



Clemens Walter Reiner, BSc

# **Vergleich verschiedener Werkstoffe für Blaswerkzeugformen hinsichtlich des Korrosionsverhaltens**

**MASTERARBEIT**

zur Erlangung des akademischen Grades

Diplom-Ingenieur

Masterstudium Maschinenbau

eingereicht an der

**Technischen Universität Graz**

Betreuer

Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger

Dipl.-Ing. Dr.techn. Rudolf Vallant

Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik

Graz, Dezember 2015



## **Eidesstattliche Erklärung**

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

## **Statutory Declaration**

I declare that I have authored this thesis independently, that I have not used other than the declared sources/resources, and that I have explicitly marked all material which has been quoted either literally or by content from the used sources.

**Graz, im Dezember 2015**

**Clemens Walter Reiner**



# Vorwort

Ein außerordentlicher Dank gebührt meiner Familie und allen voran meinen Eltern, die mir dieses Studium ermöglicht und mich in jeder Phase meiner Ausbildung tatkräftig unterstützt haben.

Seitens der Universität möchte ich mich beim Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik sowie seinen Mitarbeitern und besonders bei Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger und Dr.tech. Rudolf Vallant bedanken, die mich als Diplomarbeitsbetreuer stets hilfreich begleitet haben.

Der Firma Alpa Verpackungstechnik gebührt ein großes Dankeschön für das bereitgestellte Thema, der Bereitschaft eingebrachte Ideen umzusetzen und der tadellosen Betreuung durch Martin Ottowitz und Edgar Madlener.

Da ein Studium auch viele Weggefährten mit sich bringt, möchte ich mich an dieser Stelle bei allen Freunden recht herzlich für die wunderschönen Jahre bedanken.

Abschließend möchte ich meiner Freundin danken, die mir während der letzten Jahre stets motivierend und unterstützend zur Seite gestanden hat.



# Kurzfassung

Die Firma Alpa Verpackungstechnik verwendet für die Herstellung ihrer Blaswerkzeuge unterschiedliche Aluminiumlegierungen. In der Vergangenheit traten an einigen Produktionsstandorten Korrosionsprobleme in den Kühlkanälen der Werkzeuge auf. Das Ziel der vorliegenden Arbeit besteht darin, verschiedene Aluminiumwerkstoffe hinsichtlich ihrer Korrosionseigenschaften miteinander zu vergleichen. Des Weiteren wird eine Beurteilung der Festigkeit dieser Legierungen im Ausgangszustand und nach Bearbeitung mittels Rührreibprozess (Friction Stir Processing - FSP) vorgenommen.

Für die Beurteilung der Korrosionseigenschaften werden unterschiedliche Versuche durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Versuche lassen eine eindeutige Tendenz erkennen.

- Hierbei ist EN AW 7075 die Legierung mit den schlechtesten Eigenschaften.
- Außerdem werden Korrosionsversuche an der 7075 Legierung in eloxiertem Zustand durchgeführt. Diese zeigen eine deutlich verzögerte Reaktion und somit ein stark verbessertes Werkstoffverhalten.
- Ein ernüchterndes Verhalten weist die untersuchte 7021 Aluminiumknetlegierung in gegossenem Zustand auf. Trotz des vom Hersteller als gut bezeichneten Korrosionsverhaltens treten bei sämtlichen Tests mehr oder weniger starke, interkristalline Korrosionserscheinungen auf.
- Wesentlich bessere Korrosionseigenschaften können bei der ebenfalls gewalzten 2-400 Legierung festgestellt werden. Diese zeigt zwar auch bei allen Tests Korrosionsprodukte, sie sind allerdings nicht so stark ausgeprägt wie bei den anderen Werkstoffen.

Die Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften durch FSP erfolgt am Werkstoff 2-400 und an EN AW 7021. Durch Anwendung dieses Verfahrens soll die Festigkeit gegenüber dem Grundwerkstoff erhöht werden. Diese Zielsetzung wird im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht erreicht. Direkt nach dem FS-Prozess ist die Bruchspannung geringer als bei den unbehandelten Zugproben. Selbst nach zusätzlichen Auslagerungsversuchen über eine Zeitdauer von 5, 10 und 15 min bei einer Temperatur von 130 °C kann anhand

von Härtemessungen keine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften nachgewiesen werden.

# Abstract

Alpla packaging systems is a worldwide operating company which uses aluminium alloys in different conditions for its blow moulds. In the recent past, corrosion has occurred in the cooling systems of these blow moulds at several production sites. The purpose of this master thesis is to compare the corrosion resistance of several aluminium alloys. Furthermore, attempts are made to increase the yield strength of these alloys by friction stir processing (FSP).

The primary objective of this master thesis is the investigation of test samples in order to evaluate the corrosion resistance of different aluminium alloys. A general trend can be recognised in the results of these experiments.

- The 7075 alloy shows the worst corrosion behaviour among the specimens.
- The same corrosion tests are carried out with samples of 7075 in anodized condition. The corrosion behaviour of the material improves significantly. The indications of corrosion are much smaller for the same corrosion test than in as received condition.
- Not as good as estimated is the 7021 wrought alloy in cast condition. Here, the main type of corrosion is intergranular corrosion, which occurs in all samples.
- The 2-400 wrought alloy shows the best corrosion resistance. Corrosion products emerge at every test, but the extent is small compared to the other alloys.

An increase of mechanical properties by friction stir processing cannot be observed. In this test case, only the 7021 and 2-400 alloy are part of the studies. The tensile tests of the friction stirred samples show a lower yield strength when compared to the untreated specimens. Furthermore, after ageing the specimens at a temperature of 130 °C for about 5, 10 and 15 minutes no increase in hardness can be reached.



# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1	Aufgabenstellung . . . . .	1
<b>2</b>	<b>Literaturrecherche</b>	<b>5</b>
2.1	Aluminiumlegierungen . . . . .	5
2.1.1	Legierungskonzepte . . . . .	6
2.1.2	Einfluss der Legierungselemente auf das Werkstoffverhalten . . . . .	7
2.1.3	Festigkeitssteigernde Mechanismen . . . . .	8
2.1.4	Gefüge von Legierungssystemen . . . . .	14
2.1.5	Oberflächenbehandlung von Aluminium . . . . .	17
2.2	Korrosion . . . . .	20
2.2.1	Korrosion von Aluminium . . . . .	20
2.2.2	Potentiostatische Untersuchungen . . . . .	24
2.2.3	Korrosionstruhe . . . . .	30
2.2.4	Chemischer Auslagerungsversuch . . . . .	31
2.3	Friction Stir Processing (FSP) . . . . .	33
2.3.1	Allgemeine Prozessbeschreibung . . . . .	33
2.3.2	Geometrie des Werkzeugs . . . . .	34
2.3.3	Die bearbeitete Zone . . . . .	34
2.3.4	FSP von Aluminiumlegierungen . . . . .	36
2.4	Erfassung von Schadensfällen . . . . .	42
<b>3</b>	<b>Versuchsaufbau &amp; Durchführung</b>	<b>43</b>
3.1	Untersuchte Werkstoffe . . . . .	43
3.1.1	EN AW 7075-T651 . . . . .	44
3.1.2	Alumold 2-400 <sup>®</sup> . . . . .	44
3.1.3	Plancast <sup>®</sup> 7021-T73 . . . . .	45
3.2	Potentiostatische Messungen . . . . .	46
3.2.1	Elektrochemische Untersuchung - Schichtkorrosion . . . . .	47
3.2.2	Elektrochemische Untersuchung - Interkristalline Korrosion . . . . .	48
3.3	Korrosionstruhe . . . . .	51
3.4	Chemischer Auslagerungsversuch . . . . .	53

3.5	Bauteilähnliche Versuche . . . . .	54
3.5.1	Auswahl des Elektrolyts . . . . .	55
3.5.2	Durchführung . . . . .	56
3.6	Friction Stir Processing . . . . .	57
3.6.1	Gewählte Pingeometrie . . . . .	57
3.6.2	Parameterfindung . . . . .	58
<b>4</b>	<b>Ergebnisse</b>	<b>63</b>
4.1	Potentiostatische Versuche . . . . .	63
4.1.1	Am Potentiostat ermittelte Kurven . . . . .	63
4.1.2	Mikroskopische Untersuchungen . . . . .	68
4.2	Korrosionstruhe . . . . .	71
4.2.1	Makroskopische Untersuchungen . . . . .	71
4.2.2	Mikroskopische Untersuchungen . . . . .	73
4.3	Chemischer Auslagerungsversuch . . . . .	75
4.3.1	Makroskopische Betrachtung . . . . .	75
4.3.2	Mikroskopische Betrachtung . . . . .	77
4.3.3	Dokumentierte Messwerte . . . . .	79
4.4	Bauteilähnliche Versuche . . . . .	81
4.4.1	Makroskopische Untersuchungen . . . . .	81
4.4.2	Mikroskopische Untersuchungen . . . . .	81
4.4.3	Messergebnisse . . . . .	83
4.5	FSP-Versuche . . . . .	86
4.5.1	Zugversuche . . . . .	86
4.5.2	Härteprüfungen . . . . .	89
4.5.3	Auslagerungsversuche . . . . .	90
<b>5</b>	<b>Interpretation der Ergebnisse</b>	<b>93</b>
5.1	Potentiostatische Versuche . . . . .	93
5.2	Korrosionstruhe . . . . .	95
5.3	Chemischer Auslagerungsversuch . . . . .	96
5.4	Bauteilähnliche Versuche . . . . .	98
5.5	FSP-Versuche . . . . .	100
5.5.1	Zugversuche . . . . .	100
5.5.2	Härtemessungen . . . . .	100
5.6	Erfassung von Schadensfällen . . . . .	103

<b>6 Zusammenfassung</b>	<b>105</b>
6.1 Potentiostatische Versuche . . . . .	105
6.2 Chemische Versuche . . . . .	106
6.3 Durchflussversuche . . . . .	106
6.4 Friction Stir Processing . . . . .	107
<b>7 Ausblick</b>	<b>109</b>
7.1 Werkstoffe . . . . .	109
7.2 Elektrolyt . . . . .	109
7.3 Erfassung von Schadensfällen . . . . .	110
<b>8 Abbildungsverzeichnis</b>	<b>i</b>
<b>9 Tabellenverzeichnis</b>	<b>v</b>
<b>10 Literaturverzeichnis</b>	<b>vii</b>
<b>Anhang A - Schadensbericht</b>	<b>xiii</b>
<b>Anhang B - Ausgefüllter Schadensbericht</b>	<b>xvii</b>
<b>Anhang C - Bauteilähnliche Versuche</b>	<b>xxiii</b>
<b>Anhang D - Konstruktionszeichnungen</b>	<b>xxv</b>



# Nomenklatur

## Griechische Buchstaben

$\alpha$	Winkel, homogener Mischkristall
$\Delta\varphi$	Zellspannung
$\epsilon$	Zellspannung
$\epsilon_0$	Gleichgewichtspotential
$\Omega$	Ohm
$\sigma$	Leitfähigkeit
$\sigma_0$	Startspannung für Versetzungsbewegung

## Lateinische Buchstaben

etc	et cetera
lt	laut
bzw	beziehungsweise
bzgl	bezüglich
Bsp	Beispiel
TWI	The Welding Institut
NSS	Neutral Salt Spray
AASS	Acetic Acid Salt Spray
CASS	Copper-Accelerated Acid Salt Spray
FSP	Friction Stir Processing - Rührreibprozess
FSW	Friction Stir Welding - Rührreibschweißen
GP	Guinier-Preston
spez	spezifisch

elek	elektrisch
$C$	Celsius
$i_0$	Austauschstromdichte
$i_{corr}$	Korrosionsstrom
$T_{Schmelz}$	Schmelztemperatur
$R_m$	Zugfestigkeit
$R_e$	Streckgrenze
$R_p$	Elastizitätsgrenze
$k_{HP}$	Hall-Petch Konstante
$d_k$	mittlerer Korndurchmesser
OCP	open circuit potential
HV	Vickershärte
n	Drehzahl
f	Vorschubgeschwindigkeit
F	Kraft
R	Widerstand
K	Zellkonstante
BTP	breakthrough potential

### **Sonstige Symbole**

&                      und

# 1 Einleitung

In den vergangenen Jahren sind an einzelnen Produktionsstandorten der Firma Alpa Verpackungstechnik Korrosionsschäden im Bereich der Kühlkanäle von Blaswerkzeugformen aufgetreten, die zum Ausfall der Werkzeuge führten. Im Zuge der Vorlesungsübung „Schadensanalyse“ an der Technischen Universität Graz, konnte im Frühjahr 2014 die Ursache dieser Schadensfälle beschrieben werden [1]. Bei den metallographischen Untersuchungen wurde Schichtkorrosion als eindeutige Korrosionsart nachgewiesen. Die damalige Erklärung war einerseits der verwendete, hochfeste Werkstoff EN AW 7075 im Wärmebehandlungszustand T651 und andererseits die Qualität bzw. die Eigenschaften des Kühlmediums. Lt. der damals verfassten Literaturstudie handelt es sich bei diesem Werkstoff um die anfälligste Aluminiumlegierung in Zusammenhang mit dieser Korrosionsart. Mit den gewonnenen Erkenntnissen entstand die Absicht, Abhilfemaßnahmen im Zuge einer Masterarbeit zu entwickeln, um künftig solche Schadensfälle zu vermeiden. Durch die bereits erwähnten Ursachen sind die Themenschwerpunkte definiert und in zwei Teile gegliedert worden.

## 1.1 Aufgabenstellung

Im theoretischen Abschnitt werden sämtliche Erkenntnisse, welche für die bevorstehenden Aufgaben wichtig erscheinen, durch eine Literaturstudie zusammengetragen. Die Themenschwerpunkte liegen im Bereich Aluminium, Korrosion und Friction Stir Processing. Für die vereinbarten Versuche, auf welche in weiterer Folge eingegangen wird, sind anschließend Fertigungszeichnungen der benötigten Teile und Versuchskörper (Prüfkörper, Zugproben, etc.) zu erstellen. Alpa übernimmt daraufhin die Materialbeschaffung sowie die Herstellung der Versuchskörper.

Folgende Aufzählung soll gleich zu Beginn einen Überblick über die verwendeten Materialien der Korrosionsversuche geben. Auf diese wird in den folgenden Kapiteln immer wieder eingegangen. Die Materialauswahl erfolgt seitens der Firma Alpa.

- EN AW 7075-T651
- EN AW 7075-T651 in eloxiertem Zustand

- Alumold 2-400<sup>®</sup>
- Plancast<sup>®</sup> 7021-T73

Das Korrosionsverhalten und die Korrosionseigenschaften der unterschiedlichen Aluminiumlegierungen, sollen durch diverse Versuche, ermittelt werden. Zur Anwendung kommen dabei:

- Potentiostatische Versuche, um das elektrochemische Verhalten der unterschiedlichen Legierungen zu analysieren.
- Tests mittels Korrosionstruhe, in welcher unter genormten Bedingungen der Korrosionsangriff beschleunigt dargestellt werden kann.
- Durchflussversuche, die dem realen Fall der im Betrieb befindlichen Formen annähernd entsprechen. Das Hauptaugenmerk wird dabei auf den verwendeten Elektrolyten gelegt. Für die Durchführung dieser Aufgabenstellung soll ein Prüfstand konstruiert, gefertigt und in Betrieb genommen werden.

