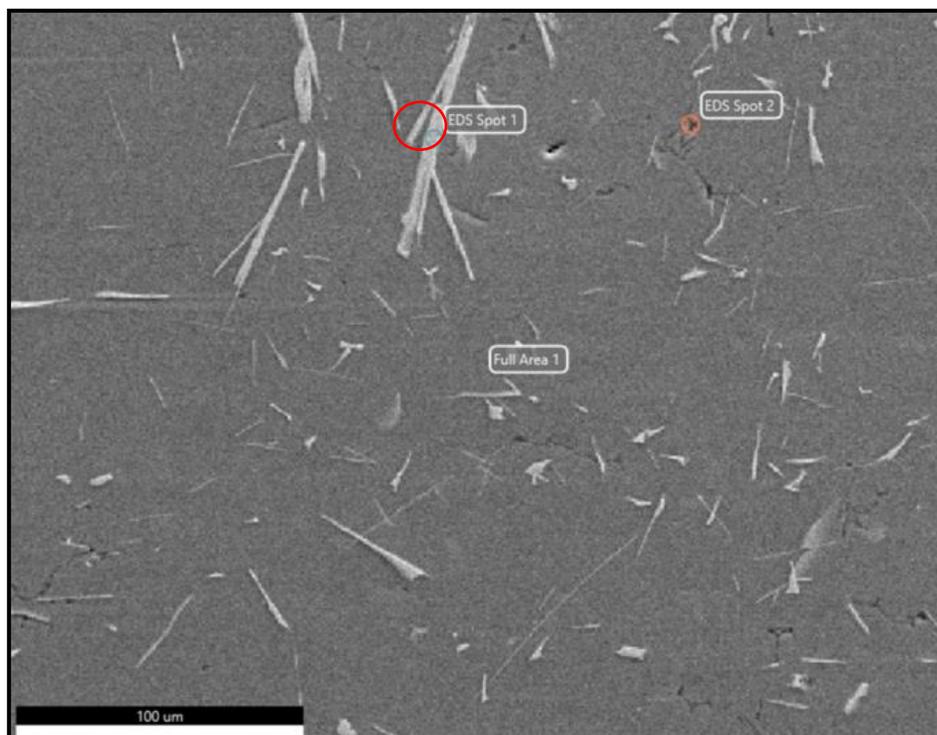
**Abbildung 63:** BSE-Bildaufnahme der Seigerungszone der Al Mg4,5Mn0,4 – Legierung

Die erkennbaren drei Phasen, welche sich bereits anhand der mikroskopischen Aufnahmen (Abbildung 50) abgezeichnet haben, können unter der Zuhilfenahme der BSE-Bildaufnahme

bestätigt werden. Der mit EDS-Spot 1 markierte Bereich kennzeichnet den Messpunkt der Phasenanalyse. Die Phase weist einen hohen Magnesiumanteil von 26,7 Prozent auf. Aber auch Elemente wie Calcium und Kupfer konnten detektiert werden (*Anhang 5*).

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die Hypothese bezüglich der intermetallenen Phasen, welche anhand der mikroskopischen Aufnahmen aufgestellt wurden, bestätigt und qualifiziert werden können. Die kubischartige Phase ist reich an Eisen und Mangan. Auch die im *Kapitel 6.3* gekennzeichnete Phase „A“ weist einen erhöhten Anteil an Magnesium und Silizium auf. Ferner ist die eutektische Phase als Aluminium-Magnesium-Phase zu charakterisieren. Die quantitativen Aussagen aus der Phasenanalyse können aufgrund der Toleranzen, welche in einem Bereich von 0,5 - 2 Mikrometer liegen, lediglich als Richtwert der Gewichtsanteile einzelner chemischen Elemente genutzt werden.

Für einen direkten Vergleich mit dem Grundwerkstoff (*Abbildung 62*) wird nachstehend die Seigerungszone näher betrachtet. Rein visuell sind eine erhöhte Anzahl sowie die Ausprägungen der einzelnen Phasen erkennbar. Die *Abbildung 64* stellt eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> in 500-facher Vergrößerung dar. Dabei zeichnet sich ein erster Unterschied hinsichtlich der Größe der kubischförmigen, eisenhaltigen Phasen ab.



**Abbildung 64:** EDX-Aufnahme der Seigerungszone AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung (500-fach vergrößert)

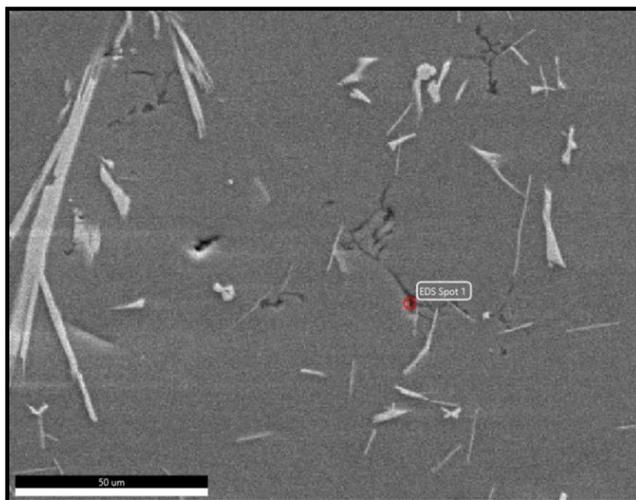
Die dazugehörige Übersicht der detektierten Elemente wird in der Tabelle 14 aufgezeigt (detaillierte Auflistung in *Anhang 6*). Es ist ein erhöhter Gewichtsanteil an Eisen und Mangan, welcher aufgrund der Oberflächenseigerung zu erklären ist, erkennbar. Hingegen ist der prozentuale Anteil an Magnesium gesunken. Dieses bildet sich in der Randzone vermehrt zu Clustern und tritt dementsprechend weniger in den Phasen auf.

**Tabelle 14:** Phasenanalyse der Seigerungszone Al Mg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung (500-fach vergrößert)

Spektrum (EDS Spot)	Al	Mg	Mn	Fe
1	67,3	1,1	6,1	25,5
Mass-%				

Die im *Kapitel 6.3* gekennzeichnete Phase „A“ weist ebenso Unterschiede zwischen den Zonen auf. In der folgenden Abbildung 65 wird die Seigerungszone in 1000-facher Vergrößerung dargestellt. Es konnte ein erhöhter Wert an Magnesium und Silizium detektiert werden. Auffallend ist der hohe prozentuale Anteil an Sauerstoff, was wiederum auf die Bildung einer verdickten Oxidschicht hindeutet. Das unterstützt die These, dass Magnesium in Oberflächennähe den Oxidationsprozess bestärkt. Die Existenz von Mangan und Eisen ist durch die Nähe des Messpunktes zur Phase „B“ (kubischförmige eisenhaltige Phase) zu erklären.

In der Gesamtheit lässt sich festhalten, dass die Phasen in Bezug auf Oberfläche und Gefüge in ihren Hauptelementen übereinstimmen. Die quantitative Phasenanalyse (Tabelle 15) zeigt jedoch, dass die prozentualen Anteile der einzelnen Legierungskomponenten und Oxide in der Seigerungszone steigen und in erhöhter Präsenz auftreten (detaillierte Auflistung in *Anhang 7*).

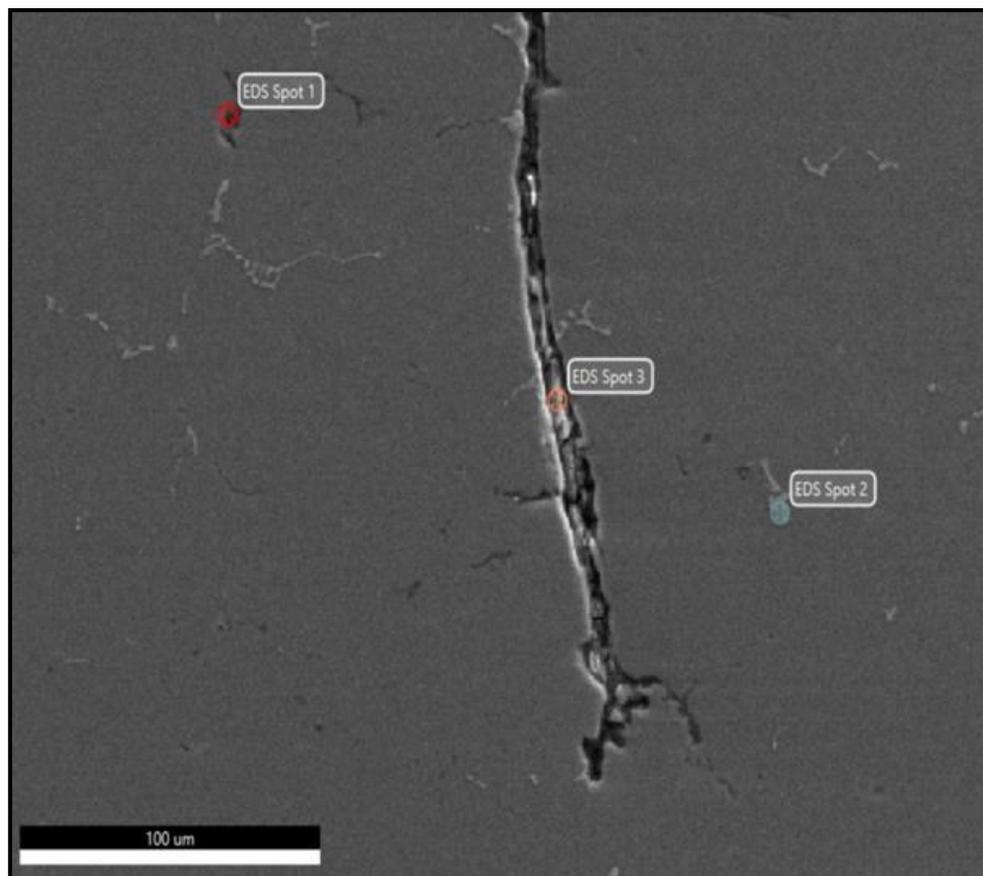


**Abbildung 65:** EDX-Aufnahme der Seigerungszone AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung (1000-fach vergrößert)

**Tabelle 15:** Phasenanalyse der Seigerungszone AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung (1000-fach vergrößert)

Spektrum (EDS Spot)	Al	Mg	Si	Mn	Fe	O
1	32,3	23,2	18,8	0,5	2,8	22,3
Mass-%						

Mit dem Ziel der Herleitung von Wirkzusammenhängen zwischen den Legierungskomponenten und intermetallischen Phasen sowie der Ausbildung von Falten bzw. Rissen wird nachstehend ein Mikroriss, welcher aus einer Falte heraus entstanden ist, analysiert (Abbildung 66). Darüber hinaus ist die Auswertung der detektierten Elemente in Tabelle 16 ersichtlich (detaillierte Auflistung in *Anhang 8*).



**Abbildung 66:** EDX-Aufnahme im Mikroriss AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung

**Tabelle 16:** Phasenanalyse im Mikroriss AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung

Spektrum (EDS Spot)	Al	Mg	Si	P	S	O	Ca	Na
3	4,6	3,9	1,2	1,0	1,3	57,9	29,7	0,4
Mass-%								

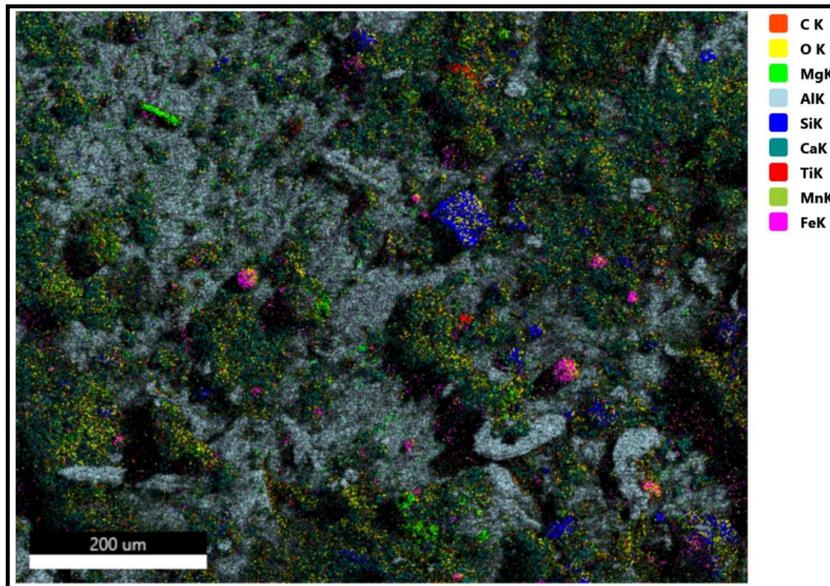
Auffällig ist der hohe prozentuale Anteil an Calcium, welcher in bislang durchgeführten Untersuchungen nicht sichtbar gewesen ist. Standardmäßig wird in dem betrachteten Produktionsprozess des Industriepartners Calcium bis auf eine Grenze von 0,01 Prozent dem flüssigen Metall zugeführt. Da dieser hohe Gehalt an Calcium überraschend ist, werden ebenfalls äußere Umgebungsbedingungen, wie beispielsweise das Kühlwasser, betrachtet.

Das Wasser weist einen durchschnittlichen Calciumanteil von 230 ppm mit einer Toleranz von +/- 10 ppm auf. Es ist möglich, dass das Kühlwasser an der Barrenoberfläche verdunstet und gleichzeitig eine Calciumablagerung innerhalb eines Risses stattfindet, welche vom restlichen Prozesswasser nicht abtransportiert wird. Das *Kapitel 5.3* legt dar, dass das Element Calcium einen positiven Einfluss auf die Ausbildung einer amorphen Oxidschicht besitzt und dementsprechend eine weitere Oxidation von Elementen gehemmt bzw. gestoppt wird. Speziell in der vorliegenden Untersuchung ist jedoch nicht eindeutig erklärbar, ob das Element Calcium an der Barrenoberfläche eine Oxidationsschicht bildet, da der Randschalenbereich bereits vor der Sekundärkühlung mittels Prozesswasser ausgebildet wurde. Dementsprechend wird die Einflussnahme auf die Barrenoberflächenqualität als geringfügig eingestuft. Dennoch besteht die Möglichkeit, dass ein oxidationshemmender Effekt zu Grunde liegt.

Eine weitere These, welche sich anhand des erhöhten Calciumaufkommens in einer Faltenregion aufstellen lässt, ist der Entstehungsprozess einer Oxidschicht vor der Faltenausbildung. Das oberflächenaktive Calcium kann bei der Bildung einer Oxidschicht eine dominierende Funktion einnehmen. Aus diesem Grund besteht die Möglichkeit, dass sich eine calciumreiche Oxidhaut auf der Flüssigmetalloberfläche ausgebildet hat. Durch auftretende potenzielle Spannungen oder Strömungen können Bestandteile der Oxidschicht aufeinandertreffen und eine Überlagerung erzeugen. Dieser Ansatz kann auch eine Erklärung für den hohen Sauerstoffgehalt von 57,9% sein, da dieser nur über die Existenz einer Oxidationsschicht zu begründen ist. Darüber hinaus weisen die unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeiten von Oxiden und Metallen ebenfalls verschiedene Abkühlgeschwindigkeiten und Temperaturgradienten auf.

Aufgrund des dominierenden Oxid- und Calciumaufkommens innerhalb eines Risses wird vermutet, dass eine erhöhte Oxidation im Rissbereich stattgefunden hat. Jedoch konnte der Zeitpunkt der Oxidation nicht eindeutig definiert werden. Daher wird im nachstehenden Verlauf die Oxidhaut einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung mit dem Ziel der zeitlichen Einordnung, der Entstehungsmechanismus der Oxidation vor bzw. nach der Rissausbildung, bewertet. Die Analyse der Oxidhaut der Legierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> fungiert in diesem Zusammenhang als Referenzuntersuchung.

Die in Abbildung 67 aufgezeigten Elemente der Oxidschicht der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> wurden im Bereich einer faltenfreien Walzbarrenoberfläche detektiert (engl. „Mapping“). Neben einzelnen Erscheinungen an Eisen- und Siliziumoxiden ist eine großflächige Verteilung an Aluminium und Calcium ersichtlich. Auch das Element Magnesium lässt sich punktuell auf der gesamten Fläche nachweisen.



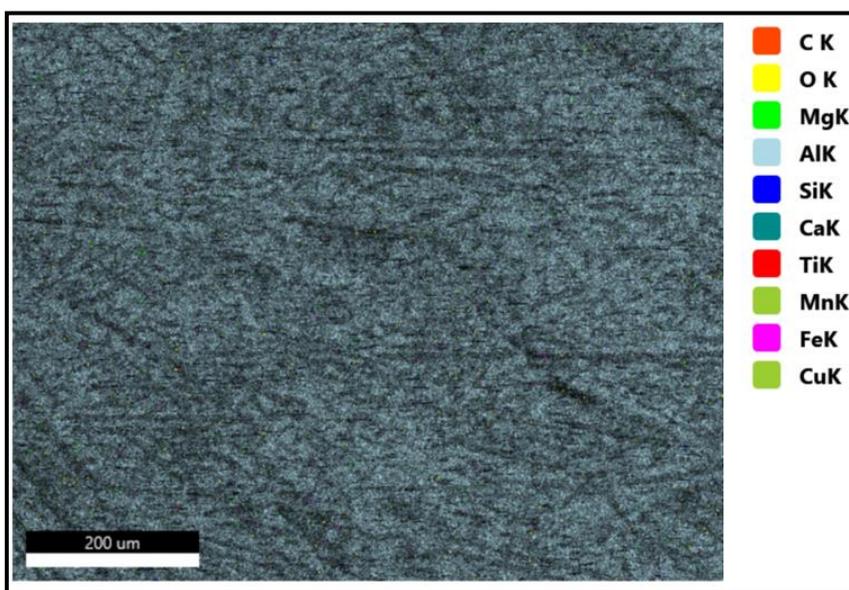
**Abbildung 67:** Gesamtübersicht aller Elemente der Oxidschicht einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung

Es lässt sich ableiten, dass Calciumoxid nur partiell eine Oxidschicht ausbilden kann. Weiterhin zeigt sich, dass die Calciumoxidschicht durchlässig für andere Oxiderscheinungen ist, da aus dieser eine Diversität von Elementen und Oxiden herausragt. Die Bereiche mit einem dominierenden Aluminiumanteil weisen die Bildung einer dichteren Oxidationsschicht auf. In der nachstehenden Tabelle 17 sind die detektierten Elemente aufgeführt (siehe auch *Anhang 9*). Entsprechend besteht die Oxidschicht einer faltenfreien Oberfläche primär aus Aluminium- und Calciumoxiden. Die Magnesiumkonzentration liefert einen Anteil von 5,1 Prozent und tritt somit in vergleichsweise niedriger Erscheinung auf. Die ermittelten Kohlenstoffanteile können auf Oberflächenverunreinigungen zurückgeführt werden.

**Tabelle 17:** Phasenanalyse der Oxidschicht einer AlMg4,5Mn0,4 – Legierung

Al	Mg	Si	Ti	Fe	O	Ca	Mn	C
39,8	5,1	3,1	0,1	2,0	33,3	13,0	0,3	3,4
Mass-%								

Für einen direkten Vergleich wird nach dem identischen Verfahren die Oxidschicht der Legierung AlMn1Mg1 analysiert. Die untersuchte Oberfläche zeigt makroskopisch und mikroskopisch eine ebene Erscheinung. Ebenfalls ist eine gleichmäßige Verteilung der einzelnen Elemente ersichtlich. Augenscheinlich konnte sich eine undurchlässige Sperrschicht ausbilden. Diese verhindert bzw. verlangsamt eine weitere Oxidation an der Walzbarrenoberfläche. Diese These wird durch die Abbildung 68 bekräftigt. Es ist ersichtlich, dass kein Verbund an Oxiden auf der Oberfläche auftritt. Ebenfalls weist der Anteil an Sauerstoff von 14,1 Prozent (Tabelle 18) auf eine dünne, jedoch stabile Oxidschicht hin. Darüber hinaus sind die Aluminiumoxide mit 64,9 Prozent mengenmäßig stark dominierend (detaillierte Auflistung in *Anhang 10*). Anhand des geringfügigen Calciumanteils ist ableitbar, dass die Calciumbestandteile im Prozesswasser nur wenig Einfluss auf die Ausbildung einer Oxidschicht haben. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass die Calciumanteile, welche innerhalb eines Mikrorisses der Legierung AlMg4,5Mn0,4 detektiert wurden, nicht auf das Prozesswasser zurückzuführen sind. Der Kohlenstoffgehalt lässt sich erneut mit Oberflächenverunreinigungen erklären.

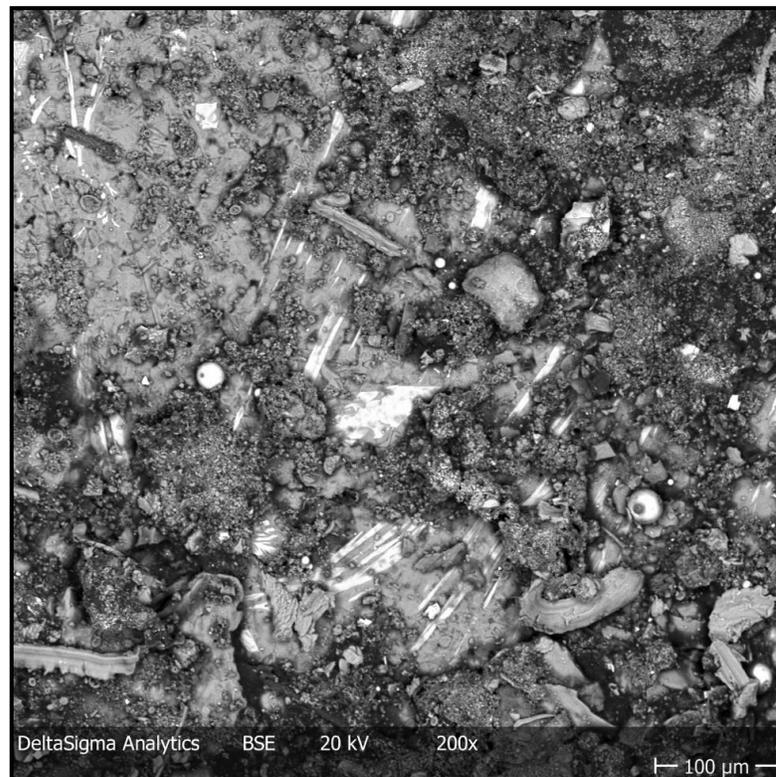


**Abbildung 68:** Gesamtübersicht aller Elemente der Oxidschicht einer AlMn1Mg1 – Legierung

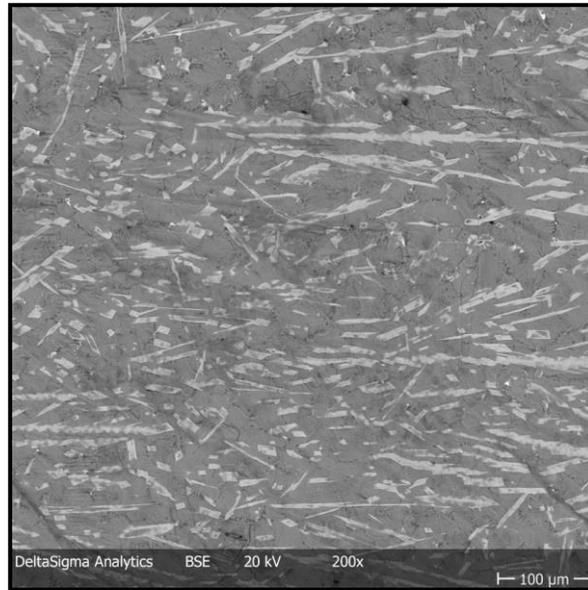
**Tabelle 18:** Phasenanalyse der Oxidschicht einer AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> – Legierung

Al	Mg	Si	Cu	Fe	O	Ca	Mn	C
64,9	2,5	2,6	0,5	2,1	14,1	0,6	1,2	11,4
Mass-%								

Weiterführende Rückschlüsse bezüglich der Oxiddicke und der Elementverteilung sollen über BSE-Aufnahmen identifiziert werden. Die Probenkörper wurden dafür mit Alkohol und Wasser benetzt ohne eine anschließende mechanische Bearbeitung. Die Abbildungen 69 und 70 verdeutlichen die Oberflächenunterschiede zwischen der Ziellegierung und der Referenzlegierung. Die Abbildung 69 zeigt eine verdickte Oxidschicht der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub>, da die Seigerungszone (Eisen-Mangan-Phase) nur partiell detektiert werden kann. Im Vergleich dazu weist die Referenzlegierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> Abbildung 70 eine dünne Oxidhaut auf, da die Elemente der Seigerungszone identifizierbar sind.



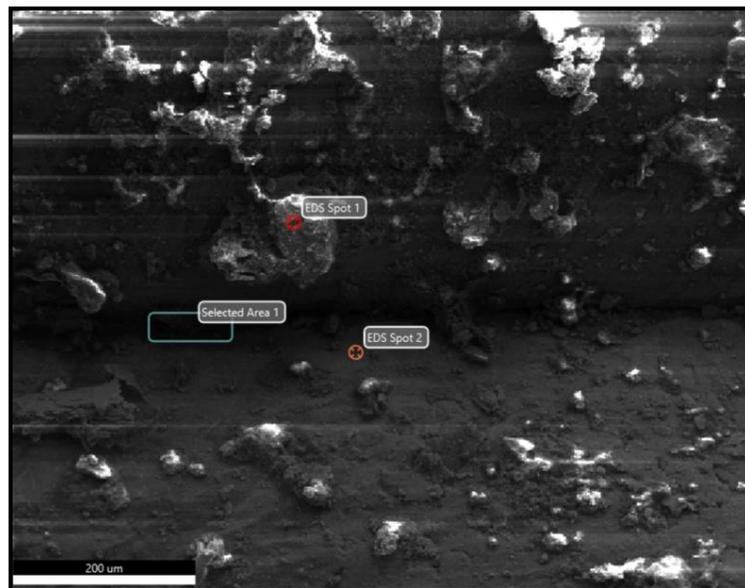
**Abbildung 69:** BSE-Aufnahme der Oxidschicht einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung



**Abbildung 70:** BES-Aufnahme der Oxidschicht einer AlMn1Mg1 – Legierung

Anhand der Gegenüberstellung sind die Unterschiede der Oxidhäute, speziell die Oxidschichtdicke und die Verteilung der Elemente beider Legierungen deutlich erkennbar. Da dies ein Anhaltspunkt für den zugrundeliegenden Oberflächenfehler der vertikalen Faltenausbildung sein kann, wird fortlaufend die Oxidschicht einer Faltenregion untersucht.

In der nachstehenden Abbildung 71 wird die EDX-Aufnahme einer vertikalen Falte der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> visualisiert und die daraus ableitbaren Auffälligkeiten analysiert.



**Abbildung 71:** EDX-Aufnahme einer Oberflächenfalte der AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung

Zu diesen Auffälligkeiten zählen die hellen Erhebungen, die in Abbildung 71 mit EDS-Spot 1 gekennzeichnet sind. Des Weiteren sind die verdunkelten Erscheinungen unter EDS-Spot 2 zu erkennen. Mit Selected Area 1 wird die Analyse der Falte beschrieben. Die Zusammensetzung der einzelnen Elemente wird in der nachstehenden Tabelle 19 aufgeführt. Die detaillierte Auflistung aller erfassten Elemente wird in *Anhang 11* aufgezeigt.

**Tabelle 19:** Phasenanalyse der Oberflächenfalte einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung

Spektrum (EDS Spot)	Al	Mg	Si	Cl	Ca	O	C	Cu	Fe
1	2,2	0,9	0,5	0,1	28,1	68,2	-	-	-
2	29,7	14,2	1,8	-	1,1	24,7	27,3	1,2	-
Selected Area 1	39,6	8,0	2,1	-	11,2	36,0	-	-	3,1

Mass-%

Der unter EDS-Spot 1 markierte Bereich weist hohe Anteile an Calcium mit 28,1 Prozent und Sauerstoff mit 68,2 Prozent auf. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass sich Calciumoxide am Randbereich einer Falte befinden. Demgegenüber lässt sich im Bereich von EDS-Spot 2 eine aluminium- magnesiumreiche Oxidhaut feststellen. Weitere Mischoxide in direkter Umgebung einer Faltenregion konnten nicht detektiert werden. Angesichts dieser Ergebnisse liegt die Schlussfolgerung nahe, dass in unmittelbarer Nähe einer Oberflächenfalte insbesondere die Legierungselemente Calcium und Magnesium an einem Oxidationsprozess beteiligt sind.

Abschließend werden die vom Probenkörper erzeugten und zurückgestrahlten Sekundärelektronen (SE) untersucht. Aufgrund des niedrigen Energiegehaltes entstammen die Sekundärelektronen lediglich aus der Oxidschichtoberfläche und bilden somit eine Topografie des zu untersuchenden Objektes. [119]

Der in Abbildung 71 detektierte Bereich einer Falte, welcher als Selected Area 1 gekennzeichnet ist, wird in der nachstehenden Abbildung 72 nochmals aufgegriffen und mittels der SE-Aufnahme analysiert. Die Untersuchung legt dar, dass auch im Faltenbereich Mischoxide der Elemente Aluminium, Magnesium und Calcium nachweisbar sind. Ebenfalls ist Sauerstoff mit einem Anteil von 36,0 Prozent sehr präsent (siehe Tabelle 19). Diese Erkenntnis bekräftigt die Annahme, dass aufgrund der hohen Sauerstoffaffinität des Magnesiums die Oxidation im Bereich einer Falte bestärkt wird und im Fall eines Rissaufkommens innerhalb der Oxidschicht neue Mischoxide ausbildet. Wie im *Kapitel 5.2* beschrieben, kann die Ausbildung von Magnesiumoxiden zu Spannungen

in der Oxidschicht führen. Als Resultat dieser auftretenden Spannungen ist eine am Walzbarren befindliche Faltenausbildung denkbar. Es besteht die Möglichkeit, dass im Zentrum der Walzbarrenfläche die größten Oberflächenspannungen vorliegen, was wiederum die Lage der zugrundeliegenden Faltenerscheinung begründet.



**Abbildung 72:** SE-Aufnahme einer Oxidhaut mit Falte einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung

Als Referenzuntersuchung dient die SE-Aufnahme einer AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> – Legierung. Anhand der Aufnahme, welche in der nachstehenden Abbildung 73 dargestellt ist, kann ebenfalls eine Oberflächenfalte detektiert werden. Diese ist jedoch in ihrer Erscheinung deutlich flacher und schmäler. Ebenfalls erfolgt die Analyse des Elementaufkommens der in Abbildung 73 markierten Faltenregion. Zu den detektierten Elementen gehören Magnesium, Calcium, aber auch Silizium und Eisen. Im direkten Vergleich mit der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> konnte lediglich ein Magnesiumgehalt von 2,7 Prozent ermittelt werden. Weitere prozentuale Anteile können der nachstehenden Tabelle 20 entnommen werden. Zusätzliche Details sind im *Anhang 12* ersichtlich.

**Tabelle 20:** Phasenanalyse der Oberflächenfalte einer AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> – Legierung

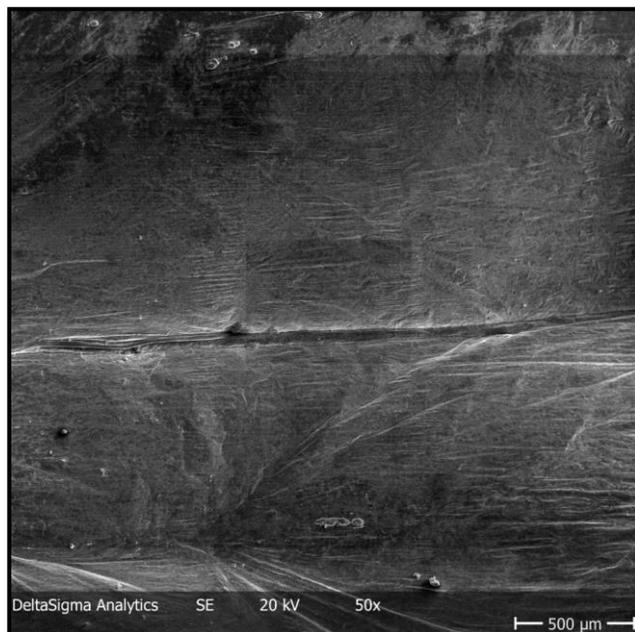
Spektrum	Al	Mg	Si	Mn	Ca	O	S	Cu	Fe	P
Selected Area 2	39,1	2,7	2,2	0,7	9,1	41,8	0,5	0,5	1,6	1,8
Mass-%										



**Abbildung 73:** SE-Aufnahme einer Oxidhaut mit Falte einer AlMn1Mg1 – Legierung

Weiterhin scheinen aus der Falte Mischoxide herauszuwachsen. Dieses Phänomen konnte bislang bei keiner Untersuchung festgestellt werden. Es ist anzunehmen, dass die Oxidschicht im Bereich der Falte einen Riss enthielt und dadurch die Elemente aus der Schmelze oxidieren konnten.

Es folgt eine weitere SE-Aufnahme der gleichen Legierung, um zu ergründen, ob erneut Mischoxide im Bereich einer Falte auftreten. Unter Zuhilfenahme der nachstehenden Abbildung 74 kann dieses jedoch widerlegt werden. Aus diesem Grund erfolgt die Schlussfolgerung, dass ein Riss in der Oxidhaut keinen maßgebenden Einfluss auf die Faltenentstehung ausübt, sondern der Ursprung einer Falte durch andere Faktoren hervorgerufen wird. Dementsprechend muss die Ausbildung der Falte in der Oxidschicht erfolgen. Dabei ist denkbar, dass die spröde Oxidschicht im Prozess der Faltenbildung aufreißt, was wiederum die Erhöhung der Oxidationsrate aufgrund des Magnesiums bedingt.



**Abbildung 74:** Referenz-SE-Aufnahme einer Oxidhaut mit Falte einer AlMn1Mg1 – Legierung

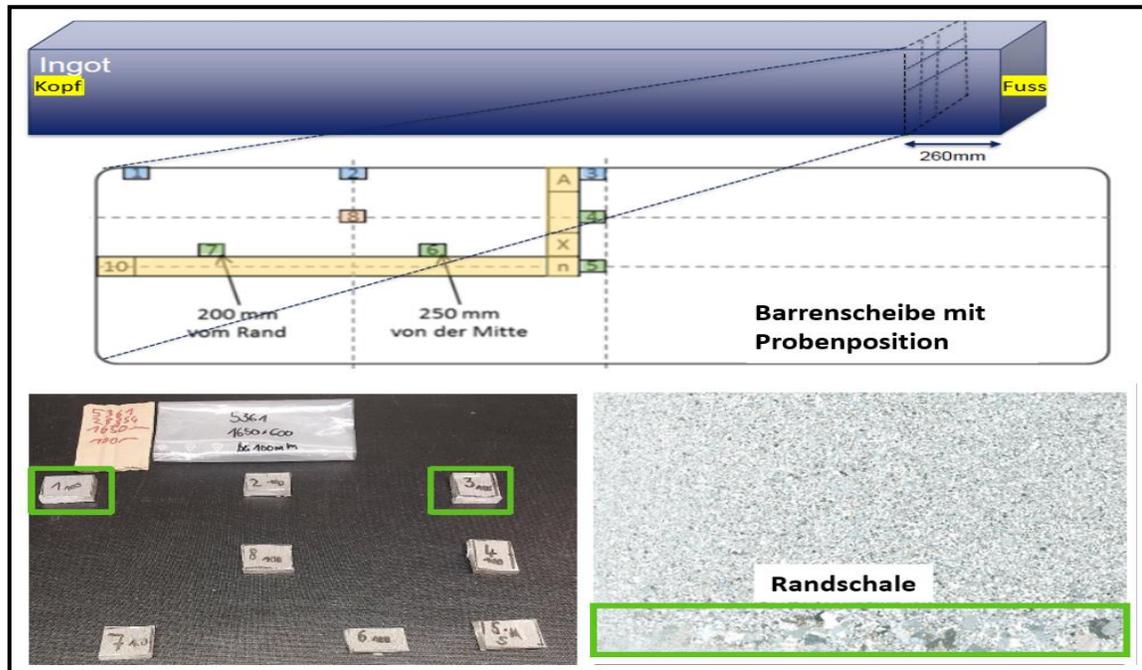
Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass eine verdickte Oxidhaut die Tiefe der Faltenerscheinung bestärkt. Die Oxidationsgeschwindigkeit im unmittelbaren Bereich einer Falte wird aufgrund der erhöhten Sauerstoffanteile sowohl in der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> als auch in der Legierung AlMn1Mg1 unterstützt. Des Weiteren besteht die Vermutung, dass die Oxidhaut durch den Einfluss von wirkenden Kräften geformt wird. Diese Kräfte können beispielsweise Oberflächenspannungen der Oxidschicht sein. Demzufolge muss der Faltenursprung beim Gießen des flüssigen Metalls in die Kokille liegen. Weiterhin muss geklärt werden, ob im Zentrum der Walzbarrenfläche die größten Oberflächenspannungen wirken und diese die Lage der Falten bekräftigen.

Zur Ermittlung der Eigenspannungen muss zunächst geklärt werden, welche Messmethode ein aussagekräftiges Ergebnis liefern kann. Dies setzt eine vorangestellte Korngrößenanalyse voraus.

## 6.9 Bestimmung der Korngrößen

Eine weitere Analyse des inneren Gefüges erfolgt durch die Bestimmung der Korngrößen. Die geschnittenen Proben werden dafür in Harz eingebettet, geschliffen und poliert. Zur Bestimmung der Korngrenzen erfolgt eine Ätzung.

Die entnommenen Proben 1 und 3 entstammen jeweils aus der Ziellegierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> (1950 mm Barrenbreite) sowie aus der Referenzlegierung AlMn1Mg1 (2150 mm Barrenbreite). Die nachstehende Abbildung 75 zeigt die Position der Probenentnahme auf.



**Abbildung 75:** Visualisierung der Probenpositionen

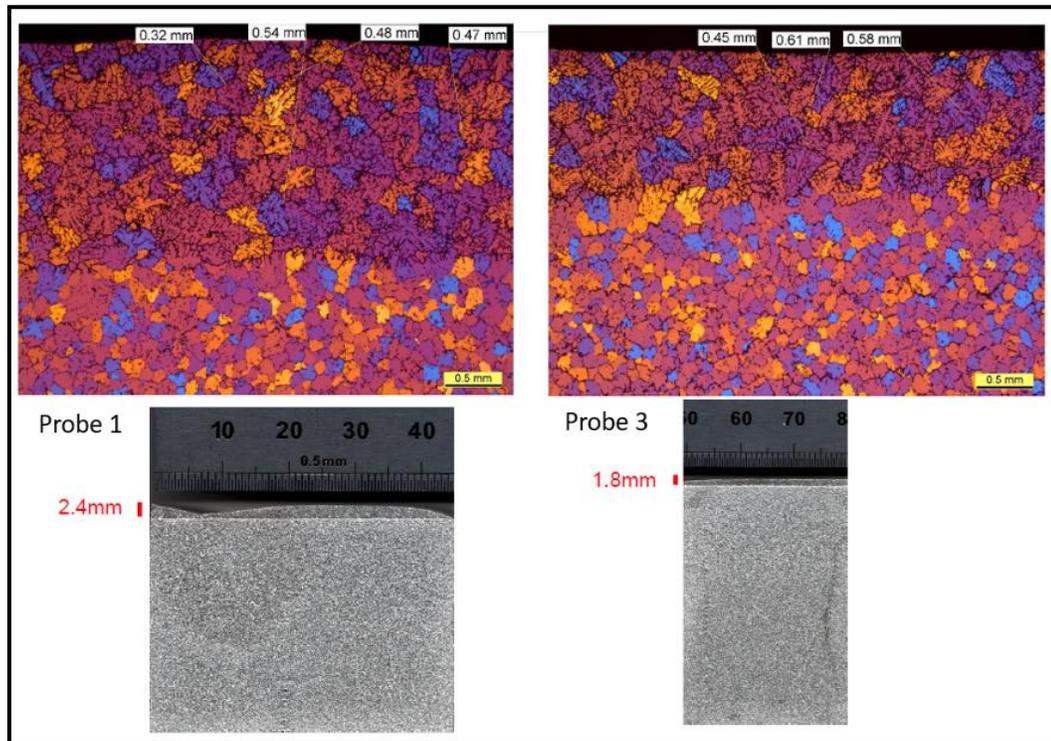
Die zu untersuchenden Proben werden in Nähe der Randschale (Abbildung 75 rechts unten) entnommen. Diese Randschale wird durch die Primärkühlung gebildet (siehe *Kapitel 5.7*). Im Ergebnis konnte bei der Legierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> ein Korngrößenbereich von 0,32 mm bis 0,61 mm definiert werden. Die AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung hingegen weist einen Bereich der Korngrößen von 0,45 mm bis 1,11 mm auf.

Die Abbildung 76 zeigt die Analyse der Legierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> auf. In Probe 1 beträgt die maximale Korngröße im Bereich der Randschale 0,54 mm, während Probe 3 eine Maximalkorngröße von 0,61 mm aufweist. Die Dicke der Randschale liegt in einem Spektrum von 1,8 mm bis 2,4 mm. Ein Unterschied in Kornstruktur und Partikelverteilung ist nicht erkennbar.

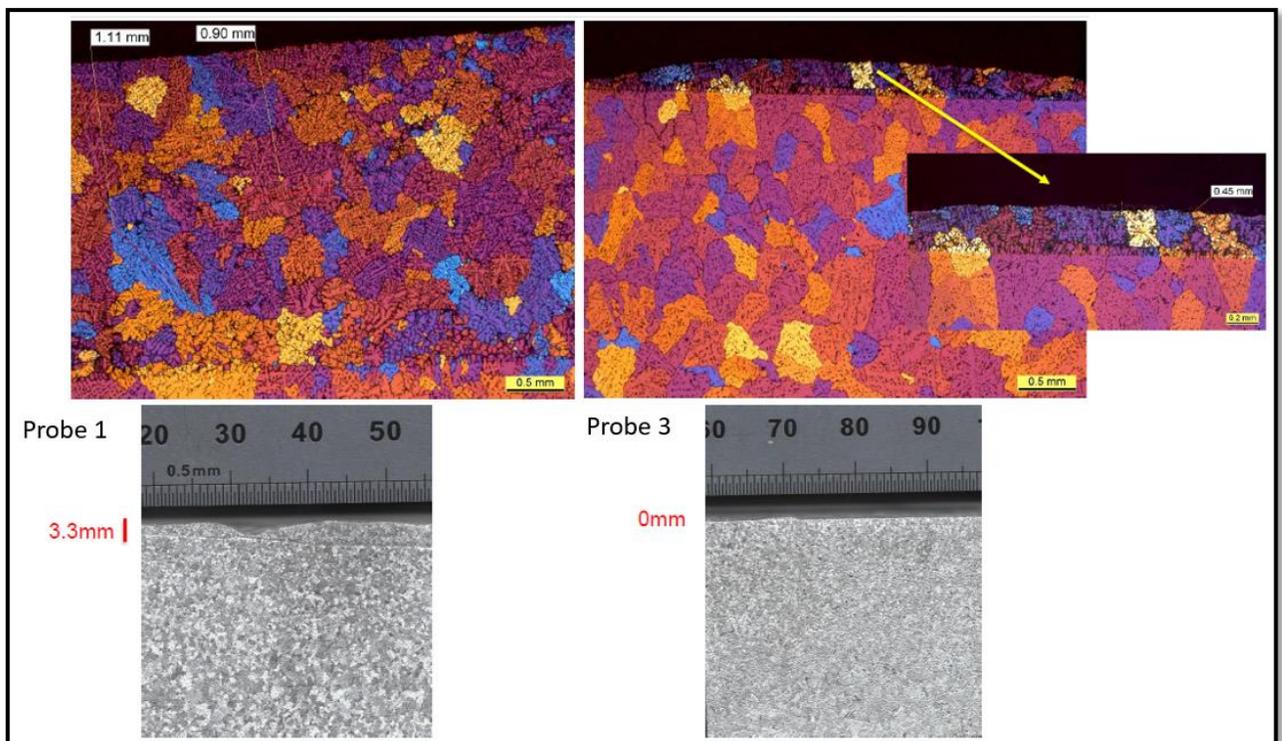
Die Ergebnisse der Korngrößenuntersuchung der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> werden in Abbildung 77 dargestellt. Die maximale Korngröße in Probe 1 liegt bei 1,11 mm und in Probe 3 bei 0,45 mm. Die Randschalendicke beträgt maximal 3,3 mm. Ebenfalls sind Kornstruktur und Verteilung der Partikel sehr ähnlich.

Die unterschiedlichen Korngrößenerscheinungen, welche in beiden Legierungen ermittelt wurden, lassen sich auf die Legierungszusammensetzungen und den unterschiedlich beigefügten Kornfeinungsmitteln zurückführen. Des Weiteren wird die Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> mit einer reduzierten Gießgeschwindigkeit hergestellt. Somit erfährt die Randschale des Walzbarrens im Vergleich zu der Legierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> einen stärker wirkenden Abkühlprozess.

– Werkstoff- und Vertikalfaltencharakteristik der AlMg4,5Mn0,4 –



**Abbildung 76:** Kornstruktur und Randschalendicke der Legierung AlMn1Mg1



**Abbildung 77:** Kornstruktur und Randschalendicke der Legierung AlMg4,5Mn0,4

## 6.10 Quintessenz der Vertikalfaltencharakteristik

Zusammenfassend kann anhand der beschriebenen charakteristischen Werkstoff- und Vertikalfaltenmerkmale folgendes festgehalten werden:

### **Topographische Messung:**

Unter Zuhilfenahme der topographischen Messung konnten Rand- und Zentrumsbereiche der Walzbarrenoberfläche untersucht werden. Die quantitative Analyse legt dar, dass die Vertikalfalten im Zentrum des Walzbarrens im Vergleich zu anderen gemessenen Stellen um das Dreifache tiefer sind.

### **Lichtmikroskopie:**

Durch die mikroskopische Analyse des Gefüges an der Walzbarrenoberfläche konnten Mikrorisse in unmittelbarer Nähe der Vertikalfalten identifiziert werden. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass im Zentrum eines Walzbarrens ein hohes Maß an Eigenspannungen vorliegen muss. Weiterhin ist eine ca. drei Millimeter dicke Seigerungszone erkennbar, welche unterschiedliche Werkstoffeigenschaften im Walzbarren hervorrufen können.

### **Härtemessung:**

Die Messung hat ergeben, dass die Seigerungszone im Vergleich zu dem Grundwerkstoff ca. 25 Prozent höhere Härtewerte aufweist. Dies hat eine Veränderung der Eigenschaften zur Folge. Im Ergebnis liegt eine erhöhte Sprödigkeit vor, welche wiederum die Rissanfälligkeit steigert.

### **Zugversuch:**

Für den Zugversuch wurden Präparate unterhalb einer Vertikalfalte und aus einem faltenfreien Bereich entnommen. Im Ergebnis konnten keine signifikanten Unterschiede hinsichtlich Zugfestigkeit und Dehngrenze festgestellt werden. Die Vertikalfalte lässt sich somit als ein Oberflächendefekt einstufen.

### **Warmrissneigung:**

Eine Warmrissempfindlichkeit konnte bei der Ziellegierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> unter Anwendung einer Stabkille nicht abgeleitet werden.

### **Argonverwendung:**

Die unterschiedlich zugeführten Argonmengen hatten einen positiven Einfluss auf die Oberflächenstruktur im Randbereich, verhinderten jedoch nicht die Bildung von Vertikalfalten. Es besteht die Annahme, dass das im Einsatz befindliche System der Argonzuführung nicht vollumfänglich den Sauerstoff im Bereich des mit Flüssigmetall gefüllten Barrenkopfes verdrängen kann. In Abhängigkeit der zugrundeliegenden Erkenntnisse muss eine Modifizierung der Argonzuführung erfolgen.

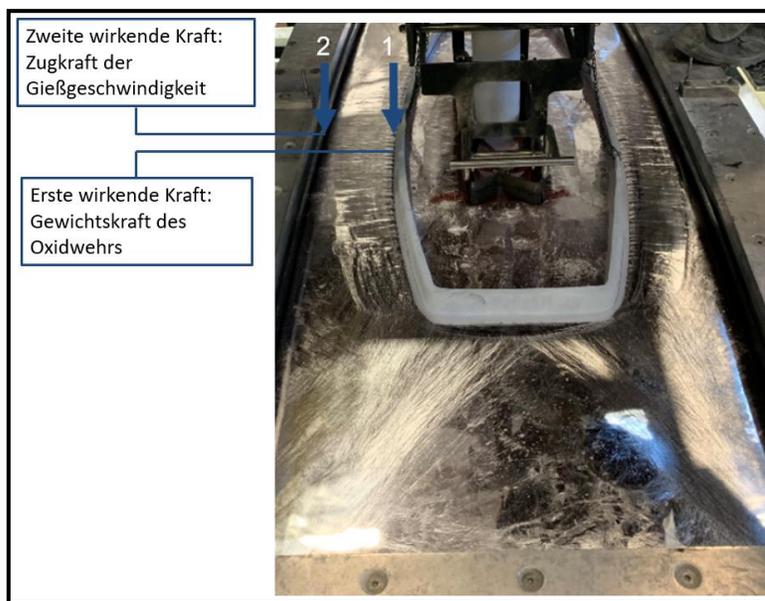
**Korngrößenbestimmung:**

Im Vergleich zu der Referenzlegierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> liegt bei der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> ein grobkörniges Gefüge sowie eine unterschiedliche Korngrößendimensionierung vom Rand zur Mitte eines Barrens vor. Die Partikelverteilung unterscheidet sich nicht signifikant. Die Korngrößenbestimmung fungiert als Grundlage für die Untersuchung der im Barren befindlichen potenziellen Eigenspannungen

**EDX-Analyse:**

Aufgrund der durchgeführten EDX-Analyse konnten bei der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> die intermetallischen Phasen Aluminium-Eisen-Mangan, Aluminium-Magnesium-Silicium und Aluminium-Magnesium identifiziert werden. Weiterhin wurden die Oxidationsschichten untersucht. Im Ergebnis lag eine ungleichmäßig verteilte und dicke Schicht bei der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> vor, währenddessen die Oxidschicht der Referenzlegierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> dünner ausgeprägt war. Dieses Erkenntnis beruht jedoch rein auf einer qualitativen Einstufung. Es ist davon auszugehen, dass wirkende Kräfte die Oxidschicht verformen und folglich ein Faltenbild auf der Barrenoberfläche entsteht.

Die in Kapitel 3.3.3 beschriebene Prozedur der Faltenbildung einer elastischen Oberfläche legt dar, dass wirkende Zug- oder Druckkräfte die geometrische Verformung verursachen. Im speziellen Fall der Stranggießanlage werden diese Kräfte senkrecht zur Oxidschicht durch die Gewichtskraft des Oxidwehrs und einer Zugkraft, welche durch die vorliegende Gießgeschwindigkeit erklärt werden kann (Abbildung 78), abgebildet.



**Abbildung 78:** Visualisierung der wirkenden Kräfte an der Stranggießanlage

Die Faltenbildung verursacht eine unregelmäßige Oberfläche. Infolgedessen werden Temperaturgradienten durch die Primärkühlung in die erstarrte Randschale eingeleitet. Diese Art der Regulation kann das Eigenspannungsaufkommen erhöhen und Risse auslösen. Ebenfalls lässt sich anhand dieser Erkenntnisse erklären, dass mit einer reduzierten Gießgeschwindigkeit die Vertikalfalten auf den Walzbarrenoberflächen minimiert werden.

Die in diesem Kapitel dargelegten physikalischen Gegebenheiten und internen Prozessbedingungen veranschaulichen, dass diese interdependent und ganzheitlich zu betrachten sind.

Nachstehend soll ein Simulationsaufbau nach Vorgaben des Realsystems weiterführende Erkenntnisse zum gegenwärtigen Thema liefern. Das Ziel dabei ist die Abbildung des Stranggießprozesses unter Verwendung der Ziellegierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> verglichen mit der Referenzlegierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub>.

Weiterhin soll die qualitative Einstufung der Oxidschichtdicke mittels einer quantitativen Untersuchung verifiziert werden. Eine abschließende Messung des Sauerstoffgehaltes in direkter Nähe des im Barrenkopf befindlichen Flüssigmetalls soll Aufschluss über die Wirksamkeit des zugeführten Schutzgases liefern (*Kapitel 6.7*).

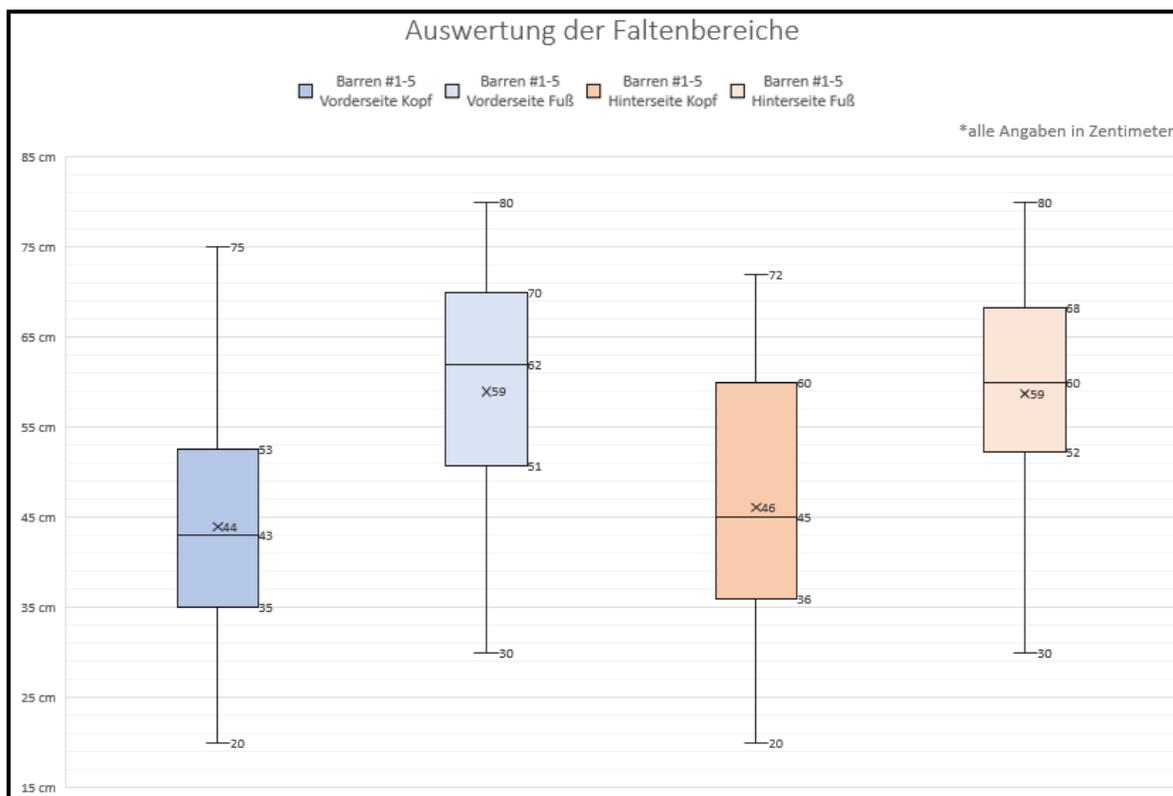
## **6.11 Verifizierung von Ergebnissen der Vertikalfaltenuntersuchung**

Das übergeordnete Ziel des folgenden Kapitels bildet die Verifizierung der bislang erhaltenen Ergebnisse sowie die Interpretation und Einordnung neuer Erkenntnisse.

Als Grundlage des vermuteten Sachverhaltes dient ein Simulationsmodell der vertikalen Stranggießanlage. Im direkten Vergleich können im simulierten Gießprozess unter Verwendung der Legierungen AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> und AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> Unterschiede erkannt und interpretiert werden. Weiterhin soll die quantitative Ermittlung der Oxidschichtdicken Aufschluss über eine potenzielle Beeinflussung des zugrundeliegenden Fehlerbildes in Form von Vertikalfalten geben. Anhand der untersuchten Effektivität der Schutzgasabdeckung zwischen der Aluminiumschmelze und dem Sauerstoff können weitere Prozessschritte abgeleitet werden.

In den vorangestellten Kapiteln wurde der Bereich der Vertikalfalten an einem Aluminiumwalzbarren ausschließlich qualitativ beschrieben und dargelegt. Für eine weiterführende Untersuchung und Klassifizierung des Oberflächenfehlers ist eine quantitative Auswertung hinsichtlich des Fehlerbildbereiches von maßgebender Bedeutung.

Dafür werden die Regionen des Faltenaufkommens an insgesamt 105 Barren (30 Barren mit Format 1950x600mm und 75 Barren mit Format 1750x600mm) ermittelt. Die statistische Auswertung wird in der folgenden Abbildung 79 dargelegt. Hierfür werden die Daten beider Formate zusammen ausgewertet, da eine Einzelbetrachtung keine signifikanten Unterschiede aufweist. Für die Datenaufnahme werden die Bereiche Kopf- und Fußzone der vorderen und hinteren Walzflächen eines jeden Barrens bestimmt. Ausgehend vom Barrenzentrum wird mithilfe der statistischen Auswertung aufgezeigt, dass die Vertikalfalten in einem Bereich zwischen 20 Zentimeter und 80 Zentimeter liegen. Es lässt sich feststellen, dass in Unabhängigkeit der Walzseiten das Zentrum des Fußbereiches ein erhöhtes Faltenaufkommen aufweist. Während im Kopfbereich die Vertikalfalten in einem Spektrum zwischen 43 Zentimeter und 45 Zentimeter präsent sind, lässt sich im unteren Teil des Barrens ein Bereich von 60 Zentimeter bis 62 Zentimeter definieren. Eine mögliche Ursache dafür könnte der Anfahrprozess bis zum Erreichen aller Zielparameter sein.



**Abbildung 79:** Statistische Auswertung der Vertikalfaltenbereiche

Der statistischen Auswertung kann entnommen werden, dass der Fokus für weiterführende Untersuchungen das Zentrum der Walzbarrenflächen sein muss. Der Bereich der Faltenregion ist unabhängig von Format, Walzflächenseite oder Barrennummer. Aus diesem Grund wird nachstehend der Gießprozess simuliert und speziell der mittlere Bereich eines Barrens betrachtet.

### 6.11.1 Simulation des Stranggießprozesses

Im Rahmen dieser Arbeit werden Vergleichsuntersuchungen der Legierungen AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> und AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> mit dem Gießsimulationsprogramm Flow-3D durchgeführt. Durch die Verwendung der Simulation können Prozessabläufe dreidimensional dargestellt und spezifische Parameter berechnet werden. Somit lassen sich Abhängigkeiten und Einflussfaktoren unter Verwendung der zugrundeliegenden physikalischen Eigenschaften, welche durch die individuellen Legierungszusammensetzungen geprägt sind, bewerten.

Der erste Schritt ist die digitale Abbildung der vertikalen Stranggießanlage anhand des zu betrachtenden Realsystems unter Anwendung einer CAD-Software (Autodesk Fusion 360). Diese Nachbildung ist die Grundlage zur Simulation des Gießprozesses. Sie bietet die Möglichkeit der Analyse der Fließwege, Wärmeübergänge sowie der Verteilung und Füllung der Schmelze in der Kokille.

Die nachstehende Abbildung 80 zeigt das Simulationsmodell, mit dem die Untersuchungen der Legierungen AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> und AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> erfolgen.

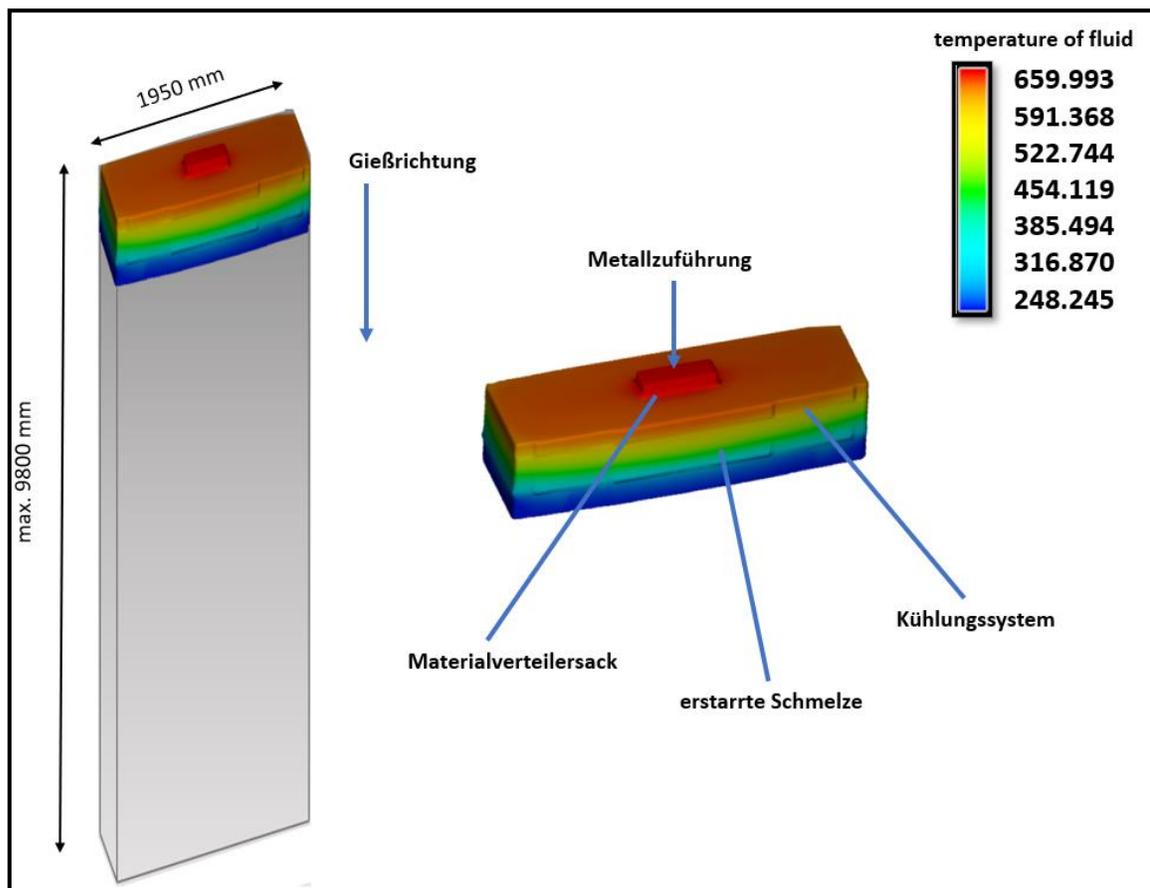


Abbildung 80: Simulationsmodell des Gießprozesses

Grundlage für die Simulation ist die Ermittlung von Kennwerten wie Gießtemperaturen der flüssigen Aluminiumschmelze aber auch Ausgangstemperaturen vor Gießstart, Wärmeleit-, Wärmeübertragungs- und Strahlungskoeffizienten der Bauteile: Materialzuführung, Kokille und Angussstein. Diese Parameter wurden mithilfe einer Wärmebildkamera am Realsystem ermittelt bzw. den spezifischen Datenblättern des jeweiligen Bauteils entnommen. Eine Übersicht essenzieller Parameter sowie physikalischer Eigenschaften sind in Tabelle 21 zusammengefasst.

**Tabelle 21:** Ausgangsparameter für Simulation des Gießvorganges

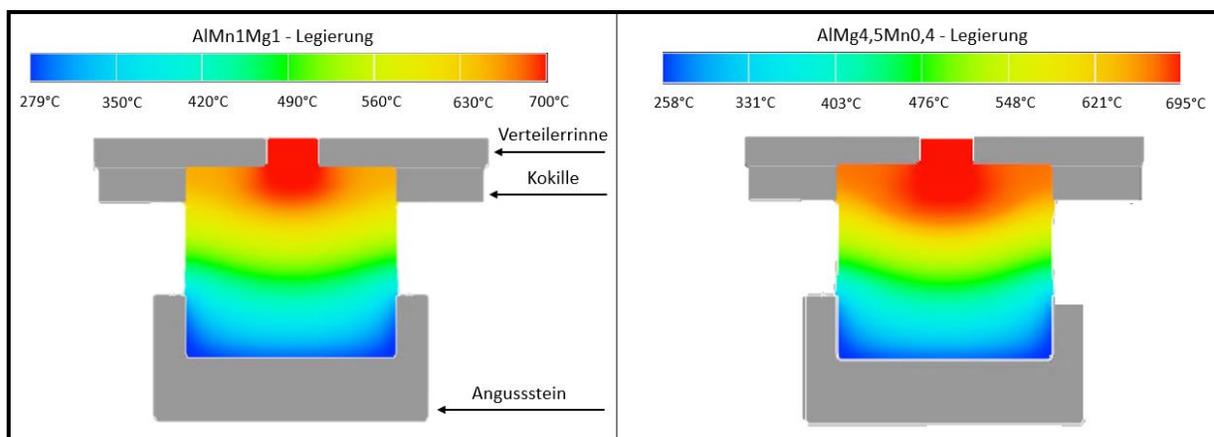
<b>Temperaturen bei Gießstart</b>		
Materialzuführung (von Verteilerrinne in Barrenkopf)	170°C – 175°C	
Kokille (Grafit)	25°C – 26°C	
Startblock	31°C – 34°C	
	<b>AlMn1Mg1</b>	<b>AlMg4,5Mn0,4</b>
Gießtemperatur der Schmelze	700°C	695°C
<b>Physikalische Eigenschaften</b>		
	<b>AlMn1Mg1</b>	<b>AlMg4,5Mn0,4</b>
Wärmeleitfähigkeit	$\gamma = 162 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{k})$	$\gamma = 123 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{k})$
Dichte	$\rho = 2,72 \text{ g}/\text{cm}^3$	$\rho = 2,65 \text{ g}/\text{cm}^3$
Wärmeausdehnungskoeffizient	$\alpha = 23,2 [10^{-6} (1/\text{K})]$	$\alpha = 23,2 [10^{-6} (1/\text{K})]$

Aus Gründen der Vergleichbarkeit werden identische Materialverteilungen nach Austritt aus dem Materialverteilersack sowie übereinstimmende Barrenformate für beide Legierungen angenommen. Die Kühlwassermengen entsprechen den Vorgaben des Realsystems und werden individuell je nach Legierung angepasst.

Anschließend erfolgt die Kokillenfüllungs- und Erstarrungssimulation unter Betrachtung des Temperaturverlaufes der Aluminiumschmelze. Ein signifikanter Unterschied lässt sich in der Gießtemperatur der Schmelze am Realsystem erkennen. Die Legierung AlMg4,5Mn0,4 wird mit einer Temperatur von 695°C und die Vergleichslegierung AlMn1Mg1 mit 700°C angegossen. Diese unterschiedlich definierten Gießtemperaturen lassen sich mit den Kennwerten der Wärmeleitfähigkeit begründen. Der physikalische Parameter beträgt bei der AlMg4,5Mn0,4  $\gamma = 123 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{k})$ , während bei der Legierung AlMn1Mg1 ein Wert von  $\gamma = 162 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{k})$  zu verzeichnen ist.

Voraussetzungen für die Simulation der Temperaturverläufe während der Kokillenfüllungs- und Erstarrungsphase sind die am Realsystem ermittelten Kennzahlen, wie beispielsweise die vorliegenden Gießtemperaturen der jeweiligen Legierung. Weiterhin erfolgt die Simulation in Unabhängigkeit der gebildeten Oxidhautdicke. Für eine möglichst identische Nachbildung des Realsystems werden die unterschiedlichen Gießparameter berücksichtigt. Die AlMn1Mg1 wird mit einer Gießgeschwindigkeit von über 70 Millimeter pro Minute gegossen, die Ziellegierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> hingegen mit einer um ca. 25 Prozent reduzierten Gießgeschwindigkeit.

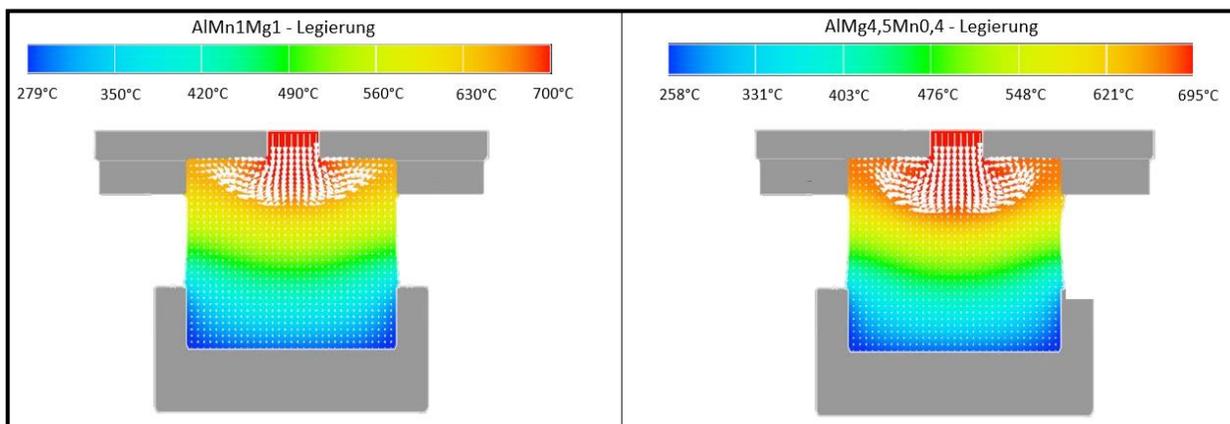
In der Abbildung 81 wird die Gegenüberstellung beider Legierungen unter Verwendung des Angusssteines, der Kokille, der Verteilerrinne sowie der Temperaturverläufe während der Angussphase dargestellt. Die Temperaturskala repräsentiert die höchste und niedrigste Temperatur während des Gießvorganges. Die Simulation gibt Aufschluss über den Temperaturabfall der Schmelze bei Kokillenfüllung sowie über die Temperaturverteilung der ersten 350 Millimeter des Barrens nach Gießstart. Im Ergebnis zeigt sich eine gleichmäßige Ausfüllung der Kokille mit heißer Aluminiumschmelze und unterschiedlichen Temperaturverteilungen. Die Referenzlegierung AlMn1Mg1 weist gegenüber der Ziellegierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> nach Austritt aus dem Materialverteilersack einen signifikanten Temperatureustrag auf. Das Wärmezentrum, welches bei der magnesiumhaltigen Aluminiumlegierung ersichtlich ist, kann eine Ursache der geringeren Wärmeleitfähigkeit darstellen. Anhand des Simulationsergebnisses wird die Annahme vorliegender hoher Eigenspannungen in Zentrumsnähe bekräftigt. Der Wärmestau und der damit einhergehende verlangsamte Wärmeaustag bildet bei einem Kontakt mit dem Kühlungssystem unterschiedliche Temperaturgradienten aus, welche unmittelbar in die Randschale des Aluminiumbarrens eingeleitet werden. Dieser Vorgang ist ein charakteristisches Merkmal für das Aufkommen von Eigenspannungen und zugleich die Entstehung diverser Oberflächenfehler, wie beispielsweise Materialrisse.



**Abbildung 81:** Simulierte Temperaturverläufe während der Kokillenfüllungs- und Erstarrungsphase

Aus dem ersten Simulationsergebnis der Kokillenfüllung und der Temperaturverteilung der flüssigen Aluminiumschmelze wird der Aspekt der Wärmeansammlung im Zentrum eines Barrens nochmals aufgegriffen.