Der nächste, große, praktische Teil dieser Arbeit beschäftigt sich mit dem örtlichen Verändern der mechanischen Eigenschaften von zwei ausgewählten Aluminiumlegierungen mittels Rührreibprozess. Das Ziel der FSP-Versuche soll in diesem Absatz kurz erläutert werden. Der bis dato verwendete Werkstoff EN AW 7075, welcher durch seinen Herstellungsprozess zwar hochfest, aber hinsichtlich der Korrosion schlechter ist als vergleichbare Legierungen mit geringerer Festigkeit, stellt einen wesentlichen Grund für das Versagen der Bauteile dar. Wie bereits erwähnt, treten die Korrosionsschäden nur im Bereich der mechanisch schwach belasteten Kühlkanäle auf. Hohen Belastungen ist der Werkstoff nur im Bereich der Trennebene der Formhälften ausgesetzt. Diese Tatsachen führen zur Überlegung, künftig einen korrosionsbeständigen Werkstoff zu verwenden, welcher in rohem Zustand hinsichtlich seiner Festigkeit nicht mit EN AW 7075-T651 konkurrieren kann, mit Hilfe einer lokalen Gefügeveränderung durch den Rührreibprozess aber sehr wohl an diese Festigkeitswerte gelangen soll. Für diese Versuchsreihe kommen folgende Materialien zum Einsatz:

- Alumold 2-400<sup>®</sup>
- Plancast<sup>®</sup> 7021-T73

Sind sämtliche Versuche abgeschlossen, folgen Zugversuche und Härteprüfungen. Danach wird die Interpretation der gewonnenen Informationen umgesetzt.

Abschließend ist eine „Korrosions-Check-Liste“ zu erarbeiten. Diese stellt sicher, dass bei zukünftig auftretenden Korrosionsschäden die wichtigsten Einflussfaktoren systematisch erfasst und dokumentiert werden.

Um eine bessere Vorstellung einer sogenannten Blaswerkzeugform zu bekommen, ist in Abbildung 1.1 eine fertig montierte Formhälfte zu sehen. Die etwas dunkler erscheinenden Komponenten sind Stahlteile. Der Rest der Form besteht aus EN AW 7075.



Abbildung 1.1: Blaswerkzeug der Firma Alpla Verpackungstechnik



# 2 Literaturrecherche

## 2.1 Aluminiumlegierungen

In diesem Kapitel werden die grundsätzlichen Eigenschaften und Merkmale von Aluminiumlegierungen behandelt. Das Hauptaugenmerk liegt aber auf den festigkeitssteigernden Mechanismen sowie der Gefügeausbildung.

Mit einer weltweiten Produktion von ca. 25 Millionen Tonnen pro Jahr, stellt Aluminium das am meisten erzeugte Nichteisenmetall der Welt dar. Durch seine geringe Dichte bei sehr guten mechanischen Eigenschaften ist Aluminium prädestiniert für unterschiedlichste Anwendungen in der Technik [2, S. 9]. Aluminiumlegierungen werden im Wesentlichen in zwei Gruppen eingeteilt. Es handelt sich hierbei um Knet- sowie Gusslegierungen. Im Unterschied zu Gusslegierungen werden Knetlegierungen nach dem Abgießen durch Umformprozesse (z. Bsp. Walzen) weiter zu Halbzeugen verarbeitet. Eine weitere Möglichkeit ist die Unterteilung in aushärtbare und nicht aushärtbare Legierungen [3, S. 10]. Diese Differenzierung beschreibt die Möglichkeit der Festigkeitssteigerung durch Wärmebehandlung und ist in Kapitel 2.1.3 näher erläutert. Die gängigste Methode für die Kategorisierung von Aluminiumlegierungen ist die Einteilung nach ihrem Legierungskonzept. Diese geben neben dem Hauptlegierungselement auch Informationen darüber, ob es sich um eine Guss- oder Knetlegierung handelt. Zwei Beispiele sollen dies verdeutlichen:

Tabelle 2.1: Einteilung der Legierungskonzepte

<b>EN AW 1xxx</b>	<b>EN AC 1xx.x</b>
EN...Euronorm	EN...Euronorm
AW...Knetlegierung (engl. wrought)	AC...Gusslegierung (engl. cast)
1xxx...Legierungskonzept	1xx.x...Legierungskonzept

## 2.1.1 Legierungskonzepte

### 2.1.1.1 Legierungskonzepte der Knetlegierungen

Aluminiumknetlegierungen sind in neun Hauptgruppen, abhängig von ihrem Hauptlegierungselement, eingeteilt. Zusammengefasst beschreibt Davis [3, S. 10] die Gruppen folgendermaßen:

Tabelle 2.2: Legierungselemente der Legierungskonzepte von Knetwerkstoffen

<b>Bezeichnung</b>	<b>Hauptlegierungselement</b>
1xxx	Reines Aluminium
2xxx	Kupfer
3xxx	Mangan
4xxx	Silizium
5xxx	Magnesium
6xxx	Magnesium und Silizium
7xxx	Zink
8xxx	andere Elemente (z. Bsp. Zinn, Lithium,...)
9xxx	für zukünftige Legierungen

An Stelle der x stehen in der Praxis diverse Zahlenkombinationen, die eine genaue Identifizierbarkeit der Werkstoffe zulassen. Wie in Kapitel 1.1 erwähnt, handelt es sich beim korrodierten Werkstoff der Firma Alpla um einen EN AW 7075, also eine Knetlegierung der 7. Legierungsgruppe. Da die Bezeichnung nach dem Legierungskonzept nur auf das Hauptlegierungselement hinweist, hat es sich in der Praxis bewährt, zusätzlich die wesentlichen Legierungselemente in Klammer anzuführen. Angewendet auf den betroffenen Werkstoff der Firma Alpla lautet dann die Bezeichnung EN AW 7075 (AlZnMgCu).

### 2.1.1.2 Legierungskonzepte der Gusslegierungen

Im Vergleich zu den Knetlegierungen, teilen sich die Legierungsgruppen der Gusslegierungen anders ein [3, S. 11]:

Tabelle 2.3: Legierungselemente der Legierungskonzepte von Gusswerkstoffen

Bezeichnung	Hauptlegierungselement
1xx.x	Reines Aluminium
2xx.x	Kupfer
3xx.x	Silizium mit Kupfer oder Magnesium
4xx.x	Silizium
5xx.x	Magnesium
6xx.x	nicht in Verwendung
7xx.x	Zink
8xx.x	Zinn
9xx.x	nicht in Verwendung

Auch hier werden in der Praxis die x, wie bei den Knetlegierungen beschrieben, durch Zahlen ersetzt.

### 2.1.2 Einfluss der Legierungselemente auf das Werkstoffverhalten

Anhand der Legierungskonzepte wird klar, welche Legierungselemente bei Aluminiumwerkstoffen am häufigsten zur Anwendung kommen. Die unterschiedlichen Einflüsse der Legierungselemente, im Bezug auf reines Aluminium, verdeutlicht der nachstehende Absatz. Vargel [2, S. 26] beschreibt diese folgendermaßen:

**Kupfer:** Verbessert nicht nur die mechanischen, sondern auch Kriech- und Bearbeitungseigenschaften. Durch Kupfer wird allerdings die Korrosionseigenschaft von Aluminium verschlechtert.

**Mangan:** Erhöht ebenfalls die mechanischen Eigenschaften und zeichnet sich zusätzlich durch verbesserte Korrosionseigenschaften aus.

**Magnesium:** Abhängig vom Legierungsgehalt steigert es die mechanischen Eigenschaften. Außerdem verbessert es die Korrosionsbeständigkeit sowie Schweißbeugung von Aluminiumwerkstoffen. Auch Oberflächenbehandlungen lassen sich durch Magnesium leichter durchführen.

**Silizium:** Durch Zugabe von Silizium kann neben der Korrosionsbeständigkeit (wenn kein Kupfer vorhanden ist) auch die Gießbarkeit verbessert werden. Silizium hat allerdings auch Nachteile. So wirken Siliziumpartikel abrasiv bei spanenden Fertigungsverfahren.

**Silizium und Magnesium:** Die Kombination von Silizium und Magnesium ergibt eine Menge an Vorteilen. Sie verbessert die mechanischen Eigenschaften und Extrusionsfähigkeit. Neben den sehr guten Möglichkeiten zur Oberflächenbehandlung bewirken diese Legierungselemente auch eine hervorragende Korrosionsbeständigkeit.

**Zink:** Auch Zink verbessert die mechanischen Eigenschaften sodass die höchsten mechanische Festigkeitswerte aller Aluminiumlegierungen erzielt werden. Diese Legierungen sind schweißbar, solange kein Kupfer zugesetzt wird. Allerdings ist die Korrosionsbeständigkeit dieser Werkstoffe schlecht.

Auf die Heißrissneigung von Schweißgütern aus Aluminium in Folge ihrer Legierungselemente (abhängig vom Legierungsanteil) geht Schulze [4, S. 535] näher ein. So steigern Kupfer, Magnesium und Silizium die Heißrissbildung am meisten. Dieser Einfluss soll in Abbildung 2.1 dargestellt werden.

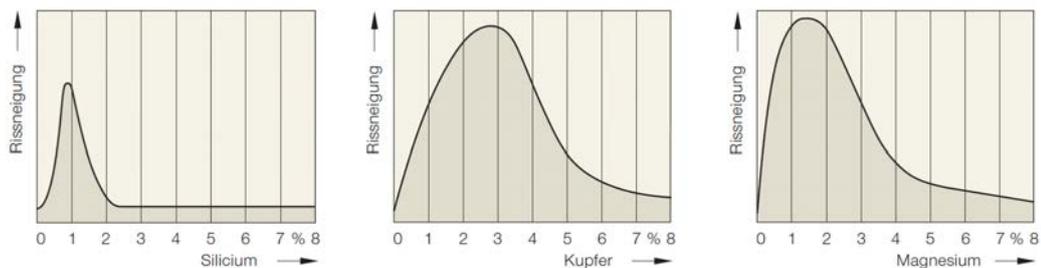


Abbildung 2.1: Heißrissneigung von Aluminium in Abhängigkeit der Legierungselemente [4, S. 535]

### 2.1.3 Festigkeitssteigernde Mechanismen

Die Festigkeit spielt in der Trennebene der Blaswerkzeuge (siehe Abbildung 1.1 auf Seite 3) eine wichtige Rolle. Aus diesem Grund verwendet Alpla den hochfesten Werkstoff EN AW

7075-T651. Im Hinblick auf die Versuche, mittels FSP die Festigkeit zu steigern, müssen die festigkeitssteigernden Mechanismen von Aluminium erklärt werden. Durch die Festigkeitssteigerung des Werkstoffs, wird die Bewegung von Versetzungen im Werkstoff erschwert bzw. verhindert [5]. Für Aluminium sind folgende vier Prinzipien der Festigkeitssteigerung bekannt:

- Kaltverfestigung
- Mischkristallverfestigung
- Ausscheidungshärten
- Feinkornhärtung

Die für die Versuche verwendeten Werkstoffe sind hoch legiert und in ihrem Grundzustand ausscheidungsgehärtet. Der wesentliche Unterschied der Materialien liegt in der Dauer des Warmauslagerungsprozesses und der Legierungszusammensetzung. Deshalb soll einerseits die Mischkristallverfestigung und andererseits das Ausscheidungshärten betrachtet werden. Außerdem ist das Ziel von FSP, die Mechanismen der Feinkornhärtung zu aktivieren und dadurch eine Festigkeitssteigerung zu erzielen.

### 2.1.3.1 Kaltverfestigung

Auf die Festigkeitssteigerung durch Kaltverfestigung wird in dieser Arbeit bewusst verzichtet. Kaltverfestigung spielt weder für diese Arbeit, noch für die Bearbeitung der Aluminiumlegierungen bei Alpha (keine Umformprozesse) eine Rolle.

### 2.1.3.2 Mischkristallverfestigung

In Lösung befindliche Legierungselemente (Fremdatome) im Gitter von Aluminiumwerkstoffen bilden die Grundlage der Mischkristallverfestigung. Durch die unterschiedlichen Atomgrößen der Legierungselemente bzw. des Aluminiums, kommt es zu Verzerrungen innerhalb des Kristallgitters. Diese Verzerrungen verhindern wiederum Versetzungsbewegungen im Werkstoff unter Belastung. Die größte Bedeutung für diese Art der Festigkeitssteigerung hat Magnesium, aber auch Mangan, da diese bezogen auf die Atomgröße, die größte Abweichung zu Aluminiumatomen besitzen [6, S. 82-83].

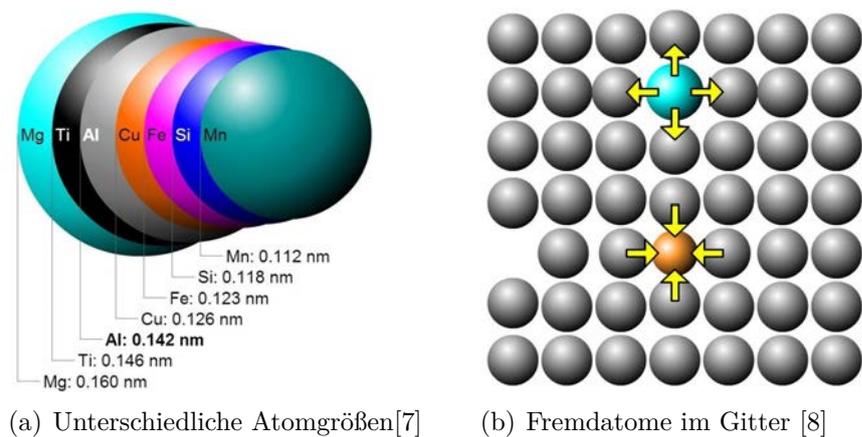


Abbildung 2.2: Prinzip der Mischkristallverfestigung

Abbildung 2.2(a) stellt die unterschiedlichen Größen der Atome dar. In Abbildung 2.2(b) ist der Einfluss kleinerer (orange) und größerer (türkis) Atome im Bezug auf die Größe des Aluminiumatoms auf das Atomgitter dargestellt.

### 2.1.3.3 Ausscheidungshärten

Das Ausscheidungshärten ist ein Verfahren, bei dem Aluminiumlegierungen gezielt einer zeitlich gesteuerten Temperaturbeaufschlagung unterworfen sind. Dadurch kann das Werkstoffverhalten stark beeinflusst werden. Der Ablauf einer Warmausscheidungshärtung ist in Abbildung 2.3 dargestellt.

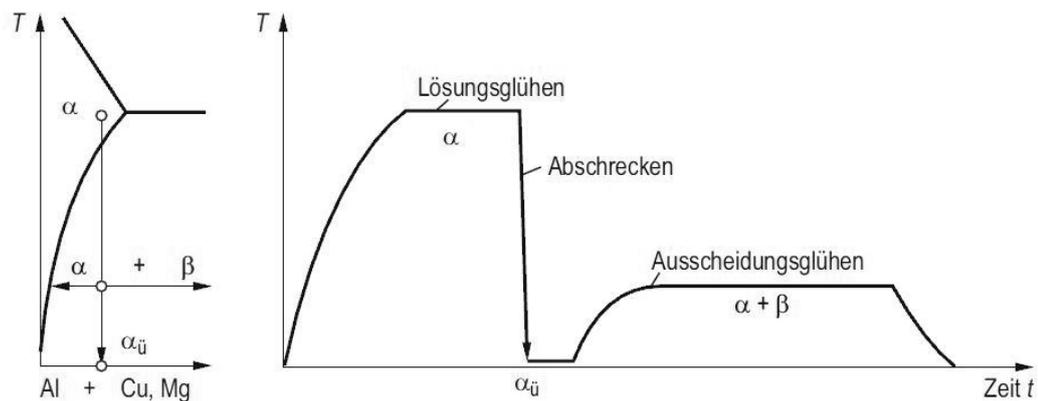


Abbildung 2.3: Temperatur über der Zeit bei der Wärmebehandlung [9, S. 231]

Durch die drei Prozessstufen werden folgende Abläufe lt. [6, S. 90] hervorgerufen:

- **Lösungsglühen:** Der Werkstoff wird solange geglüht, bis seine Legierungselemente

vollständig in Lösung gehen und sich ein homogener Mischkristall bildet. Die Lösungstemperatur liegt bei 7xxx-Legierungen im Bereich von 350 °C bis 500 °C [10, S. 299].

- **Abschrecken:** Durch die rasche Abkühlung haben die Legierungselemente keine Zeit, sich an Korngrenzen anzulagern und der homogene Zustand bleibt beständig. In diesem Zustand spricht man von einer übersättigten Lösung.
- **Ausscheidungsbildung:** Um die Festigkeit zu steigern, werden nun durch gezieltes Glühen (meist in zwei Stufen) bei Temperaturen von ca. 90 °C bis 100 °C (1. Stufe) und 145 °C bis 155 °C (2. Stufe) [10, S. 302-303] Ausscheidungen erzeugt. Aber auch durch einfache Lagerung bei Raumtemperatur (Kaltauslagerung) können feinverteilte Ausscheidungen entstehen. Bei dieser Art von Ausscheidungen spricht man in der Fachliteratur von Sekundärausscheidungen. Wichtig ist hierbei, dass die bereits angesprochene Löslichkeit der Legierungselemente bei der Glüh- bzw. Auslagerungstemperatur nicht mehr, oder in wesentlich geringerem Ausmaß gegeben ist. Ansonsten bilden sich keine Ausscheidungen. Ergänzend sind hier die Primärausscheidungen zu erwähnen. Diese bilden sich im Zuge der Erstarrung des Gusses aus intermetallischen Phasen aus.

Wesentlichen Einfluss auf die erzielbare Festigkeit der Materialien hat die Temperatur und die Dauer der Auslagerung. Welcher Wärmebehandlung der Werkstoff unterzogen wurde, ist durch eine zusätzliche Angabe Tx(xx) hinter der Werkstoffbezeichnung ersichtlich. Ein Auszug aus [11, S. 20] soll einige Beispiele darstellen:

- **T3** lösungsgeglüht, kaltbearbeitet und natürlich gealtert
- **T6** lösungsgeglüht und künstlich gealtert
- **T651** lösungsgeglüht, kontrolliert gestreckt und künstlich gealtert
- **T7** lösungsgeglüht und künstlich überaltert
- **T73** lösungsgeglüht und künstlich vollkommen überaltert zum Erzielen bester Korrosionseigenschaften

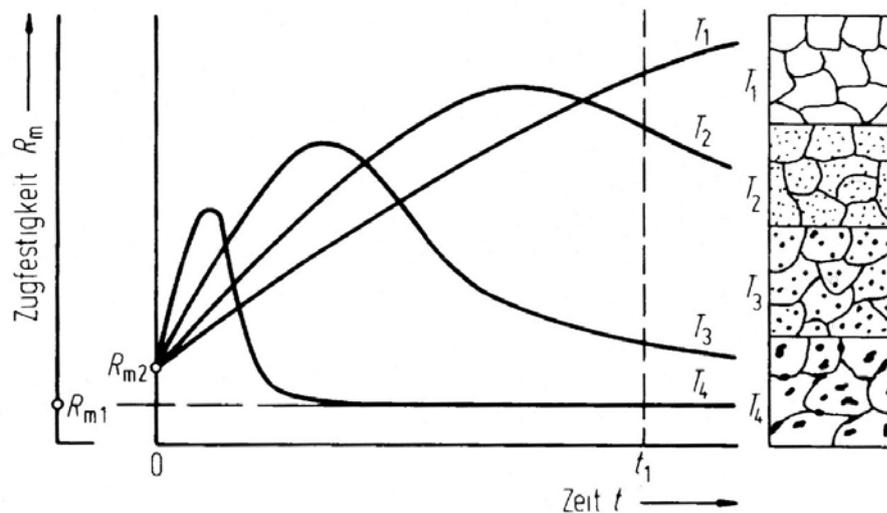
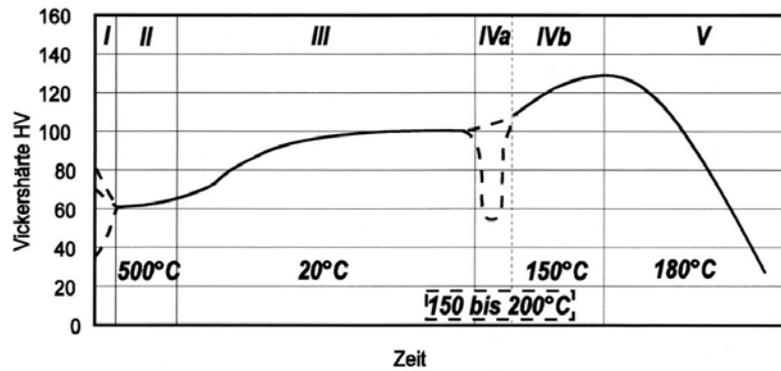


Abbildung 2.4: Verlauf der Festigkeit zufolge Temperatur und Zeit [12]

Die Auswirkung der Temperatur und Auslagerungszeit soll Abbildung 2.4 verdeutlichen. In der ersten Phase steigt die Festigkeit an. Zum Zeitpunkt, ab dem die Festigkeit aufgrund des Glühvorgangs wieder abnimmt, beginnt die Überalterung des Werkstoffs. Bezogen auf die vorherigen Punkte bedeutet eine Wärmebehandlung bis  $T_6$  Festigkeitssteigerung gegenüber dem Grundmaterial, bei einer Wärmebehandlung ab  $T_7$  nimmt die bereits erreichte, maximale Festigkeit wieder ab. Grundsätzlich sei gesagt, dass warmushärtbare Legierungen höhere Festigkeitswerte als nicht wärmebehandelbare Legierungen erzielen [3, S. 13]. Die Dauer der Auslagerung hat nicht nur einen Einfluss auf die Festigkeit, sondern auch auf die Härte des Materials. Diese Tatsache ist nicht weiter verwunderlich, da die Festigkeit und Härte lt. Definition korrelieren [13, S. 334-341].



Aushärtungsverhalten einer Aluminiumlegierung mit ca. 4 % Kupfer.  
 Etappe I: Thermische Vorgeschichte  
 Etappe II: Lösungsglühen und Abschrecken  
 Etappe III: Kaltauslagern (GP I-Zonen)  
 Etappe Iva: Rückbildung bei 150-200°C (Auflösung der GP I-Zonen)  
 Etappe Ivb: Warmauslagern (GP II-Zonen, anschließend  $\theta'$ -Phase)  
 Etappe V: Überhärten ( $\theta$ -Phase)

Abbildung 2.5: Verlauf der Härte zufolge Temperatur und Zeit [12]

In Abbildung 2.5 wird veranschaulicht, wie die Härte des Werkstoffs durch den Prozess gesteigert wird. Es wird aber auch ersichtlich, wie durch Überalterung die Härte rapide unter den Ausgangszustand sinken kann.

Der Grund für die Abnahme der Festigkeit und Härte steht in Zusammenhang mit den größer werdenden Ausscheidungen. Durch Überalterung kann aber im Gegenzug die Korrosionsbeständigkeit wesentlich verbessert werden [14, S. 262].

### 2.1.3.4 Feinkornhärtung

Das Ziel der Feinkornhärtung ist es, ein Material mit feinkörnigem Gefüge zu schaffen. Der Grund für die Festigkeitssteigerung liegt in der Behinderung von Versetzungsbewegungen zufolge der großen Anzahl an Korngrenzen. Wandern Versetzungen entlang einer Gleitebene durch ein Korn, stauen sich diese an den Korngrenzen an (siehe Abbildung 2.6). Da die Kristalle im Kristallgitter naturgemäß unterschiedlich orientiert sind, benötigt die Versetzungsbewegung eine höhere Spannung, um im benachbarten Korn fortzuschreiten.

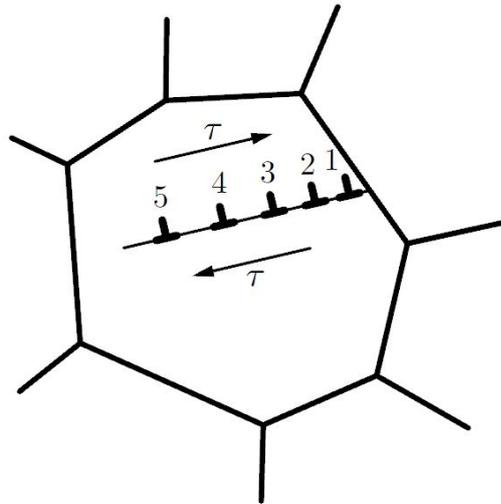


Abbildung 2.6: Ansammlung von Versetzungen an der Korngrenze [15, S. 217]

Mathematisch kann der Zusammenhang zwischen Festigkeit und Größe des Kornes nach der Hall-Petch Gleichung beschrieben werden und lautet wie folgt:

$$R_e = \sigma_0 + k_{HP}/\sqrt{d_k} \quad (2.1)$$

Hierbei stellt  $\sigma_0$  jene Spannung dar, ab welcher sich die Versetzungen entlang der Gleitebenen bewegen.  $k_{HP}$  ist die sogenannte Hall-Petch-Konstante (für reines Aluminium ca.  $68 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  [10, S. 75]) und  $d_0$  der mittlere Durchmesser der Körner. Es ist also zu erkennen, dass mit kleiner werdendem Korn, die Dehngrenze  $R_e$  ansteigt.

#### 2.1.4 Gefüge von Legierungssystemen

Da nun die Versuchsmaterialien und festigkeitssteigernden Mechanismen dargestellt sind ist es wichtig, die vorhandenen Phasen und Gefügeausbildungen, sowohl im Grundmaterial als auch in ausgehärtetem Zustand, zu analysieren. Wie bereits erwähnt, handelt es sich bei allen Materialien um Legierungen der 7xxx-Gruppe. EN AW 7075 T651 hat die Hauptlegierungselemente Zink, Magnesium und Kupfer (AlZnMgCu). Die Alumold<sup>®</sup> 2-400 und Plancast<sup>®</sup> 7021-T73 Legierung zählen zu den Al-Zn-Mg Legierungen. Dementsprechend konzentriert sich die Literaturrecherche auch auf die 7xxx-Gruppe.

### 2.1.4.1 Primärphase

Die Primärphasen bilden sich beim Erstarren der Schmelze aus. Sie setzen sich einerseits aus den beigemengten Legierungselementen und andererseits aus Verunreinigungen in der Schmelze zusammen [6, S. 72]. Zur Veranschaulichung dienen die sogenannten Phasengleichgewichtsdiagramme. Hierbei geht man von einer unendlich langsamen Abkühlung der Schmelze aus, welche sich in vollkommen gelöstem Zustand befindet. Somit können sämtliche Diffusionsprozesse zeitlich gesehen ablaufen und sich intermetallische Verbindungen ausbilden. Als Beispiele solcher, können  $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  und  $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$  dienen [10, S. 95-99]. Die Primärphasen spielen in den Werkstoffen der Firma Alpla eine untergeordnete Rolle, da alle Werkstoffe einer Wärmebehandlung unterzogen werden. Dies leitet auf den folgenden Punkt über.

### 2.1.4.2 Sekundärphase

Erst durch die Wärmebehandlung von Aluminiumlegierungen bilden sich die sogenannten Sekundärphasen, welche in unterschiedlichen Prozessschritten erzeugt und dadurch unterschiedlich benannt werden. Abbildung 2.7 zeigt zwei unterschiedliche Arten von Sekundärausscheidungen.

Die sogenannte Dispersionsphase entsteht bereits beim Lösungsglühen (siehe Abbildung 2.3). Die Eigenschaften dieser Phase liegen in ihrer thermischen Stabilität und der damit verbundenen, minimalen Löslichkeit bei hohen Temperaturen. Dabei wirken sie sich aber nur indirekt auf die Festigkeitssteigerung aus, indem das Kornwachstum im Zuge der Rekristallisation kontrolliert abläuft. Zusätzlich unterscheidet man zwischen kohärenten und inkohärenten Dispersionen. Kohärente wirken sich positiv, inkohärente negativ auf die Abschreckempfindlichkeit aus. Die Begriffe kohärent bzw. inkohärent werden etwas später in diesem Kapitel erläutert [6, S. 88-90].

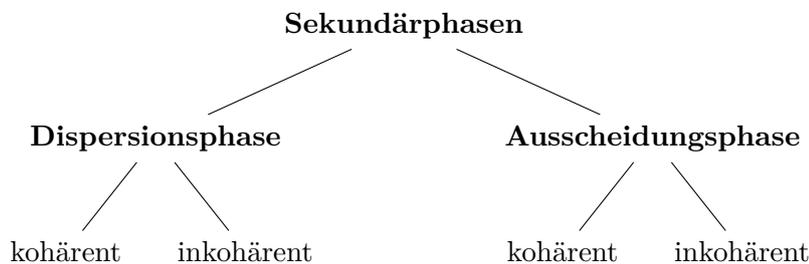


Abbildung 2.7: Mögliche Sekundärphasen

Kommen wir nun zur Ausscheidungsphase. In der Fachsprache spricht man in lösungs-

geglühtem Zustand von der  $\alpha$  Phase. Durch das schnelle Abschrecken selbiger, erhält man wie bereits erwähnt, einen übersättigten Mischkristall (SSSS, super-saturated solid solution). Mittels Ausscheidungsglühen bilden sich, abhängig von den vorhandenen Legierungselementen, unterschiedliche Phasen aus [16, S. 44].

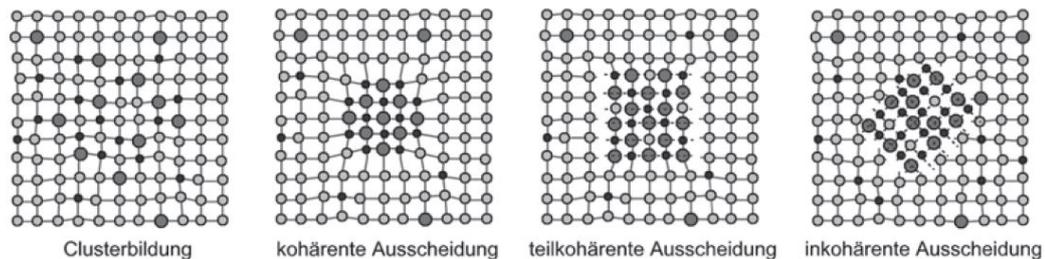


Abbildung 2.8: Schematische Darstellung der Ausscheidungsmechanismen [6, S. 90]

Anhand von Abbildung 2.8 sollen die unterschiedlichen Mechanismen, die beim Ausscheidungshärten vonstatten gehen, lt. [6, S. 102-106] und [17, S. 65] beschrieben werden:

- **Clusterbildung:** Im ersten Stadium bilden sich unregelmäßig angeordnete Ansammlungen von Atomen der Legierungselemente. Diese werden in der Literatur als Cluster bezeichnet. Hierbei ist ergänzend zu erwähnen, dass es sich definitionsgemäß noch um keine Ausscheidungen handelt.
- **Kohärente GP-Zonen (Guinier und Preston):** Aus diesen Clustern entstehen im Zuge der Kaltauslagerung kohärente GP(I)-Zonen bzw. durch Warmauslagerung kohärente GP(II)-Zonen. Durch die höheren Temperaturen streben die GP(I)-Zonen einen stabileren Zustand an und wandeln sich in GP(II)-Zonen um. Von Kohärenz wird dann gesprochen, wenn sich die Kristalle der Ausscheidungen nur geringfügig von der Kristallstruktur des Grundwerkstoffs unterscheiden und somit lückenlos ineinander übergehen.
- **Teilkohärente Ausscheidungen:** Wird die Wärmebehandlung fortgesetzt und somit das Wachstum der Ausscheidungen gefördert, wachsen die GP(II)-Zonen weiter an und bilden mit der Zeit teilkohärente (metastabile) Phasen, auch mit  $\eta'$  gekennzeichnet. Durch die Größe der Ausscheidungen ist eine lückenlose Struktur nicht mehr gegeben.
- **Inkohärente Ausscheidungen:** Mit fortlaufender Dauer der Glühung und immer größer werdenden Ausscheidungen, ist die Kompatibilität des Ausscheidungs- und Grundwerkstoffgitters nicht mehr gegeben. Ab diesem Zeitpunkt spricht man von inkohärenten Ausscheidungen. In der Literatur sind diese mit  $\eta$  beschrieben. In der

Fachsprache bezeichnet man einen solchen Werkstoff als überaltert bzw. überhärtet.