Nachstehend erfolgt die Simulation der Temperaturverteilung unter Verwendung von Vektoren. Es ist erkennbar, dass der Wärmeaustrag bei der Legierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> in Richtung der Wasserkühlung erfolgt, während die Verteilung der Temperatur bei der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> zum Barrenkopf ausgerichtet ist.

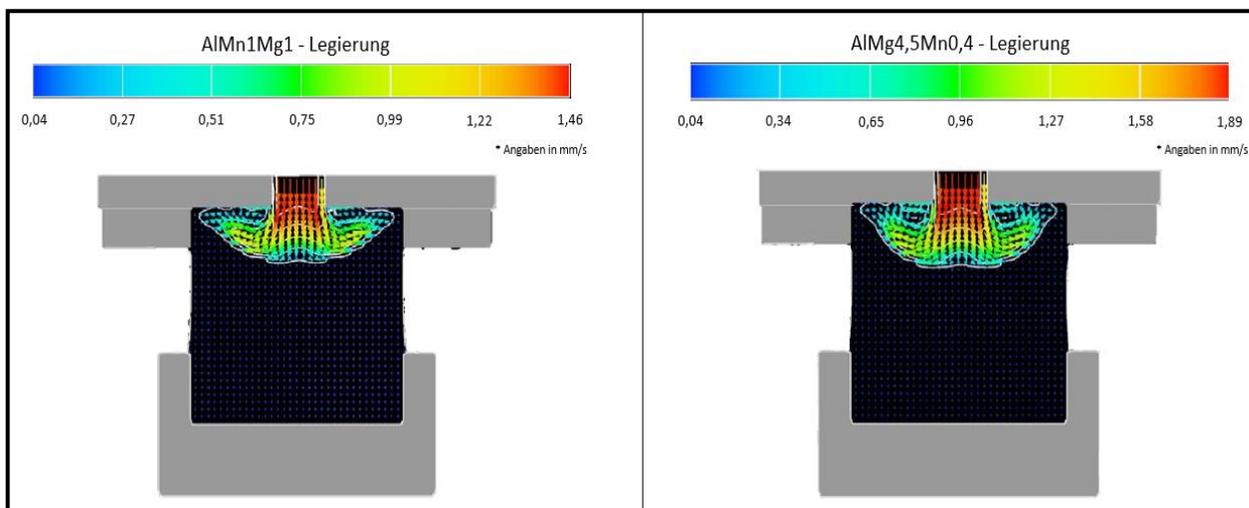


**Abbildung 82:** Simulierte Temperaturverteilung der Legierungen AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> und AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub>

Die zentrische Temperaturverteilung im Walzbarren einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung und die damit einhergehende aufsteigende Thermik kann dazu führen, dass eine kontinuierlich vorliegende Schutzgasatmosphäre, welche mittels Argon geschaffen werden soll (siehe *Punkte 6.7*), nicht vorliegt. Folglich erfährt die flüssige Aluminiumschmelze einen permanenten Kontakt mit dem in der Luft befindlichen Sauerstoff. Die Kombination aus vorliegender Wärme und der Sauerstoffzufuhr fördert wiederum die Bildung einer verdickten Oxidschicht.

Eine Verifizierung dieser Annahme erfolgt in den nachstehenden Kapiteln durch die quantitative Messung der Oxidschichtdicke sowie der ermittelten Effektivität einer Schutzgasabschirmung der Aluminiumschmelze zur Verdrängung des Sauerstoffes.

Dem vorangestellt wird eine abschließende Simulation durchgeführt, welche die Fließgeschwindigkeiten der Aluminiumschmelze der Legierungen AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> und AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> bei einem Austritt aus dem Materialverteilersack aufzeigt. Die Simulationsergebnisse beider Legierungen werden anhand der folgenden Abbildung 83 dargestellt und miteinander verglichen.



**Abbildung 83:** Simulierte Fließgeschwindigkeit der Legierungen AlMn1Mg1 und AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub>

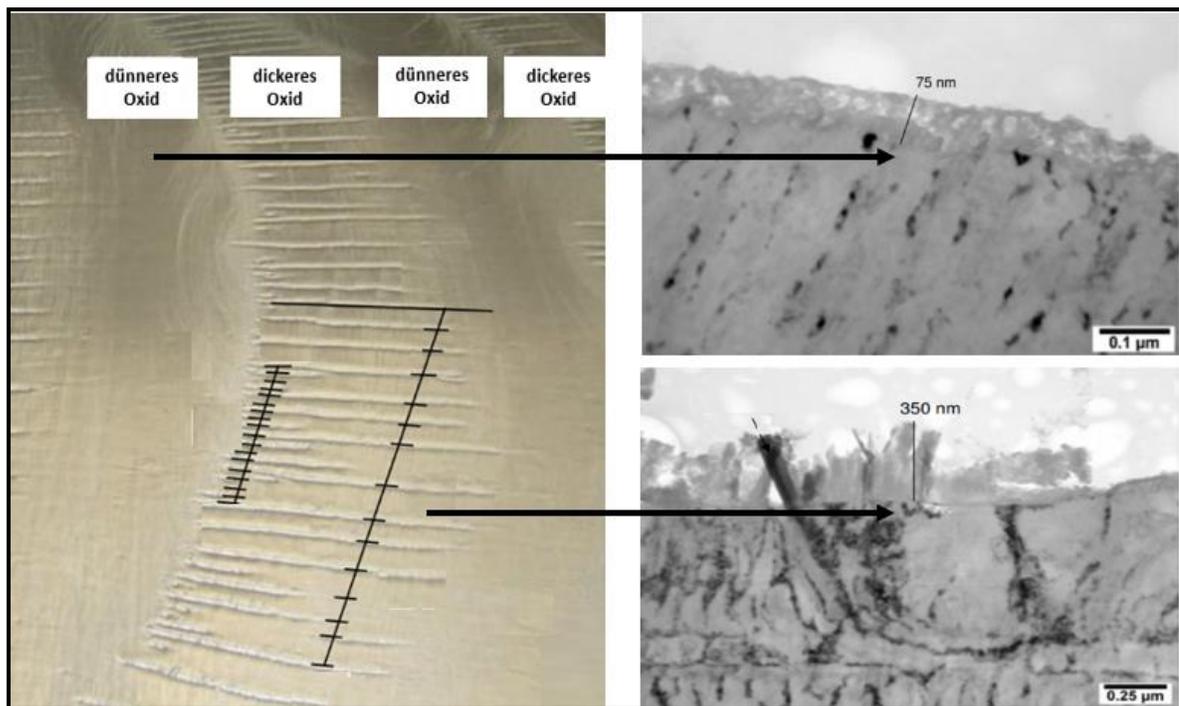
Es lässt sich feststellen, dass die magnesiumhaltige Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> eine erhöhte Fließgeschwindigkeit von 1,89 Millimeter pro Sekunde aufweist. Mit steigender Fließgeschwindigkeit besteht die Gefahr, dass die geschlossene Oxidschicht eine Beschädigung erfährt und die Bildung einer neuen Schutzschicht behindert wird. Bei der Referenzlegierung AlMn1Mg1 lässt sich hingegen eine verminderte Geschwindigkeit der Schmelze um 23 Prozent feststellen. Neben der Legierungszusammensetzung und der Temperatur kann auch die physikalische Kenngröße der Dichte die Fließgeschwindigkeit beeinflussen. Gegenüber der AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung, welche eine Dichte von  $\rho = 2,65 \text{ g/cm}^3$  aufweist, lässt sich bei der Legierung AlMn1Mg1 eine Kenngröße von  $\rho = 2,72 \text{ g/cm}^3$  verzeichnen. Die erhöhte Dichte führt zu einem Anstieg der Viskosität und einer Minimierung der Fließgeschwindigkeit.

Auf Grundlage der Simulationsergebnisse konnten abermals die Oxidschicht und das vorhandene Aggregat zur Bildung einer inerten Abschirmung zwischen Flüssigmetall und Sauerstoff als potenzielle Indikatoren zur Bekräftigung der Oberflächenerscheinung in Form von Vertikalfalten identifiziert werden, denen im Zuge weiterführender Untersuchungen Aufmerksamkeit gewidmet werden soll.

### 6.11.2 Messung der Oxidschichtdicke

In der von Davids 2007 verfassten Niederschrift wurden bereits erste Erkenntnisse über die Oxidschicht einer magnesiumhaltigen Aluminiumlegierung dargelegt. Davids konnte zwei Oxidschichtausbildungen an einer Walzbarrenoberfläche mit „Periodischen Falten“ (siehe *Kapital 3.3.3*) identifizieren. Der Schichtdickenbereich reicht von 60 bis 75 Nanometer für das dünnere Oxid und 300 bis 500 Nanometer für das dickere Oxid [83].

Anhand der nachstehenden Abbildung 84 wird die Kategorisierung der Oxidschichten aufgezeigt.



**Abbildung 84:** Oxidschichtdickenmessung an Walzbarren mit "Periodischen Falten" [83]

Mit der Erkennung dieser beiden Bereiche kann die in *Punkt 5.5* aufgezeigte Theorie der Oxidschichtbildung bekräftigt werden. Bei einem Austritt der flüssigen Schmelze aus dem Materialverteilersack erfolgt innerhalb der gebildeten Oxidschicht ein Aufreißvorgang. Aufgrund der hohen Magnesiumanteile und der damit einhergehenden Affinität zum Sauerstoff wird direkt im Anschluss eine neue Oxidschicht gebildet. Dementsprechend liegt eine diskontinuierlich ausgeprägte Oxidschicht vor. An der Schnittstelle zwischen der Dick- und Dünnschicht erfolgt abermals ein Aufreißprozess. Dieser sich wiederholende Ablauf resultiert in dem in *Abbildung 37* aufgezeigten Fehlerbild.

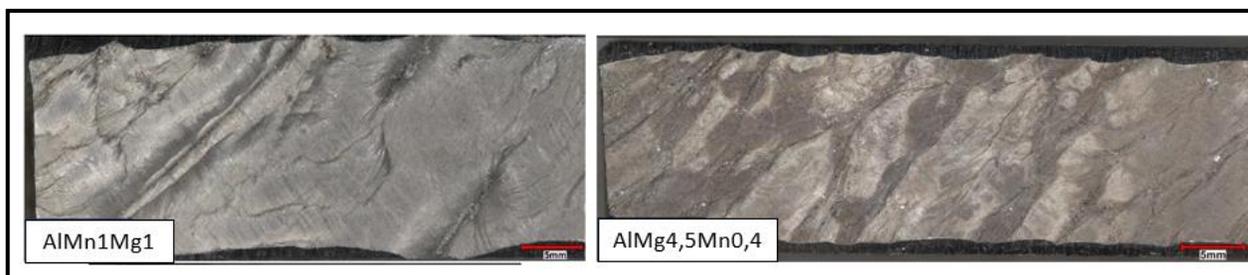
Zur Verifizierung, weiterführenden Interpretation und aus Gründen der Vergleichbarkeit werden nachstehend die Messungen der Oxidschichtdicken an den Legierungen AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> und AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> des Barrenformates 1950x600 Millimeter durchgeführt.

Dafür werden erneut Proben nach gleichem Vorgang, wie in Abbildung 75 dargestellt, vorbereitet. Die Proben eins und drei repräsentieren den Rand- und Zentrumbereich eines jeden Barrens. Der in der nachstehenden Abbildung 85 positionierte grüne Pfeil zeigt die Entnahmestelle zur Ermittlung der Oxidschichtdicke auf.



**Abbildung 85:** Überblick der entnommenen Proben

In erster Instanz zeigt die Abbildung 86 eine Übersicht einer ähnlichen rauen Struktur der Walzbarrenoberflächen für beide Legierungen. Ein Zusammenhang zwischen dem Fehlerbild und der allgemein vorliegenden Oberflächenstruktur ist nicht ableitbar.

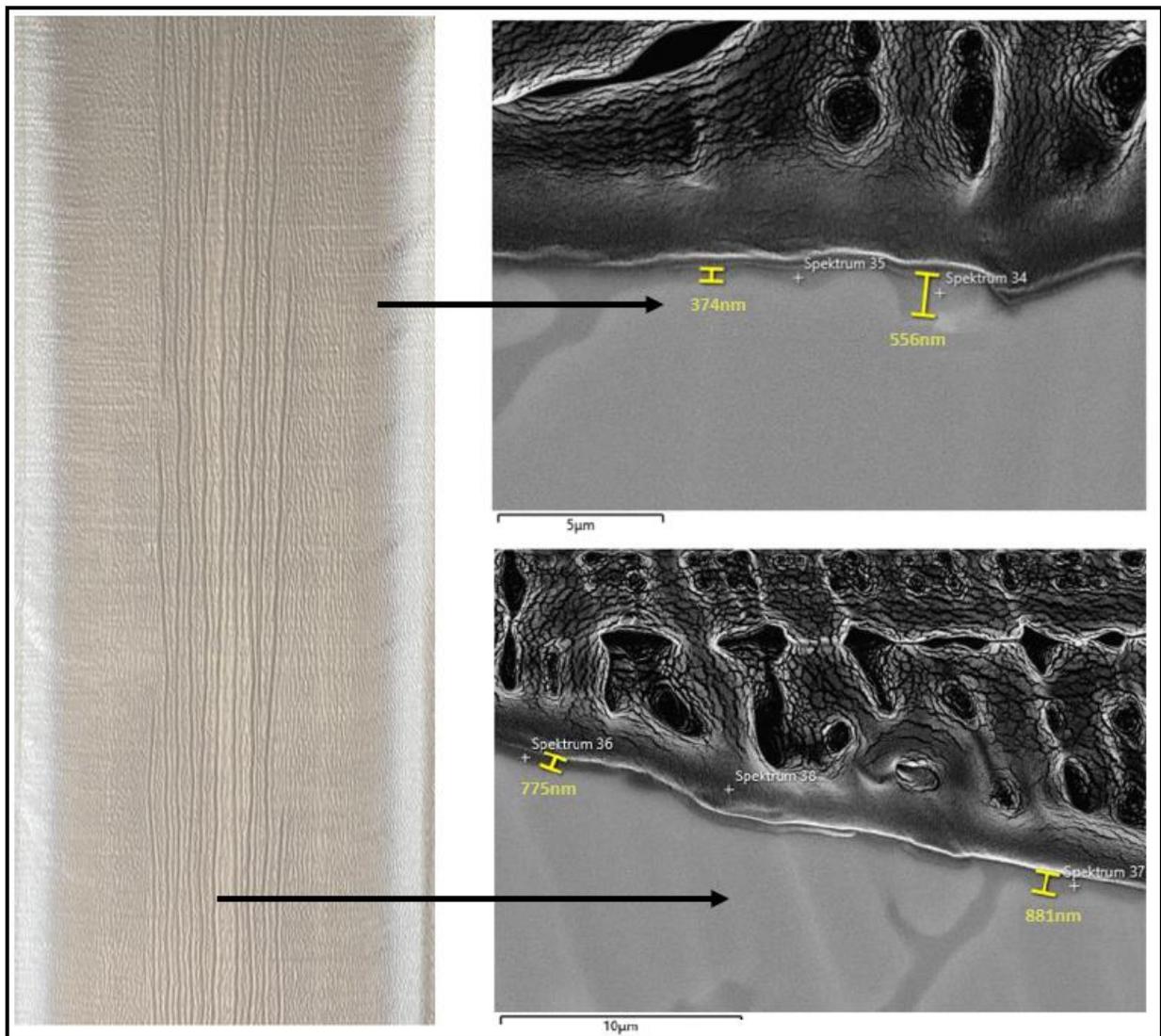


**Abbildung 86:** Oberflächenstrukturen der Legierungen AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> und AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub>

Ähnlich den Untersuchungen von Davids werden die Proben mit einem Ionenfräsprozess für die Transmissionselektronenmikroskopie und der Rasterelektronenmikroskopie vorbereitet. Dabei werden die zu untersuchenden Oberflächen mittels energiereicher Ionen beschossen, um Materialien kontrolliert und präzise zu entfernen. Die Probe wird dafür auf einen Probehalter gelegt, welcher gedreht werden kann, um diverse Bereiche des Probenkörpers dem Ionenstrahl auszusetzen.

Die hochenergetischen Ionen, typischerweise Argonionen, verursachen eine Kathodenzerstäubung. Bei diesem physikalischen Vorgang des Kathodenzerstäubens (engl. Sputtern) wird das abzuscheidende Material (engl. Sputtertarget) aus dem Festkörper herausgelöst und in einen Sammelbehälter gefördert. [120] [121]

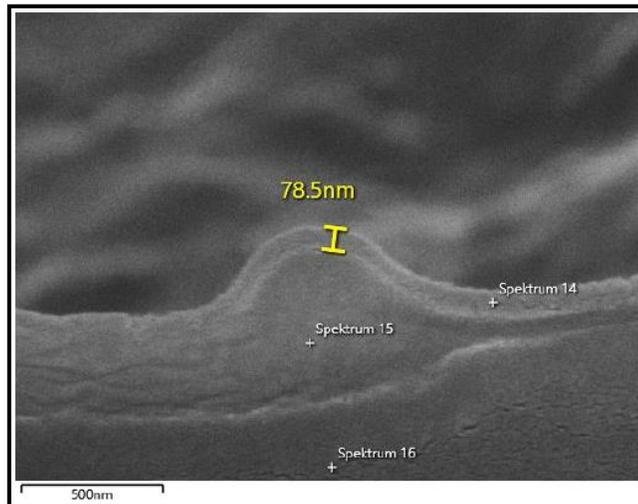
In der Abbildung 87 werden die Ergebnisse der AlMg4,5Mn0,4 dargestellt. Die Untersuchungen belaufen sich auf den Rand- und Zentrumsbereich eines Walzbarrens. Während die Randregion eine Oxidschichtdicke zwischen 374 und 556 Nanometer aufweist, liegt die Oxidhaut im Zentrum des Barrens bei einer Dicke von 775 bis 881 Nanometer.



**Abbildung 87:** Oxidschichtdicke der Legierung AlMg4,5Mn0,4

Im Ergebnis konnten unterschiedliche Oxidschichtdicken im Rand- und Zentrumsbereich identifiziert werden. Gegenüber der von Davids untersuchten Oxidhäute konnte an den Walzbarren der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> eine stärkere Oxidschichtverdickung festgestellt werden. Eine mögliche Ursache dafür stellt das Oxidwehr dar. Davids Walzbarrenproben entstammen einer Stranggießanlage ohne eine implementierte Oxidwehr. Somit erfährt die Oxidschicht keine kontinuierliche, durch das Gewicht des Oxidwehrs verursachte Druckkraft. Dementsprechend werden die Aufreißvorgänge und die damit einhergehende Oxidhautverdickung minimiert.

Dem gegenübergestellt wird ebenfalls die Oxidschichtdicke der Referenzlegierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> ermittelt und diese in der Abbildung 88 aufgezeigt. Wie bereits in *Kapitel 6.8.* vermutet, liegt eine dünnere gleichmäßige Oxidhaut vor. Die Untersuchungen haben eine Dicke in Unabhängigkeit vom Rand- oder Zentrumbereich zwischen 78 und 100 Nanometer ergeben.



**Abbildung 88:** Oxidschichtdicke der Legierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub>

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass unterschiedlich ausgeprägte Oxidschichtdicken zwischen den verschiedenen Legierungen, aber auch zwischen Rand- und Zentrumsbereich der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> erkennbar sind.

Dies bekräftigt weiterhin, dass die Oxidschichtdicke eine entscheidende Komponente zum Mechanismus der Bildung von Vertikalfalten darstellt und eine Verzahnung dieser Erkenntnisse mit den vorherrschenden Randbedingungen essenziell für die Ableitung eines Lösungskonzeptes ist.

Eine weitere Annahme, die im Verlauf dieser Dissertation aufgestellt wurde, ist die ineffektive Verwendung des zugeführten Argons zur Bildung einer inerten Abschirmung zwischen Aluminiumschmelze und Sauerstoff. Im Verlauf des nachstehenden Kapitels gilt es, den Nachweis einer nicht vorhandenen Schutzgasatmosphäre oberhalb des Barrenkopfes zu erbringen.

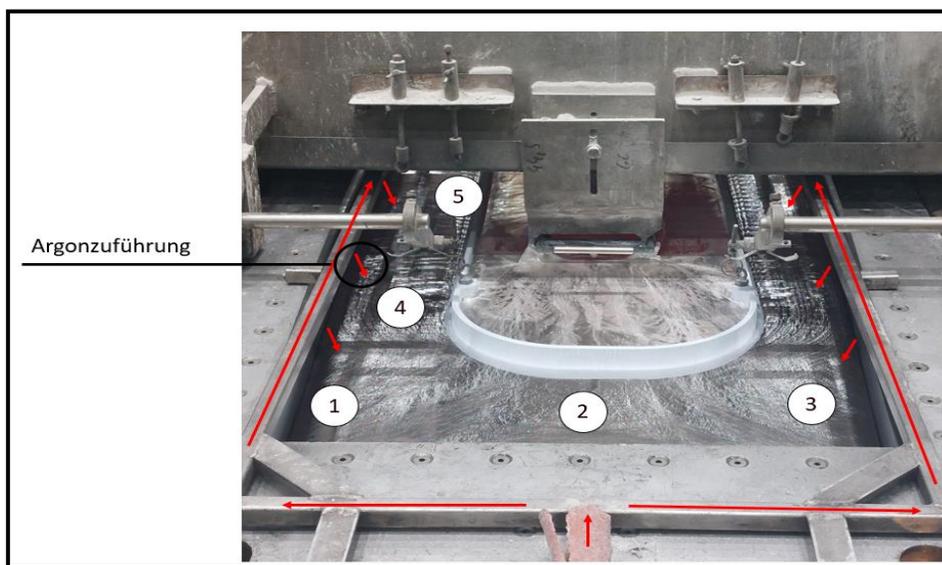
### 6.11.3 Ermittelte Effektivität der Argonzuführung

Die Thematik der Argonzuführung, welche bereits im *Kapitel 6.7* beschrieben wurde, ist Gegenstand des folgenden Abschnittes, um die Effektivität der inerten Schutzgasabdeckung zu validieren.

Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse hinsichtlich der stärker ausgeprägten Oxidschicht im Zentrum eines Walzbarrens sowie die Tatsache einer Wärmekonzentration an identischer Barrenposition wird abgeleitet, dass keine kontinuierliche Schutzgasabdeckung über den noch flüssigen Barrenkopf vorliegt. Vielmehr wird die inerte Abdeckung aufgrund aufsteigender Thermik unterbrochen und das eingeleitete Argon in die Atmosphäre verdrängt. Im Ergebnis liegt ein erneuter Kontakt zwischen Aluminiumschmelze und Sauerstoff vor, was die Reaktionsgeschwindigkeit der Oxidschichtbildung bekräftigt.

Aufgrund dieser Annahme wird nachstehend der Sauerstoffgehalt unter Produktionsbedingungen an verschiedenen Positionen zwischen Argonzuführung und Barrenkopf gemessen. Die definierten Messstellen befinden sich sowohl im Rand – als auch im Zentrumsbereich des Walzbarrens. Die Untersuchung erfolgt mit dem Mehrgasmessgerät Dräger X-am 2500.

Die Abbildung 89 zeigt die gegenwärtige Argonzuführung an der Stranggießanlage. Über ein Rohrleitungssystem (gekennzeichnet durch rote Pfeile) wird ausschließlich an den Walzseiten des Aluminiumbarrens Schutzgas mit einem Durchfluss von 3 m<sup>3</sup>/h eingeleitet. Die Positionen der Sauerstoffmessungen werden in der Abbildung 89 dargestellt und die Ergebnisse in der nachstehenden Tabelle 22 aufgezeigt.



**Abbildung 89:** Positionen der Sauerstoffmessungen

**Tabelle 22:** Ergebnisse der Sauerstoffmessung

	1	2	3	4	5
Sauerstoffgehalt [%]	20,5	20,9	20,6	20,9	20,9

Auf Basis der Sauerstoffmessungen kann geschlussfolgert werden, dass in Zentrumsnähe eines Walzbarrens (Messpunkte 4 und 5) kein Argon existent ist, da ein Sauerstoffwert von 20,9 Prozent vorliegt. Dementsprechend ist ein permanenter Kontakt zwischen flüssiger Schmelze und Sauerstoff gegeben. Insbesondere kann bei einer Beschädigung der Oxidschicht die Neubildung und die sich daraus resultierende Verdickung nicht verhindert werden.

Unerwartet lässt sich auch im vertikalfaltenfreien Randbereich (Messpunkte 1 und 3) nur eine minimale Reduktion an Sauerstoff verzeichnen. Mit Kennwerten von 20,5 Prozent und 20,6 Prozent ist eine effiziente Schutzgasabschirmung, welche die Oxidschichtbildung auf der Aluminiumschmelze verhindert, nicht gegeben. Ebenfalls konnte am Messpunkt 2 kein Argon detektiert werden.

Nicht nur die zuvor aufgestellte Annahme einer nichtexistierenden Schutzgasatmosphäre, speziell im Barrenzentrum, sondern vielmehr eine wenig präzise inerte Abschirmung auf dem kompletten Barrenkopf konnte mit Hilfe der Sauerstoffmessung nachgewiesen werden. Folglich besteht auch kein Schutz der Aluminiumschmelze vor einem Sauerstoffkontakt, welcher die Oxidschichtbildung verhindert.

Mögliche Ursachen wie ein nicht räumlich geschlossenes System oberhalb der Argonzuführung und den Barrenkopf, Windzug aufgrund geöffneter Hallentore, aufsteigende Thermik angesichts der Wärmekonzentration oder Wasserdampf, welcher sich durch die Wasserkühlung bildet, können die Argonverdrängung bekräftigen.

Die Ausprägung der Oxidschicht scheint jedoch eine Schlüsselfunktion bei der Bildung von Vertikalfalten auf einer Barrenoberfläche darzustellen. Der Prozess der Schutzgasverwendung zur Abschirmung des Metalls vor Sauerstoff wird auch in anderen Verfahren, wie beispielsweise im Schweißvorgang erfolgreich eingesetzt. Aus diesem Grund wird in der nachstehenden Untersuchung das System der Argonzuführung tiefgründig analysiert und eine modifizierte Form der Zuführung entwickelt, um die Qualität der Schutzgasabdeckung zu gewährleisten.

## 7 Experimentelle Untersuchungen

Das folgende Kapitel präsentiert zwei separate experimentelle Untersuchungen, die darauf abzielen, verschiedene Facetten des Phänomens der Vertikalfaltenbildung zu ergründen und um ein tiefgründiges Verständnis zu erlangen. Die erste Studie konzentriert sich auf die Untersuchung der Auswirkung einer gezielten Eintragung des Edelgases Argon auf den noch flüssigen Kopf des Aluminiumbarrens, während die zweite Studie den Schwerpunkt auf die Ermittlung von potenziellen Barreneigenspannungen legt und deren Einflussnahme analysiert. Durch die Kombination dieser beiden Untersuchungen wird eine detaillierte Aufschlüsselung des zugrunde liegenden Fehlerbildes angestrebt und Wirkzusammenhänge zwischen den untersuchten Variablen abgeleitet. Die Ergebnisse der folgenden Untersuchungen tragen dazu bei, das Verständnis über die Bildung von Vertikalfalten zu erweitern und können somit Hinweise für die praktische Anwendungen in der Industrie liefern.

### 7.1 Evaluation der Wirksamkeit von Argon

Das Ziel dieser Untersuchung ist es, die Wirkung des Edelgases Argon zur Erzeugung einer inerten Schutzgasatmosphäre zwischen Flüssigmetall und Sauerstoff unter Anpassung verschiedener Parameter zu untersuchen und potenzielle Zusammenhänge zum Phänomen der Vertikalfalten zu identifizieren.

#### 7.1.1 Versuchsaufbau

Der unter Produktionsbedingungen initiierte Versuchsaufbau wurde entwickelt, um eine genaue Datenerfassung und eine zuverlässige Analyse zu ermöglichen. Dabei wurden sowohl theoretische Überlegungen als auch die Ergebnisse aus dem Kapitel 6.11.3 berücksichtigt, um eine effektive Durchführung des Experimentes zu gewährleisten.

Mit dem Ziel, vergleichbare und reproduzierbare Ergebnisse zu erreichen, werden zur Ermittlung der Sauerstoffkennwerte die Positionen der Messpunkte wie im Kapitel 6.11.3 definiert und das identische Mehrgasmessgerät *Dräger X-am 2500* für die gesamte Versuchsreihe verwendet. Das Messgerät inklusive der Messsonde, dargestellt in Abbildung 90, wird zur Erkennung und Messung brennbarer Gase und Dämpfe, wie beispielsweise Methan, Sauerstoff, Schwefelwasserstoff oder Kohlenstoffmonoxid eingesetzt und liefert sofort aufgrund einer Live-Datenübertragung die vorliegenden Parameter.



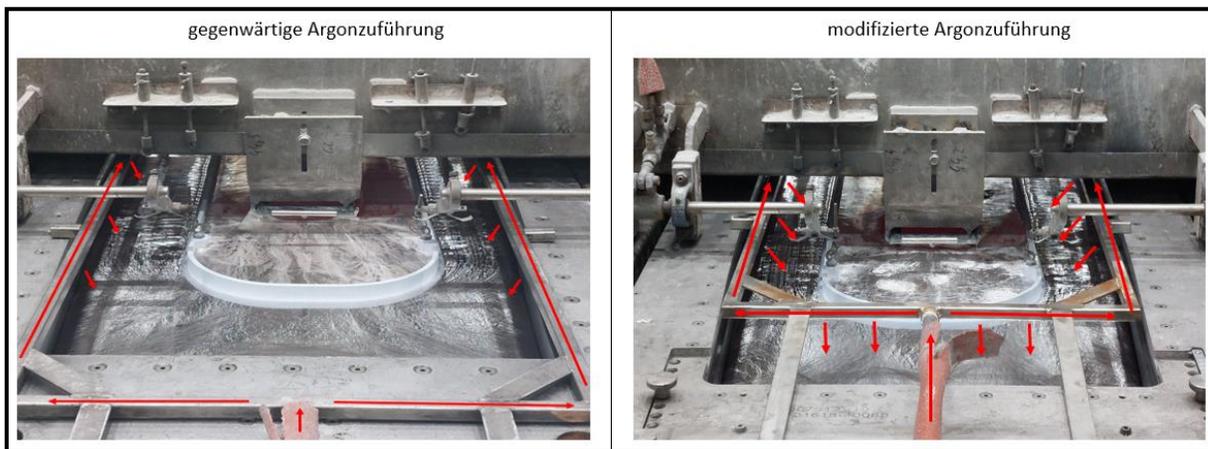
**Abbildung 90:** Mehrgasmessgerät inkl. Messsonde zur Ermittlung von Sauerstoffkennwerten

Folgende Aspekte waren bei der Konzeptionierung des Versuchsaufbaus entscheidend:

- Modifizierung des Systems der Argonzuführung
- mengenmäßige Erhöhung des Argons
- Schaffung eines geschlossenen Systems oberhalb der Argonzuführung zur Gewährleistung einer inerten Abschirmung zwischen Flüssigmetall und Sauerstoff

Mit Hilfe eines modifizierten Systems der Argonzuführung soll eine kontinuierlich gleichmäßige Argonschicht auf den noch flüssigen Walzbarrenkopf mit dem Ziel einer Schutzfunktion vor Sauerstoff erzeugt werden. Wie in der nachstehenden Abbildung 91 dargestellt, wird das Rohrleitungssystem so angepasst, dass nicht nur an den zwei Walzseiten eines Aluminiumbarrens, sondern eine an den Barrenkonturen umliegende Argonzuführung (gekennzeichnet durch rote Pfeile) gewährleistet ist.

Weiterhin wird der Bohrungsdurchmesser im Rohsystem, durch welche das Argon austritt, von 1,2 Millimeter auf 2 Millimeter vergrößert und der Bohrungsabstand von 300 Millimeter auf 200 Millimeter verringert, um die Anzahl der Argonaustrittsmöglichkeiten zu erhöhen.



**Abbildung 91:** Vergleich der gegenwärtigen und modifizierten Argonzuführung

Eine weitere direkte Variable im Kontext hinsichtlich der Wirksamkeit stellt die zugeführte Argonmenge dar. Durch sukzessive Erhöhung der Edelgasmengen kann der Zeitpunkt einer Sauerstoffverdrängung im definierten Prüfbereich detektiert werden.

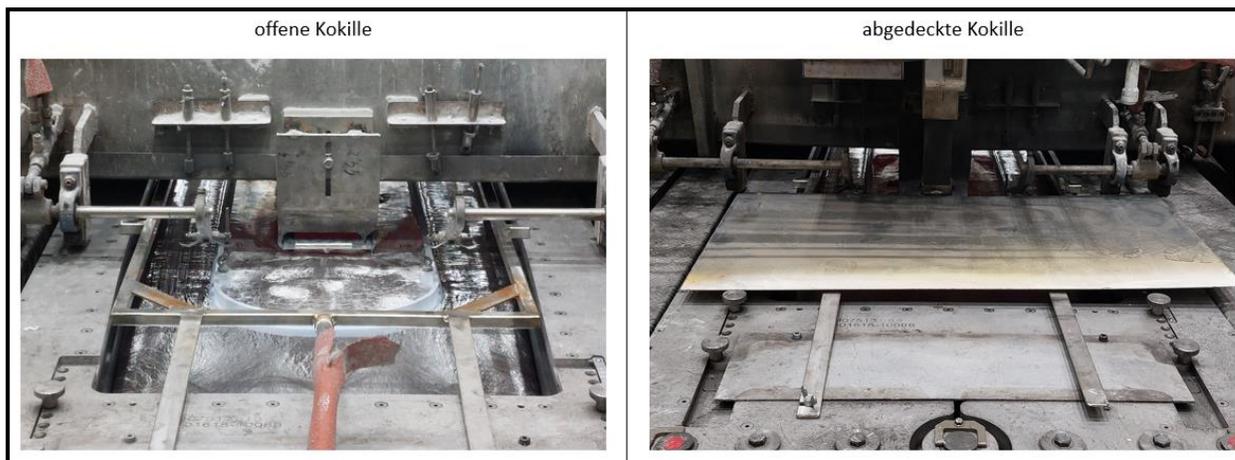
### 7.1.2 Versuchsdurchführung

An der Testanlage werden standardmäßig pro Gießvorgang fünf Walzbarren hergestellt. Vor Beginn der Versuchsdurchführung wurde eine von fünf Kokillen mit dem modifizierten System der Argonzuführung ausgestattet. Eine Übersicht der Messergebnisse des Sauerstoffgehaltes unter sukzessiver Erhöhung der Argonmengen an den in Abbildung 89 aufgezeigten definierten Messpunkten, ist in der Tabelle 23 zusammengefasst.

**Tabelle 23:** Messergebnisse des Sauerstoffgehaltes unter sukzessiver Erhöhung der Argonmengen

Versuchsreihe	Argonmenge [m <sup>3</sup> /h]	Sauerstoffgehalt [%] je Messpunkt				
		1	2	3	4	5
1	3	20,1	20,2	19,8	20,9	20,9
2	5	19,8	20,1	19,6	20,7	20,9
3	7	19,5	20,0	19,5	20,7	20,8

Die Messaufnahmen wurden nach drei Versuchsreihen unterbrochen, da auch mit einer Argonmenge von 7 m<sup>3</sup>/h nur eine minimale Reduzierung des Sauerstoffgehaltes zu verzeichnen war. Es lässt sich feststellen, dass ein modifiziertes System der Argonzuführung und eine mengenmäßige Erhöhung des Edelgases nicht ausreichen, um die gewünschte Sauerstoffverdrängung zu erzielen. Aus diesem Grund wird der dritte Aspekt, die Schaffung eines geschlossenen Systems zur Zwangsverweilung des Argons oberhalb des noch flüssigen Barrenkopfes, anvisiert und implementiert. Der Vergleich zwischen einer offenen und einer abgedeckten Kokille ist der Abbildung 92 zu entnehmen.