Ergänzend soll darauf hingewiesen werden, dass abhängig von der Legierungszusammensetzung, die höchsten Festigkeitswerte beim Vorliegen der kohärenten GP(II)-Zonen oder der teilkohärenten Ausscheidungen (metastabile Phase) erreichbar sind [6, S. 145-146]. Hierbei handelt es sich meist um  $MgZn_2$ -Partikel, die sich in der  $\alpha$ -Matrix einlagern [18, S. 538].

### 2.1.5 Oberflächenbehandlung von Aluminium

Da im Zuge dieser Arbeit auch EN AW 7075-T651 in eloxiertem Zustand verwendet wird, soll ein kurzer Einblick in die Mechanismen und Möglichkeiten für das Anodisieren, von Aluminium dargestellt werden. Der allgemeine Begriff „Anodisieren“ wird in der Technik für die elektrochemische Herstellung von Schutzschichten an Werkstückoberflächen verwendet. Durch eine anodische Reaktion kommt es zur Oxidation der metallischen Deckfläche und somit zur Ausbildung einer Oxidschicht [19, S. 137 & 205].

#### 2.1.5.1 Prozessbeschreibung

Lt. Ostermann [6, S. 587-598] wird der Ablauf für die Aufbringung der Oxidschicht bei Aluminium in drei Hauptpunkte eingeteilt:

- **Reinigen der Werkstückoberfläche:** Dieser Arbeitsschritt dient der Entfernung sämtlicher Verschmutzungen, die sich auf der Oberfläche befinden. Ebenfalls ist es üblich, die an natürlicher Atmosphäre entstandene Oxidschicht zu beseitigen. Hierbei werden unterschiedliche Reinigungsmittel verwendet, um eine benetzbare Werkstückoberfläche zu erhalten. In der Vergangenheit wurden Lösungsmittelfetter verwendet, welche heute aufgrund besserer Umweltverträglichkeit und besserer Auflösung der Oxidhaut, größtenteils durch wässrige Lösungsmittel ersetzt werden. Dies sind einerseits alkalische Reiniger, basierend auf Natronlauge und andererseits saure Reiniger, auf Basis von Phosphorsäure. Gleich kategorisiert, aber in ihrer Konzentration wesentlich stärker und bei erhöhten Temperaturen eingesetzt, erzielen Beizmittel eine bessere Tiefenwirkung, d. h. es wird mehr Material gleichmäßiger abgetragen [6, S. 580-582].
- **Vorbehandlung (Passivierung):** Bevor der Anodisierungsprozess startet, kommen unterschiedliche Methoden zur Passivierung der frisch gereinigten bzw. gebeizten Oberflächen zur Anwendung. Entweder werden die Oberflächen mit sogenannten Konversionsschichten versehen oder mechanische Vorbehandlungen erfüllen diesen

Zweck [6, S. 582-583].

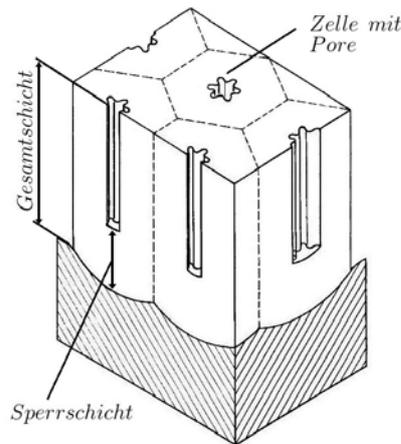


Abbildung 2.9: Schematische Aufbau einer Eloxalschicht [20, S. 859]

- **Beschichten:** In weiterer Folge können Werkstücke aus Aluminium, mit unterschiedlichsten Möglichkeiten der Durchführung und ebenso vielen Elektrolyten, anodisiert werden. Durch die Reaktion des blanken Aluminiums mit dem Elektrolyt entsteht die Oxidschicht. Abhängig von der Dauer des Vorgangs können unterschiedlich dicke Oxidschichten erzeugt werden. Wie in Abbildung 2.9 dargestellt, setzen sich alle anodisch hergestellten Oxidschichten aus zwei Bereichen zusammen. An der Oberfläche des Aluminiums bildet sich eine dünne Sperrschicht aus. Mit zunehmender Dicke der Sperrschicht steigt auch der elektrische Widerstand stark an. Dies führt zu Wechselwirkungen mit dem Elektrolyten und es bildet sich die poröse Deckschicht mit feinen Poren aus. Um die feinen Poren zu schließen, kann man die Oxidschicht nach dem Anodisieren verdichten. Hierzu wird das Bauteil für eine gewisse Zeitdauer in kochendes Wasser gegeben. Dieser Prozessschritt bringt den Vorteil einer noch dichteren, elektrisch widerstandsfähigeren Eloxalschicht. Auch der Prozess des „Hart-anodisierens“ soll nicht unerwähnt bleiben. Mit höheren Anodisierungsstromdichten, speziellen Elektrolyten und geringeren Prozesstemperaturen lassen sich besonders dicke und noch härtere Schutzschichten auf vielen Guss- und Knetlegierungen erzeugen [6, S. 583-586].

Der Beschichtungsprozess an sich, basiert auf dem Prinzip der anodischen Oxidation und ist schematisch in Abbildung 2.10 dargestellt. Die Anode ist das zu anodisierende Werkstück (3). Es befindet sich zusammen mit der Kathode (4) in einem Behälter, das mit dem Elektrolyt (2) befüllt ist. Über die Stromquelle (1) wird der Anodisierungsprozess gestartet. An der Oberfläche des Werkstücks kommt es zur Oxidation, wobei sich Aluminiumoxid aus Aluminium bildet. [21, S. 446], [22, S. 21-22].

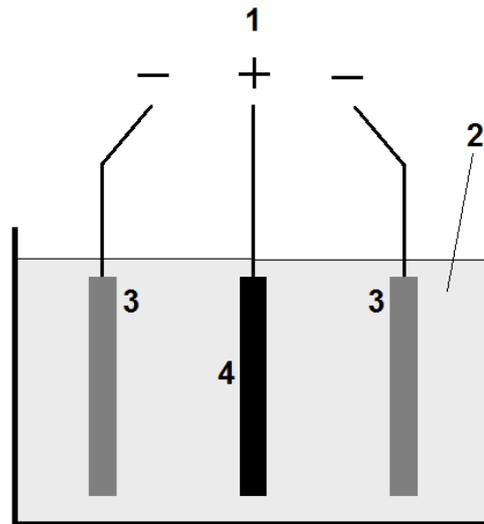


Abbildung 2.10: Schematische Darstellung des Anodisierungsprozess [22, S. 21]

### 2.1.5.2 Eigenschaften der Schutzschicht

Die Vorteile der Oxidschichten liegen klar auf der Hand. Die durch Anodisieren gebildeten Schichten sind wesentlich dicker, als die natürlich gebildete Oxidhaut. Im natürlichen Zustand hat die Oxidhaut eine Dicke von ca.  $0,05 \mu\text{m}$  [23, S. 1235]. Durch herkömmliches Anodisieren werden Schichtdicken von ca.  $25 \mu\text{m}$ , durch Hartanodisieren sind bis zu  $200 \mu\text{m}$  möglich. Mit zunehmender Schichtdicke verbessern sich die schützenden Eigenschaften. So steigen sowohl der spezifische, elektrische Widerstand als auch die Durchschlagsspannung an. Je nach Verfahren sind Härten von bis zu 350 HV bzw. 550 HV erzielbar [6, S. 584-585]. Beim Schweißen stellt sich die dickere Oxidschicht als großer Nachteile dar. Die Oxidschicht muss für eine erfolgreiche Schweißung entfernt werden [24].

## 2.2 Korrosion

### 2.2.1 Korrosion von Aluminium

Der Fachbegriff für die chemische Reaktion metallischer Werkstoffe mit ihrer Umgebung wird Korrosion genannt. Hierbei wird in der Literatur zwischen Korrosionserscheinung und Korrosionsschaden differenziert. Von einem Korrosionsschaden spricht man erst dann, wenn die Korrosionserscheinung das Bauteil seine Funktion nur eingeschränkt, oder gar nicht mehr erfüllen lässt [25, S. 23]. Aluminium ist aufgrund seines negativen Normalpotentials, ein relativ einfach zu oxidierendes Metall. Trotz dieser Tatsache erweist es sich als sehr beständig in oxidierender Umgebung wie beispielsweise Luft. Dies lässt sich auf die sehr dünne Oxidschicht an der Oberfläche zurückführen, welche sich in kürzester Zeit in Luft bzw. Sauerstoff bildet [2, S. 102]. Doch unter gewissen Umständen ist die Beständigkeit nicht mehr gegeben. Diese Ursachen sollen in den zwei folgenden Unterkapiteln erläutert werden. Das Hauptaugenmerk liegt dabei auf den Elektrolyten und den Werkstoffen. Diese sind zufolge der Schadensanalyse [1] die wichtigsten Parameter für die starken Korrosionsvorgänge in den untersuchten Werkzeugen. Auf die chemischen Reaktionen wird in Kapitel 2.2.2 näher eingegangen, da diese erst ab Seite 24 eine grundlegende Voraussetzung für das weitere Verständnis darstellen.

#### 2.2.1.1 Einflussfaktoren im Werkstoff

Die stark korrodierten Bauteile bestehen, wie in Kapitel 1.1 erwähnt, aus EN AW 7075-T651 in gewalztem Zustand. Diese Materialkonfiguration hat etliche Eigenschaften, die für die Korrosionsbeständigkeit eines Werkstoffs nicht förderlich sind.

##### **Legierungselemente:**

Tabelle 3.2 auf Seite 44 zeigt die chemische Zusammensetzung der Legierung. Hierbei ist der recht hohe Kupferanteil mit bis zu 2% auffallend. Kupfer ist zwar der Grund für die sehr hohe Festigkeit dieses Materials [26, S. 100], stellt aber gleichzeitig das schädlichste Legierungselement bezüglich des Korrosionsverhaltens von Aluminium dar [16, S. 73]. Kupfer bildet unlösliche, intermetallische Bestandteile, deren Potentialunterschied zu Aluminiummatrix die Ursache für verstärkten, lokalen Korrosionsangriff sein kann [3, S. 32]. Daher stellen sich Legierungen ohne Kupferanteile als wesentlich beständiger gegen Korrosionsangriff dar. Huppertz beschreibt die Auswirkungen von Kupfer und Zink in Aluminiumlegierungen. Lt. seiner Auffassung bewirkt Zink eine Verengung, das im

$\alpha$ -Mischkristall gelöste Kupfer hingegen eine Erweiterung des Passivbereichs. Aber auch er verweist auf die Problematik der ausgeschiedenen, kupferhaltigen Bestandteile [27, S. 689]. Der positive Einfluss der Legierungselemente Mangan, Magnesium und Silizium wurde bereits in Kapitel 2.1.2 auf Seite 7 & 8 beschrieben.

### **Herstellungsprozess:**

Unterschiede im Herstellungsprozess haben eine Auswirkung auf das Korrosionsverhalten der Legierungen. Gewalztes Material weist die für den Herstellungsprozess typische Walztextur auf, welche parallel zur Walzrichtung liegt. Durch die vorliegenden Walzebenen bzw. den Herstellungsprozess, kommt es gerade bei hochfesten Legierungen zur Ausbildung von intermetallischen Verbindungen und Seigerungszeilen. Diese, im Werkstoff befindlichen Seigerungs- oder Ausscheidungszeilen, stellen gerade an Schnittkanten oftmals die Ursache für Schichtkorrosion, wie sie im korrodierten Bauteil von Alpla aufgetreten ist, dar [28, S. 205], [1, S. 11-13]. Gussmaterialien zeigen hingegen bessere Eigenschaften hinsichtlich deren Korrosionsbeständigkeit. Davis führt dies auf ihre nahezu isotrope Gefügestruktur zurück [3, S. 116].

### **Wärmebehandlung:**

Die unterschiedlichen Möglichkeiten zur Wärmebehandlung dienen der Festigkeitssteigerung, indem sich Ausscheidungen, welche die Versetzungsbewegungen verhindern, bilden (siehe Kapitel 2.1.3). Die verschiedenen Methoden der Wärmebehandlungen haben dabei lt. Literatur maßgeblichen Einfluss auf die Festigkeit und Korrosionseigenschaften von Aluminium. Dabei stellt sich die Zeitdauer der Auslagerung als entscheidende Größe dar. Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit stehen in diesem Zusammenhang jedoch konträr zueinander. So lässt sich mittels T6 Wärmebehandlung zwar die höchste Festigkeit einstellen, die Eigenschaften bezüglich Korrosion sind jedoch bescheiden. Durch sogenanntes Überhärten (T73 oder T76) kann die Korrosionsbeständigkeit, bei mäßiger Abnahme der Festigkeit, hingegen erhöht werden [14, S. 264]. [29, S. 761-762] und [30, S. 2448] beschreiben in ihren Werken den Grund für diese Tatsache und sehen diesen in der Verteilung der Ausscheidungen und in ihrem Potentialunterschied zur Basislegierung. Die Ausscheidungen bei einer T6 Wärmebehandlung liegen sehr fein verteilt vor, sodass sich kontinuierliche „Korrosionspfade“ bilden. Da die T7 Ausscheidungen zwar größer, aber ungleichmäßig verteilt sind, wirken sie sich nicht so stark auf die Korrosion aus.

### 2.2.1.2 Einflussfaktor Elektrolyt

Ostermann erweitert den Begriff Elektrolyt in seinen Werken und schreibt verallgemeinernd von Korrosionsbedingungen. Laut seiner Auffassung sind die wichtigsten Korrosionsbedingungen: „*Art des Korrosionsmediums, z.B. Chloridgehalt, pH-Wert – Sauerstoffgehalt des Korrosionsmediums – Dauer der Einwirkung, Trockenphasen, Temperatur – Bewegung des Korrosionsmediums, Erosion, Kavitation*“ [31, S. 228]

#### Korrosionsmedium:

Wahrscheinlich stellt das Korrosionsmedium bei Alpla einen großen, aber sehr schwer kalkulierbaren Faktor bzgl. Korrosion dar. Der Grund dafür ist einfach zu beschreiben. Da die Werkzeuge weltweit im Einsatz sind und die Kühlsysteme mit dem örtlichen Wasser befüllt werden, ist kein einheitlicher Elektrolyt in den Blaswerkzeugen vorhanden. Der Einfluss des Elektrolyten wird auch dadurch erkennbar, dass die Korrosionsprobleme nur an bestimmten Produktionsstandorten auftreten.

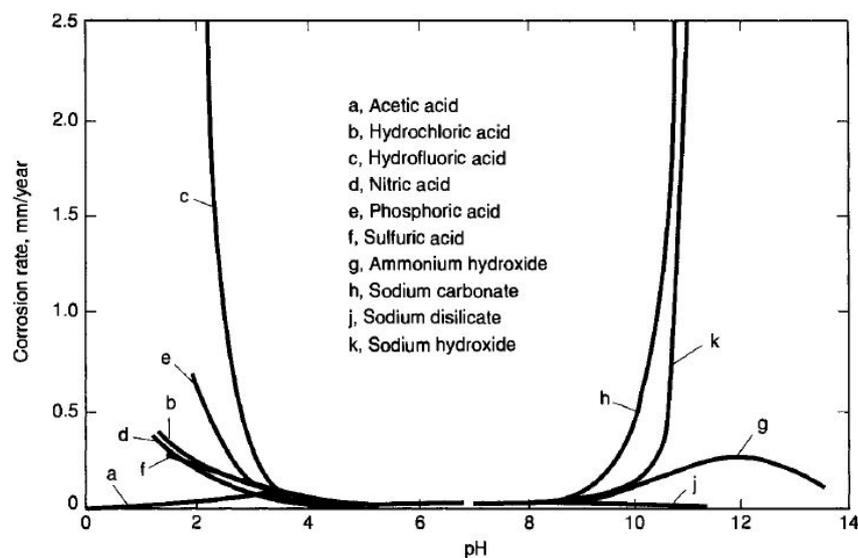


Abbildung 2.11: Korrosionsrate von Aluminium - Abhängig vom pH-Wert des Elektrolyts [3, S. 39]

Ostermann beschreibt die Beständigkeit der Oxidschicht von Aluminium in einem pH-Wertbereich von 4,5 bis 8,5 als sehr gut, verweist jedoch auf die Abweichungen bei einer anodischen Verschiebung des Ruhepotentials, auch Gleichgewichtspotential genannt, beispielsweise durch Gefügebestandteile [6, S. 225-226]. In Kapitel 2.2.2.1 wird der Begriff „Ruhepotential“ detaillierter erklärt. Vargel geht noch präziser auf die Eigenschaften des Elektrolyten ein. So stellen Chloride, Bromide, Iodide und Fluoride aktive Teilnehmer

bei Korrosionsreaktionen, Sulfate, Bicarbonate und Phosphate hingegen passive Elemente dar [2, S. 308]. Für den unter Kapitel 1.1 erwähnten Schadensfall aus Mexiko, liegen diesbezüglich Wasserproben vor.

### **Einwirkzeit, Trockenphase und Temperatur:**

In der Regel wird vom Dauerbetrieb der Formkörper ausgegangen. Das heißt, die Blaswerkzeuge sind über Monate im Einsatz. Unterbrechungen, bei denen das Werkzeug vollkommen entleert wird, kommen nur in Wartungsfällen vor. Bei sonstigen Unterbrechungen verbleiben die Werkzeuge ohne Entfernung des Fluids in der Maschine. Der Rücklauf, also die maximale Temperatur des Kühlmediums, wird lt. Angabe von Alpla auf maximal 20 °C geregelt.

### **Bewegung des Korrosionsmedium:**

Das Fluid wird überwiegend in runden Kühlkanälen mit einem Durchmesser von 5 bis 12 mm gepumpt. Die Geschwindigkeit liegt lt. den CFD-Analysen der Firma Alpla zwischen 3 und 4 m/s. Berechnet man anhand dieser Werte die Reynolds-Zahl, so handelt es sich um eine turbulente Rohrströmung.

## 2.2.2 Potentiostatische Untersuchungen

Bei den potentiostatischen Versuchen handelt es sich um Experimente, welche auf dem Prinzip der elektrochemischen Korrosion basieren. Diese Art der Korrosion wird von Wendler-Kalsch wie folgt beschrieben:

*„Elektrochemische Korrosion: Metallauflösung (Oxidation) bei Einwirkung eines flüssigen Mediums mit elektrolytischer Leitfähigkeit und Reduktion eines Oxidationsmittels unter Ausbildung eines Stromkreises, bestehend aus einem Elektronenstrom im Metall und einem Ionenstrom im Medium. Die Korrosionsgeschwindigkeit ist potentialabhängig.“*

[28, S. 10]

### 2.2.2.1 Grundbegriffe und chemische Mechanismen

Um die Versuche mittels Potentiostat durchzuführen, muss man die chemischen Grundlagen und Reaktionen verstehen. Wir beginnen daher mit der Einfachelektrode im Elektrolyt. Kommt es zum Kontakt eines metallischen Gegenstands (Phase 1) und einer elektrisch leitenden Flüssigkeit (Phase 2) bildet sich eine Potentialdifferenz aus, die als Elektroden-spannung bezeichnet wird. Grundlage für diese Elektroden-spannung ist der Austausch von Elektronen und Ionen. Eine solche Reaktion wird in der Fachsprache als „Durchtrittsreaktion“ bezeichnet [32, S. 1]. Im Zuge der anodischen Auflösung des Metalls, kommt es zur Aufladung der Elektrode und es bildet sich eine elektrolytische Doppelschicht, welche einen weiteren Materialabtrag zum Erliegen bringt [4, S. 66]. Man spricht in diesem Zustand vom sogenannten Gleichgewichtspotential  $E^0$  [33, S. 3-6]. Vargel verdeutlicht eine solche anodische Reaktion (Oxidation) von Aluminium in einem wässrigen Elektrolyten [2, S. 86]:



Weiters beschreibt er die kathodische Reaktion (Reduktion). Es kann einerseits die Reduktion von  $H^+$  Protonen erfolgen:



wobei sich die  $H^+$  Protonen durch Dissoziation des Wassers bilden.



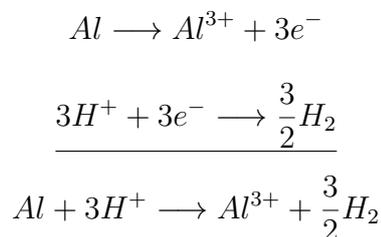
Eine andere Möglichkeit ist die Reduktion des Sauerstoffs im Fluid. Hier sind zwei weitere Unterscheidungen zu treffen. Der pH-Wert bzw. ob das Medium sauer oder basisch ist, spielt eine wesentliche Rolle. In sauren Elektrolyten gelten folgende Reaktionsgleichungen [34, S. 56]:



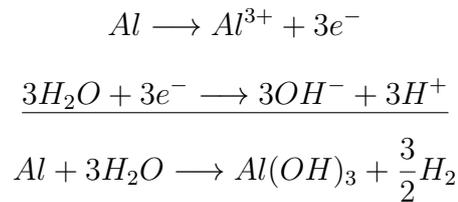
In neutralen und basischen gelten diese Zusammenhänge:



Zusammengefasst ergibt das aus den Formeln 2.2, 2.3 und 2.6 lt. Vargel [2, S. 87]:



bzw.



Dieser Zustand, bei dem die Reaktion makroskopisch zum Erliegen kommt, steht in engem Zusammenhang mit der Austauschstromdichte  $i_0$ . Beim Ruhepotential herrscht kein vollkommener Stillstand, sondern die kathodische Stromdichte  $i_{K,0}$  wird durch eine entgegengesetzte, anodische Stromdichte  $i_{A,0}$  aufgehoben. Somit ergibt sich ein Korrosionsstrom von  $i_{K,0} = 0$ . Lt. Definition handelt es sich bei der Austauschstromdichte um den Betrag, der sich aufhebenden Stromdichten beim Gleichgewichtspotential [32, S. 2-10].

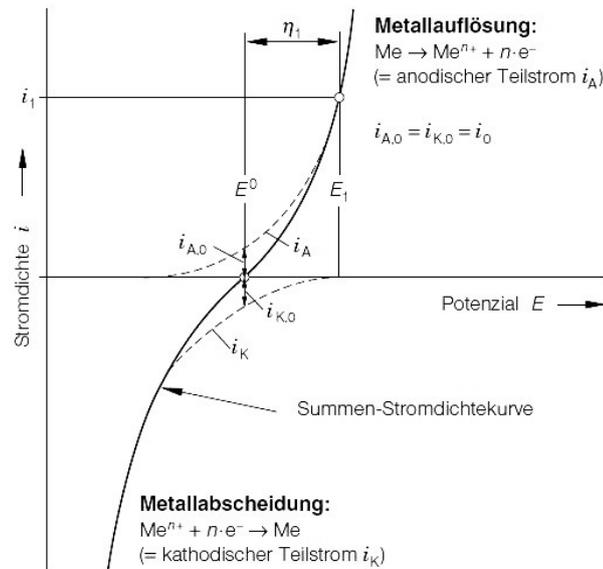


Abbildung 2.12: Stromdichte-Potenzial-Kurve einer anodischen Metallauflösung [4, S. 77]

Mittels Potentiostat, kann das Gleichgewichtspotential gestört werden, indem eine Gleichspannung oder ein Gleichstrom angeschlossen wird. Abhängig von der Änderung des Elektrodenpotentials im Bezug zum Gleichgewichtspotential, kann ein kathodischer bzw. anodischer Strom im Elektrolyt bzw. der Elektrode bewirkt werden. Diese Beeinflussung des Potentials wird in der Literatur als Polarisation bezeichnet. Als Maß der Polarisation wird die Überspannung mathematisch von Schulze wie folgt beschrieben [4, S. 77]:

$$\eta = E - E^0 \quad (2.7)$$

Abbildung 2.12 verdeutlicht, wie sich die Potentialänderung der Elektrode auswirkt. Wird das Potential im Vergleich zum Gleichgewichtspotential erhöht, kommt es zur Metallauflösung, umgekehrt wird die Metallabscheidung angeregt.

Diese Überlegungen sollen nun erweitert werden. Bei den meisten metallischen Werkstoffen handelt es sich aufgrund von Unregelmäßigkeiten (Seigerungen, Ausscheidungen, etc.) um Mischelektroden. Dies hat zur Folge, dass an einer Elektrode nicht nur anodische, sondern auch kathodische Reaktionen stattfinden [4, S. 78]. Abbildung 2.13 zeigt die Stromdichte-Potenzial Kurven der kathodischen sowie anodischen Reaktionen einer Mischelektrode. Die Summe der Stromdichten beider Reaktionen wird in der Summenstromdichte-Potenzial-Kurve dargestellt. Der Punkt, in dem die Stromdichte  $i$  den Wert 0 einnimmt, wird als Korrosionspotential oder Ruhepotential bezeichnet [4, S. 78].

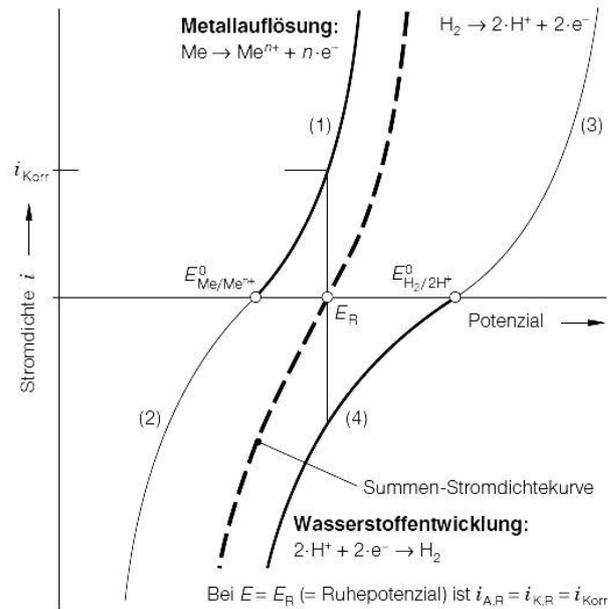


Abbildung 2.13: Stromdichte-Potenzial-Kurven einer metallischen Mischelektrode [4, S. 78]

Auch bei metallischen Mischelektroden kann mittels Potentiostat eine Beeinflussung der Reaktionen realisiert und unterschiedliche Informationen gewonnen werden.

### 2.2.2.2 Allgemeiner Versuchsaufbau

Bei potentiostatischen Versuchen werden zwei unterschiedliche Metalle in Form der Arbeitselektrode und Gegenelektrode in den ionenleitenden Elektrolyt eingebracht. Bei der Arbeitselektrode handelt es sich um den zu untersuchenden Körper, der im Vergleich zur Gegenelektrode unedler ist. Anschließend werden beide über den Potentiostat miteinander verbunden. In diesem Zustand, stellt sich ohne Beeinflussung durch den Potentiostaten (d. h. keine Polarisation) das freie Korrosionspotential ein [28, S. 13]. Bis sich das freie Korrosionspotential einstellt, spielen sich auf Grund des unedleren Zustands die anodischen Reaktionen an der Arbeitselektrode, die kathodischen Reaktionen an der Gegenelektrode ab [6, S. 254]. Um die Zellspannung  $\epsilon$  zu erfassen, benötigt man die sogenannte Referenz- oder Bezugselektrode. Die mit einem sehr geringen Strom belastete Referenzelektrode ist ebenfalls mit dem Potentiostaten verbunden und dient als Bezugspunkt für die Messungen.[32, S. 284] Als Referenzelektrode kann beispielsweise die Normalwasserstoffelektrode dienen. Diese hat lt. Konvention ein Potential von  $\epsilon_h = 0$  und ist auf die Forschungen von Nernst zurückzuführen [32, S. 4]. Die Aufgabe des Potentiostaten ist es nun, das freie Korrosionspotential zu stören und dabei das Verhalten des Werkstoffs zu analysieren.

### 2.2.2.3 Allgemeine Versuchsdurchführung

Wie unter Punkt 2.2.2.1 beschrieben, werden mittels Potentiostat die chemischen Reaktionen durch Beaufschlagung mittels Gleichstrom oder Gleichspannung beeinflusst. Man spricht in diesem Fall von:

- potentiostatischen / potentiodynamischen Versuchen
- galvanostatischen / galvanodynamischen Versuchen

Betrachten wir diese Punkte nun genauer. Wird der Versuch mittels geregelter Spannung  $U$  und sich einstellendem Strom  $I$  durchgeführt, spricht man von einem Versuch mittels Potentiometer. Mit einem Galvanometer wird der Strom  $I$  geregelt und die sich einstellende Spannung  $U$  gemessen [35, S. 62-63]. Die Information über statisch oder dynamisch gibt Auskunft darüber, wie die Spannung bzw. der Strom geregelt wird. D. h. bei statischen Versuchen wird die Regelgröße konstant gehalten oder nur schrittweise erhöht (potentiostatischer Halteversuch), bei dynamischen hingegen kontinuierlich geändert. Da die elektrochemischen Mechanismen unter Umständen durch die Zeit beeinflussbar sind, sind die Parameter für dynamische aber auch potentiostatische Halteversuche sorgfältig zu wählen und bei der Interpretation der Ergebnisse zu berücksichtigen [36, S. 8].

Die weitere Betrachtung geht von einem potentiostatischen Halteversuch aus. Hier wird eine gewisse Spannung am Potentiostaten eingestellt. Diese wird dann schrittweise in gewählten Zeitabständen erhöht. Für jeden Spannungswert  $U$  ergibt sich ein gemessener Strom  $I$ . Bezieht sich der Strom  $I$  auf die Fläche der Versuchselektrode kann in weiterer Folge die Stromdichte-Spannungskurve (Abbildung 2.13) abgebildet werden. Der Bezug auf die Probenoberfläche ist insofern sinnvoll, da somit Ergebnisse von Proben unterschiedlicher Fläche miteinander vergleichbar sind.

Prinzipiell unterscheidet man zwischen passivierbaren und nicht passivierbaren Metallen. Da Aluminium von Natur aus mit einer Passivschicht bedeckt ist, welche als Widerstand gegen anodische und kathodische Reaktionen gesehen werden kann, verhält es sich erwartungsgemäß anders als beispielsweise Stahl [37, S. 178]. Es stellt sich nun die Frage, wie Aluminium auf die Spannungsbeaufschlagung reagiert und was sich durch die Versuche ermitteln lässt.