**Abbildung 92:** Vergleich zwischen offener und abgedeckter Kokille

Entsprechend den Versuchsreihen eins bis drei erfolgten an der abgedeckten Kokille erneut Sauerstoffmessungen. Dafür wurde das Abdeckblech vor Beginn der Testreihe mittels Bohrungen an den definierten Messpunkten zur Einführung der Messsonden vorbereitet. Zur besseren Übersicht sind die Ergebnisse der veranschlagten Versuchsreihen in der Tabelle 24 aufgeführt.

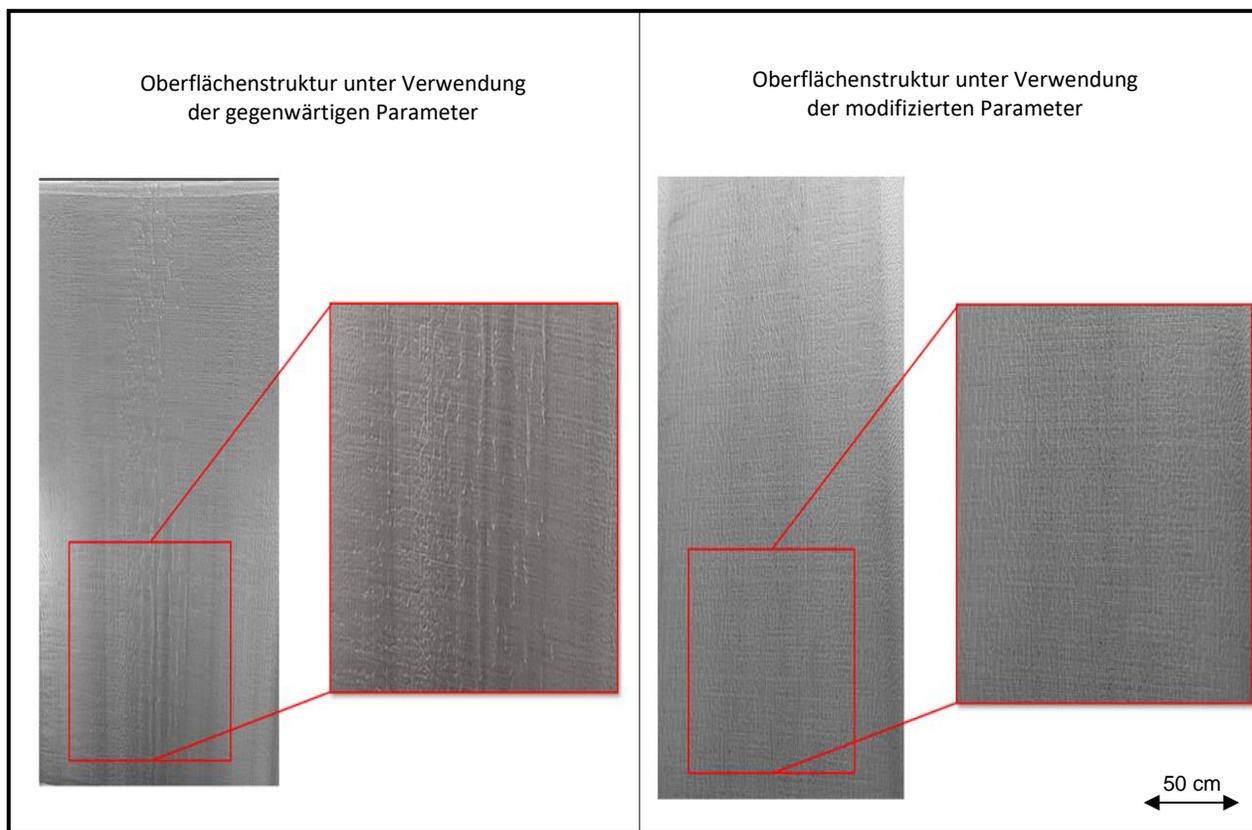
**Tabelle 24:** Messergebnisse des Sauerstoffgehaltes unter sukzessiver Erhöhung der Argonmengen und einer abgedeckten Kokille

Versuchsreihe	Argonmenge [m <sup>3</sup> /h]	Sauerstoffgehalt [%] je Messpunkt				
		1	2	3	4	5
4	3	13,4	14,2	14,1	15,5	17,9
5	5	13,1	13,9	14,1	15,2	17,6
6	7	11,8	12,1	12,6	14,9	15,3

### 7.1.3 Versuchsauswertung

Die folgende Auswertung präsentiert die Ergebnisse der in *Kapitel 7.1.2* aufgezeigten Versuchsreihen, welche durchgeführt wurden, um eine gezielte Sauerstoffverdrängung am Barrenkopf zu erzielen. Mit der Wirkung des Argons und der damit einhergehenden Verdrängung des Sauerstoffes soll die positive Einflussnahme des bestehenden Fehlerbildes in Form von Vertikalfalten auf der Walzbarrenoberfläche charakterisiert werden.

Anhand der Messungen in Tabelle 23 und 24 lässt sich feststellen, dass eine alleinige modifizierte Argonzuführung und dessen mengenmäßige Erhöhung nicht ausreichend effektiv ist. Vielmehr wirken diese Aspekte in Kombination mit einer Abdeckvorrichtung, um die Verweilung des Argons und einen Schutz vor äußeren Umgebungseinflüssen zu gewährleisten. Unter den Rahmenbedingungen aus der Versuchsreihe sechs erfolgte die qualitative Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit des Aluminiumbarrens. Dabei ist wichtig zu erwähnen, dass die in *Abbildung 93* aufgezeigten Barrenoberflächen aus einem gleichen Gießvorgang entstammen. Die chemische Zusammensetzung, die Schmelztemperatur, die Schmelzbehandlung und die mengenmäßige Zugabe an Legierungselementen waren identisch.



**Abbildung 93:** Qualitativer Vergleich der Oberflächenstruktur

Die Versuchsdurchführung endete mit dem Abschluss des Gießvorganges und der anschließenden Entnahme der einzelnen Barren aus der Gießgrube. Abbildung 93 zeigt beispielhaft die Oberflächenstrukturen der ersten vier Meter (gemessen vom Barrenkopf) des jeweiligen Aluminiumbarrens (die vollständige Bilderdokumentation kann dem *Anhang 13* entnommen werden). Es lässt sich qualitativ feststellen, dass mit einem vergleichsweise niedrigen Sauerstoffgehalt das Phänomen des Vertikalfaltenaufkommens sukzessiv reduziert wird. Für eine repräsentative Aussage wurde der Test unter Einhaltung identischer Parameter und Voraussetzungen an drei unterschiedlichen Gießvorgängen durchgeführt (siehe *Anhang 14*). Im Ergebnis konnten wiederkehrende Resultate hinsichtlich der Vertikalfaltenreduzierung identifiziert werden. Wie bereits im *Kapitel 6.11.* aufgezeigt, werden ebenfalls an den drei Testbarren der Bereich des Vertikalfaltenaufkommens ausgemessen. Im Kopfbereich eines Barrens belaufen sich die Falten in einem Spektrum zwischen 15 Zentimeter und 20 Zentimeter. Im Fußbereich konnte eine Fläche zwischen 33 Zentimeter und 37 Zentimeter identifiziert werden

Eine vollständige Eliminierung der Vertikalfalten konnte unter Verwendung der Versuchsreihe nicht erreicht werden. Speziell der nicht abgedeckte Bereich der Testkokille weist weiterhin Vertikalfalten auf. Da an der Testanlage oberhalb der Kokille die Materialzuführung sowie die Gießrinne angeordnet sind, konnte aus konstruktiven Gegebenheiten eine vollständige Abdeckung der Kokille nicht erfolgen. Demnach bestand weiterhin in einem limitierten Bereich eine Verflüchtigung des Edelgases in die Umgebung.

Die Darlegung und Auswertung der Versuchsergebnisse liefert wichtige Erkenntnisse, die zu einer Annäherung der vorliegenden Problemstellung beitragen können. Basierend auf den Ergebnissen der Sauerstoffmessung in Kombination mit der qualitativen Begutachtung der Walzbarrenoberflächen lässt sich ableiten, dass die Dicke der gebildeten Oxidschicht einen wesentlichen Einfluss auf die Entstehung von Vertikalfalten ausübt.

Durch die Anpassung signifikanter Prozessparameter, wie beispielsweise die zugeführte Argonmenge, der Implementierung einer angepassten Argonzuführung sowie einer bedienerfreundlichen und händelbaren Abdeckung der gesamten Kokille ist eine weitere Reduzierung oder Eliminierung von Vertikalfalten auf der Oberfläche eines Aluminiumwalzbarrens denkbar und können dazu beitragen, die Effizienz des Gießprozesses und die Qualität des Produktes zu verbessern.

## 7.2 Ermittlung von Eigenspannungen im Aluminiumbarren

Im Verlauf der Arbeit wurde bereits die reduzierte Ausbringungsmenge der Gutfraktion einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung im Vergleich mit der AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> – Legierung dargelegt. Ein nicht unwesentlicher Grund der erhöhten Verschrottungsrate sind Barrenrisse, welche aus Vertikalfalten entstanden sind. Auch anhand der mikroskopischen Aufnahmen konnten Risse unterhalb einer Vertikalfalte identifiziert werden. Ein möglicher Ansatz zur Entstehung der Rissbildung können die im Walzbarren befindlichen (potenziellen) Eigenspannungen darstellen. Speziell im Zentrum eines Barrens verursachen die Vertikalfalten eine ungleichmäßige Oberfläche. Aufgrund der Primärkühlung werden Temperaturgradienten in den Barren eingeleitet, welche folglich in Spannungsgradienten resultieren.

Die vorliegende Untersuchung verfolgt das Ziel, Eigenspannungen im Barren zu identifizieren, um die Ursache der erhöhten Ausschussrate zu erklären. Aufgrund einer zu groben Korngröße war eine röntgenografische Eigenspannungsermittlung nicht möglich. Die geringe Anzahl an Körnern im bestrahlten Bereich lieferte nur unter wenigen Winkeln ein Beugungssignal.

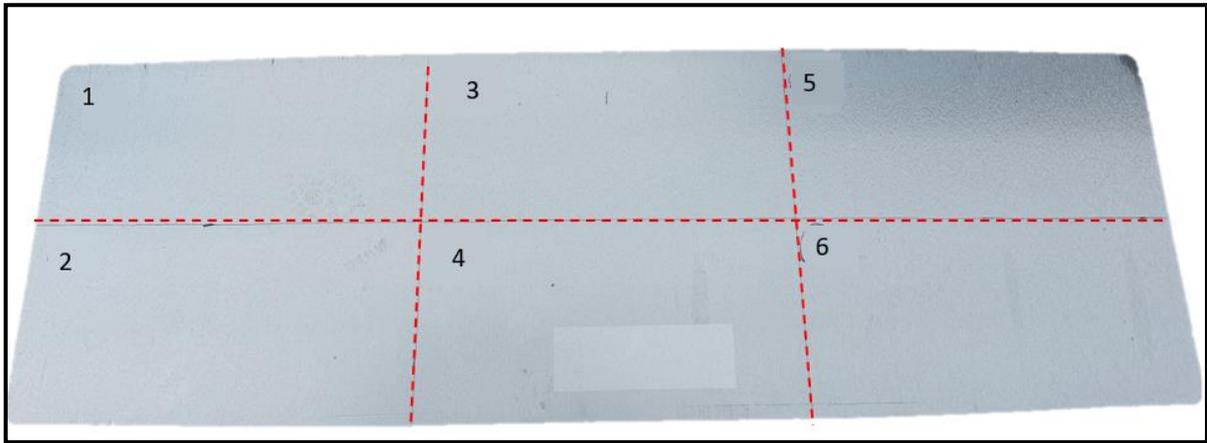
Eine weitere Möglichkeit zur Ermittlung der Eigenspannungen stellt die Bohrlochmethode dar. Die Bestimmung der inneren Spannungen im Prüfkörper erfolgt durch die Verformungsänderung bei einem schrittweisen Werkstoffabtrag. Durch die Bohrung eines Sackloches (Durchmesser ein bis zwei Millimeter) entstehen freie Oberflächen, was zur Auslösung von Eigenspannungen und somit zu einer Verformungsänderung führt. Die Kennwerte der Verformung werden mittels Dehnmessstreifen registriert. [122]

### 7.2.1 Versuchsaufbau

Die folgende experimentelle Eigenspannungsanalyse wurde initiiert, um wertvolle Erkenntnisse zu generieren, die zur Interpretation des Phänomens der Vertikalfalten sowie dem damit einhergehenden Rissaufkommen an der Walzbarrenoberfläche beitragen.

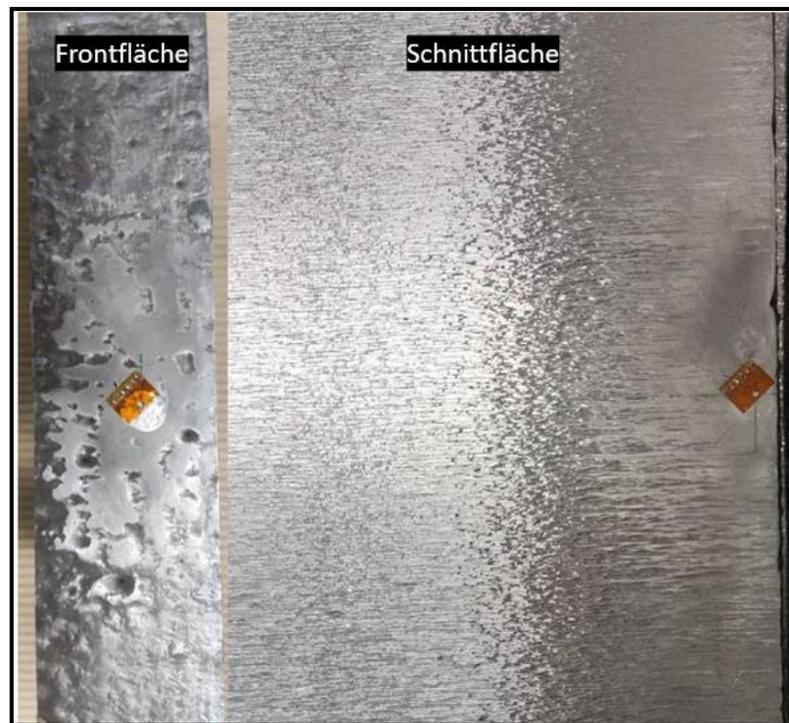
In Vorbereitung der Analyse wurde nach gleicher Vorgehensweise (siehe Abbildung 75) eine Testscheibe vom Barrenformat 1950x600 Millimeter mit einer Stärke von 50 Millimeter entnommen. Diese Testscheibe wurde in sechs Teile zerlegt, damit diese im folgenden Prozess auf der Messeinrichtung untersucht werden können.

Der Untersuchungsgegenstand zur Ermittlung des Spannungszustandes beinhaltet die Teilprobe 1, 3 und 5, welche Abbildung 94 entnommen werden kann. Die Positionen 1 und 5 repräsentieren die faltenfreien Randbereiche, während Position 3 den Zentrumsbereich mit Vertikalfalten aufzeigt.



**Abbildung 94:** Markierte Testscheibe mit Blick auf Schnittfläche

Jede Teilprobe wurde sowohl an der Front- als auch an der Schnittfläche für die Messung vorbereitet. In Abbildung 95 ist die Messposition anhand der verwendeten Dehnungsmessstreifenrosette (DMS) zu erkennen. Eine Rosette besteht aus drei DMS, welche standardmäßig im Winkelabstand von  $45^\circ$  zueinanderstehen. Die zur Auswertung notwendigen Werkstoffkennzahlen, insbesondere das Elastizitätsmodul sowie die Poissonzahl, sind in der Tabelle 3 aufgelistet.

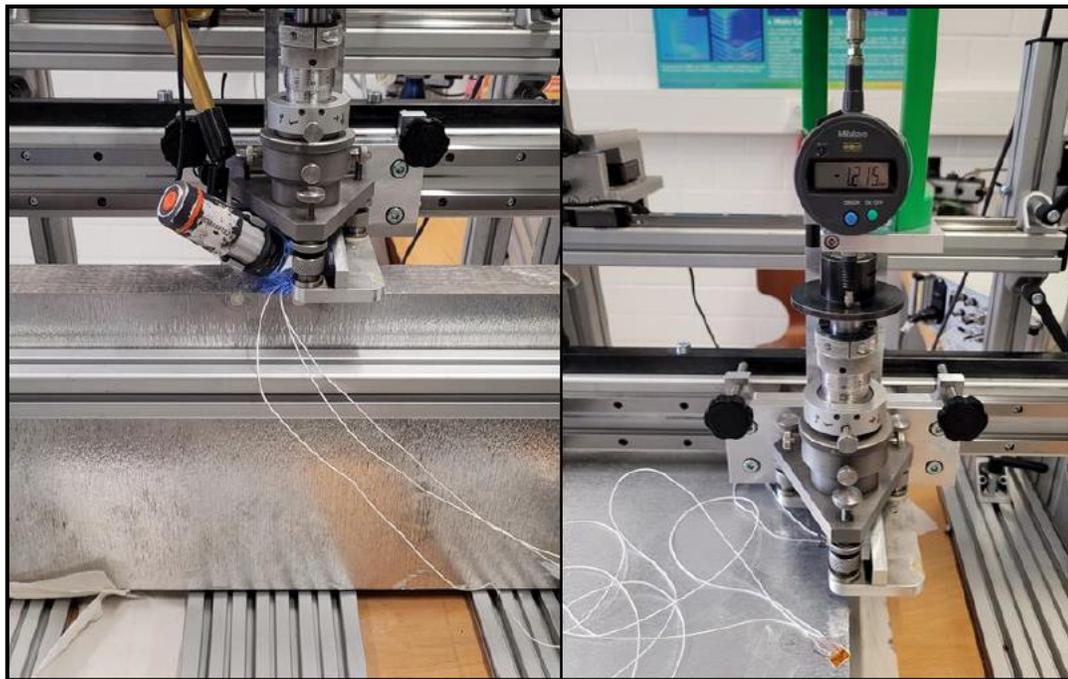


**Abbildung 95:** Teilprobe der Testscheibe mit applizierten DMS-Rosetten auf Front- und Schnittfläche

## 7.2.2 Versuchsdurchführung

Die Eigenspannungsanalyse erfolgte inkrementell mittels der Bohrlochmethode. Der Bohrvorgang wurde in aufeinanderfolgenden Tiefenschritten durchgeführt, die ausgelösten Dehnungen mit einer speziellen Bohrlochchrosette (CAE-13-062UM-120, VISHAY MICRO-MEASUREMENTS) erfasst und in Eigenspannungen umgerechnet.

Der Verfahrensablauf zur Ermittlung der Eigenspannungen lässt sich beispielhaft der Abbildung 96 entnehmen.



**Abbildung 96:** Bohrlochmessung am Beispiel einer Teilprobe beim Einbringen des Bohrloches mittels High-Speed-Drilling

### Eckdaten zum Messverfahren:

Kennzeichnung der Lage: vgl. Abbildung 95

Vorbereitung zur Messung: Säure, Neutralisator, Aceton, Ethanol, Klebstoff CN-R (Preusser)

### Inkrementelle Bohrloch-Methode – Messeinrichtung:

Bohrverfahren: orbital, Offset = mm

Messgerät: RS-200 (VISHAY)

Messverstärker: Picas (PEEKEL INSTRUMENTS)

Software: Signalsoft6000 (PEEKEL INSTRUMENTS)

Fräswerkzeug: Stirnfräser, 6-schneidig,  $\varnothing = 1,0$  mm, TiN-beschichtet (Komet)

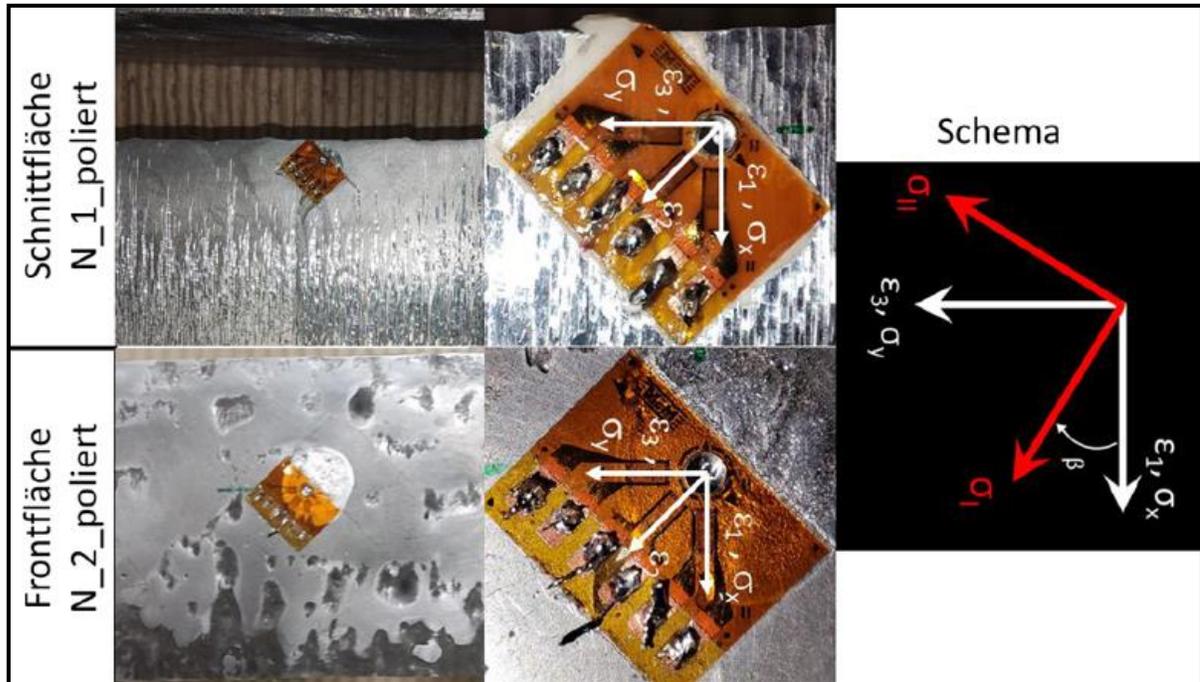
Messparameter:

Messrichtungen: DMS 1 = X, DMS 2 = XY, DMS 3 = Y

Bohrung:  $\varnothing = 2,0 \text{ mm}$ 

DMS-Rosette: CEA13-062UM-120 (MEASUREMENT GROUP)

Die Abbildung 97 zeigt an einem Beispiel den Zusammenhang von applizierter DMS-Rosette und den entsprechenden Dehnungs- bzw. Spannungsrichtungen.



**Abbildung 97:** Applizierte DMS-Rosette mit Angabe von Dehnungs- bzw. Spannungsrichtungen

Auswertungsparameter:

Auswertung: Integrales Verfahren ASTM E 837-20

Annahmen: Ein isotropes, linear-elastisches Werkstoffverhalten mit einem ebenen oberflächenparallelen Spannungszustand an der Messposition.

Messwert-Glättung: Methode mit ausgleichenden kubischen Splines (Hiermit werden die gemessenen, also durch den Bohrvorgang ausgelösten Dehnungen interpoliert. Die interpolierten Dehnungswerte werden zum Berechnen der Spannungen verwendet.)

### 7.2.3 Versuchsauswertung

Nachdem die Messungen an den Teilproben 1, 3 und 5 der Testscheibe durchgeführt wurden, repräsentiert das folgende Kapitel die Ergebnisse der Bohrlochmethode mit dem jeweiligen Eigenspannungstiefenverlauf.

Folgende physikalische Größen wurden in Abhängigkeit der Bohrungstiefe analysiert:

- interpolierte Dehnung  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$ ,  $\varepsilon_3$  in den angegebenen Richtungen (siehe Abbildung 97)
- Spannung  $\sigma_x$  und  $\sigma_y$  (Zur Berechnung der Spannung  $\sigma_x$  wird die Dehnung  $\varepsilon_3$  genommen, entsprechend bestimmt die Dehnung  $\varepsilon_1$  die Spannung  $\sigma_y$ .)

Die berechneten Ergebnisse aus der zuvor durchgeführten Untersuchung wurden exportiert und grafisch in einem Spannungs-Messtiefen-Diagramm dargestellt. Diese Form von Diagrammen ermöglicht, die Spannungsverläufe in X-Richtung (blaue Punkt-Kurve) und in Y-Richtung (orangene Punkt-Kurve) für die gemessenen Bohrlöcher der jeweiligen Teilprobe darzustellen.

Zunächst sollten die Eigenspannungen an der Front- und Schnittfläche der Teilprobe 3, welche den Zentrumsbereich eines Walzbarrens repräsentiert, analysiert werden. Die Abbildung 98 und die Abbildung 99 stellen den Spannungsverlauf über die Bohrlochtiefe grafisch dar. Zur Interpretation der nachstehenden Abbildungen ist zu erwähnen, dass positive Normalspannungen das Flächenelement auf Zug und negative Normalspannungen auf Druck beanspruchen.

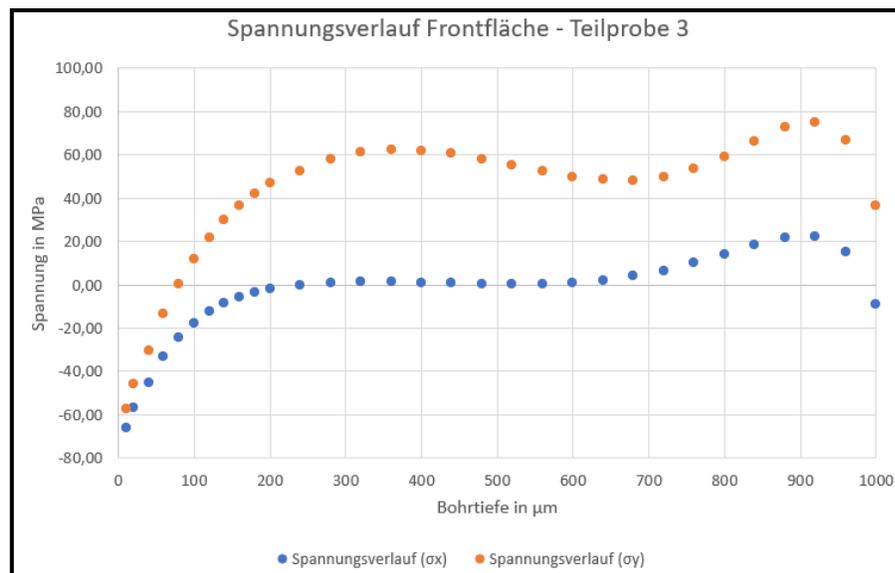
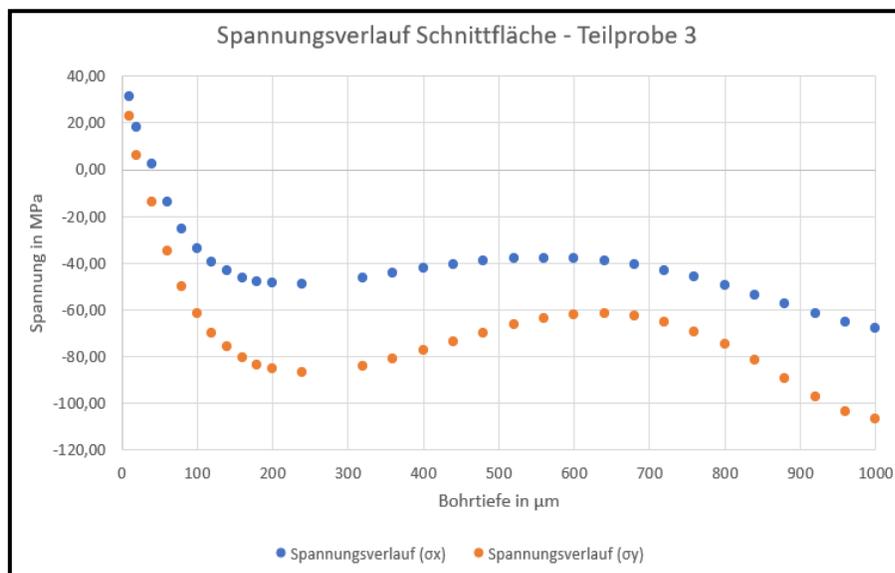


Abbildung 98: Spannungsverlauf der Frontfläche der Teilprobe 3



**Abbildung 99:** Spannungsverlauf der Schnittfläche der Teilprobe 3

Mit der Untersuchung der Frontfläche erfolgte zugleich die Messung der Eigenspannungen an der Randschicht des Walzbarrens, da der DMS direkt auf der Barrenaußenhaut platziert wurde. Es lässt sich anhand der Abbildung 98 ableiten, dass im oberflächlichen Zentrumsbereich sowohl in X- als auch in Y-Richtung Druckeigenspannungen im Größenbereich von ungefähr -60 MPa vorliegen. Mit zunehmender Messtiefe werden die Druckeigenspannungen abgebaut, bis diese in einem Messtiefenbereich zwischen 80 µm bis 200 µm in Zugeigenspannungen umschlagen. Diese steigen in der Messtiefe weiter an und erreichen ihr Maximum bei 920 µm mit rund 70 MPa. In Ergänzung zu den Diagrammen werden im *Anhang 15* die ermittelten Dehnungen sowie die berechneten Eigenspannungen als Zahlenwerte hinterlegt.

Die Analyse der Schnittfläche repräsentiert den Spannungszustand ohne Berücksichtigung der Barrenaußenhaut, da der DMS fünf bis acht Millimeter unter dieser platziert wurde. Wie der Abbildung 99 zu entnehmen ist, steigen die Druckeigenspannungen ab einem Messtiefenbereich von rund 20 µm an. Das Eigenspannungsmaximum wird in Y-Richtung mit einem Wert von über -100 MPa ab einer Messtiefe 950 µm erreicht. Im Durchschnitt konnten Druckeigenspannungen in X-Richtung von -44 MPa und in Y-Richtung von -73 MPa ermittelt werden.

Ein weiterer Punkt, den es zu analysieren galt, waren Eigenspannungsmessungen an den Referenzproben 1 und 5, dessen Bereiche faltenfreie Oberflächen aufwiesen. Die Messungen wurden nach gleichem Vorbild durchgeführt, sodass die Ergebnisse als Referenzwerte anzusehen waren und diese mit den Ergebnissen der Teilprobe 3 verglichen werden konnten. In Abbildung 100 und Abbildung 101 sind die Spannungsverläufe der Frontflächen der Teilproben 1 und 5 dargestellt.

Aufgrund nichtlinearer Eigenspannungen im Randbereich wurden die nachstehenden Diagramme um eine Regressionsgerade in X-Richtung (blaue Linie) und in Y-Richtung (orangene Linie) erweitert.

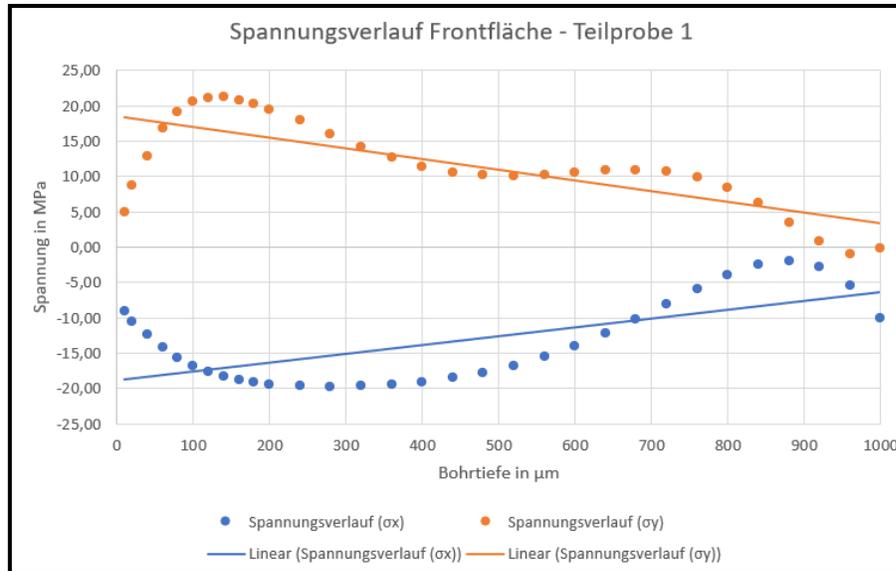


Abbildung 100: Spannungsverlauf der Frontfläche der Teilprobe 1

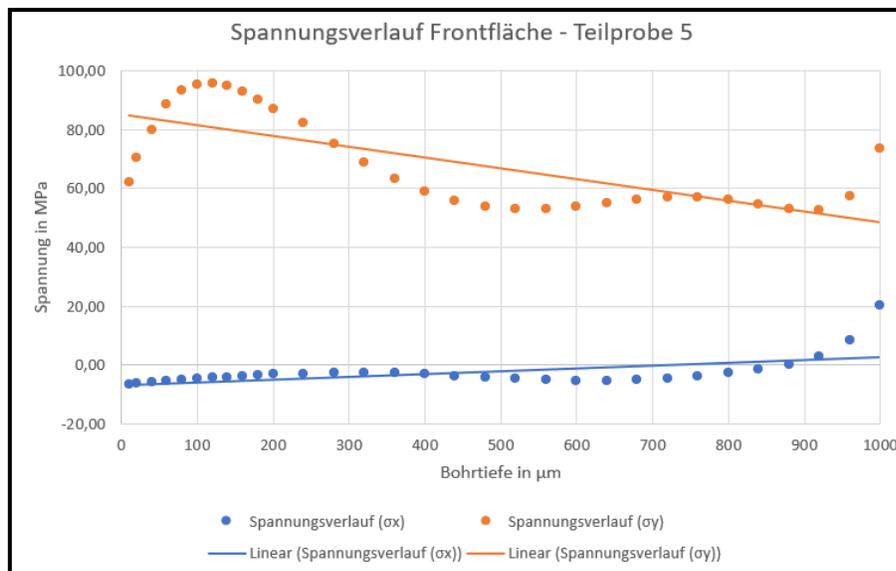


Abbildung 101: Spannungsverlauf der Frontfläche der Teilprobe 5

Nach Auswertung der Regressionsgeraden lässt sich qualitativ erkennen, dass sowohl in Teilprobe 1 als auch in Teilprobe 5 in Y-Richtung (Horizontalebene) Zugeigenspannungen an der Barrenaußenhaut vorliegen, welche sich mit zunehmender Messtiefe abbauen.

- Experimentelle Untersuchungen -

Dabei fielen die unterschiedliche Spannungskennwerte auf. Während der Teilprobe 1 eine durchschnittliche Zugeigenspannung von 13 MPa entnommen werden konnte, ließen sich in Teilprobe 5 rund 69 MPa verzeichnen. In X-Richtung (Dickenrichtung) ließen sich in beiden Proben Druckeigenspannungen nachweisen. Auch hier war erkennbar, dass mit steigender Messtiefe die Spannungen abfallen. In Teilprobe 1 liegt eine durchschnittliche Druckspannung von -13 MPa vor, während in Probe 5 ein nahezu linearer Spannungsverlauf mit einem Mittelwert von -4 MPa zu verzeichnen war.

Abschließend werden die Messergebnisse der Schnittflächen der Teilproben 1 und 5 in der nachstehenden Abbildung 102 und Abbildung 103 veranschaulicht.