### 2.2.2.4 Kennwerte aus den potentiostatischen Versuchen

Bei der Polarisation mit dem Potentiostaten können unterschiedliche Erkenntnisse gewonnen werden. Beispielsweise geben die bereits dargestellten Stromdichte-Potential-Kurven einen Aufschluss darüber, wie stabil ein Werkstoff im Elektrolyt ist. Anders formuliert bedeutet dies, dass mittels Strom-Spannungskurve die Bereiche erkannt werden, in denen sich ein Material aktiv, passiv oder transpassiv verhält. Der markanteste Kennwert ist hierbei das Durchbruchpotential  $U_D$ . Bei diesem Potential startet der transpassive Bereich und Lochkorrosion tritt ein.

### 2.2.2.5 Elektrolyt für potentiostatische Versuche

Bei konstanter Temperatur handelt es sich bei den meisten Elektrolyten um ohmsche Fluide, welche der Gesetzmäßigkeit

$$U = R \cdot I \quad (2.8)$$

gehörchen. Für die unterschiedlichen Arten der Korrosionsuntersuchungen gibt es eine Vielzahl an Normen, die den Ablauf der Durchführung und die Auswertung beschreiben. Eine sehr wichtige Information im Hinblick auf die potentiostatischen Versuche ist die Auskunft über den Elektrolyten. Für die elektrochemischen Korrosionsversuche werden, abhängig vom Untersuchungsziel, unterschiedliche Elektrolyte verwendet. Es stellt sich also in erster Linie immer die Frage, mit welchem Elektrolyt welche Korrosionserscheinung provoziert werden kann. Wie eingangs erwähnt, versagte das Bauteil der Firma Alpla aufgrund von Schichtkorrosion. Auch haben die mikroskopischen Untersuchungen Ansätze von interkristalliner Korrosion gezeigt. Es ist daher naheliegend, die unterschiedlichen Werkstoffe anhand dieser Korrosionsarten miteinander zu vergleichen. Hierfür erweisen sich im Zuge der Literaturrecherche zwei Elektrolyte als interessant:

- Elektrolyt für die chemische Untersuchung von Schichtkorrosion lt. ASTM G34 „Standard Test Method for Exfoliation Corrosion Susceptibility in 2XXX and 7XXX Series Aluminum Alloys“
- Elektrolyt für die elektrochemische Untersuchung von Aluminiumlegierungen bzgl. interkristalliner Korrosion lt. DIN EN ISO 11846:2008 „Korrosion von Metallen und Legierungen - Bestimmung der Beständigkeit von lösungsgeglühten Aluminiumlegierungen gegen interkristalline Korrosion“

Inwiefern der ASTM G34 Elektrolyt für potentiostatische Versuche geeignet ist, werden die Versuche zeigen. Bist dato liegen keine vergleichbaren Erfahrungen von elektrochemischen

Versuchen mit diesem Elektrolyt in der Literatur vor. Sollten die Tests mit dem sehr aggressiven Elektrolyten keine zielführenden Ergebnisse liefern, wird das Hauptaugenmerk auf die Untersuchung von interkristalliner Korrosion gelegt, und nach DIN EN ISO 11846:2008 vorgegangen.

Genaue Hinweise bzgl. dem weiteren Vorgehen und der verwendeten Elektrolyte sind in Kapitel 3.2 ab Seite 3.2.1 erwähnt.

### 2.2.3 Korrosionstruhe

Für die beschleunigte Untersuchung der in der Einleitung erwähnten Materialien, finden Tests in künstlicher Atmosphäre (Sprühnebel) statt. Grundlage und richtungswisende Literatur für diese Versuche ist die Norm EN ISO 9227:2006 „Korrosionsprüfung in künstlichen Atmosphären“ [38]. Die Norm beschreibt den Zweck dieser Versuche als Vergleich von unterschiedlichen Materialien und Beschichtungen. Sie spiegelt aber nicht die tatsächliche Korrosionsbeständigkeit von Materialien wieder [38, S. 4]. Zur Durchführung dieser Versuche können unterschiedliche Elektrolyte zum Einsatz kommen. In der Literatur sind drei typische Lösungen und ihre Anwendungsbereiche beschrieben [38, S. 5], [39, S. 249-251].

- **NSS:** für sämtliche metallische Werkstoffe
- **AASS:** dekorative Überzüge und anodische Schichten (zum Bsp. auf Aluminium)
- **CASS:** dekorative Überzüge und anodische Schichten (zum Bsp. auf Aluminium)

Des Weiteren wird der genaue Ablauf für die Zusammensetzung und Herstellung der Elektrolyten sowie der Ablauf der Prüfversuche dargestellt:

Bei der neutralen Salzsprühnebelprüfung verwendet man als Elektrolyt eine Natriumchloridlösung. Die Herstellung dieser Lösung kann mittels destilliertem oder deionisiertem Wasser erfolgen. Die Leitfähigkeit des Wassers darf maximal  $20 \mu\text{S}/\text{cm}$  betragen. Ist diese Anforderung erfüllt, wird  $50 \pm 5 \text{ g/l}$  Natriumchlorid im Wasser gelöst. Der pH-Wert der Lösung sollte in einem Bereich von 6.5 bis 7.2 liegen. Ist der pH-Wert außerhalb dieses Bereichs, darf er mittels Natriumhydroxid (NaOH) oder Salzsäure (HCl) so angepasst werden, dass diese Bedingung erfüllt ist [38, S. 6].

Die Prüfkörper müssen sich in einem Winkel von  $20 \pm 5^\circ$  zur vertikalen befinden und dürfen nur von nichtleitenden Materialien gehalten werden [38, S. 14].

Während der Versuchsdurchführung muss ein Messzylinder zur Messung des Niederschlags in der Korrosionskammer aufgestellt werden. Die Kontrolle der Prüfkörper hat nach 2 h, 6 h, 24 h, 48 h, 96 h, 168 h, 240 h, 480 h, 720 h und 1000 h zu erfolgen.

Bei der Kontrolle wird einerseits die Menge des Niederschlags kontrolliert, welche in einem Bereich von  $1 \pm 0,5$  ml [38, S. 14-15] liegen muss. Des Weiteren sind makroskopische Aufnahmen zu erstellen, die den Korrosionsfortschritt dokumentieren [38, S. 16].

Nach Abschluss der Versuche sind die Proben für 0,5 bis 1 h trocken zu lassen und erst anschließend abzuspülen [38, S. 15].

Auf, die genauen Schritte und die Versuchsdurchführung soll in Kapitel 3.3 eingegangen werden.

### 2.2.4 Chemischer Auslagerungsversuch

Eine weitere Möglichkeit, Werkstoffe auf ihr Korrosionsverhalten zu untersuchen, sind chemische Auslagerungsversuche. Die Norm DIN 50905 beispielsweise, beschreibt den Zweck und die Durchführung solcher Versuche. Es handelt sich hierbei um Korrosionsversuche, bei denen der Prüfkörper ohne mechanische Belastung und in gleichbleibender Lage, dem Medium ausgesetzt ist. Sie geben einerseits Auskunft über das Korrosionsverhalten von Materialien in korrosiven Medien und dienen andererseits dem Vergleich von Werkstoffen.[40, S.1]

Die ASTM G34 stellt eine Norm, für solch eine chemische Untersuchung - speziell für Schichtkorrosion - zur Verfügung. Der Elektrolyt soll Schichtkorrosion an 7xxx-Legierungen provozieren. Nach dem Herstellen des Elektrolyts, legt man den Versuchskörper darin ein und kontrolliert zu fix vorgegebenen Zeitpunkten die Prüfkörper.

Die Kontrollen finden nach 5 h, 24 h und 48 h statt. Bei den Kontrollen sind makroskopische Aufnahmen zu erstellen und der pH-Wert des Elektrolyts sowie Massenverlust der Prüfkörper zu bestimmen. Die Menge an Elektrolyt für den Versuch richtet sich nach der Probenoberfläche und soll zwischen 10 und 30 ml/cm<sup>2</sup> betragen [41, S. 125-130].

Der Elektrolyt, setzt sich folgendermaßen zusammen [41, S. 126], [34, S. 573-574]:

- 234 g Salz (NaCl)
- 50 g Kaliumnitrat (KNO<sub>3</sub>)
- 6,3 ml 70%-ige Salpetersäure (HNO<sub>3</sub>)

- auf 1 l deionisiertes Wasser

Der pH-Wert sollte sich bei ca. 0,4 einstellen.

## 2.3 Friction Stir Processing (FSP)

### 2.3.1 Allgemeine Prozessbeschreibung

Im Jahre 1991 wurde von TWI in Cambridge das FSW-Verfahren zum Verschweißen von hochfesten Aluminiumlegierungen entwickelt und in weiterer Folge patentiert [42]. Im Zuge der Forschungsarbeiten wurden sehr gute mechanische Eigenschaften der Schweißnähte festgestellt, die teilweise die mechanischen Kennwerte des Grundwerkstoffs übertroffen haben [43, S. 74]. Aus diesen Erkenntnissen entstand das FSP-Verfahren mit der Absicht, Werkstoffe durch die selben Mechanismen gezielt in ihrer mechanischen Güte positiv zu verändern. Beim Rührreibprozess steht also nicht des Verschweißen von Füge­teilen im Vordergrund, sondern die lokale Gefügeveränderung.

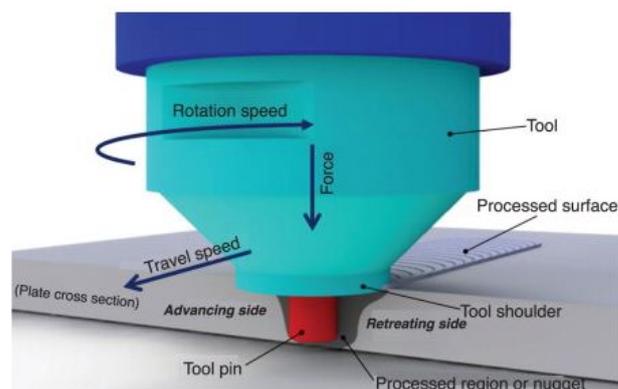


Abbildung 2.14: Prinzipieller Aufbau des FS-Prozesses [43, S.75]

Abbildung 2.14 zeigt den prinzipiellen Ablauf von FSP. Das rotierende Werkzeug wird so tief in das Werkstück gedrückt, bis der sogenannte Pin sich vollständig im Werkstück befindet, und die Schulter an der Werkstückoberfläche aufliegt. Während das Werkzeug rotiert, fährt das Werkstück die gewünschte Bahn ab. Durch die rotatorische Bewegung wird hauptsächlich mittels Schulter, aber auch durch den Pin, der Wärmeeintrag realisiert [44, S. 981]. Dabei spielt die Größe des meist zylindrischen Pins und der konkaven Schulter die größte Rolle. Die Hauptaufgabe des Pins besteht darin, das plastifizierte Material zu bewegen und zu verrühren. Die konstruktive Gestaltung des Pins hat wesentlichen Einfluss auf die Gefügestruktur der bearbeiteten Zone [45, S. 3]. Zu beachten ist der entstehende Krater am Ende des Bearbeitungsprozesses. An- und Auslaufzonen oder Bereiche, die im Laufe des Bearbeitungsvorgangs am Werkstück entfernt werden, sind zu berücksichtigen und einzuplanen. Zusammengefasst kann gesagt werden, dass das Werkzeug die folgenden

drei Hauptaufgaben

- Wärmezufuhr
- Materialbewegung und
- Beherrschung des plastifizierten Materials unter der Schulter

sicherzustellen hat [46, S. 1].

Neben der Geometrie des Werkzeugs spielen auch die Prozessparameter eine sehr wichtige Rolle. Besonders die Drehzahl  $n$  und die translatorische Geschwindigkeit  $f$  sind hierbei zu erwähnen. Allgemein kann gesagt werden, dass mit steigender Drehzahl sowohl der Wärmeeintrag als auch die Materialbewegung stark zunehmen [45, S. 7]. Weiters sind die Anpresskraft  $F$  sowie der Anstellwinkel des Werkzeugs zu berücksichtigen.

### 2.3.2 Geometrie des Werkzeugs

Wie bereits erwähnt, spielt die Geometrie des Werkzeugs und insbesondere die des Pins, eine wesentliche Rolle. Darum wurden schon in den Anfängen der FSW-Entwicklung verschiedene Werkzeugformen erarbeitet. Abbildung 2.15 veranschaulicht lediglich einen kleinen Auszug aus der Vielzahl an Möglichkeiten, wie die Pingeometrie gestaltet werden kann.

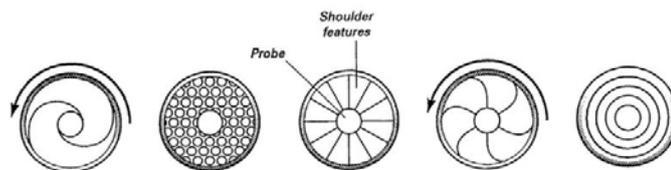


Abbildung 2.15: Unterschiedliche Pingeometrie für FSP-Werkzeuge [47, S. 213]

Die Auswahl der Pingeometrie für die FSP-Versuche dieser Arbeit ist in Kapitel 3.6.1 beschrieben.

### 2.3.3 Die bearbeitete Zone

Allgemein kann die bearbeitete Zone in drei Bereiche mit unterschiedlichen Eigenschaften eingeteilt werden.

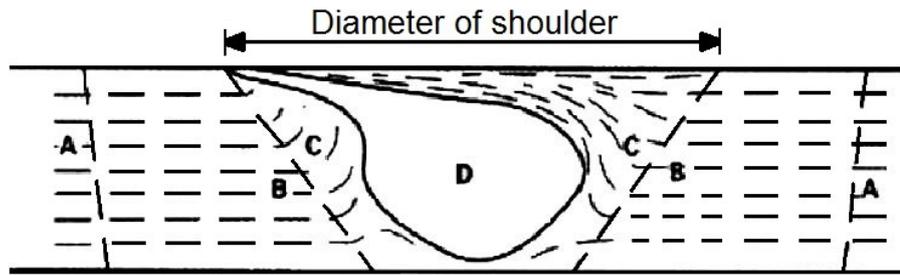


Abbildung 2.16: Die drei typischen Bereiche durch FSP-Behandlung [44, S. 982]

Abbildung 2.16 soll die vier typischen Bereiche visualisieren. Es handelt sich hierbei um das Grundmaterial (A), die Wärmeeinflusszone (B) sowie die thermomechanisch beeinflusste Zone (C). Typisch für FSW wie auch FSP ist das im Zentrum ausgebildete Nugget (D).

### **Stir Zone (Nugget Zone)**

Der am stärksten beeinflusste Bereich ist die sogenannte Stir Zone. Die Veränderungen des Gefüges resultieren aus der Reibungswärme und plastischen Verformung. Der vollkommen rekristallisierte Bereich der SZ wird in der Fachsprache als Nugget benannt und zeichnet sich durch sein feines Korn aus [48, S. 95]. Bei ausscheidungsgehärteten Legierungen werden durch den FS-Prozess lt. [18, S. 538] die Ausscheidungspartikel aufgelöst, und in noch feinerer Form neu gebildet.

### **Thermomechanisch beeinflusste Zone (TMAZ)**

Ähnlich verhält sich die thermomechanisch beeinflusste Zone. Auch hier hat die, durch Reibung eingebrachte Wärme, sowie die plastische Verformung, einen nachhaltigen Einfluss auf das Gefüge. Der Einfluss beider Parameter ist jedoch nicht ausreichend, um eine Rekristallisation des Werkstoffes zu erreichen [48, S. 95][49, S. 1956]. Charakteristisch für diese Zone sind starke Verzerrungen, die längliche und gleichgerichtete Körner hervorrufen. Begründet wird dies in der Literatur durch die rotatorische Bewegung des Werkzeugs [50, S. 350].