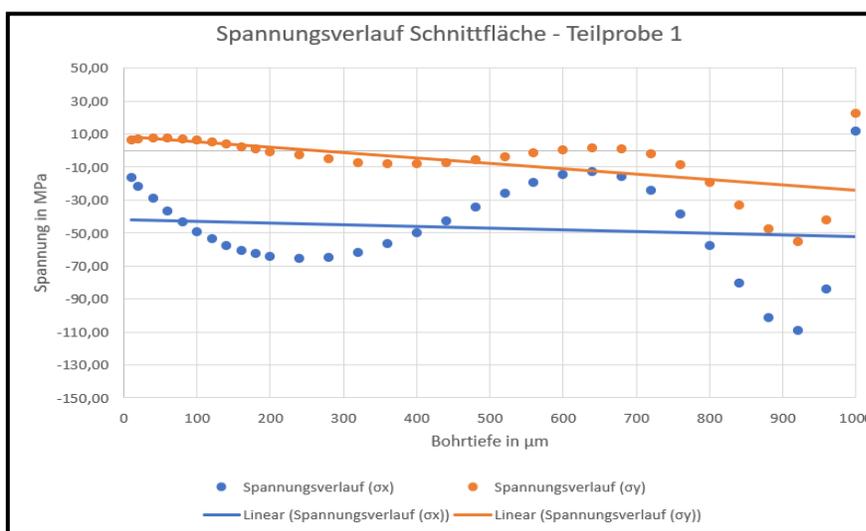


Abbildung 102: Spannungsverlauf der Schnittfläche der Teilprobe 1

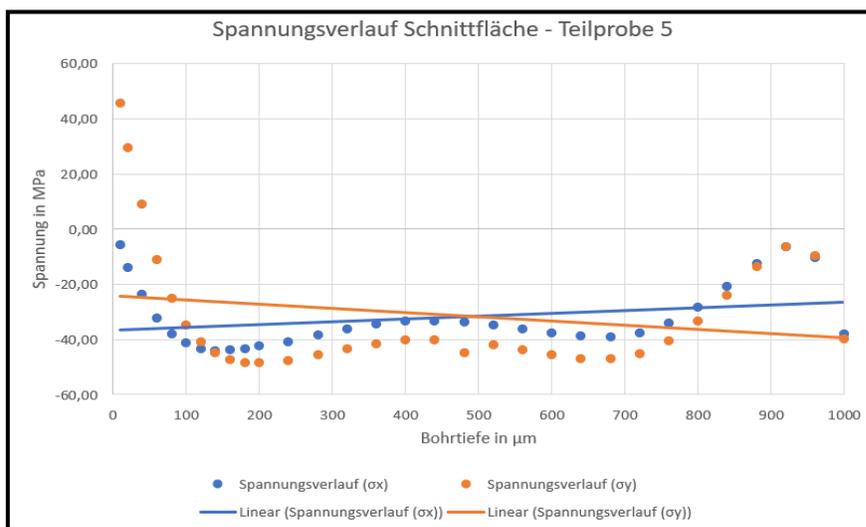


Abbildung 103: Spannungsverlauf der Schnittfläche der Teilprobe 5

Die Abbildung 102 und die Abbildung 103 zeigen auf den Schnittflächen der Proben 1 und 5 in Horizontalebene (Y-Richtung) qualitativ einen ähnlichen Spannungsverlauf. Nach eingehenden Zugeigenspannungen werden diese mit steigender Messtiefe in Druckeigenspannungen umgewandelt. Die durchschnittlichen Eigenspannungswerte betragen in Probe 1 -11 MPa, in Probe 3 wiederum -37 MPa. In Dickenrichtung (X-Richtung) konnten sowohl in Probe 1 mit einer gemittelten Kennzahl von -46 MPa, als auch in Probe 5 mit -32 MPa Zugeigenspannungen nachgewiesen werden.

Die durchgeführten Untersuchungen haben gezeigt, dass in der Walzbarrenaußenhaut Druckeigenspannungen anliegen. Während diese in Teilprobe 1 und 5 (faltenfreie Bereiche am Walzbarren) mit zunehmender Messtiefe steigt, ist in Probe 3 (Faltenregion) ein Abfall bis zu einer Messtiefe von ca. 240  $\mu\text{m}$  sowie ein Umschlag in Zugeigenspannungen erkennbar. An der Barrenaußenhaut der Teilprobe 3 konnten weiterhin die höchsten Druckeigenspannungen mit einem Wert von -66 MPa ermittelt werden. In Y-Richtung konnten an den Proben 1 und 5 ausschließlich Zugspannungen nachgewiesen werden, dem gegenüber konnte in der Probe 3 ein Spannungsverlauf von Druck- in Zugeigenspannungen aufgezeigt werden. Die Probe 5 weist im Vergleich zur Probe 3 eine durchschnittlich um 30 Prozent höhere Zugeigenspannung auf. Dieses Ergebnis wird offensichtlich davon begleitet, dass lokale Kriech- und Plastifizierungseffekte in der Faltenregion eines Walzbarrens vorliegen, welche zu einer Reduzierung von Eigenspannungen führen.

Die Spannungsverläufe der Schnittflächen (Y-Richtung) aller Proben zeigen ein ähnliches Profil. Nach anfänglich ermittelten Zugeigenspannungen werden diese in Druckeigenspannungen umgewandelt. Der Probe 3 kann eine maximale Druckeigenspannung von -106 MPa und einem Durchschnittswert von -73 MPa entnommen werden.

Insgesamt verdeutlichen die Messungen, dass im Aluminiumwalzbarren viele Dehnungsbewegungen auftreten. Generell konnten qualitative Aussagen über die Spannungszustände der Teilproben 1, 3 und 5 getroffen werden. So war es möglich, eine Einordnung über die im Bauteil befindlichen Druck- oder Zugeigenspannungen vorzunehmen. Die quantitativen Messergebnisse legen dar, dass die in den Probenkörpern vorherrschenden Spannungen unterhalb der Streckgrenze liegen (siehe Tabelle 3). Weiterhin wird aufgezeigt, dass erhöhte Eigenspannungen in der Probe 3, welche aus einem Vertikalfaltenbereich entstammen, vorliegen. Entsprechend dieser Erkenntnis kann angenommen werden, dass die Referenzproben 1 und 5 Eigenspannungen aufnehmen und speichern können, während in der Probe 3 eine höhere Rissanfälligkeit vorliegt.

Unter Verwendung der theoretischen Grundlagen sowie den gewonnenen Untersuchungsergebnissen können abschließend praxisorientierte Handlungsempfehlungen abgeleitet werden.

## 8 Zusammenfassung

Die folgende Zusammenfassung gibt einen Überblick über das Phänomen der Vertikalfalten auf der erstarrten Oberfläche eines Aluminiumwalzbarrens und präsentiert darauf aufbauend konkrete Handlungsempfehlungen. Das zentrale Ziel, ist einen Überblick über die identifizierten Themen zu geben und praxisorientierte Lösungsansätze aufzuzeigen.

### 8.1 Resümee und Diskussion

Die vorliegende Arbeit hat sich mit der Untersuchung von Vertikalfaltenbildungen auf der Walzbarrenoberfläche der Legierung AlMg4,5Mn0,4 befasst, die unter Anwendung einer halbkontinuierlich vertikalen Stranggießanlage gefertigt werden. Nach einer kurzen Einleitung, welche die positiven Aspekte von Sekundäraluminium, Herausforderungen der Aluminiumindustrie sowie die Motivation zur Bearbeitung des vorliegenden Themas darlegt, wurden zunächst die einzelnen Prozessschritte des Aluminiumrecyclings näher beschrieben. Diese geben sowohl einen ganzheitlichen Überblick über Einsatzmaterialien, Aufbereitungs-, Schmelz- und Gießtechnologien, als auch die Darlegung identischer Arbeitsabläufe in Unabhängigkeit unterschiedlicher Legierungen. Nach aktuellem Stand der Forschung und Industrie erfolgte eine Gliederung in einzelne Legierungsgruppen, wobei sich Unterschiede im Bereich der Einsatzgebiete, chemischen Zusammensetzungen, sowie mechanischen und physikalischen Eigenschaften aufzeigen ließ. Der zentrale Schwerpunkt lag jedoch auf einer umfassenden Erarbeitung von geläufigen Gussfehlern, Maßnahmen zur Vermeidung und dem aktuellen Kenntnisstand zum Phänomen der Vertikalfaltenbildung. Mit der Auflistung von patentierten Errungenschaften, wie beispielsweise technologischen Innovationen oder Effekten durch die Zugabe des Elements Calcium wurde der Abschnitt der theoretischen Grundlagen abgeschlossen. Auf Basis der dadurch gewonnenen Informationen konnten Ziele und Aufgaben der Arbeit abgeleitet werden, die im ersten Schritt zu einer Vorbetrachtung von potenziellen metallurgischen und technologischen Einflussfaktoren führten. Das Oxidationsverhalten einer magnesiumhaltigen Aluminiumlegierung, die in der Praxis befindlichen Anlagenteile, Gießparameter und verwendeten Zusatzelemente wurden aufgezeigt und mit Hilfe theoretischer Grundlagen dargelegt. Da die Komponenten Materialverteilersack, Oxidwehr und das System der Wasserkühlung zu den etablierten Bestandteilen der Gießanlage gehören und auch im Gießvorgang von anderen Legierungen ihre Anwendung finden, wurden diese als direkte Ursache in Bezug zu der Vertikalfaltenbildung ausgeschlossen. Vielmehr war zu ergründen, ob die Komponenten in Verbindung mit anderen Faktoren die Faltenbildung verstärken. Im Vergleich zu anderen Legierungen konnten Unterschiede im Oxidationsverhalten, in der Gießgeschwindigkeit

sowie den zugeführten Kornfeinungsmitteln identifiziert werden. Aus praxisorientierten Erfahrungsberichten, welche zumeist als Resultate von „Trial-and-Error“ – Versuchen entstammen, konnte durch Modifikationen der Gießparameter, speziell die Reduzierung der Gießgeschwindigkeit, eine Minimierung des Vertikalfaltenaufkommens erzielt werden. Eine eindeutige Begründung dieser ließ sich bislang jedoch nicht ableiten. Ein weiterer Unterschied konnte im Oxidationsverhalten einer magnesiumhaltigen Aluminiumlegierung aufgrund der hohen Affinität zum Sauerstoff erkannt werden, welche auch im weiteren Verlauf in einer tiefgründigen Analyse resultierte. Diese Untersuchungen dienten im Wesentlichen folgenden Zielen: In erster Instanz wurde unter Verwendung ausgewählter Messmethoden die Oberflächenbeschaffenheit, Mikrostruktur, mechanischen Eigenschaften und Elementzusammensetzung an vorbereiteten Probekörpern einer AlMg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> – Legierung in Bezug auf die Vertikalfalten charakterisiert. Die gewonnenen Ergebnisse wurden interpretiert und mit den Resultaten der Referenzlegierung AlMn<sub>1</sub>Mg<sub>1</sub> verglichen. Weiterhin sollten die daraus hervorgehenden und zum Teil qualitativ bewerteten Erkenntnisse unter Anwendung eines Simulationsmodelles, der Messung der Oxidschichtdicken sowie der Effektivitätsermittlung des im Einsatz befindlichen Schutzgases Argon validiert werden. Auf Grundlage der abgeschlossenen Untersuchungen und den daraus resultierenden Ergebnissen konnten Schwerpunkte identifiziert werden, welche priorisiert für weitere Ausführungen verwendet wurden.

Im Zuge der experimentellen Untersuchungen konnte durch eine Modifizierung der Gießanlage ein verbessertes Wirkprinzip des Schutzgases Argon erzielt werden, welches zu einer Reduzierung des Sauerstoffgehaltes oberhalb des Barrenkopfes führte. Die damit einhergehende Minimierung der Vertikalfalten war dabei das Resultat, welches sich durch eine visuelle Beurteilung wahrnehmen ließe. Neben der Optimierung der Edelgaszuführung sollte die erhöhte Rissanfälligkeit innerhalb des Vertikalfaltenbereiches geklärt werden. Es bestand Grund zur Annahme, dass im Barrenzentrum vergleichbar höhere Eigenspannungen vorliegen, welche die Barrenrisse hervorrufen. Im Ergebnis haben die Messungen der durchgeführten Bohrlochmethode gezeigt, dass im Walzbarren ein hohes Maß an Dehnungsbewegungen vorliegt, was sich maßgeblich in Form von Druck- und Zugspannungen äußert. Diese verschiedenen Eigenspannungszustände lassen sich beispielsweise auf die produktionsbedingte Wasserkühlung zurückführen. Bei einer hohen Abkühlgeschwindigkeit zwischen Randschale und Barrenkern entstehen große Temperaturunterschiede. Aufgrund der niedrigen Temperatur der Randschale neigt diese zu einem Schrumpfungsprozess. Die höheren Temperaturen im Barreninneren verhindern diesen Prozess und in der Folge bilden sich Zugeigenspannungen an der Oberfläche aus. Bei einer zeitversetzten Abkühlung des Barrenkerns werden erneute Schrumpfungsvorgänge durch die bereits erstarrte Oberfläche behindert und führen zu oberflächlichen Druckeigenspannungen und zu Zugeigenspannungen im

Barreninneren. Dennoch konnten die am stärksten vorliegenden Eigenspannungen im Bereich der Vertikalfalten nachgewiesen werden und bestärken somit die bestehende Annahme.

Die durchgeführten Untersuchungen sind als Bestandteil für das in der Industrie verwendbare Gießverständnis einer magnesiumhaltigen Aluminiumlegierung unter Verwendung einer halbkontinuierlichen vertikalen Stranggießanlage anzusehen. Die Ergebnisse zeigen, dass diese bereits geltende effektive und ökonomische Gießtechnologie durch geeignete und individuelle Prozessgestaltungen zu einer Verbesserung des Endproduktes – dem Walzbarren – führen kann. Die Modifizierung der Schutzgaszuführung und die Gestaltung eines geschlossenen Systems, welches die Verflüchtigung des Argons in die Atmosphäre verhindert, bietet ein hohes Potenzial und ist mit einer Verbesserung der Walzbarrenoberflächenstruktur, insbesondere mit einer Reduzierung der Vertikalfalten verbunden.

## **8.2 Handlungsempfehlungen**

Der langfristige Erfolg eines Unternehmens ist mit der kontinuierlichen Weiterentwicklung und der Optimierung technischer Systeme verbunden, welche zur Verbesserung der Produktionsprozesse und zur Steigerung der Wettbewerbsfähigkeit beitragen.

In der vorliegenden Arbeit wurde eine technische Analyse des bestehenden Gießvorganges durchgeführt. Diese Analyse umfasst eine detaillierte Bewertung aller gießrelevanten Komponenten, die Charakterisierung der untersuchten Legierung sowie die Identifizierung der zugrundeliegenden Unregelmäßigkeiten in Form von Vertikalfalten auf der Walzbarrenoberfläche. Die Analyse basierte auf internen Versuchsreihen am Realsystem, externen Laboruntersuchungen sowie einem Simulationsmodell. Auf Grundlage der gewonnenen Erkenntnisse konnten technische Handlungsempfehlungen abgeleitet werden, die darauf abzielen, die Effizienz des Gießprozesses zu steigern. Diese Empfehlungen sind praxisorientiert und wurden unter Berücksichtigung der unternehmensspezifischen Anforderungen und Ziele formuliert.

Die mit der modifizierten Argonzuführung erzielten Effekte liefern ein hohes Potenzial für ein reduziertes Vertikalfaltenaufkommen auf der Walzbarrenoberfläche. Die Ergebnisse zeigten, dass die erhöhte zugeführte Inertgasmenge in Verbindung mit einem geschlossenen System oberhalb des noch flüssigen Barrenkopfes einen positiven Einfluss auf das Fehlerbild bewirken. Innerhalb der Versuchsreihen wurden Metallplatten auf dem Gießtisch positioniert, um eine Verflüchtigung des inerten Gases in die Atmosphäre zu verhindern. Diese Prozedur war mit einem erheblichen Zeitaufwand verbunden. Da aus unternehmerischer Sicht eine möglichst geringe Vorbereitungszeit zwischen den einzelnen Gießvorgängen angestrebt wird, empfiehlt sich, eine Anpassung der

im Versuch verwendeten Metallplatten vorzunehmen, damit ein zügiger Einbau gewährleistet werden kann. Für einen dauerhaften und regelmäßigen Einsatz sowie unter Berücksichtigung der thermischen Gegebenheiten empfiehlt sich ein geschlossener und hitzebeständiger Leichtbau-rahmen, welcher über der Argonzuführung am Gießtisch positioniert und mittels eines Steck- oder Scharniersystems fixiert werden kann. Unter Verwendung dieser Modifizierung empfiehlt sich eine dokumentierte Langzeitstudie. Die Dokumentation von Angusstemperaturen, zugeführten Calciummengen, Sauerstoffkennwerten und Barrenoberflächenbeschaffenheiten ermöglichen nicht nur ein Stützen der aufgezeigten Untersuchungsergebnisse, sondern bieten auch Potenzial für weiterführende Erkenntnisse. Durch eine anschließende Messung der Oxidschichtdicken kann ein quantitativer Vergleich erfolgen und der daraus abgeleitete Verbesserungsfortschritt erfasst werden.

Zusammenfassend bilden das Verständnis des zugrundeliegenden Oberflächendefektes in Form von Vertikalfalten auf einem magnesiumhaltigen Aluminiumbarren sowie die Umsetzung der vorgeschlagenen technischen Handlungsempfehlungen eine solide Grundlage für eine nachhaltige Gesamtbetriebseffizienz. Es ist ratsam, einen detaillierten Implementierungsplan zu erstellen und fortlaufende Überprüfungen durchzuführen, um den Fortschritt zu überwachen und bei Bedarf Anpassungen vorzunehmen.

## Literaturverzeichnis

- [1] M. Fehlbier, Forschungsberichte aus der Gießereitechnik, Produktionstechnik und Werkstoffkunde, Band 2 (Weiterentwicklung einer AlSi8Cu3-Legierung für den anwendungsspezifischen Einsatz im Kokillenguss [Dissertation - Christoph J. Fiebig]), Universität Kassel: Kassel univerty press GmbH, 2019, Seite 2 bis 42.
  
- [2] J. Vasters und G. Franken, „Aluminium - Informationen zur Nachhaltigkeit,“ Bundesanstalt für Geowissenschaften und Rohstoffe, Geologie der mineralischen Rohstoffe, Arbeitsbereich Bergbau und Nachhaltigkeit, Hannover, 2020, Seite 5 bis 7.
  
- [3] C. Lampert, H. Frischenschlager, B. Karigl, W. Pölz, I. Schindler, M. Tesar, H. Wiesenberger und B. Winter, Klimarelevanz ausgewählter Recycling-Prozesse in Österreich. Umweltamt. Report: Rep-0303, Wien: Umweltbundesamt GmbH, 2010, Seite 7.
  
- [4] Bundesministerium, „Gesetze im Internet - Kreislaufwirtschaftsgesetz (KrWG),“ 28 September 2023, Seite 5. [Online]. Available: <https://www.gesetze-im-internet.de/krwg/KrWG.pdf>.
  
- [5] T. Yamamoto, K. Kamiya, T. Kubo, M. Tsunekawa und S. Komarov, Investigation on Three-Dimensional Morphology of Channel-Type Macrosegregation in DC Cast Al-Mg Billets Through Numerical Simulation. (JOM, Vol. 73, No. 12) The Minerals, Metals & Material Society), Tohoku University, Miyagi, Japan, 2021, Seite 3838 bis 3840.
  
- [6] B. Arnold, Werkstofftechnik für Wirtschaftsingenieure, Wiesbaden: Springer-Vieweg Verlag, 2017, Seite 159 bis 170.
  
- [7] M. Javidani, M. Fortier und J. Colbert, Impact of the Main Casting Process Parameters on Floating Crystals in Al Alloy DC-Casting Ingots. (The Minerals, Metals & Material Society), Saguenay, Canada, 2019, Seite 451 bis 457.

- [8] J. L. Davis und P. F. Mendez, „Wrinkling Phenomena to Explain Vertical Folds Defects in DC.Cast Al-Mg4.5,“ Colorado, 2007, Seite 1 bis 10.
  
- [9] R. Rumbold, „Einflussparameter auf das Ausbringen beim Einschmelzen von kontaminierten Aluminiumschrotten,“ Diplomarbeit, Leoben, 2011, Seite 1 bis 11.
  
- [10] Gesamtverband der Aluminiumindustrie, „Der Werkstoff Aluminium, Merkblatt W1,“ Aluminium-Zentrale, Düsseldorf, 2004, Seite 7.
  
- [11] W. Lehnert, G. Drossel, O. Liesenberg, W. Huppertz, M. Paul, S. Friedrich und C. Kammer, Aluminium-Taschenbuch. Band 2 - Umformen von Aluminium Werkstoffen, Gießen von Aluminiumteilen, Oberflächenbehandlung von Aluminium, Recycling und Ökologie, Düsseldorf: Aluminium Zentrale e.V., 1996, Seite 577 bis 639.
  
- [12] C. Schmitz, Handbook of Aluminum Recycling - Fundamentals, Mechanical Preparation, Metallurgical Processing, Plant Design, Essen: Vulkan-Verlag GmbH, 2006, Seite 35 ff..
  
- [13] S. Thiel, E. Thomé-Kozmiensky und D. Goldmann, Recycling und Rohstoff. Band 11, Neuruppin: Thomé-Kozmiensky-Verlag GmbH, 2018, Seite 292 bis 293.
  
- [14] International Aluminium Institute, „Global Aluminum Recycling: A Cornerstone of Sustainable Development,“ Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2009, Seite 16 bis 23.
  
- [15] O. Holm, E. Thomé-Kozmiensky, D. Goldmann und B. Friedrich, Recycling und Sekundärrohstoffe. Band 13, Neuruppin: Thomé-Kozmiensky-Verlag, 2020, Seite 311 bis 321.
  
- [16] B. Jaroni, Einfluss von organischen Komponenten auf das Aluminiumrecycling, Aachen: Shaker Verlag GmbH, 2014, Seite 6.
  
- [17] S. Wibner und H. Antrekowitsch, „Recycling von minderwertigen Aluminiumschrotten,“ Berg- und Hüttenmännische Monatsreihe, Leoben (Österreich), 2021, Seite 131.

- [18] A. Kivityld, C. Mesker, S. Gal, M. Reuter und A. Engh, „Recycling light metals: optimal thermal decoating,“ JOM: Paper of minerals, metals & materials society 60 (8), 2008, Seite 47 bis 51.
- [19] D. Rader, W. Schmitz, C. Dahmen, P. Uerlichs und T. Mertens, „Recycling von organischem Aluminiumschrott,“ *Giesserei - Die Zeitschrift für Technik, Innovation und Management*, pp. 62-69, Dezember 2023.
- [20] G. Valder, „Technologie brennstoffbeheizte Schmelzöfen bei OTTO JUNKKER,“ Otto Junker GmbH, Simmerath, Seite 5 bis 11.
- [21] H. Frischenschlager, B. Karigl, C. Lampert, W. Pölz, M. Tesar, H. Wiesenberger und B. Winter, „Klimarelevanz ausgewählter Recycling-Prozesse in Österreich,“ Umweltbundesamt GmbH, Wien, 2010, Seite 33 ff..
- [22] U. Boin, T. Linsmeyer, F. Neubacher und B. Winter, „Stand der Technik in der Sekundäraluminiumerzeugung im Hinblick auf die IPPC-Richtlinie; Monographie Band 120, M-120,“ Umweltbundesamt (Federal Environment Agency - Austria), Wien, 2000, Seite 41.
- [23] S. G. Epstein, „Guidelines for Handling Molten Aluminum (Third Edition),“ The Aluminum Association, Arlington, VA, 2002, Seite 16 ff..
- [24] S. Beer, Aluminium-Motorblöcke: Konstruktionen, Werkstoffe, Gießverfahren und Zylinderlaufflächen-Technologien für Leichtbau-Pkw-Motoren, Landsberg: Verlag Moderne Industrie, 2005, Seite 39.
- [25] S. Sheikhi, „Herstellung und Bewertung der Umformbarkeit von reibrührgeschweißten Tailored Blanks aus Aluminiumlegierungen,“ GKSS- Forschungszentrum Geesthacht GmbH; Dissertation, Geesthacht, 2006, Seite 5 bis 7.
- [26] D. Altenpohl, Aluminium von innen - das Profil eines modernen Metalles, 5. Auflage, Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 1994, Seite 1 bis 4.

- [27] F. Ostermann, Anwendungstechnologie Aluminium, 2. Auflage, Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag, 2007, Seite 1 ff..
- [28] Gesamtverband der Aluminiumindustrie, „Aluminium-Knetwerkstoffe, Merkblatt W2, 11. Auflage,“ Aluminium-Zentrale, Düsseldorf, 2003, Seite 9 bis 10.
- [29] K.-H. Grote und J. Feldhusen, Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau, Berlin-Heidelberg: Springer, 2007, Seite E53 bis E55.
- [30] Umweltbundesamt, „Aluminium - Factsheet (Für Mensch und Umwelt),“ Dessau-Roßlau, 2019, Seite 2.
- [31] O. Stelling, „Einfluss der Prozessparameter auf die Mikrostruktur und die Eigenschaften sprühkompaktierter, hochlegierter Al-Mg-Si- Legierungen,“ Dissertation, Bremen, 2011, Seite 13.
- [32] C. Kammer, Aluminium Taschenbuch, Band 1: Grundlagen und Werkstoffe, Berlin: Beuth-Verlag, 2009, Seite 42.
- [33] H.-J. Bargel, Werkstoffkunde, 8. Auflage, Berlin: Springer Verlag, 2004, Seite 52 bis 55.
- [34] J. Freudenberger und M. Heilmaier, Materialkunde der Nichtmetalle und -legierungen, Weinheim: WILEY-VCH Verlag, 2020, Seite 26 ff..
- [35] J. G. Kaufmann, Introduction to Aluminum Alloys and Tempers, Ohio: Materials Park: ASM International, 2000, Seite 93 bis 94.
- [36] J. Davis, Aluminum and Aluminum Alloys. Alloying: Understand the Basics, Ohio: ASM International, 2001, Seite 351 bis 416.
- [37] H. Schoer, Schweißen und Hartlöten von Aluminiumwerkstoffen, Düsseldorf: DVS-Verlag GmbH, 2002, Seite 176 bis 177.

- [38] S. Mücklich, Leichtbaupotenziale durch Einsatz von Leichtmetallen, Band 29, Chemnitz: Eigenverlag, Habilitationsschrift, 2008, Seite 23 bis 24.
- [39] W. Hesse, Aluminium-Werkstoff-Datenblätter, 6.Auflage, Berlin: Beuth Verlag GmbH, 2011, Seite 4.
- [40] A. Chergui, Beitrag zur ermüdungsgerechten Auslegung stanzengeteuer Aluminium-Leichtbaukonstruktionen, Universität Paderborn: Dissertation, 2004, Seite 23 bis 28.
- [41] H. E. Friedrich, Leichtbau in der Fahrzeugtechnik, 2. Auflage, Wiesbaden: Springer GmbH, 2017, Seite 282 bis 290.
- [42] F. Rieg und M. Kaczmarek, Taschenbuch der Maschinenelemente, München: Carl Hansen Verlag, 2015, Seite 78 bis 80.
- [43] W. Bergmann, Werkstofftechnik 1, Struktureller Aufbau von Werkstoffen - Metallische Werkstoffe - Polymerwerkstoffe - Nichtmetallisch-anorganische Werkstoffe, München: Carl Hanser Verlag, 2013, Seite 57 bis 59.
- [44] M. Bloeck und J. Timm, Aluminium-Karosseriebleche der Legierungsfamilie AlMg(Cu), Teil 1, Aluminiumband 71, Heft 3, 1995, Seite 289.
- [45] M. Bloeck und J. Timm, Aluminium-Karosseriebleche der Legierungsfamilie AlMg(Cu), Teil 2, Aluminiumband 71, Heft 4, 1995, Seite 470.
- [46] T. Krist, Leichtmetalle kurz und bündig; Aluminium und Aluminiumlegierungen; Eigenschaften, Gewinnung und Anwendung, Würzburg: Vogell-Verlag, 1969, Seite 16 ff..
- [47] M. J. C. Niemann, NIE.MET, Produktivität für ihre NE-Halbzeugverarbeitung, Bremen: Druckerei Rosebrock GmbH, Sottrum, 2012, Seite 72 bis 73.

- [48] F. Henning und E. Moeller, Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung; 2. Auflage, München: Carl-Hansen-Verlag, 2020, Seite 232 bis 234.
- [49] Novelis, „Mehr als nur Aluminium, Novelis Aluminum,“ 21 Januar 2022. [Online]. Available: <https://de.novelis.com/automotive/>.
- [50] P. A. Friedmann und G. Kridli, Microstructural and Mechanical Investigation of Aluminium Tailor-welded Blanks; Journal of Materials Engineering and Performance Volume 9, University of Michigan-Dearborn, 2000, Seite 541 bis 551.
- [51] H.-H. Braess und U. Seiffert, Handbuch der Kraftfahrzeugtechnik, 4.Auflage, Wiesbaden: Vieweg, 2005, Seite 348 ff..
- [52] L. Zhen und S. Kang, The effect of pre-aging on microstructure and tensile properties of Al-Mg-Si alloys, Scripta Materialia Vol. 36, No. 10, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, 1997, Seite 1089 bis 1094.
- [53] A. Birkert, S. Haage und M. Straub, Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile: Auslegung von Ziehanlagen, Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag, 2013, Seite 41.
- [54] M. Bloeck und P. Furrer, Automobiltechnische Zeitschrift - ATZ, Band 107, Sonderheft: Werkstoffe im Automobilbau, 2005, Seite 42 bis 45.
- [55] P. Schwelinger und E. Lutz, Aluminiumprofilwerkstoffe für energieabsorbierende Bauteile im Fahrzeugbau, Motortechnische Zeitschrift, Band 59, Sonderausgabe Werkstoffe im Automobilbau, 1998, Seite 58 bis 61.
- [56] R. Neugebauer, Hydro-Umformung, Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag, 2007, Seite 49 bis 51.

- [57] E. Roos, K. Maile und M. Seidenfuß, Werkstoffe für Ingenieure; Grundlagen, Anwendung, Prüfung, Berlin: Springer-Vieweg, 2017, Seite 255 bis 256.
- [58] R. H. Kemsies, Dispersoidbildung und Dispersoidstabilität in Aluminium-Mangan-Legierungen, Rostock: Dissertation, 20019, Seite 11 bis 13.
- [59] Gesamtverband der Aluminiumindustrie, Aluminium in der Verpackung - Herstellung, Anwendung, Recycling, Düsseldorf: Aluminium-Zentrale, Seite 1 bis 7.
- [60] Hydro - Industries that matter, Aluminium für Getränkedosen - Ein Material mit vielen Vorteilen, Norsk Hydro ASA - Oslo, 2021, Seite 3.
- [61] G. E. Totten und M. D. Scott, Handbook of Aluminum, Volume 2, Alloy Production and Materials Manufacturing, New York/ Basel: Marcel Dekker, Inc., 2003, Seite 327 bis 328.
- [62] T. Sheppard, Extrusion of Aluminium Alloys, Dordrecht: Springer-Science+Business Media, B.V., 1999, Seite 217 bis 218.
- [63] P. Ermanni, „Leichtbau (Laboratory of Composite Materials and Adaptive Structures), Version 1.0,“ Vorlesungsskript 151-3207-00L, Eidgenössische Technische Hochschule Zürich, 2015, 178 bis 179.
- [64] A. Tomsett, „Light Metals 2020. The Minerals, Metals & Materials Series,“ Springer International Publishing, Cham, 2020, Seite 837 bis 843.
- [65] Pyrotek, „Solutions for Vertical Direct Chill Slab Casting,“ 2018, Seite 2.
- [66] T. Williams, „What you need to know: Slab-Rolling Ingot Casting,“ Pyrotek Inc., 2019, Seite 4 bis 41.
- [67] S. Vernede, „A Granular Model of Solidification as Applied to Hot Tearing,“ PhD thesis, no 3795, Suisse, 2007, Seite 4 ff..

- [68] J. Grandfield und D. Eskin, „Essential Readings in Light Metals, Volume 3, Cast Shop for Aluminum Production,“ Springer International Publishers, Switzerland, 2016, Seite 534 bis 540.
- [69] D. Eskin, „Physicals Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys,“ CRC Press Taylor & Francis Group, Boca Raton - Florida, 2008, Seite 7 bis 12.
- [70] M. M. R. Jaradeh, „The Effect of Processing Parameters and Alloy Composition on the Microstructure Formation and Quality of DC Cast Aluminium Alloys,“ Dissertation, Sundsvall, Sweden, 2006, Seite 2 bis 3.
- [71] K. Buxmann und E. Gold, „Solidification Conditions and Microstructure in Continuously Cast Aluminum,“ J.Met. Vol. 34, no. 4, 1982, Seite 28 bis 34.
- [72] P. Anyalebechi, „Effects of alloying elements and solidification conditions on secondary dendrite arm spacing in aluminium alloys,“ EPD Congress 2004 as held at the 2004 TMS Annual Meeting, Charlotte, NC; USA, 2004, Seite 217 bis 233.
- [73] T. Vijayaram, „Darstellung des Aluminium-Gleichstromgusses mittels dimensionsloser Zahlen,“ 20 Dezember 2017. [Online]. Available: <https://www.intechopen.com/chapters/57796>.
- [74] D. Mackie, Characterisation of casting defects in DC cast magnesium alloys, University of Manchester: Dissertation (Doctor of Engineering), 2013, Seite 48 bis 63.
- [75] S. Tewes, „Vorhersage strömungsbedingter Gussdefekte,“ Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, Dissertation, Aachen, 2015, Seite 23 bis 25.
- [76] D. Powazka, „Einfluss der Porosität auf die Betriebsfestigkeit von Al-Druckgussbauteilen,“ Montanuniversität Leoben, Dissertation, Leoben, 2009, Seite 19.

- [77] H. P. Degischer und S. Lüftl, Leichtbau - Prinzipien, Werkstoffwahl und Fertigungsvarianten, Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2009, Seite 187.
- [78] R. Valente de Carvalho, „Wrinkling of thin sheets under tension,“ Tecnico Lisboa (Master- Thesis in Aerospace Engineering), Lissabon, 2015, Seite 1 bis 3.
- [79] J. Y. Chung, A. J. Nolte und C. M. Stafford, „Surface Wrinkling A Versatile Platform for Measuring Thin-Film Properties (Advanced Materials 2011, 23),“ Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2011, Seite 349.
- [80] M. Stein und J. M. Hedgepeth, Analysis of Partly Wrinkled Membranes, Universität von Illinois in Urbana-Champaign: Nationale Luft- und Raumfahrtbehörde, 1961, Seite 25 bis 29.
- [81] R. Massabò und L. Gambarotta, „Wrinkling of Plane Isotropic Biological Membranes,“ Article in Journal of Applied Mechanics, DOI:10.1115/1.2424240, Vol. 74, Universtà degli Studi di Genua, 2007, Seite 550 bis 558.
- [82] E. Cerda und L. Mahadevan, „Geometry and Physics of Wrinkling,“ Physical Review Letters, Vol. 90 no 7, 074302-1 to 4, DOI: 10.1103, Harvard University, 2003, Seite 074302-1 bis 074302-4.
- [83] J. L. Davis, „Pseudo-Plastically Coupled Wrinkling Phenomena to Explain "Vertical Folds" Surface Defects in Direct Chill Casting of AL-MG4,5MN0,3 Ingots,“ doctoral thesis, Golden, Colorado, 2007, Seite 5 ff..
- [84] M. Schütze, Materials Science and Technology: Plasticity of protective oxide scales, Vol. 6, London: Taylor & Francis, 1990, Seite 32 bis 38.
- [85] B. Carrupt.Schweiz Patent EP 0 485 331 A1, 1992.
- [86] D. Deyoung, W. McGinnis und R. Richter.USA Patent DE60132915T2, 2009.

- [87] E. Hornbogen und H. Warlimont, *Metalle - Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*. 5., neu bearbeitete Auflage, Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag, 2006, Seite 327.
- [88] E. Werner, „Vorlesungsskriptum zur Werkstoffkunde 1. Version 1.5,“ Garching: Fachschaft Maschinenbau der Technischen Universität München, München, 2010, Seite 279 bis 286.
- [89] U. R. Evans, *The Corrosion and Oxidation of Metals. Scientific Principles and Practical Applications*, Vol. London, 1960, Seite 837.
- [90] D. Altenpohl, *Aluminium von innen*, 5., Düsseldorf: Alu Media, 2005, Seite 260 bis 265.
- [91] W. Thiele, *Die Oxidation von Aluminium und Aluminiumlegierungs-Schmelzen*, Clausthal: Bergakademie Clausthal, 1962a, Seite 3 bis 17.
- [92] R. Grauer und P. Schmoker, *Die Oxidation von Aluminium-Magnesium-Legierungen in Sauerstoff bei erhöhter Temperatur. Werkstoffe und Korrosion*; Vol. 27, no. Heft 11, DOI 10.1002/maco.19760271102., 1976, Seite 769 bis 774.
- [93] W. W. Smeltzer, „Oxidation of Aluminum in the Temperature Range 400°C-600°C, *Journal of the Electrochemical Society*, Vol. 3., no. 4, DOI: 10.1149/1.2430279,“ 1956, Seite 211.
- [94] N. B. Pilling und R. E. Bedworth, *The Oxidation of Metals at high Temperatures. The Journal of the Institute of Metals*. Vol. 29, 1923, Seite 529 bis 582.
- [95] H.-J. Maier, T. Niendorf und R. Bürgel, *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik; Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen*. 6. Auflage, Wiesbaden: Springer-Vieweg, 2019, Seite 264 bis 267.
- [96] B. Wiese, „The Effect of CaO on Magnesium and Magnesium Calcium Alloys,“ Faculty of Natural and Materials Science, Clausthal University of Technology, Dissertation, Clausthal, 2016, Seite 1 bis 23.

- [97] S. Mäder, „Oxidation metallischer Nanofilme für single-use Vakuumsensorik,“ Ruhr-Universität Bochum, Dissertation, Bochum, 2011, Seite 3.
- [98] S. Scharf, „Konzepte zur Fertigung von Zylinderköpfen in Verbundguss,“ Otto von Guericke Universität, Dissertation, Magdeburg, 2014, Seite 53 bis 54.
- [99] M. Whitaker und A. R. Heath, „The Oxidation of aluminum-magnesium alloys by steam - a contribution to research on mould reaction. Journal of the Institute of metals, 82,“ 1953, Seite 107 bis 116.
- [100] W. Thiele, „Die Oxydation von Aluminium und Aluminiumlegierungs-Schmelzen. Aluminium. Vol. 38, no. 11,“ Clausthal, 1962b, Seite 707 bis 715.
- [101] F. Uyma, „Untersuchungen auf dem Gebiet der Al-Mg-Si und Al-Mg<sub>2</sub>Si-in-situ Legierungen,“ Fakultät für Werkstoffwissenschaften und Werkstofftechnologie der Technischen Universität Bergakademie Freiberg, Dissertation, Freiberg, 2007, Seite 34 ff..
- [102] F. Krause, „Prozessoptimierung eines vertikalen Stranggießverfahrens bei einer Aluminium-Magnesiumlegierung,“ Masterarbeit (Betreuer: Prof. Rüdiger Bähr & Christian Strutz, M.Sc.), Otto von Guericke Universität Magdeburg, 2023, Seite 8 ff..
- [103] U. Nickel, Lehrbuch der Thermodynamik - Eine verständliche Einführung, Erlangen: PhysChem Verlag, 2010, Seite 127.
- [104] P. Schumacher, „Keimbildungsmechanismen während der Kornfeinung von Al-Si Legierungen. Band 50, 9/10,“ *Giesserei-Rundschau*, pp. 228-230, 2003, Seite 228 bis 230.
- [105] B. Doppelhofer, „Kornfeinung in AlSi-Legierungen,“ Montanuniversität Leoben - Lehrstuhl für Metallurgie; Masterarbeit, Leoben, Österreich, 2014, Seite 27.

- [106] C. Herrmann, H. Pries und G. Hartmann, Energie- und ressourceneffiziente Produktion von ALuminiumdruckguss, Berlin-Heidelberg: Springer Vieweg, 2013, Seite 155.
- [107] S. Franke, Giesserei Lexikon. 20. Auflage, Berlin: Schiele & Schön GmbH, 2019, Seite 428.
- [108] G. P. Grealy, J. L. Davis, E. K. Jensen und J. Moritz, „ADVANCES FOR DC INGOT CASTING: PART 1 – INTRODUCTION AND METAL DISTRIBUTION. Light Metals,“ Netherlands, USA, Norway, Germany, 2000, Seite 6.
- [109] M. Silva und D. Talbot, „Oxidation of Liquid Aluminum - Magnesium Alloys. Essential Readings in Light Metals; Publishing 2016,“ Springer International, Schweiz, Basel, 2016, Seite 137 bis 142.
- [110] M. Fortier, A. Larouche, X.-G. Chen und Y. Caron, „The Effect of Process Parameters on the Metal Distribution for DC Sheet Ingot Casting,“ From Light Metals 2005, Halvor, Kvande, Editor, Canada, 2005, Seite 640 bis 644.
- [111] R. E. O. Pelayo, Direct Chill and Fusion TM Casting of Aluminum Alloys, Waterloo, Ontario, Canada: Master Thesis, 2012, Seite 1 bis 3.
- [112] J. Sengupta, B. G. Thomas und M. Wells, „The use of water cooling during the continuous casting of steel an aluminium alloys; DOI:10.1007/s11661-005-0151-y,“ Metallurgical and Materials Transactions; Volume 36A, Colorado; Waterloo, 2005, Seite 187 bis 198.
- [113] R. Nadella, D. Eskin, Q. Du und L. Katgerman, „Macrosegregation in direct-chill casting of aluminium alloys. Progress in Materials Science, Volume 53,“ 2008, Seite 421 bis 480.
- [114] E. Westkämper und H.-J. Warnecke, Einführung in die Fertigungstechnik, 8. Auflage, Wiesbaden: Vieweg + Teubner Verlag, 2010, Seite 25.

- [115] T. W. Clyne und G. J. Davies, „A quantitative solidification cracking test for castings and an evaluation of cracking in aluminum-magnesium alloys. British Foundryman,“ 1975, Seite 238 bis 244.
- [116] P. Schumacher, „Einfluss des Kupfer- und Magnesiumgehaltes auf die Warmrissempfindlichkeit von AlSi7MgCu-Gusslegierungen, Gießerei-Rundschau Band 58, Heft 3/4,“ Leichtbau-Cluster, Hochschule Landshut, Landshut, 2011, Seite 50 bis 56.
- [117] H. H. Ata, „Bewertung der Warmrissempfindlichkeit von Al-Knetlegierungen,“ Montanuniversität Leoben - Nichteisenmetallurgie, Masterarbeit, Leoben, 2014, Seite 40.
- [118] C. Kammer, Aluminium Taschenbuch 3, Weiterverarbeitung und Anwendung, 17. vollständig überarbeitete Auflage, Berlin, Wien, Zürich: Beuth Verlag GmbH, 2014, Seite 198.
- [119] C. Stern und A. Frick, Einführung in die Kunststoffprüfung - Prüfmethoden und Anwendungen, München: Carl Hanser Verlag GmbH, 2017, Seite 238 bis 242.
- [120] „CAE - Ionenfräsen,“ CAE, [Online]. Available: <https://de.caeonline.com/buy/ion-milling>. [Zugriff am 8. Januar 2024].
- [121] „Sputter Technologie,“ FHR Anlagenbau GmbH, [Online]. Available: <https://www.fhr.biz/de/duennschicht-technologie/sputter-beschichtung/>. [Zugriff am 8. Januar 2014].
- [122] N. Kanani, „WIAP: Metall entspannen mit Vibration; Bericht WM 886 Spannungen messen,“ Dulliken (Schweiz), 2017.
- [123] N. Smith, B. Gleeson, W. A. Saidi, A. Kvithyld und G. Tranell, „Mechanism behind the Inhibiting Effect of CO<sub>2</sub> on the Oxidation of Al-Mg Alloys. Ind. Eng. Chem. Res. 2019, 58. DOI:10.1221/acs.iecr.8b04691,“ I&EC Research - Industrial & Engineering Chemistry Research, Norway & Pittsburgh, 2019.

- [124] G. Baumgartner, „Das mikromechanische Verhalten von binären Aluminium-Silizium-Legierungen unter Last,“ TUM. University Press, Dissertation, München, 2019.
- [125] O. Engler, K. Kuhnke und J. Hasenclever, „Development of intermetallic particles during solidification and homogenization of two AA 5xxx series Al-Mg alloys with different Mg contents,“ *Journal of Alloys and Compounds*, 2017.
- [126] Novelis, „Novelis PAE Expert in casthouse technology,“ 20. Oktober 2023. [Online]. Available: <https://novelispae.com/dc-casting-machine/>.

## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Neuschrott - Stanzmaterial in paketerter und loser Form .....	5
Abbildung 2: Altschrott - Gebrauchte Getränkedosen (UBCs).....	6
Abbildung 3: Entlackungsofen und Dosenschrotte nach dem Entlackungsprozess .....	8
Abbildung 4: Darstellung eines Side-Well-Ofens [15].....	9
Abbildung 5: Prozessübersicht - Metallvorbereitung .....	10
Abbildung 6: Halbkontinuierlich vertikale Stranggießanlage [125] .....	11
Abbildung 7: Dosendeckel mit Aufreißlasche aus der Legierung Al Mg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> [27] .....	14
Abbildung 8: Fließfiguren Typ A und Typ B [27].....	15
Abbildung 9: Karosserieblech aus der Legierung AlMg <sub>3</sub> für Motorhauben [27] .....	17
Abbildung 10: Dehngrenzen der Al-Mg-Legierungen [48].....	18
Abbildung 11: Außenhautanwendung - Seitenwand im Karosseriebau [51] .....	19
Abbildung 12: Faltenbildung ohne Risserscheinung der Legierung AlMg <sub>0,6</sub> Si <sub>0,6</sub> V [41].....	20
Abbildung 13: Getränkedosenkörper [59].....	22
Abbildung 14: "Earing-Phänomen" der Legierung AlMn <sub>1</sub> Mg <sub>1</sub> [61] .....	24
Abbildung 15: Metallzuführung und - regulierung einer Hands-Free DC-Gießanlage [65] .....	25
Abbildung 16: DC-Casting – Prozess [67].....	26
Abbildung 17: Heißriss auf Walzbarrenoberfläche .....	28
Abbildung 18: Darstellung von (links) Einschlüssen und (rechts) Porosität [76].....	29
Abbildung 19: Oberflächenfalten einer Polyethylenfolie [82] .....	31
Abbildung 20: Oberflächenfalte einer AlMg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,3</sub> -Legierung .....	32
Abbildung 21: Idealierte Oberflächenfehlergeometrie der Faltenformen [83] .....	33
Abbildung 22: Periodische Oberflächenfalten (links) und Eckfalten (rechts) [83].....	34
Abbildung 23: Kontinuierlich vertikale Mittelfalten .....	35
Abbildung 24: Darstellung der Metallschmelze mit und ohne Erscheinung einer Raffung .....	37
Abbildung 25: Querschnitt (links) und Draufsicht (rechts) der Patentdarstellung [85] .....	38

Abbildung 26: Wachstumsgesetze während der Oxidation [88].....	41
Abbildung 27: Einflussnahme der Legierungselemente auf die Oxidation bei 800°C [91].....	42
Abbildung 28: Oxidschichtaufbau einer Aluminium-Magnesium-Legierung [92] .....	44
Abbildung 29: Entwicklung der Oxidschicht für PBR <1, ≈1, >1 [96].....	45
Abbildung 30: Idealisierter Oxidverlauf im DC – Barrenkopf [83].....	46
Abbildung 31: Passivierung einer Al-Mg-Legierung durch Berylliumzusätze [100] .....	47
Abbildung 32: Geätzte Aluminiumprobe (1) ungefeint und (2) gefeint mit Titan und Bor [107]...	50
Abbildung 33: Metalltransport - und verteilungssystem [7] .....	50
Abbildung 34: Ausführungen von Metallverteilersäcken [7] .....	51
Abbildung 35: Einfluss der verschiedenen Sackausführungen auf die Metallverteilung [7].....	52
Abbildung 36: Berechneter Schmelzestrom beim Verlassen des Metallverteilersackes [108]....	53
Abbildung 37: Oxidschichtdickenausbildung [8] .....	54
Abbildung 38: Oxidwehr auf dem flüssigen Walzbarrenkopf.....	55
Abbildung 39: Simulation mit und ohne Oxidwehr – links: Mitte Querschnitt parallel zur Walzfläche; rechts: Querschnitt senkrecht zur Walzfläche [110].....	56
Abbildung 40: Komponenten und Kühlbereiche der Gleichstromgießanlage [111] .....	57
Abbildung 41: Schematische Darstellung der Abkühlungsphasen [102].....	58
Abbildung 42: Oberflächenmorphologie verschiedener Aluminiumlegierungen [102].....	59
Abbildung 43: Sekundäres Kühlverfahren beim Gleichstromgießen [112].....	60
Abbildung 44: Zeitlicher Verlauf der Temperaturverteilung in einem Barren bei Gießgeschwindigkeiten von (a) 100 mm/min und (b) 200 mm/min [5] .....	61
Abbildung 45: Erstarrungszonen und Dendritenwachstum [113] .....	62
Abbildung 46: Schematische Darstellung der Probenentnahmestellen .....	64
Abbildung 47: Topographische Auswertung der Probe aus dem Randbereich.....	66
Abbildung 48: Topographische Auswertung der Probe aus dem Zentrum.....	66
Abbildung 49: Mikroskopische Aufnahmen und Nahaufnahme der Seigerungszone.....	68
Abbildung 50: Seigerungszone des Randbereiches der AlMg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> (600-fach vergrößert)..	69

Abbildung 51: Seigerungszone des Randbereiches der AlMn1Mg1 (600-fach vergrößert).....	70
Abbildung 52: Mikroriss der Legierung AlMg4,5Mn0,4 .....	71
Abbildung 53: Mikroriss der Legierung AlMn1Mg1 .....	71
Abbildung 54: Makroriss der Legierung AlMg4,5Mn0,4 .....	72
Abbildung 55: Härtewerte des Grundwerkstoffes und der Seigerungszone.....	73
Abbildung 56: Stabkille (links) und Gussstück (rechts) .....	75
Abbildung 57: System der Argonzuführung (gekennzeichnet durch die roten Pfeile).....	76
Abbildung 58: Barrenoberfläche (AlMg4,5Mn0,4 – Legierung) mit erhöhter Argonzuführung ....	77
Abbildung 59: Barrenoberfläche (AlMg4,5Mn0,4 – Legierung) ohne Argonzuführung .....	77
Abbildung 60: Mikroskopische Aufnahme einer AlMg4,5Mn0,4 – Legierung ohne Argonzufuhr	79
Abbildung 61: Mikroskopische Aufnahme einer AlMg4,5Mn0,4 – Legierung mit Argonzufuhr ...	79
Abbildung 62: EDX-Aufnahme des Grundwerkstoffes AlMg4,5Mn0,4 – Legierung.....	80
Abbildung 63: BSE-Bildaufnahme der Seigerungszone der Al Mg4,5Mn0,4 – Legierung .....	81
Abbildung 64: EDX-Aufnahme der Seigerungszone AlMg4,5Mn0,4 – Legierung (500-fach vergrößert) .....	82
Abbildung 65: EDX-Aufnahme der Seigerungszone AlMg4,5Mn0,4 – Legierung (1000-fach vergrößert) .....	83
Abbildung 66: EDX-Aufnahme im Mikroriss AlMg4,5Mn0,4 – Legierung .....	84
Abbildung 67: Gesamtübersicht aller Elemente der Oxidschicht einer AlMg4,5Mn0,4 – Legierung .....	86
Abbildung 68: Gesamtübersicht aller Elemente der Oxidschicht einer AlMn1Mg1 – Legierung .	87
Abbildung 69: BSE-Aufnahme der Oxidschicht einer AlMg4,5Mn0,4 – Legierung .....	88
Abbildung 70: BES-Aufnahme der Oxidschicht einer AlMn1Mg1 – Legierung .....	89
Abbildung 71: EDX-Aufnahme einer Oberflächenfalte der AlMg4,5Mn0,4 – Legierung .....	89
Abbildung 72: SE-Aufnahme einer Oxidhaut mit Falte einer AlMg4,5Mn0,4 – Legierung .....	91
Abbildung 73: SE-Aufnahme einer Oxidhaut mit Falte einer AlMn1Mg1 – Legierung .....	92
Abbildung 74: Referenz-SE-Aufnahme einer Oxidhaut mit Falte einer AlMn1Mg1 – Legierung.	93

## – Abbildungsverzeichnis –

Abbildung 75: Visualisierung der Probenpositionen .....	94
Abbildung 76: Kornstruktur und Randschalendicke der Legierung AlMn1Mg1 .....	95
Abbildung 77: Kornstruktur und Randschalendicke der Legierung AlMg4,5Mn0,4 .....	95
Abbildung 78: Visualisierung der wirkenden Kräfte an der Stranggießanlage .....	97
Abbildung 79: Statistische Auswertung der Vertikalfaltenbereiche .....	99
Abbildung 80: Simulationsmodell des Gießprozesses.....	100
Abbildung 81: Simulierte Temperaturverläufe während der Kokillenfüllungs- und Erstarrungsphase.....	102
Abbildung 82: Simulierte Temperaturverteilung der Legierungen AlMn1Mg1 und AlMg4,5Mn0,4.....	103
Abbildung 83: Simulierte Fließgeschwindigkeit der Legierungen AlMn1Mg1 und AlMg4,5Mn0,4.....	104
Abbildung 84: Oxidschichtdickenmessung an Walzbarren mit "Periodischen Falten" [83].....	105
Abbildung 85: Überblick der entnommenen Proben .....	106
Abbildung 86: Oberflächenstrukturen der Legierungen AlMn1Mg1 und AlMg4,5Mn0,4.....	106
Abbildung 87: Oxidschichtdicke der Legierung AlMg4,5Mn0,4.....	107
Abbildung 88: Oxidschichtdicke der Legierung AlMn1Mg1.....	108
Abbildung 89: Positionen der Sauerstoffmessungen.....	109
Abbildung 90: Mehrgasmessgerät inkl. Messsonde zur Ermittlung von Sauerstoffkennwerten	112
Abbildung 91: Vergleich der gegenwärtigen und modifizierten Argonzuführung.....	113
Abbildung 92: Vergleich zwischen offener und abgedeckter Kokille.....	114
Abbildung 93: Qualitativer Vergleich der Oberflächenstruktur .....	115
Abbildung 94: Markierte Testscheibe mit Blick auf Schnittfläche.....	118
Abbildung 95: Teilprobe der Testscheibe mit applizierten DMS-Rosetten auf Front- und Schnittfläche .....	118
Abbildung 96: Bohrlochmessung am Beispiel einer Teilprobe beim Einbringen des Bohrloches mittels High-Speed-Drilling .....	119

Abbildung 97: Applizierte DMS-Rosette mit Angabe von Dehnungs- bzw. Spannungsrichtungen .....	120
Abbildung 98: Spannungsverlauf der Frontfläche der Teilprobe 3 .....	121
Abbildung 99: Spannungsverlauf der Schnittfläche der Teilprobe 3 .....	122
Abbildung 100: Spannungsverlauf der Frontfläche der Teilprobe 1 .....	123
Abbildung 101: Spannungsverlauf der Frontfläche der Teilprobe 5 .....	123
Abbildung 102: Spannungsverlauf der Schnittfläche der Teilprobe 1 .....	124
Abbildung 103: Spannungsverlauf der Schnittfläche der Teilprobe 5 .....	124

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Überblick – Aluminiumknetlegierungen.....	13
Tabelle 2: Legierungszusammensetzung der Al Mg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> [41] .....	15
Tabelle 3: Mechanische und Physikalische Eigenschaften der Al Mg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> [27].....	16
Tabelle 4: Legierungszusammensetzung der AlMg <sub>3</sub> [27].....	17
Tabelle 5: Mechanische und Physikalische Eigenschaften der AlMg <sub>3</sub> [27].....	18
Tabelle 6: Legierungszusammensetzung der AlMg <sub>0,6</sub> Si <sub>0,6</sub> V [27] .....	20
Tabelle 7: Mechanische und Physikalische Eigenschaften der AlMg <sub>0,6</sub> Si <sub>0,6</sub> V [27] .....	21
Tabelle 8: Legierungszusammensetzung der AlMn <sub>1</sub> Mg <sub>1</sub> [27].....	23
Tabelle 9: Mechanische und Physikalische Eigenschaften der AlMn <sub>1</sub> Mg <sub>1</sub> [27].....	23
Tabelle 10: Temperaturunterschiede der verschiedenen Materialverteilersäcke [102] .....	52
Tabelle 11: Temperaturen mit und ohne Oxidwehr [110].....	56
Tabelle 12: Definition der Warmrissempfindlichkeit auf Basis der ermittelten Warmrisszahl [117].....	75
Tabelle 13: Phasenanalyse des Grundwerkstoffes AlMg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> – Legierung .....	81
Tabelle 14: Phasenanalyse der Seigerungszone Al Mg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> – Legierung (500-fach vergrößert).....	83
Tabelle 15: Phasenanalyse der Seigerungszone AlMg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> – Legierung (1000-fach vergrößert).....	84
Tabelle 16: Phasenanalyse im Mikroriss AlMg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> – Legierung.....	85
Tabelle 17: Phasenanalyse der Oxidschicht einer AlMg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> – Legierung .....	87
Tabelle 18: Phasenanalyse der Oxidschicht einer AlMn <sub>1</sub> Mg <sub>1</sub> – Legierung .....	88
Tabelle 19: Phasenanalyse der Oberflächenfalte einer AlMg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> – Legierung.....	90
Tabelle 20: Phasenanalyse der Oberflächenfalte einer AlMn <sub>1</sub> Mg <sub>1</sub> – Legierung.....	91
Tabelle 21: Ausgangsparameter für Simulation des Gießvorganges.....	101
Tabelle 22: Ergebnisse der Sauerstoffmessung.....	110

– Tabellenverzeichnis –

---

Tabelle 23: Messergebnisse des Sauerstoffgehaltes unter sukzessiver Erhöhung der Argonmengen.....	113
Tabelle 24: Messergebnisse des Sauerstoffgehaltes unter sukzessiver Erhöhung der Argonmengen und einer abgedeckten Kokille.....	114

## Abkürzungsverzeichnis

<b>Abkürzung</b>	<b>Bedeutung</b>
Al	Aluminium
AA	Aluminium Association (Aluminium Verband)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Aluminiumoxid
BeO	Berylliumoxid
CaO	Calciumoxid
Cu	Kupfer
Cr	Chrom
CaF <sub>2</sub>	Calciumfluorid
CAD	Computer Aided Design
Ca	Calcium
DC	Direct Chill - (Gießverfahren)
EDX	Energy dispersive X-Ray spectroscopy (Energie Dispersive Röntgenspektroskopie)
EMC	Elektromagnetische – Walzbarren Gießanlage
Fe	Eisen
KrWG	Kreislaufwirtschaftsgesetz
KCl	Kaliumchlorid
Mg	Magnesium
Mn	Mangan
MgO	Magnesiumoxid
Mass-%	Masseprozent
NaCl	Natriumchlorid
Na	Natrium
O	Sauerstoff
P	Phosphor
PBV	Pilling – Bedworth – Verhältnis
PPM	Parts per Million

**Abkürzung**   **Bedeutung**

---

RFI	Rotary – Flux – Injector
REM	Rasterelektronenmikroskopie
Si	Silicium
Ti	Titan
TiB <sub>2</sub>	Titanborid
TiC	Titancarbid
UBC	Used Beverage Can (gebrauchte Getränkedose)
V	Vanadium
WRZ	Warmrisszahl
WRE	Warmrissempfindlichkeit
Zn	Zink
Zr	Zirconium

## Formelzeichen und Symbole

Symbol	SI-Einheit	Bedeutung
A	%	Bruchdehnung
d	mm	Probendurchmesser
E	Pa = kg / (m s <sup>2</sup> )	Elastizitätsmodul
F <sub>Zug</sub>	N = kg m s <sup>-2</sup>	Zugkraft
F <sub>HV</sub>	N = kg m s <sup>-2</sup>	Prüflast
G <sub>Schub</sub>	Pa = kg / (m s <sup>2</sup> )	Schubmodul
HV	N / m <sup>2</sup>	Vickers-Härte
h	cm	Folienstärke
L	cm	Länge der Falte
Pt	µm	Gesamthöhe des Profils
Q	m <sup>3</sup> / h	Argondurchfluss
R <sub>p 0,2</sub>	MPa = kg m <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup>	0,2%-Dehngrenze
R <sub>m</sub>	MPa = kg m <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup>	Zugfestigkeit
R <sub>e</sub>	MPa = kg m <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup>	Streckgrenze
T <sub>L</sub>	°C	Liquidustemperatur
T <sub>S</sub>	°C	Solidustemperatur
t <sub>ein</sub>	s	Eindringdauer in Probe
V <sub>R</sub>		Pilling – Bedworth – Verhältnis
v	mm min <sup>-1</sup>	Gießgeschwindigkeit
ΔG°	J = kg m <sup>2</sup> s <sup>-2</sup>	Standard – Gibbs – Energie
γ	1 / K	Wärmeausdehnungskoeffizient
γ <sub>Dehnung</sub>	1 / K	Längsdehnung
γ <sub>C</sub>	1 / K	kritische Streckdehnung
λ	W / (m K)	Wärmeleitfähigkeit
λ <sub>Wellenlänge</sub>	µm	Wellenlänge
μ		Poissonzahl
ρ	g / cm <sup>3</sup>	Dichte
[ρ] <sub>SI</sub>	Ω m	spez. elektrischer Widerstand
σ	S / m	elektrische Leitfähigkeit

---

## Anhang

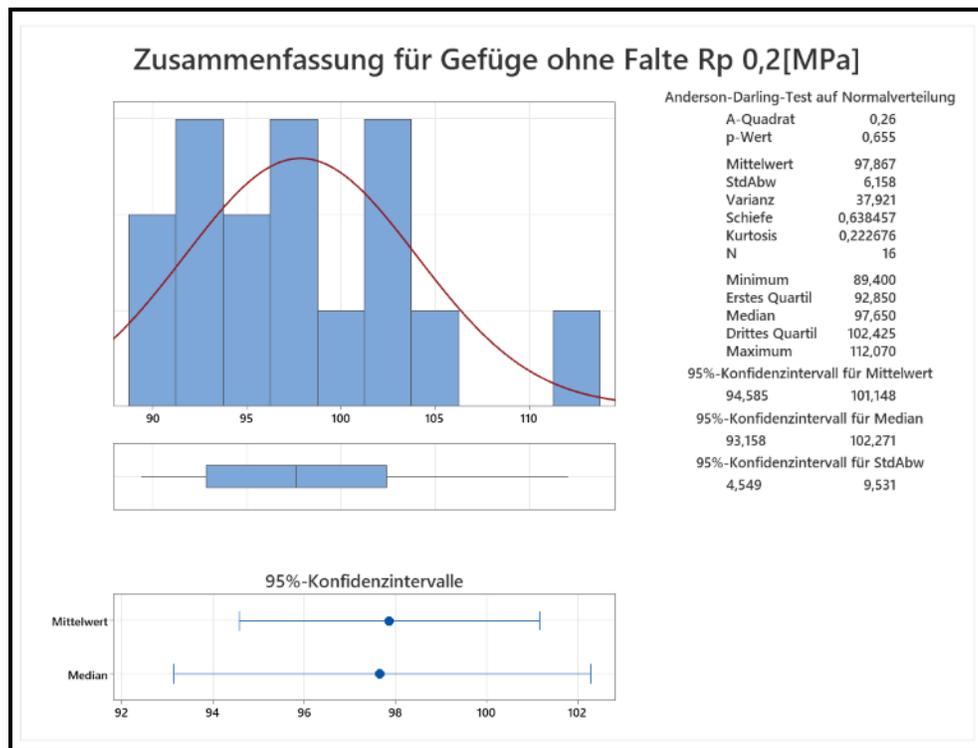
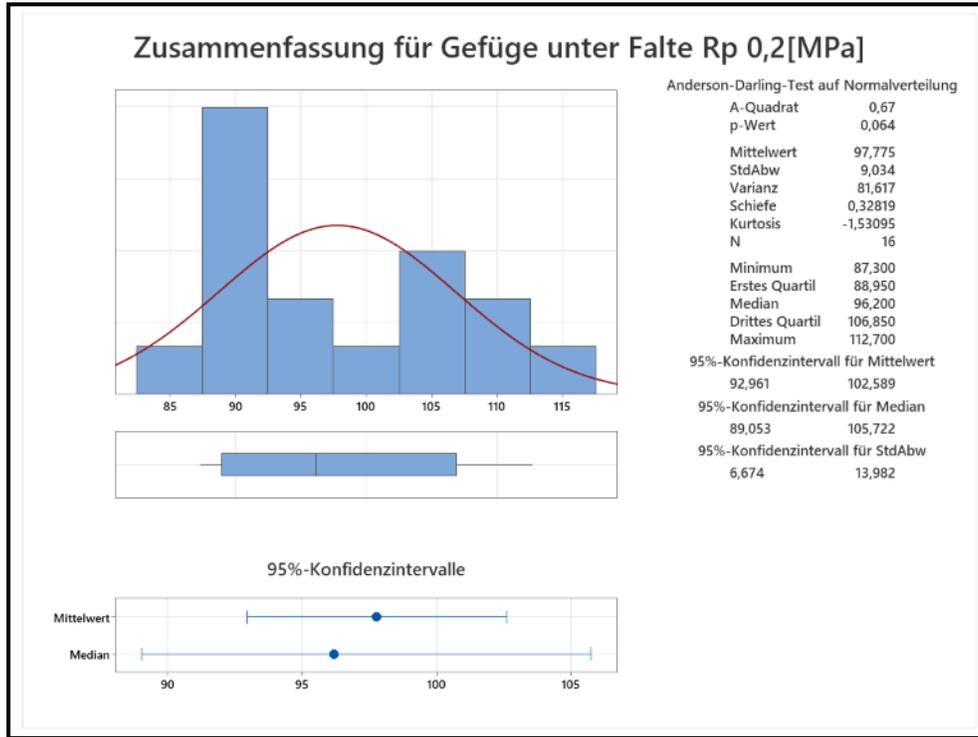
Anhang 1	Ergebnisse der Härtemessung .....	155
Anhang 2	Auswertung der Dehngrenzen .....	156
Anhang 3	Auswertung der Zugfestigkeit .....	157
Anhang 4	Phasenanalyse des Grundwerkstoffes Al Mg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> .....	158
Anhang 5	Phasenanalyse der Seigerungszone Al Mg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> (BSE-Aufnahme).....	160
Anhang 6	Phasenanalyse der Seigerungszone Al Mg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> (500-fach vergrößert) .....	161
Anhang 7	Phasenanalyse der Seigerungszone Al Mg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> (1000-fach vergrößert) ...	163
Anhang 8	Phasenanalyse im Mikroriss AlMg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> .....	164
Anhang 9	Übersicht der detektierten Elemente der Oxidschicht einer AlMg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> .....	166
Anhang 10	Übersicht der detektierten Elemente der Oxidschicht einer AlMn <sub>1</sub> Mg <sub>1</sub> .....	167
Anhang 11	Phasenanalyse der Oberflächenfalte AlMg <sub>4,5</sub> Mn <sub>0,4</sub> .....	168
Anhang 12	Phasenanalyse der Oberflächenfalte AlMn <sub>1</sub> Mg <sub>1</sub> .....	170
Anhang 13	Bilddokumentation zur Versuchsauswertung der Wirksamkeit von Argon .....	171
Anhang 14	Messung - Sauerstoffgehalte und Bilddokumentation Testreihe 2 und 3 .....	172
Anhang 15	Zahlenwerte – ermittelte Dehnung und berechnete Eigenspannungen.....	173

## Anhang 1 Ergebnisse der Härtemessung

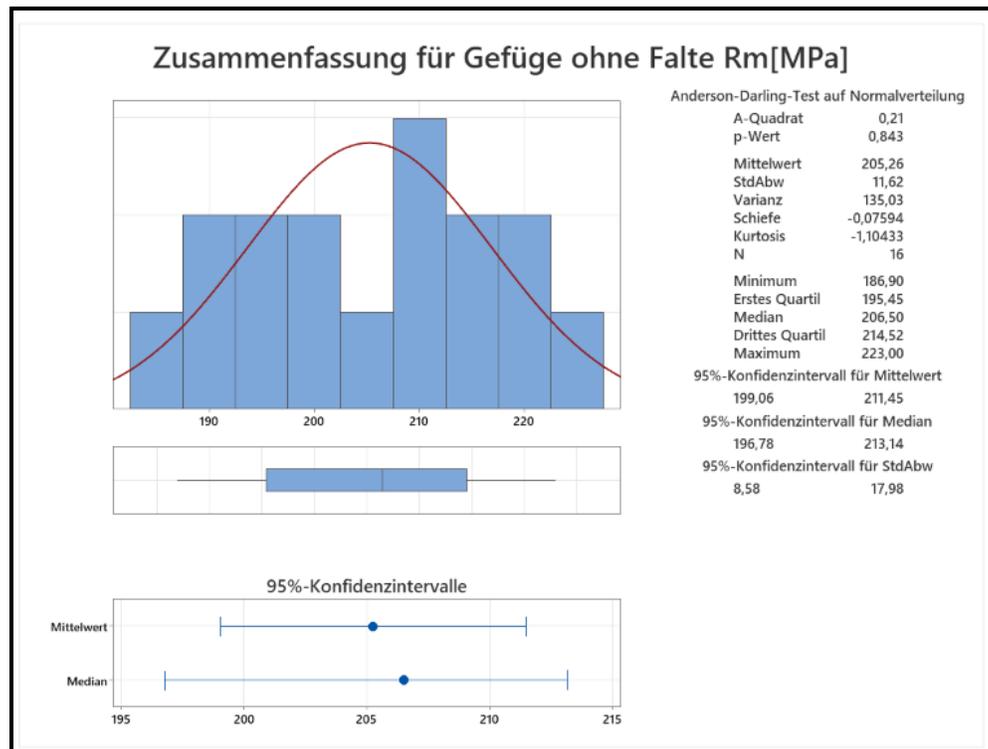
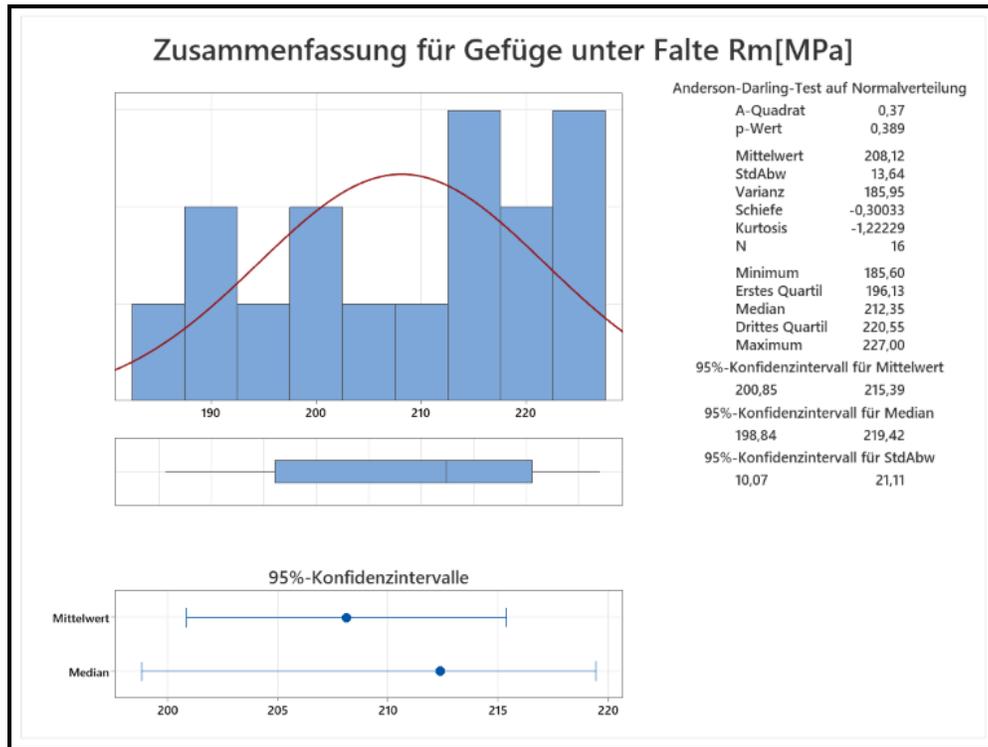
Probe	1.Mitte	d	2.Mitte	d	3.Mitte	d	1.Rand	d	2.Rand	d	3.Rand	d
1	0,89	0,875	0,9	0,895	0,94	0,93	0,8	0,79	0,8	0,81	0,83	0,83
	0,86		0,89		0,92		0,78		0,82		0,83	
2	0,92	0,92	0,87	0,87	0,9	0,905	0,76	0,75	0,76	0,755	0,79	0,79
	0,92		0,87		0,91		0,74		0,75		0,79	
3	0,94	0,94	0,94	0,94	0,94	0,945	0,85	0,85	0,81	0,815	0,82	0,83
	0,94		0,94		0,95		0,85		0,82		0,84	
4	0,93	0,92	0,93	0,93	0,92	0,915	0,81	0,81	0,77	0,775	0,8	0,805
	0,91		0,93		0,91		0,81		0,78		0,81	
5	0,93	0,93	0,92	0,91	0,92	0,92	0,81	0,81	0,82	0,815	0,81	0,81
	0,93		0,9		0,92		0,81		0,81		0,81	