### **Wärmeeinflusszone (HAZ)**

Anders verhält es sich im Bereich der Wärmeeinflusszone. Hier erfährt der Werkstoff durch FSP nur einen Temperaturzyklus. Die mechanischen Kräfte haben allerdings keinen Einfluss mehr [51, S. 421].

## Grundmaterial

Das Grundmaterial wird durch den FS-Prozess in keinerlei Hinsicht beeinflusst. Weder die eingebrachte Wärme, noch die plastischen Verformungen im Werkstück haben Auswirkungen auf diesen Bereich des Werkstücks [48, S. 95].

## Unsymmetrische Gestalt

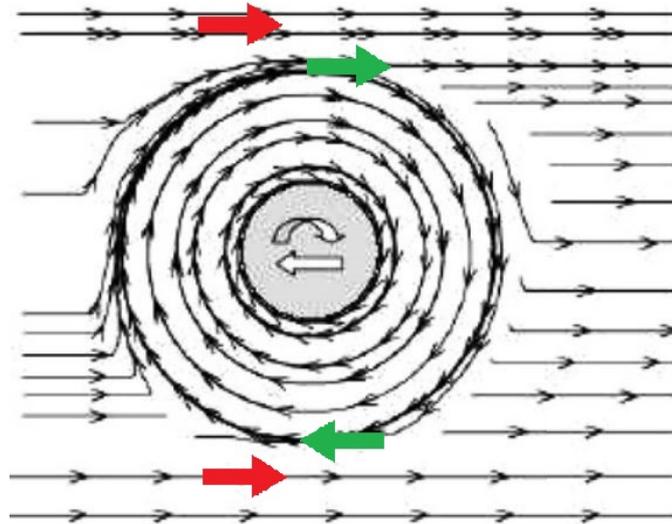


Abbildung 2.17: Bewegungsrichtung Werkstück und Werkzeug [44, S. 989]

Die unsymmetrische Gestalt wird durch die unterschiedlichen Bewegungsrichtungen von Werkzeug bzw. Werkstück hervorgerufen. So bewegt sich zufolge der Rotationsbewegung das Werkstück auf der einen Seite in die gleiche (Advancing side), auf der anderen Seite genau in die entgegengesetzte Richtung des Werkzeugs (Retreating side). Verdeutlicht wird dies durch die roten bzw. grünen Pfeile in Abbildung 2.17).

### 2.3.4 FSP von Aluminiumlegierungen

Zum Thema Aluminium und FSP wurden in der Vergangenheit zahlreiche Untersuchungen durchgeführt. In diesem Kapitel sollen die wesentlichen Erkenntnisse zusammengefasst und erläutert werden. Da für die Diplomarbeit die Werkstoffe Alumold<sup>®</sup> 2-400 und Plancast<sup>®</sup> 7021-T73 verwendet werden, soll sich die Literaturrecherche im Wesentlichen auf Erfahrungen im Bereich von 7xxx-Legierungen konzentrieren.

### 2.3.4.1 Veränderungen in Knetlegierungen

Die ursprüngliche Idee, Werkstoffe mittels FSP zu bearbeiten begründet sich in der Absicht, die Korngröße in der bearbeiteten Zone zu verfeinern [52, S. 110]. Abbildung 2.18 zeigt den Querschliff einer FSP-Probe. Beim Werkstoff handelt es sich um eine 7075-T651 Legierung. Deutlich zu erkennen ist der beeinflusste Bereich (TMAZ) in der Mitte und das danebenliegende, unbeeinflusste Grundmaterial.

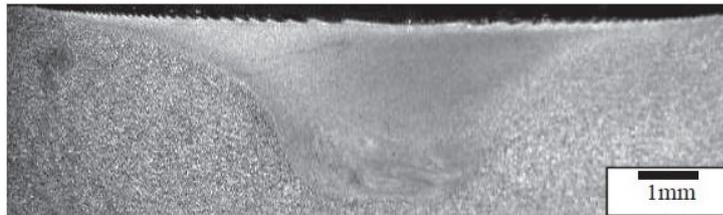


Abbildung 2.18: FSP an einer 7075-T651 Legierung [52, S. 113]

Anhand der folgenden Darstellungen wird die Veränderung im Werkstoff deutlich sichtbar. Abbildung 2.19 (a) stellt Grundmaterial in den nicht beeinflussten Bereichen dar. Zu erkennen sind die für Walzprodukte typischen, langgezogenen Körner. Abbildung (b) zeigt das vollkommen umstrukturierte und verfeinerte Gefüge durch den FS-Prozess.

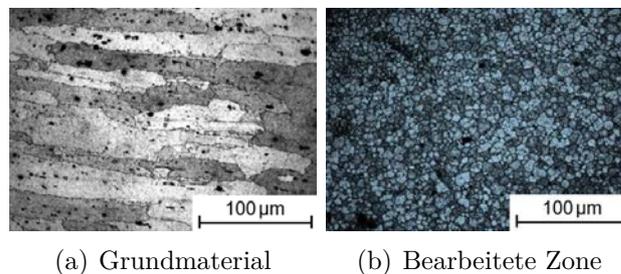


Abbildung 2.19: Mikroskopische Darstellung nach FSP [53, S. 138]

Es stellt sich nun die Frage, welchen Einfluss eine derartige Gefügeveränderung auf das mechanische Verhalten des Werkstoffs hat. Versuche haben gezeigt, wie sich die mechanischen Eigenschaften verändern. Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abbildung 2.20 soll dies veranschaulichen.

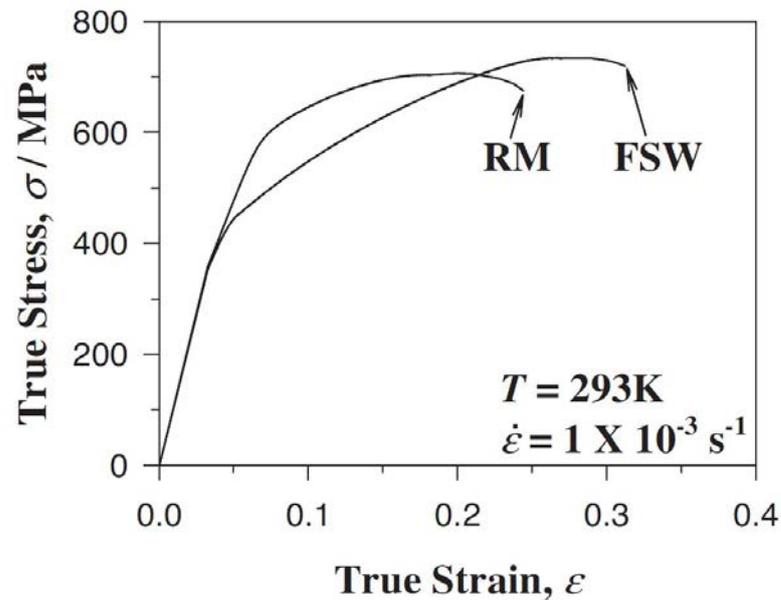


Abbildung 2.20: EN AW 7075-T6 mit und ohne FS-Bearbeitung [54, S. 2505]

Lt. [54, S. 2505] sinkt die Dehngrenze  $R_e$  des bearbeiteten Materials im Vergleich zum Grundmaterial (RM - received metal) um ca. 150 MPa, im Gegenzug erhöht sich allerdings die Zugfestigkeit  $R_m$ . Auch die Duktilität wird gesteigert. Im Verhältnis zum Grundmaterial erlaubt die Zugprobe nach FSP eine 10 % höhere Bruchdehnung. Mahoney [49, S. 1961] erhält in seinen Versuchen, mit dem lt. Norm gleichen Material, andere Ergebnisse. Dort nimmt sowohl die Zugfestigkeit als auch die Streckgrenze des bearbeiteten Materials im Vgl. zum unbearbeiteten Material ab. Dies lässt sich mitunter durch Streuungen der mechanischen Eigenschaften der Materialien und/oder unterschiedlichen Prozessparametern begründen. Ein anderer Aspekt könnten die Wärmebehandlungszustände der Grundmaterialien sein. Goloborodko verwendet einen EN AW 7075 mit der Wärmebehandlung T6, Mahoney hingegen T651. Es wird daher interessant sein, die Ergebnisse aus Kapitel 4.5 mit den Beispielen aus der Literatur zu vergleichen.

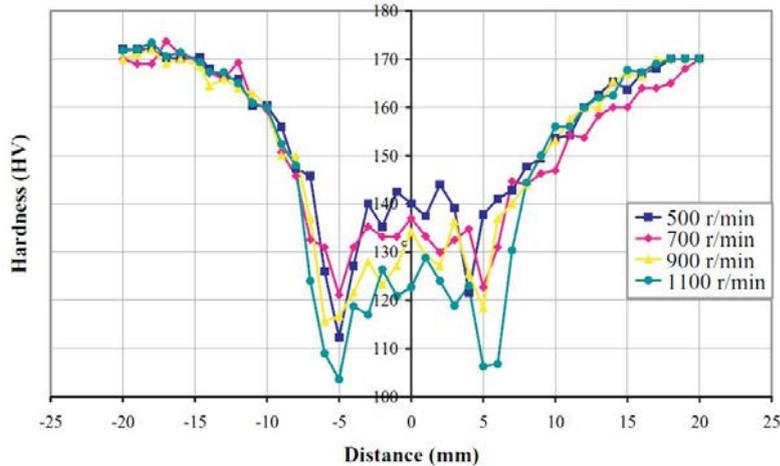


Abbildung 2.21: Mikrohärteprüfungen von FSP-Zone quer zur Bearbeitungsrichtung bei unterschiedlichen Drehzahlen [51, S. 427]

Der FS-Prozess hat folglich auch einen Einfluss auf die Härte des Werkstoffs. Abbildung 2.21 verdeutlicht dies anhand von Mikrohärteprüfung an einer 7 mm dicken, gewalzten 7075 Aluminiumknetlegierung bei unterschiedlichen Rotationsgeschwindigkeiten. Die Härtemessungen werden in einer Ebene normal zur Bewegungsrichtung des FSP-Werkzeugs durchgeführt. Es ist unschwer zu erkennen, wie die Härte am Anfang der HAZ in Bereich von ca.  $-15$  mm bzw.  $15$  mm stark abnimmt. Der signifikante Abfall der Härte am Anfang der Wärmeinflusszone begründet Jata [55, S. 2185] durch die Vergrößerung der Ausscheidungen in Folge erhöhter Temperaturen (Überalterung). Das Härteprofil in der HAZ ist maßgeblich von der Temperaturführung in diesem Bereich abhängig [51, S. 428]. Das absolute Minimum der Härte befindet sich aufgrund der Auflösung von Ausscheidungen zufolge des Wärmeeintrags [56, S. 20], in einem Abstand von ca.  $-5$  mm bzw.  $5$  mm zur bearbeiteten Zone. Zwischen  $-5$  mm und  $5$  mm (Stir Zone) erfolgt aufgrund der Kornfeinung eine leichte Steigerung der Härte [48, S. 97].

### 2.3.4.2 Veränderungen in Gusslegierungen

Diverse Untersuchungen zeigen die positiven Auswirkungen von FSP an Gusslegierungen. So können durch des Verrühren des Materials, Gussfehler wie beispielsweise Segregationen, Risse, Poren, Lunker, etc. behoben werden. Dabei wird auch das Gefüge homogenisiert und ein sehr feines Gefüge erzielt [57, S. 4222].

### 2.3.4.3 Einfluss der Betriebsparameter auf die Ergebnisse

Die mechanischen Eigenschaften stehen auch in engem Zusammenhang mit den Betriebsparametern. Diverse Experimente zeigen, dass bei einem EN AW 7075-T651 durch die Steigerung der Drehzahl beim FS-Prozess eine Verringerung der Korngröße eintritt [58, S. 477]. Im Bezug auf die maximal erreichbaren Temperaturen verhalten sich die Rotationsgeschwindigkeit und die Traversengeschwindigkeit konträr. So steigt mit der Drehzahl die maximale Temperatur an. Durch steigende Traversengeschwindigkeit wird die maximale Temperatur und somit der Wärmeeintrag kleiner. Aber nicht nur die Geschwindigkeit hat einen Einfluss auf die Temperatur. Auch zunehmende Druckkräfte steigern die Temperatur [44, S. 997]. Für die Bearbeitung von EN AW 7075 ergaben sich lt. [18, S. 539] die besten mechanischen Eigenschaften bei  $U = 1400$  U/min, einer Traversengeschwindigkeit von 60 mm/min und einer Anpresskraft von 8 kN.

### 2.3.4.4 Ziel der FSP-Versuche

Abbildung 2.22 verdeutlicht die Anforderungen. In der Trennebene, und besonders entlang der sogenannten Quetschkanten, sind hohe Festigkeitswerte des Werkstoffs gefordert. Im hinteren Bereich des Werkzeugs befinden sich die Kühlkanäle. Dort treten derzeit die Korrosionsprobleme auf. Die mechanischen Belastungen sind hier weit weniger hoch, als im Bereich der Quetschkanten.

Das Ziel soll nun sein, die Festigkeit der vermeintlich korrosionsbeständigen Werkstoffe (Alumold<sup>®</sup> 2-400 & Plancast<sup>®</sup> 7021-T73) lokal zu erhöhen. Für die Firma Alpla würde dies in der Praxis bedeuten:

- Verwendung eines korrosionsbeständigen Werkstoffs um die Korrosionsprobleme in den Kühlkanälen zu vermeiden
- Lokale Festigkeitssteigerung des Werkstoffs durch FSP, um den mechanischen Anforderungen in der Trennebene gerecht zu werden

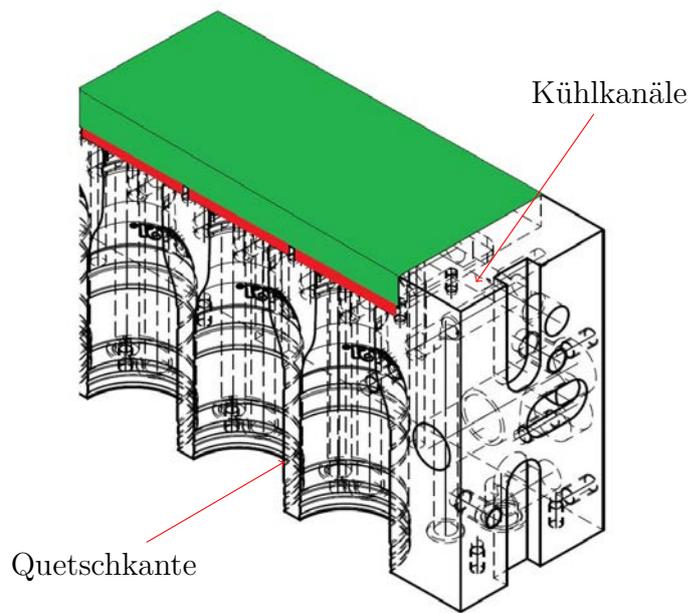


Abbildung 2.22: Konstruktionszeichnung einer Werkzeugform der Firma Alpla

## 2.4 Erfassung von Schadensfällen

Eine weitere Aufgabe der Diplomarbeit besteht darin, ein klar strukturiertes Dokument zu erstellen, welches zukünftige Schadensfälle durch Korrosion erfasst und eine Datenbank entstehen lässt. Ziel soll es sein, die wichtigsten Parameter die zu Korrosionsproblemen führen und im jeweiligen Fall vorliegen, zu dokumentieren.

Im Zuge der Literaturrecherche hat sich als Richtlinie für die Erstellung eines solchen Dokumentationssystem der 8D-Report hervorgetan.

Die wichtigsten Säulen des 8D-Reports für den vorliegenden Schadensfall sind meines Erachtens:

- die Problemstellung beschreiben,
- das Festlegen von Sofortmaßnahmen und
- das Feststellen der Fehlerursache,

um für diese Aufgabe eine kontinuierliche Dokumentation sinnvoll zu gestalten [59, S.16-17].