Mittelwert Mitte	Mittelwert Rand	Grundwerkstoff	Seigerungszone	Standardabweichung Mitte	Varianz	Standardabweichung Rand
0,9	0,81	68,6362963	84,73616827	0,022730303	0,00051667	0,016329932
0,898333333	0,765	68,89121268	94,99833397	0,020949675	0,00032917	0,01779513
0,941666667	0,831666667	62,69666849	80,37856876	0,002357023	4,1667E-06	0,014337209
0,921666667	0,796666667	65,44720397	87,59626057	0,006236096	2,9167E-05	0,015456031
0,92	0,811666667	65,68454631	84,38853307	0,008164966	5E-05	0,002357023

## Anhang 2 Auswertung der Dehngrenzen

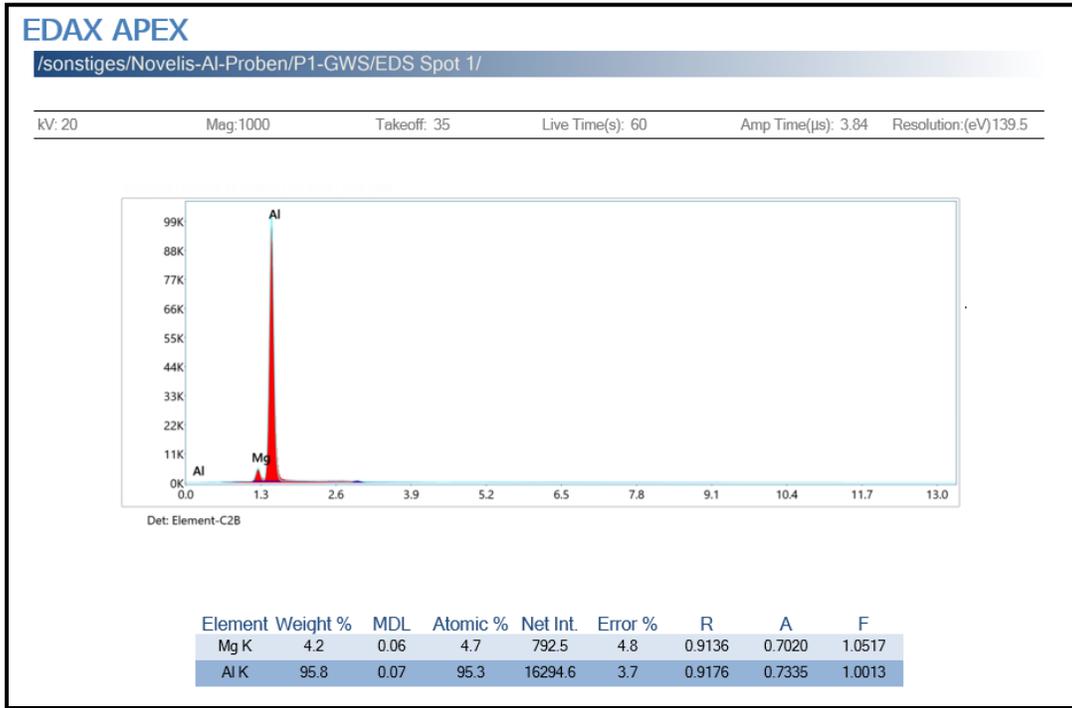


### Anhang 3 Auswertung der Zugfestigkeit

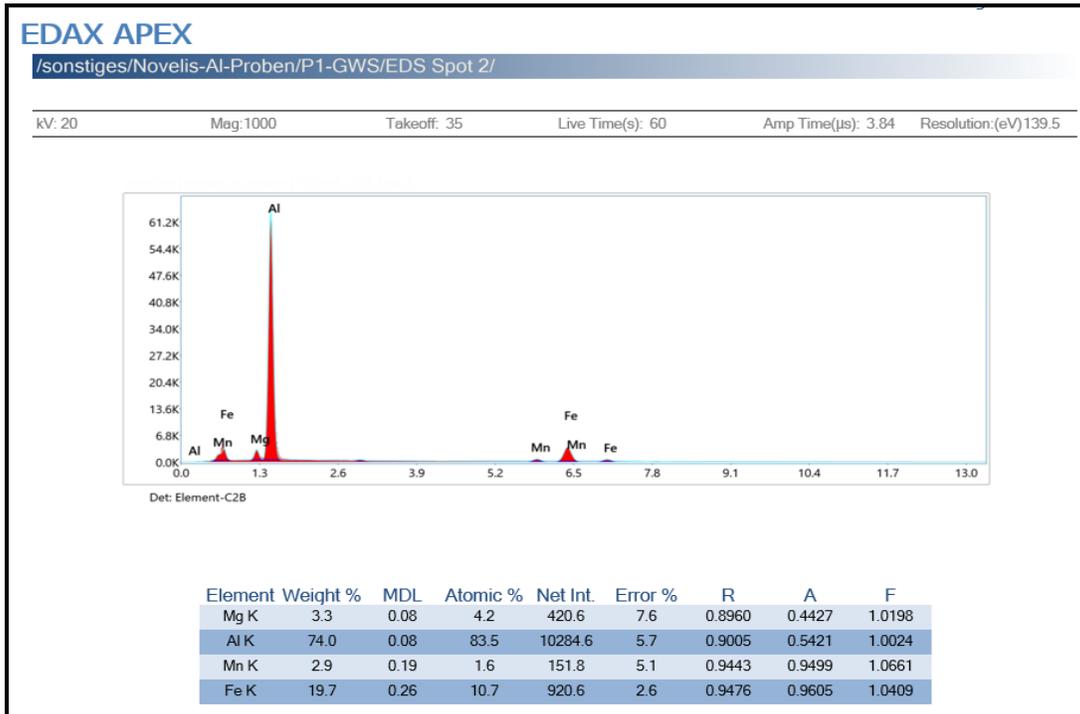


## Anhang 4 Phasenanalyse des Grundwerkstoffes Al Mg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub>

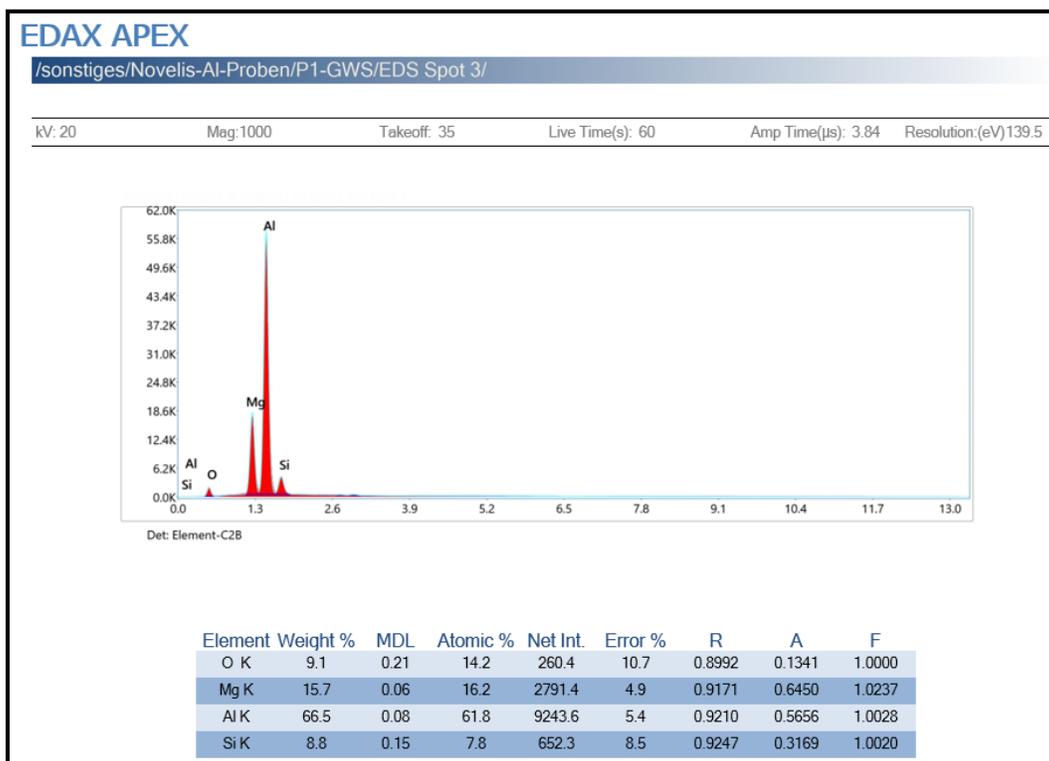
### EDS-Spot 1:



### EDS-Spot 2:

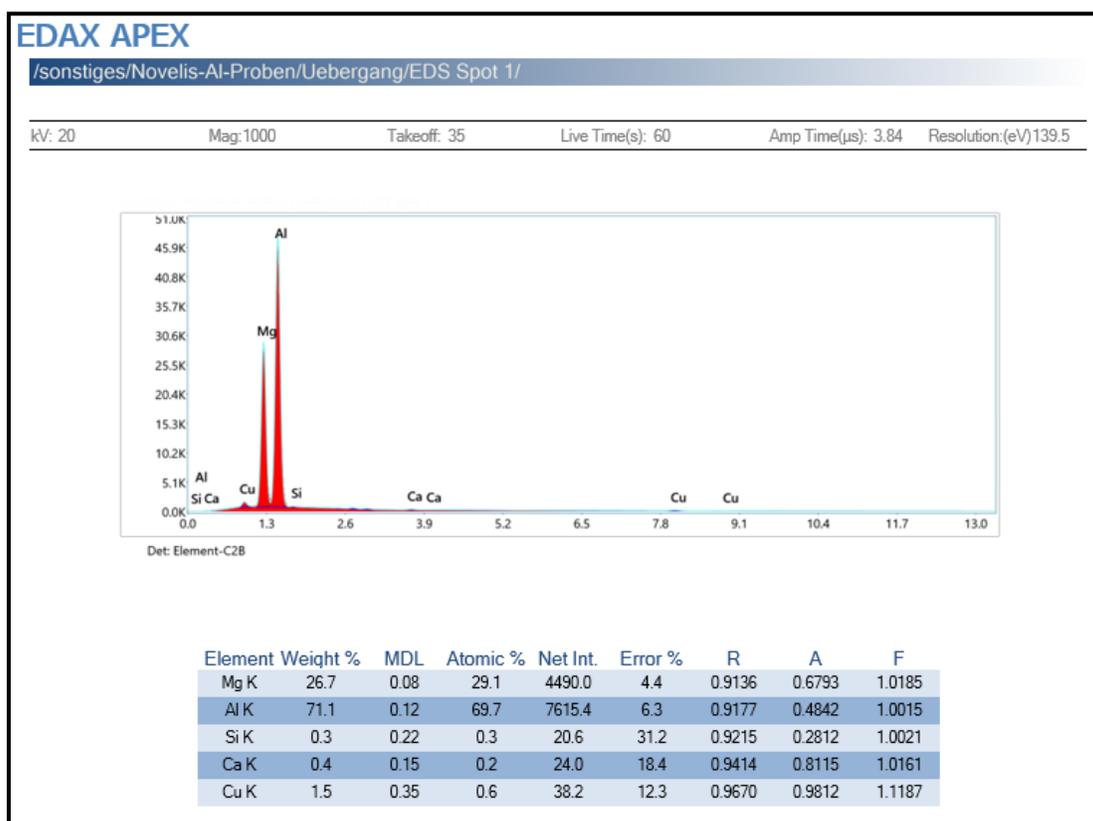


EDS-Spot 3:



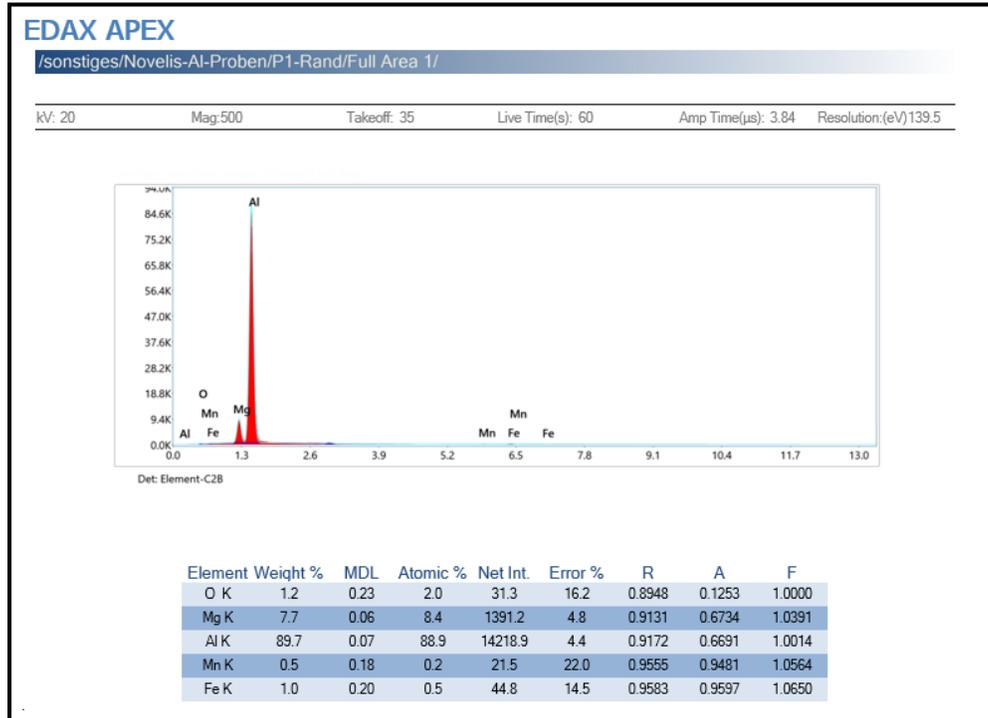
Anhang 5 Phasenanalyse der Seigerungszone Al Mg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> (BSE-Aufnahme)

EDS-Spot 1:

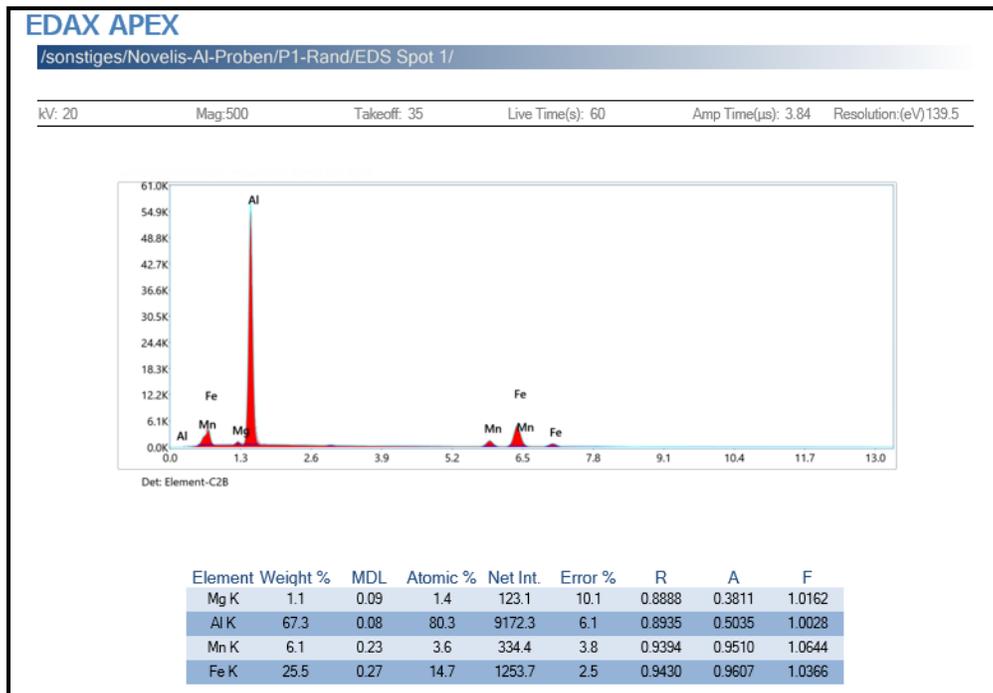


Anhang 6 Phasenanalyse der Seigerungszone Al Mg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> (500-fach vergrößert)

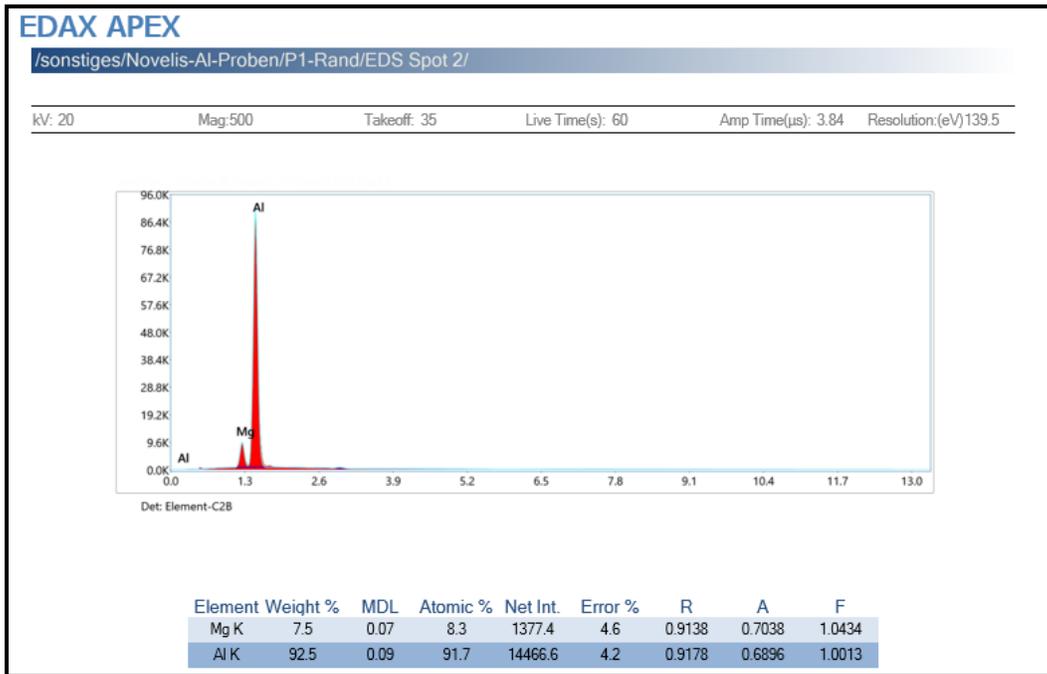
Full-Area 1:



EDS-Spot 1:

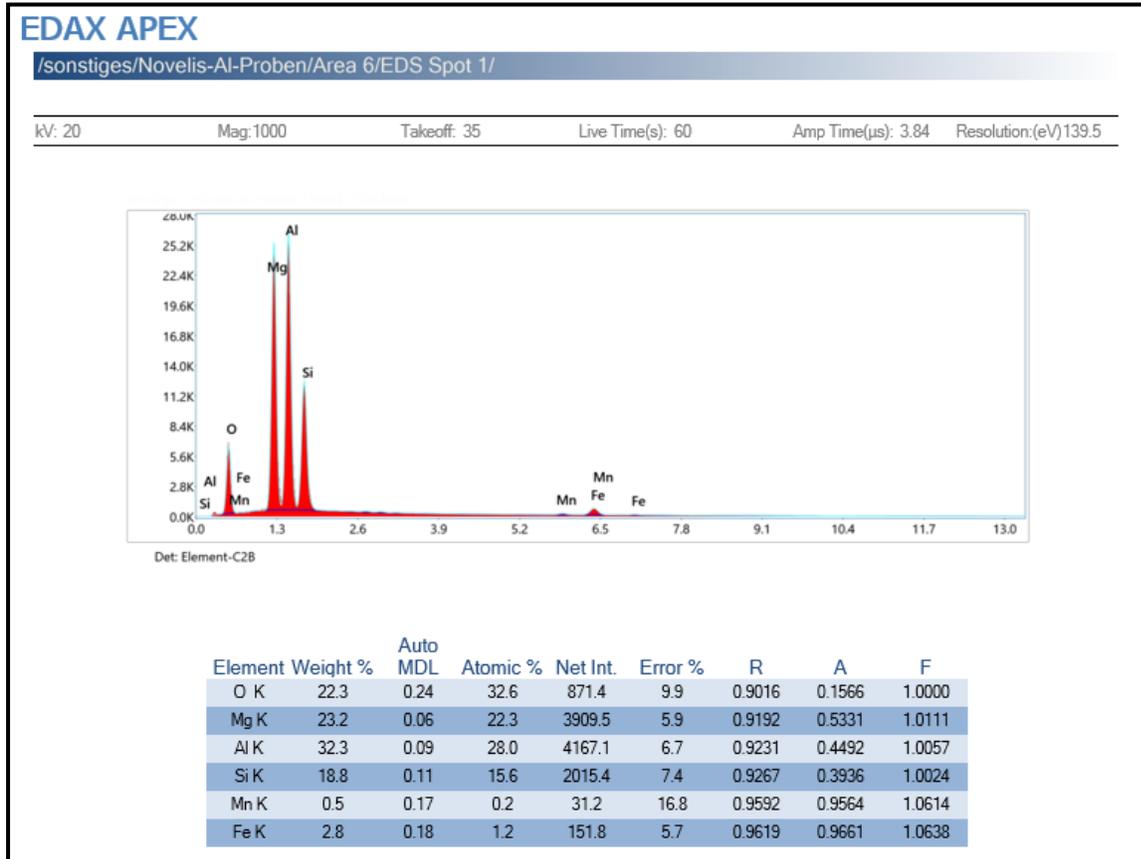


EDS-Spot 2:



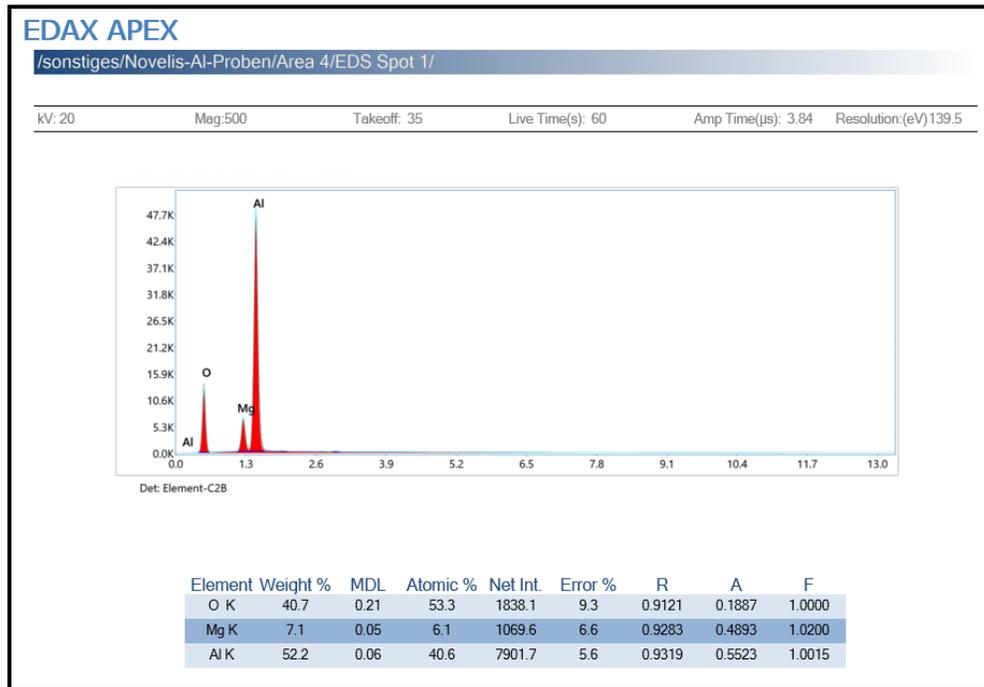
Anhang 7 Phasenanalyse der Seigerungszone Al Mg<sub>4,5</sub>Mn<sub>0,4</sub> (1000-fach vergrößert)

EDS-Spot 1:

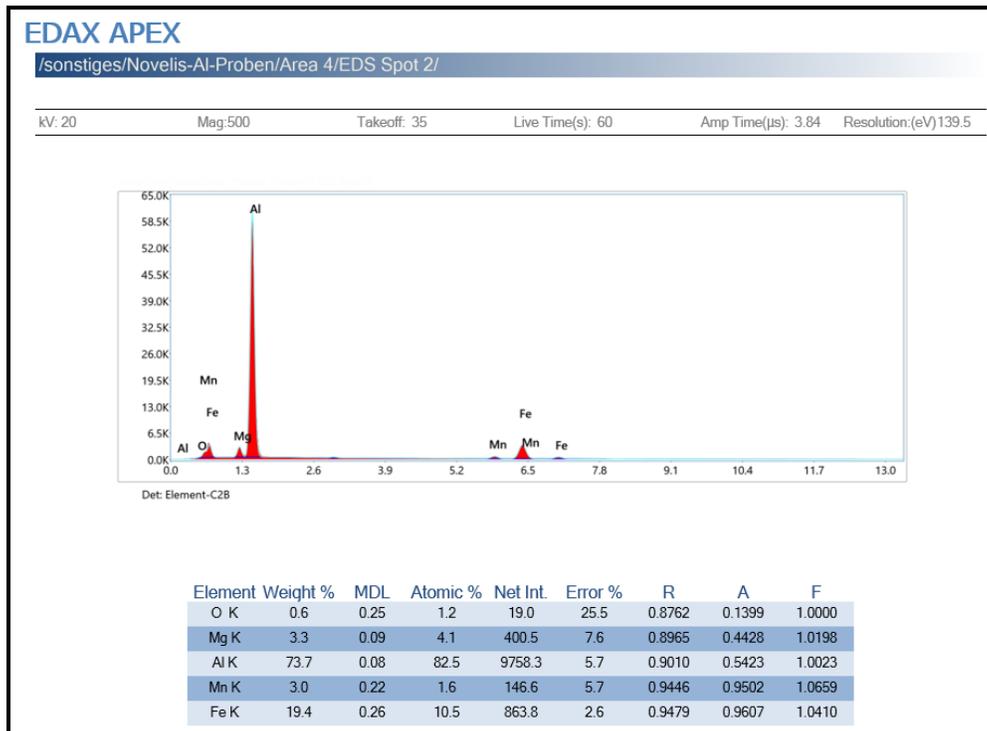


## Anhang 8 Phasenanalyse im Mikroriss AlMg4,5Mn0,4

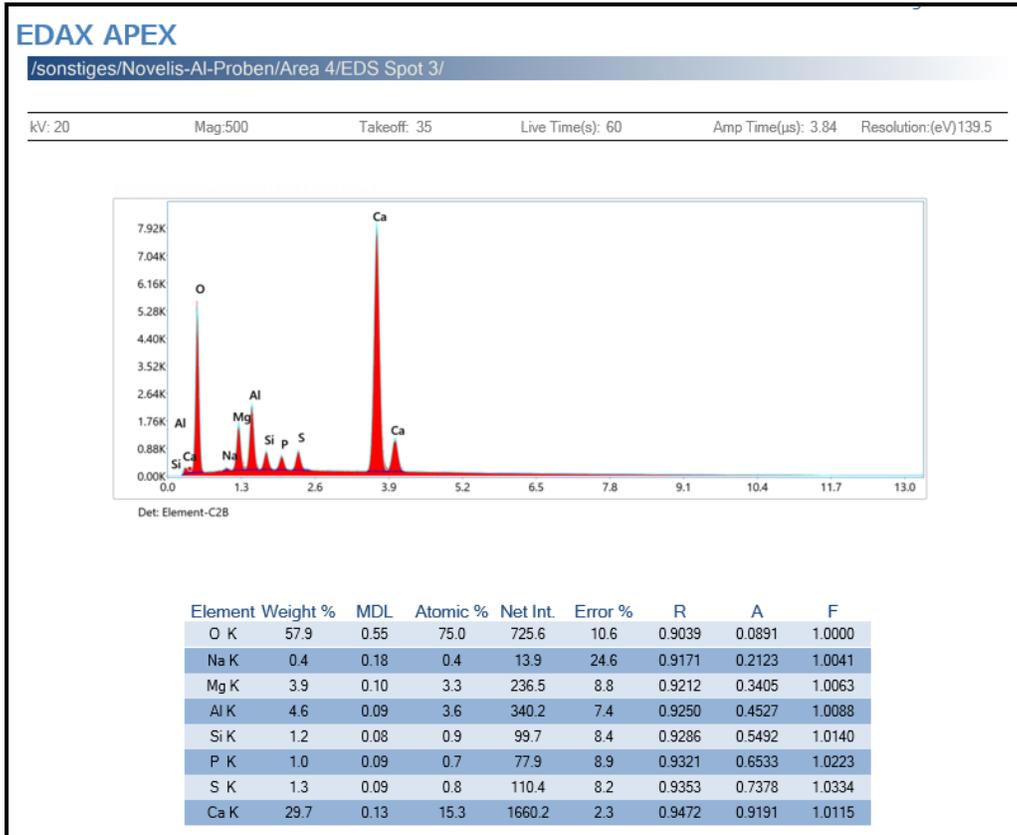
### EDS-Spot 1:



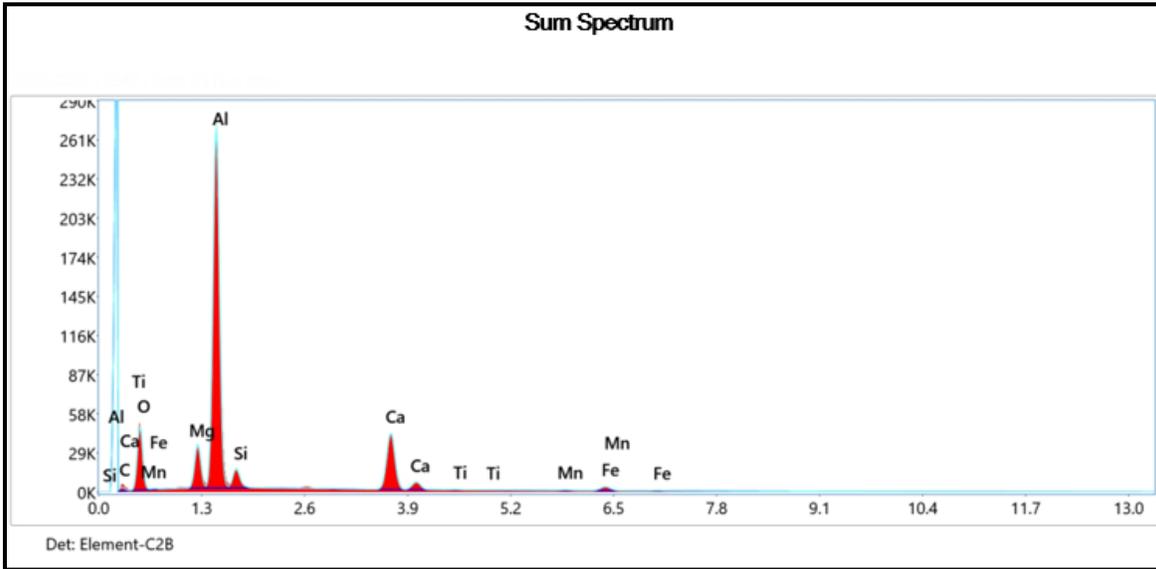
### EDS-Spot 2:



EDS-Spot 3:



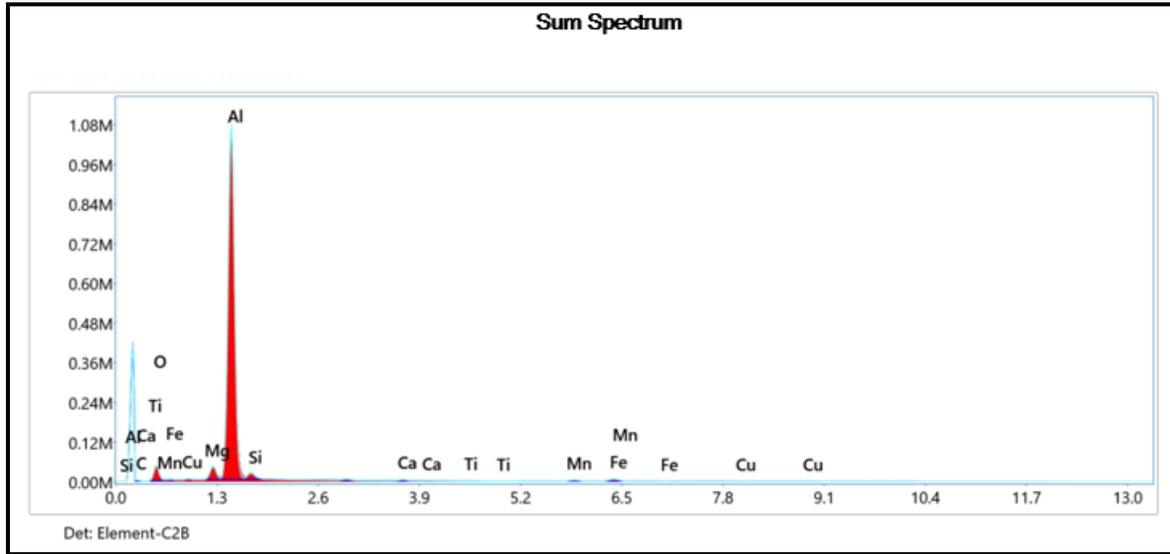
Anhang 9 Übersicht der detektierten Elemente der Oxidschicht einer AlMg4,5Mn0,4



**eZAF Quant Result**

Element	Weight %	Auto MDL	Atomic %	Net Int.	Error %	R	A	F
C K	3.4	0.78	6.3	6.4	15.0	0.8907	0.0375	1.0000
O K	33.3	0.13	46.0	468.8	10.0	0.9024	0.1090	1.0000
Mg K	5.1	0.02	4.6	370.7	6.8	0.9199	0.4419	1.0151
Al K	39.8	0.02	32.6	3145.8	5.7	0.9237	0.5329	1.0039
Si K	3.1	0.03	2.4	175.6	7.5	0.9274	0.4046	1.0052
Ca K	13.0	0.04	7.1	634.5	2.6	0.9462	0.8707	1.0162
Ti K	0.1	0.05	0.1	4.9	17.4	0.9517	0.8883	1.0305
Mn K	0.3	0.06	0.1	9.7	13.7	0.9597	0.9478	1.0525
Fe K	2.0	0.07	0.8	53.4	3.6	0.9622	0.9592	1.0580

Anhang 10 Übersicht der detektierten Elemente der Oxidschicht einer AlMn1Mg1

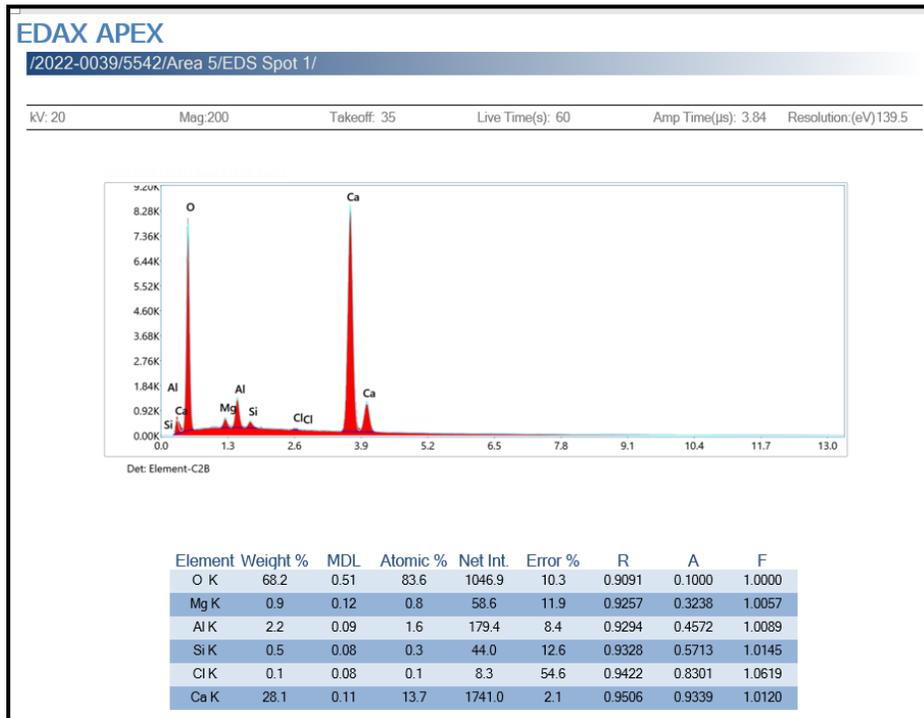


**Quant Results**

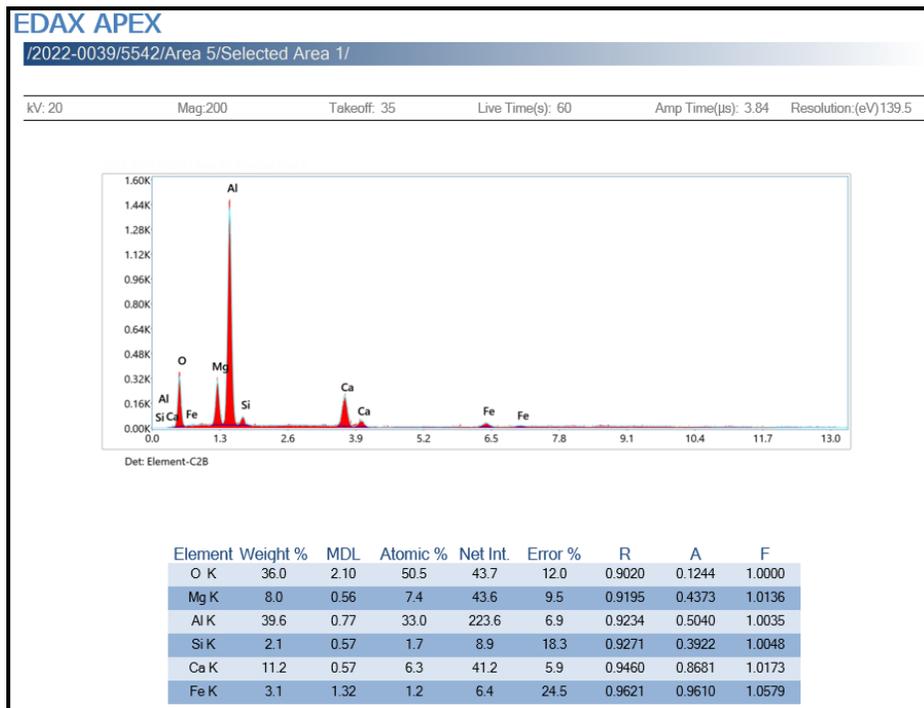
Element	Weight %	Auto MDL	Atomic %	Net Int.	Error %	R	A	F
C K	11.4	0.45	21.1	33.2	11.9	0.8924	0.0280	1.0000
O K	14.1	0.07	19.5	443.5	9.9	0.9039	0.1185	1.0000
Mg K	2.5	0.01	2.3	467.5	5.8	0.9212	0.5450	1.0290
Al K	64.9	0.01	53.2	12665.7	4.6	0.9250	0.6422	1.0022
Si K	2.6	0.03	2.1	261.8	8.1	0.9286	0.3421	1.0025
Ca K	0.6	0.03	0.3	57.1	5.1	0.9472	0.8417	1.0210
Mn K	1.2	0.04	0.5	73.4	3.4	0.9605	0.9578	1.0618
Fe K	2.1	0.04	0.9	122.3	2.8	0.9630	0.9672	1.0673
Cu K	0.5	0.06	0.2	16.8	8.4	0.9707	0.9813	1.1160

### Anhang 11 Phasenanalyse der Oberflächenfalte AlMg4,5Mn0,4

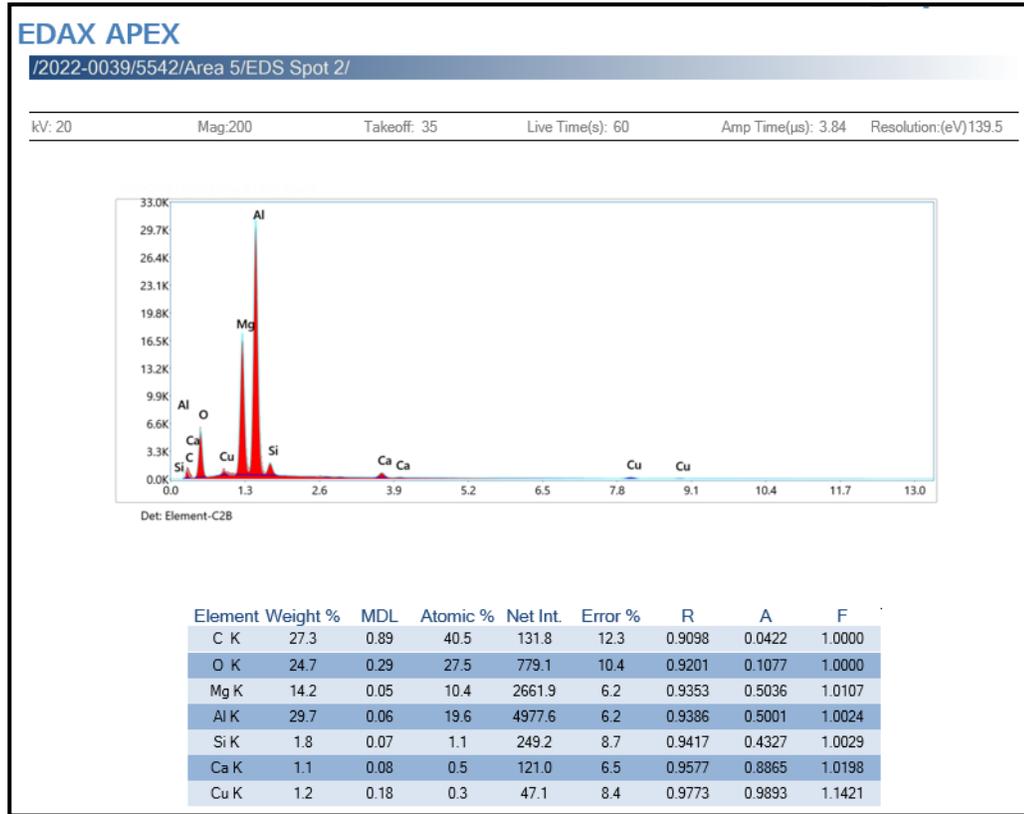
#### EDS-Spot 1:



#### Selected Area 1:

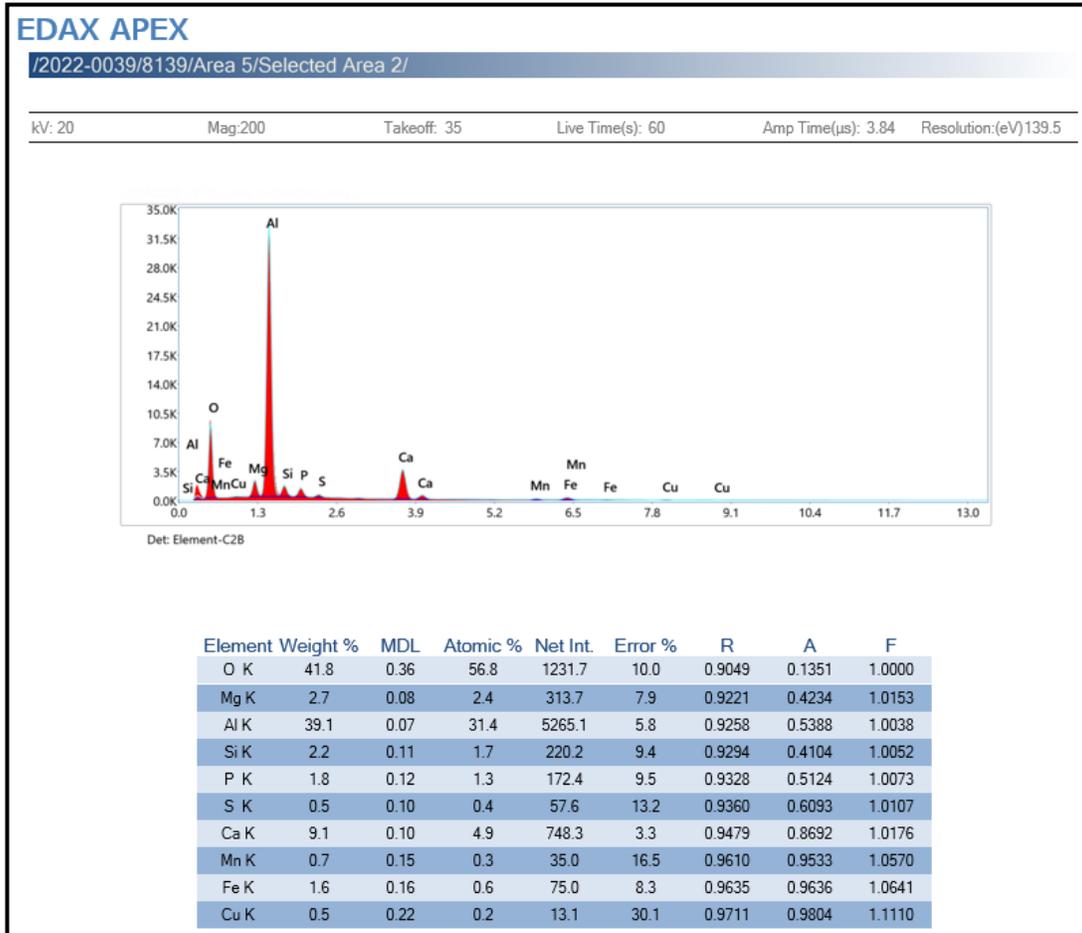


EDS-Spot 2:



## Anhang 12 Phasenanalyse der Oberflächenfalte AIMn1Mg1

### Selected Area 2:



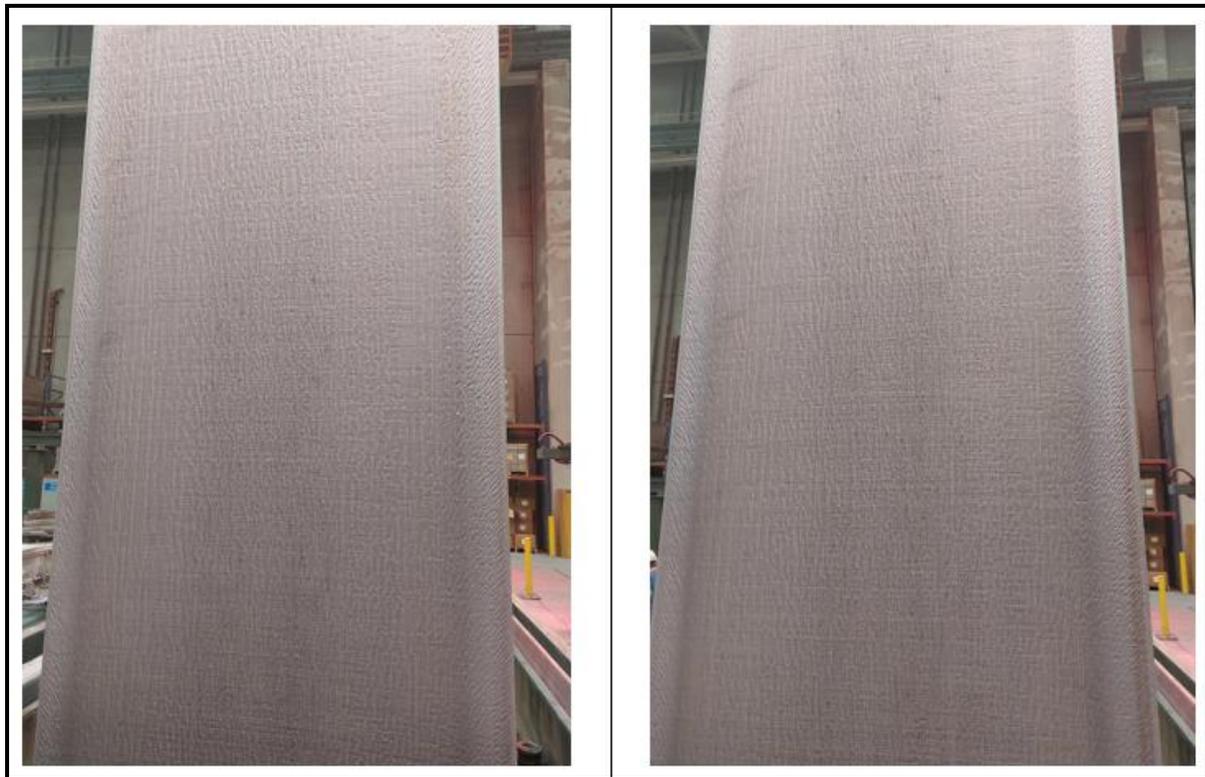
Anhang 13 Bilderdokumentation zur Versuchsauswertung der Wirksamkeit von Argon



Anhang 14 Messung - Sauerstoffgehalte und Bilderdokumentation Testreihe 2 und 3

Versuchsreihe	Argonmenge [m <sup>3</sup> /h]	Sauerstoffgehalt [%] je Messpunkt				
		1	2	3	4	5
2	7	12,1	13,2	11,1	13,4	14,9
3	7	10,9	11,8	12,4	13,3	14,6

Testreihe 2 und 3:



### Anhang 15 Zahlenwerte – ermittelte Dehnung und berechnete Eigenstressungen

Frontfläche Teilprobe 3											Schnittfläche Teilprobe 3										
Bohr-tiefe	Interpolierte Dehnung			Hauptspan-nung		Winkel	Normal- und Schubspan-nungen			txy	Bohr-tiefe	Interpolierte Dehnung			Hauptspan-nung		Winkel	Normal- und Schubspan-nungen			txy
	ε1 in μm/m	ε2 in μm/m	ε3 in μm/m	σI in MPa	σII in MPa		β in °	σx in MPa	σy in MPa			τxy in MPa	ε1 in μm/m	ε2 in μm/m	ε3 in μm/m	σI in MPa		σII in MPa	β in °	σx in MPa	
10	1.6	1.4	1.3	-57.45	-66.14	-88.03	-66.13	-57.46	0.30		10	-0.8	-0.7	-0.5	32.14	22.14	14.98	31.47	22.81	-2.50	
20	3.1	2.7	2.4	-45.51	-56.64	89.46	-56.64	-45.51	-0.11		20	-1.3	-1.0	-0.6	18.36	5.99	-8.50	18.09	6.26	1.81	
40	5.8	4.8	3.9	-30.25	-45.19	87.64	-45.17	-30.28	-0.62		40	-1.8	-0.3	0.2	4.72	-16.29	-20.30	2.19	-13.76	6.84	
60	8.3	6.4	4.7	-13.20	-33.27	86.62	-33.20	-13.27	-1.18		60	-1.4	1.9	2.3	-8.62	-39.89	-24.34	-13.94	-34.58	11.74	
80	10.6	7.4	4.7	0.69	-24.40	86.24	-24.29	0.58	-1.64		80	-0.5	5.2	5.5	-18.34	-57.08	-25.38	-25.45	-49.96	15.00	
100	12.7	7.9	4.0	12.18	-17.74	86.08	-17.60	12.04	-2.04		100	1.0	9.6	9.6	-25.53	-69.51	-25.48	-33.67	-61.37	17.09	
120	14.6	7.9	2.6	21.79	-12.71	86.01	-12.54	21.62	-2.39		120	2.9	14.8	14.5	-30.85	-78.42	-25.19	-39.47	-69.81	18.32	
140	16.5	7.6	0.5	29.88	-8.91	85.97	-8.71	29.69	-2.72		140	5.1	20.8	20.2	-34.77	-84.69	-24.69	-43.48	-75.98	18.94	
160	18.3	6.8	-2.1	36.71	-6.03	85.92	-5.81	36.49	-3.03		160	7.6	27.2	26.5	-37.59	-88.94	-24.08	-46.14	-80.39	19.13	
180	20.1	5.7	-5.4	42.48	-3.87	85.87	-3.63	42.24	-3.33		180	10.3	34.1	33.2	-39.54	-91.68	-23.44	-47.79	-83.42	19.03	
200	21.8	4.3	-9.2	47.33	-2.27	85.79	-2.01	47.06	-3.63		200	13.2	41.3	40.3	-40.79	-93.24	-22.80	-48.67	-85.36	18.74	
240	25.2	0.6	-18.1	52.97	-0.72	85.63	-0.41	52.66	-4.08		240	19.2	56.4	55.5	-41.61	-93.87	-21.93	-48.90	-86.59	18.11	
280	28.7	-3.9	-28.4	58.40	0.43	85.34	0.81	58.02	-4.70		280	25.2	71.5	70.5	-42.43	-94.40	-21.27	-49.42	-87.57	17.61	
320	32.2	-9.0	-39.6	61.59	0.80	84.96	1.27	61.12	-5.32		320	31.3	87.5	87.2	-40.17	-90.34	-20.52	-46.34	-84.18	16.47	
360	35.8	-14.5	-51.4	62.91	0.72	84.51	1.29	62.34	-5.93		360	37.1	102.8	102.9	-38.27	-87.13	-20.59	-44.31	-81.09	16.09	
400	39.4	-20.2	-63.4	62.72	0.38	83.99	1.06	62.03	-6.49		400	42.6	117.7	118.2	-35.99	-83.71	-21.27	-42.27	-77.43	16.13	
440	43.0	-26.0	-75.3	61.32	-0.05	83.43	0.75	60.51	-6.98		440	47.7	132.2	132.7	-33.55	-80.46	-22.55	-40.45	-73.57	16.61	
480	46.6	-31.6	-86.7	59.06	-0.43	82.85	0.49	58.13	-7.34		480	52.5	146.1	146.4	-31.12	-77.73	-24.30	-39.01	-69.84	17.48	
520	50.2	-37.0	-97.7	56.30	-0.64	82.32	0.37	55.28	-7.54		520	57.1	159.6	159.2	-28.84	-75.76	-26.33	-38.07	-66.53	18.65	
560	53.5	-42.2	-108.0	53.45	-0.63	81.92	0.53	52.38	-7.51		560	61.3	172.6	171.1	-26.92	-74.72	-28.38	-37.72	-63.92	19.99	
600	56.7	-47.0	-117.6	50.96	0.05	81.76	1.09	49.91	-7.22		600	65.3	185.1	182.2	-25.60	-74.68	-30.20	-38.02	-62.26	21.33	
640	59.7	-51.6	-126.5	49.29	1.26	81.99	2.19	48.36	-6.63		640	69.0	197.1	192.6	-25.16	-75.64	-31.57	-39.00	-61.80	22.52	
680	62.5	-55.7	-134.9	48.94	3.24	82.76	3.97	48.21	-5.72		680	72.6	208.7	202.2	-25.88	-77.54	-32.36	-40.68	-62.73	23.36	
720	65.0	-59.6	-142.9	50.35	6.08	84.14	6.55	49.89	-4.50		720	75.9	219.7	211.3	-27.96	-80.29	-32.47	-43.04	-65.21	23.70	
760	67.3	-63.2	-150.5	53.83	9.76	86.06	9.97	53.62	-3.02		760	79.0	230.2	220.0	-31.48	-83.82	-31.81	-46.03	-69.28	23.45	
800	69.4	-66.5	-157.9	59.34	14.06	88.23	14.10	59.29	-1.40		800	81.9	240.2	228.4	-36.33	-88.09	-30.35	-49.55	-74.88	22.57	
840	71.4	-69.6	-165.2	66.18	18.46	-89.79	18.46	66.18	0.18		840	84.5	249.6	236.4	-42.12	-93.09	-28.14	-53.45	-81.76	21.20	
880	73.2	-72.5	-172.4	72.57	21.90	-88.41	21.94	72.53	1.41		880	86.9	258.3	244.3	-48.18	-98.80	-25.48	-57.54	-89.43	19.66	
920	75.0	-75.3	-179.4	74.97	22.18	-87.98	22.24	74.91	1.86		920	88.9	266.6	252.0	-53.61	-105.04	-23.12	-61.55	-97.11	18.58	
960	76.8	-77.8	-185.9	66.94	14.87	-89.02	14.89	66.92	0.89		960	90.8	274.4	259.4	-57.31	-111.34	-22.30	-65.09	-103.56	18.97	
1000	78.8	-80.0	-191.4	36.68	-9.35	87.04	-9.22	36.56	-2.38		1000	92.4	281.9	266.5	-57.44	-117.05	-24.39	-67.61	-106.88	22.42	

Frontfläche Teilprobe 1											Frontfläche Teilprobe 5										
Bohr-tiefe	Interpolierte Dehnung			Hauptspan-nung		Winkel	Normal- und Schubspan-nungen			txy	Bohr-tiefe	Interpolierte Dehnung			Hauptspan-nung		Winkel	Normal- und Schubspan-nungen			txy
	ε1 in μm/m	ε2 in μm/m	ε3 in μm/m	σI in MPa	σII in MPa		β in °	σx in MPa	σy in MPa			τxy in MPa	ε1 in μm/m	ε2 in μm/m	ε3 in μm/m	σI in MPa		σII in MPa	β in °	σx in MPa	
10	0.3	0.2	-0.2	5.70	-9.82	-77.72	-9.12	5.00	3.22		10	0.6	-0.5	-1.8	62.21	-6.68	-87.07	-6.50	62.03	3.51	
20	0.7	0.3	-0.5	9.12	-10.98	-81.38	-10.52	8.67	2.98		20	1.2	-1.2	-4.1	70.63	-6.22	-88.38	-6.16	70.57	2.17	
40	1.7	0.5	-1.5	13.14	-12.59	-83.82	-12.29	12.84	2.75		40	2.6	-3.2	-9.5	80.06	-5.79	-89.58	-5.79	80.05	0.63	
60	2.9	0.7	-2.9	16.98	-14.42	-85.17	-14.19	16.76	2.63		60	4.3	-5.7	-16.1	88.58	-5.39	-89.49	-5.38	88.57	-0.83	
80	4.4	0.9	-4.6	19.39	-15.86	-85.65	-15.65	19.19	2.66		80	6.1	-8.6	-23.6	93.42	-5.07	-88.98	-5.04	93.38	-1.75	
100	6.1	1.0	-6.5	20.76	-16.98	-85.74	-16.77	20.55	2.80		100	8.0	-11.9	-31.7	95.61	-4.76	-88.70	-4.71	95.56	-2.28	
120	8.0	1.2	-8.6	21.37	-17.86	-85.61	-17.63	21.14	2.99		120	10.0	-15.5	-40.4	95.91	-4.45	-88.55	-4.39	95.85	-2.54	
140	10.0	1.5	-10.9	21.45	-18.54	-85.36	-18.27	21.19	3.23		140	12.0	-19.2	-49.4	94.87	-4.14	-88.49	-4.07	94.80	-2.60	
160	12.2	1.8	-13.2	21.14	-19.06	-85.02	-18.76	20.84	3.48		160	14.1	-23.1	-58.7	92.87	-3.83	-88.50	-3.77	92.81	-2.53	
180	14.5	2.2	-15.6	20.57	-19.47	-84.63	-19.11	20.22	3.73		180	16.3	-27.0	-68.2	90.22	-3.55	-88.55	-3.49	90.16	-2.37	
200	16.8	2.6	-18.0	19.81	-19.77	-84.21	-19.37	19.41	3.97		200	18.4	-30.9	-77.7	87.15	-3.29	-88.63	-3.24	87.10	-2.17	
240	21.7	3.7	-22.8	18.51	-20.07	-83.57	-19.59	18.03	4.29		240	22.7	-38.7	-96.6	82.18	-2.98	-88.77	-2.94	82.14	-1.82	
280	26.7	5.0	-27.6	16.65	-20.29	-82.75	-19.70	16.06	4.62		280	27.0	-46.2	-115.0	75.34	-2.73	-88.97	-2.71	75.32	-1.40	
320	31.8	6.5	-32.1	14.88	-20.29	-82.07	-19.62	14.21	4.81		320	31.2	-53.2	-132.6	68.95	-2.70	-89.11	-2.69	68.93	-1.11	
360	36.9	8.1	-36.4	13.35	-20.11	-81.62	-19.40	12.64	4.83		360	35.4	-59.9	-149.5	63.41	-2.88	-89.09	-2.87	63.40	-1.05	
400	41.9	9.8	-40.6	12.14	-19.72	-81.46	-19.02	11.44	4.68		400	39.5	-66.2	-165.4	58.99	-3.24	-88.86	-3.22	58.97	-1.24	
440	46.8	11.5	-44.5	11.27	-19.11	-81.66	-18.47	10.63	4.36		440	43.7	-72.1	-180.6	55.80	-3.74	-88.36	-3.69	55.75	-1.70	
480	51.5	13.0	-48.3	10.75	-18.26	-82.21	-17.72	10.22	3.89		480	47.8	-77.8	-195.0	53.86	-4.32	-87.59	-4.22	53.76	-2.45	
520	55.9	14.4	-51.9	10.53	-17.15	-83.11	-16.75	10.13	3.30		520	52.1	-83.2	-208.7	53.11	-4.93	-86.59	-4.72	52.90	-3.44	
560	60.1	15.6	-55.4	10.56	-15.77	-84.32	-15.52	10.30	2.59		560	56.3	-88.6	-221.8	53.37	-5.60	-85.45	-5.12	53.00	-4.66	
600	63.9	16.6	-58.7	10.73	-14.14	-85.79	-14.01	10.60	1.82		600	60.5	-93.8	-234.4	54.41	-5.96	-84.23	-5.35	53.80	-6.04	
640	67.4	17.4	-61.8	10.91	-12.27	-87.48	-12.22	10.87	1.02		640	64.8	-99.0	-246.4	55.91	-6.27	-83.01	-5.35	54.99	-7.51	
680	70.5	17.9	-64.7	10.95	-10.21	-89.38	-10.21	10.95	0.23		680	68.9	-104.1	-257.9	57.47	-6.36	-81.83	-5.07	56.18	-8.98	
720	73.3	18.2	-67.4	10.67	-8.06	-88.46	-8.04	10.66	-0.50		720	73.0	-109.2	-268.8	58.69	-6.22	-80.71	-4.53	57.00	-10.34	
760	75.7	18.3	-69.8	9.91	-5.97	-85.84	-5.88	9.83	-1.15		760	76.9	-114.1	-279.0	59.19	-5.84	-79.66	-3.75	57.10	-11.48	
800	77.6	18.3	-71.8	8.57	-4.17	-82.37	-3.95	8.35	-1.68												

Schnittfläche Teilprobe 1

Bohr-tiefe in $\mu\text{m}$	Interpolierte Dehnung			Hauptspannung		Winkel $\beta$ in $^\circ$	Normal- und Schubspannungen		
	$\epsilon_1$ in $\mu\text{m/m}$	$\epsilon_2$ in $\mu\text{m/m}$	$\epsilon_3$ in $\mu\text{m/m}$	$\sigma_I$ in MPa	$\sigma_{II}$ in MPa		$\sigma_x$ in MPa	$\sigma_y$ in MPa	$\tau_{xy}$ in MPa
10	1.1	1.8	0.2	6.53	-64.23	-55.27	-16.44	6.53	-41.26
20	2.5	4.2	0.6	7.10	-80.14	-54.86	-21.80	7.10	-51.24
40	6.4	10.7	1.7	7.60	-99.47	-54.35	-28.78	7.60	-63.09
60	11.3	19.2	3.3	7.70	-119.46	-53.74	-36.79	7.70	-74.97
80	17.1	29.4	5.4	7.26	-133.88	-53.17	-43.46	7.26	-83.15
100	23.7	41.1	8.0	6.42	-143.99	-52.61	-49.04	6.42	-88.52
120	30.8	54.0	11.0	5.28	-150.67	-52.06	-53.66	5.28	-91.72
140	38.4	67.9	14.5	3.94	-154.57	-51.52	-57.43	3.94	-93.20
160	46.3	82.6	18.4	2.47	-156.17	-50.98	-60.42	2.47	-93.28
180	54.4	97.9	22.6	0.94	-155.84	-50.43	-62.67	0.94	-92.22
200	62.6	113.6	27.2	-0.59	-153.87	-49.88	-64.22	-0.59	-90.23
240	78.9	145.3	36.8	-2.76	-148.28	-49.06	-65.24	-2.76	-85.80
280	94.4	176.4	47.0	-5.28	-137.19	-47.91	-64.55	-5.28	-77.92
320	108.7	206.0	57.3	-7.12	-122.88	-46.69	-61.60	-7.12	-68.41
360	121.6	233.3	67.2	-8.12	-106.46	-45.37	-56.66	-8.12	-57.92
400	132.8	257.7	76.6	-8.19	-88.99	-43.93	-50.10	-8.19	-47.08
440	142.3	279.2	85.0	-7.34	-71.57	-42.38	-42.39	-7.34	-36.52
480	150.4	297.6	92.4	-5.70	-55.34	-40.83	-34.12	-5.70	-26.92
520	157.1	313.4	98.7	-3.55	-41.55	-39.68	-26.06	-3.55	-19.05
560	162.9	327.0	104.0	-1.33	-31.50	-39.88	-19.10	-1.33	-13.74
600	168.0	339.0	108.4	0.50	-26.69	-42.49	-14.28	0.50	-11.91
640	172.8	350.2	112.1	1.51	-28.75	-46.63	-12.76	1.51	-14.48
680	177.7	361.2	115.4	0.98	-38.97	-49.77	-15.68	0.98	-22.31
720	183.0	372.7	118.5	-2.15	-57.82	-51.18	-24.02	-2.15	-35.95
760	189.0	385.3	121.6	-8.81	-84.85	-51.51	-38.26	-8.81	-55.40
800	195.7	399.2	125.0	-19.38	-118.08	-51.34	-57.90	-19.38	-79.56
840	203.1	414.4	128.8	-33.14	-152.99	-50.97	-80.66	-33.14	-105.47
880	210.9	430.3	133.0	-47.24	-180.97	-50.56	-101.20	-47.24	-127.01
920	218.4	445.9	137.2	-54.94	-186.81	-50.20	-108.97	-54.94	-132.78
960	224.8	459.1	140.9	-41.86	-144.16	-50.03	-84.07	-41.86	-101.95
1000	228.9	467.2	143.2	22.60	-5.65	-52.21	11.99	22.60	4.95

Schnittfläche Teilprobe 5

Bohr-tiefe in $\mu\text{m}$	Interpolierte Dehnung			Hauptspannung		Winkel $\beta$ in $^\circ$	Normal- und Schubspannungen		
	$\epsilon_1$ in $\mu\text{m/m}$	$\epsilon_2$ in $\mu\text{m/m}$	$\epsilon_3$ in $\mu\text{m/m}$	$\sigma_I$ in MPa	$\sigma_{II}$ in MPa		$\sigma_x$ in MPa	$\sigma_y$ in MPa	$\tau_{xy}$ in MPa
10	0.4	0.3	-1.4	55.01	-13.78	-69.87	-5.63	46.86	22.23
20	1.1	0.7	-2.4	34.62	-19.07	-72.11	-14.01	29.55	15.69
40	2.7	1.7	-3.5	11.03	-25.27	-77.05	-23.45	9.21	7.93
60	4.8	2.9	-3.5	-11.02	-32.35	-89.53	-32.35	-11.02	0.18
80	7.4	4.4	-2.5	-23.22	-39.80	70.71	-37.99	-25.03	-5.17
100	10.2	6.0	-0.8	-28.59	-47.36	55.61	-41.37	-34.58	-8.75
120	13.3	7.8	1.5	-30.99	-53.11	47.94	-43.18	-40.92	-11.00
140	16.5	9.8	4.3	-32.13	-56.68	43.81	-43.89	-44.92	-12.27
160	19.8	11.8	7.4	-32.62	-58.43	41.25	-43.84	-47.21	-12.79
180	23.2	13.9	10.7	-32.76	-58.78	39.46	-43.27	-48.27	-12.77
200	26.7	16.2	14.3	-32.69	-58.12	38.06	-42.36	-48.46	-12.34
240	33.6	20.8	21.7	-32.44	-55.86	36.32	-40.66	-47.64	-11.18
280	40.4	25.7	29.3	-32.08	-51.74	33.94	-38.21	-45.61	-9.10
320	47.0	30.8	36.8	-31.93	-47.40	30.88	-36.00	-43.32	-6.82
360	53.3	36.1	44.1	-32.06	-43.70	26.27	-34.34	-41.42	-4.62
400	59.4	41.5	51.3	-32.44	-41.20	19.09	-33.38	-40.26	-2.71
440	65.2	47.0	58.3	-32.98	-40.22	9.60	-33.18	-40.02	-1.19
480	70.8	52.5	65.1	-33.70	-40.67	1.02	-33.70	-40.66	-0.12
520	76.2	58.1	71.8	-34.78	-42.08	-3.63	-34.81	-42.05	0.49
560	81.4	63.6	78.3	-36.20	-43.93	-5.05	-36.26	-43.87	0.68
600	86.4	68.9	84.7	-37.70	-45.71	-3.72	-37.74	-45.67	0.52
640	91.0	73.9	90.7	-38.78	-46.91	-0.79	-38.78	-46.91	0.11
680	95.4	78.7	96.5	-38.87	-46.94	2.99	-38.89	-46.92	-0.42
720	99.4	82.9	101.8	-37.37	-45.14	7.04	-37.49	-45.02	-0.94
760	103.0	86.7	106.5	-33.82	-40.89	11.05	-34.07	-40.63	-1.33
800	106.1	89.9	110.6	-27.99	-33.85	15.02	-28.38	-33.46	-1.47
840	108.7	92.5	113.9	-20.23	-24.35	19.45	-20.69	-23.89	-1.29
880	110.9	94.6	116.5	-11.88	-13.96	26.79	-12.31	-13.54	-0.84
920	112.7	96.2	118.7	-6.07	-6.66	61.52	-6.52	-6.21	-0.24
960	114.3	97.8	120.5	-9.66	-10.31	-76.68	-10.27	-9.69	0.15
1000	116.0	99.5	122.7	-37.84	-39.72	8.43	-37.88	-39.68	-0.27

## **Betreute studentische Arbeit und Vorträge**

### **Betreute studentische Arbeit:**

2023 Florian Krause (M.Sc.)      Prozessoptimierung einer halbkontinuierlichen vertikalen Stranggießanlage von Aluminiumlegierungen

### **Vorträge:**

2023 Härtereykreis Magdeburg      AWT – Arbeitsgemeinschaft Wärmebehandlung + Werkstofftechnik e.V.  
Werkstoff-Recycling – Potentiale & Herausforderungen  
**Thema:** Recycling von Aluminium