Für das Finden der Fehlerursache lässt sich der 8D-Report durch die 5W-Methode ergänzen bzw. erweitern. Das „W“ (Warum) soll an das stetige Hinterfragen „Warum“ etwas passiert, erinnern [60, S. 277-280].

Die angeführten Punkte sollen als Richtlinie zur Erstellung des Formulars dienen.

# 3 Versuchsaufbau & Durchführung

Die Erkenntnisse aus der Literaturstudie sollen nun als Grundlage und Hinweis für die anstehenden Versuche dienen. Wie bereits in Kapitel 1 beschrieben, stellen die FSP-Versuche, potentiostatischen Messungen, Versuche in der Korrosionskammer, sowie Durchflussversuche, die Hauptuntersuchungen dar. Der tatsächliche Aufbau der genannten Versuche und die Durchführung selbiger, stellt das Ziel dieses Kapitels dar.

## 3.1 Untersuchte Werkstoffe

Wie eingangs beschrieben, kommen für die Versuche drei unterschiedliche Aluminiumwerkstoffe zum Einsatz. Es handelt sich hierbei um die gewalzten Knetlegierungen

- EN AW 7075-T651 (roh & eloxiert)
- Alumold<sup>®</sup> 2-400

und die gegossene Knetlegierung

- Plancast<sup>®</sup> 7021-T73

Die Auswahl der Werkstoffe erfolgte seitens der Firma Alpla. Bei den gewalzten Knetlegierungen handelt es sich um die überwiegend verwendeten Werkstoffe für den Formenbau bei Alpla. Die im Gusszustand befindliche 7021-Legierung wurde ausgewählt, um neue Erfahrungswerte, gerade im Bereich der Korrosionsbeständigkeit, zu erhalten. An dieser Stelle soll darauf hingewiesen werden, dass der Werkstoff 7021 kein Gusswerkstoff im herkömmlichen Sinne ist (siehe Kapitel 2.1.1). Es handelt sich um eine Knetlegierung, die sich in gegossenem Zustand befindet und keinen Umformprozess durchlaufen hat. Dieser Umstand muss berücksichtigt werden, wenn in weiterer Folge der Werkstoff 7021 als Gusswerkstoff bezeichnet wird. Tabelle 3.1 zeigt die, in den Datenblättern der Hersteller angegebenen, Festigkeitswerte.

Tabelle 3.1: Angegebene Dehngrenze  $R_{p0,2}$ , Zugfestigkeit  $R_m$ , und Härte lt. Datenblätter [61], [62, S. 17], [63]

Werkstoff	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	Härte [HV]
EN AW 7075	460	530	165
Alumold <sup>®</sup>	350	400	150
Plancast <sup>®</sup> -7021	360	400	140

### 3.1.1 EN AW 7075-T651

Die Herstellung des Halbzeugs erfolgt durch Walzen. Anschließend wird der Rohling lösungsgeglüht und durch Recken bzw. Stauchen entspannt. Hinsichtlich der Zerspan- und Polierbarkeit weist der Werkstoff laut Erzeuger hervorragende Eigenschaften auf. Weiters wird die Korrosionsbeständigkeit als mittelmäßig in Normalatmosphäre und kritisch in Meerwasseratmosphäre beschrieben.

Tabelle 3.2: Werkstoffzusammensetzung EN AW 7075-T651

Komponente	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ni	Pb	Al
	max.	max.	1.2	max.	2.1	0.18	5.1	max.			Rest
Gewichts-%	0.4	0.8	2.0	0.3	2.9	0.28	6.1	0.2	-	-	

### 3.1.2 Alumold 2-400<sup>®</sup>

Bezogen auf den Herstellprozess ist Alumold 2-400 der gleiche Werkstoff wie EN AW 7075. Sowohl die Herstellung des Halbzeugs durch Walzen, als auch die Wärmebehandlung sind ident. Lt. Datenblatt handelt es sich um einen AlZnMg Werkstoff der 7xxx Gruppe [62, S. 17]. Aufgrund der Angabe AlZnMg, kann auf einen Werkstoff mit geringem bis keinem Kupferanteil geschlossen werden. Ein Datenblatt mit der genauen Werkstoffzusammensetzung, wurde seitens Alumold nicht zur Verfügung gestellt.

### 3.1.3 Plancast<sup>®</sup> 7021-T73

Die Halbzeugherstellung dieses Werkstoffs erfolgt durch Gießen. Es findet somit kein Walzvorgang statt. Lt. Datenblatt ist jedoch ein Ausscheidungsglühen, bis in den überalterten Zustand wesentlicher Bestandteil des Herstellprozesses. Eine Begriffsdefinition für überaltert wurde bereits in Kapitel 2.1.3.3 angeführt. Der Werkstoff zeichnet sich durch seine gute Schweiß- und hervorragende Zerspan- und Polierbarkeit aus. Außerdem weist er gute Korrosionsbeständigkeit in Wasser auf [63].

Tabelle 3.3: Werkstoffzusammensetzung Plancast<sup>®</sup> 7021-T73 [63]

<b>Komponente</b>	<b>Si</b>	<b>Fe</b>	<b>Cu</b>	<b>Mn</b>	<b>Mg</b>	<b>Zr</b>	<b>Zn</b>	<b>Ti</b>	<b>Al</b>
Gewichts-%	<0.25	<0.40	<0.25	<0.10	<1.2-1.8	0.08-0.18	5.0-6.0	<0.10	Rest

## 3.2 Potentiostatische Messungen

Zu Beginn dieses Kapitels liegt der Fokus auf den verwendeten Geräten und Instrumenten, die für die potentiostatischen Versuche sehr wichtig sind. Wie der Name schon sagt, stellt der Potentiostat das Herzstück dieser Versuche dar. Abbildung 3.1 (a) zeigt den verwendeten Potentiostat mit der Markenbezeichnung „Autolab PGSTAT128N“. Die Steuerung, Aufzeichnung sowie in weiterer Folge die Auswertung der Ergebnisse, erfolgt mittels der Software „NOVA“ Version 1.11.



Abbildung 3.1: Potentiostat & Flachzelle [64, S. 4 & 32]

Als Schnittstelle zwischen Potentiostat und Prüfkörper wird die sogenannte Flachzelle in Abbildung 3.1 (b) verwendet. Über die schwarze Steckbuchse ist die Gegenelektrode mit dem Potentiostaten verbunden. Die Referenzelektrode wird mittig in die Zelle eingebracht. Bei allen Versuchen dient das Material Silber/Silberchlorid (3 M) als Referenzelektrode. Die rote Steckbuchse fungiert als Anschluss für die, in der Probenhalterung fixierte, Arbeitselektrode. Die verwendete Arbeitselektrode, also die gefrästen Versuchskörper, haben die Abmaße  $50\text{ mm} \times 50\text{ mm} \times 5\text{ mm}$  und sind für jedes Material fünffach vorhanden (siehe Abbildung 3.2).

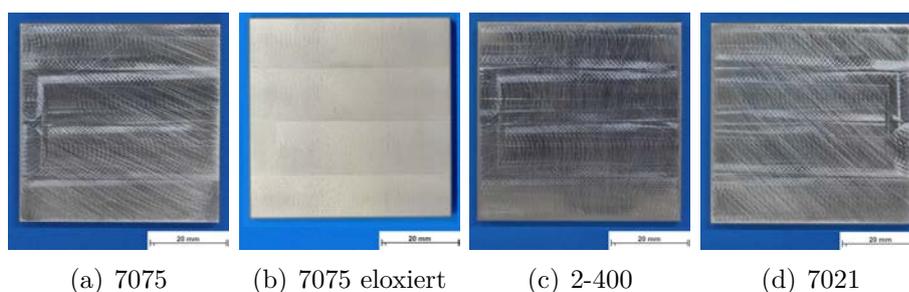


Abbildung 3.2: Ausgangsmaterial für die potentiostatischen Versuche

### 3.2.1 Elektrochemische Untersuchung - Schichtkorrosion

Vor Beginn der Korrosionsmessung, wird die Flachzelle mit dem Elektrolyt lt. ASTM G34 befüllt. Die chemische Zusammensetzung wurde bereits in Kapitel 2.2.4 auf Seite 31 dargestellt.

Der Ablauf der Versuchsdurchführung erfolgt stets nach dem gleichen Muster. Die Kombination von Werkstoff und Elektrolyt verursacht immer einen Widerstand, der zu kompensieren ist. Hierfür bedient man sich folgender zwei Methoden in der aufgelisteten Reihenfolge, um den unkompensierten Widerstand zu ermitteln:

- i-Interrupt
- Positive feedback & Positive feedback increment

Anschließend kann die gewünschte Kurve (Strom-Potential-Kurve, Strom-Zeit-Kurve, etc.), unter Beachtung des ermittelten Widerstands, aufgezeichnet werden. Die Beachtung des zu kompensierenden Widerstands ist deshalb wichtig, da sich dieser auf die Steigung der ermittelten Kurve auswirkt.

Da keine Heiz- bzw. Kühlmechanismen an der Zelle angebracht sind, finden die Versuche bei Raumtemperatur statt. Anfangs kommen die Prüfkörper 7075/1 bis 7075/4 zum Einsatz. Die Proben 7075/1 und 7075/2 werden dabei beidseitig verwendet. Der gesamte Aufbau ist in Abbildung 3.3 ersichtlich.

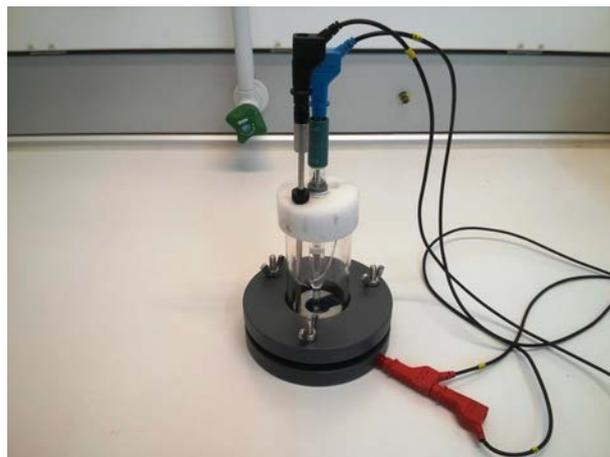


Abbildung 3.3: Gesamter Versuchsaufbau der potentiostatischen Versuche

Abbildung 3.4 zeigt die Strom-Spannungs-Kurven der unterschiedlichen EN AW 7075

Proben. Obwohl immer das gleiche Material getestet wird, sind völlig unterschiedliche Kurven das Ergebnis. Es lässt sich keine Tendenz erkennen. Somit ist eine Interpretation der Versuche nicht möglich. Der Elektrolyt lt. ASTM G34 für chemischen Versuch, kann demzufolge nicht für elektrochemische Versuche einsetzen werden.

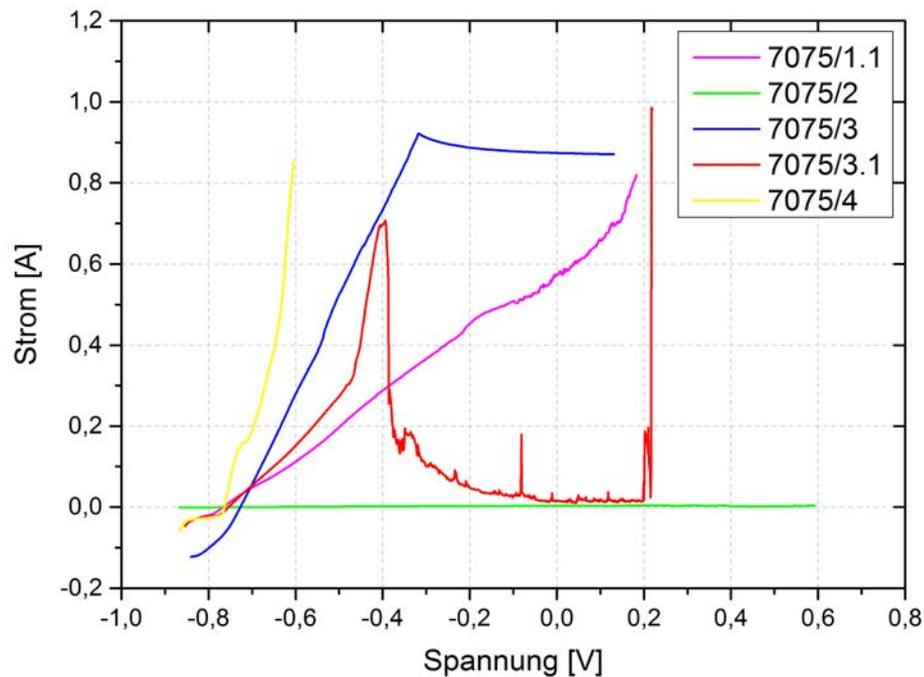


Abbildung 3.4: U/I-Diagramm der potentiostatischen Versuche mit G34-Elektrolyt und EN AW 7075

### 3.2.2 Elektrochemische Untersuchung - Interkristalline Korrosion

Da die Untersuchungen mit dem Elektrolyt der ASTM G34 keine interpretierbaren Ergebnisse hervorbringen, werden die nächsten Versuche mit dem alternativen Elektrolyt der Norm „DIN EN ISO 11846:2008-08“ durchgeführt. Dies bringt allerdings weitere Aufgaben mit sich. Die Norm verlangt für die potentiostatischen Versuche, Prüfkörper mit:

- mit einer Oberfläche von max.  $1 \text{ cm}^2$
- geschliffener und polierter Oberfläche auf  $1 \mu\text{m}$
- einer Oberflächenvorbereitung, welche die Oxidschicht entfernt. Die Oberflächenvorbereitung erfolgt mittels:
  - Tauchbad in Natriumhydroxid
  - und einem Dekapierbad aus konzentrierter Salpetersäure

Folglich werden aus je einem der bestehenden Versuchskörper (50 mm × 50 mm × 5 mm), sechs Proben mit den Abmaßen 10 mm × 10 mm × 5 mm herausgeschnitten, und die angegebenen Schritte vollzogen. Das Tauchbad in Natriumhydroxid (Konzentration zwischen 5 und 10% (m/m)) findet bei einer Temperatur von 50 bis 60 °C statt und dauert 2 min. Anschließend spült man die Prüfkörper mit Wasser ab. Danach ist ein Dekapierbad aus konzentrierter Salpetersäure ( $\rho = 1,4 \text{ g/ml}$ ) für 2 min durchzuführen. Nach der Oberflächenvorbereitung ist abermals mit Leitungswasser und destilliertem Wasser die vorbereitete Fläche zu spülen [65, S. 5-6]. Lediglich die eloxierten Proben werden weiterhin im sogenannten „as received“-Zustand verwendet.

Als Aufnahme für die eingebetteten Proben dient nach wie vor die Flachzelle. Bei der Prüflösung für die potentiostatischen Versuche handelt es sich um eine Natrium-Chlorid-Lösung mit einer Salzkonzentration von 0,01% (m/m). Bevor die metallographischen Untersuchungen starten können, sind die Proben mit destilliertem Wasser abzuwaschen und zu trocknen. Die Norm unterteilt den Versuch in zwei Schritte und schreibt ebenfalls die Betriebsparameter vor [65, S. 6]:

- Eine Probe wird mit einem Potential von  $-1,6 \text{ V}$  beaufschlagt und selbiges schrittweise um  $0,6 \text{ V/h}$  bis zum Durchbruchpotential  $U_D$  erhöht (Bestimmung Durchbruchpotential)
- Eine neue Probe wird dann in der Lösung über einen Zeitraum von  $15 \pm 1 \text{ min}$  bei konstantem Potential ausgelagert, wobei der Strom gemessen wird

Das Auslagerungspotential für den zweiten Schritt bestimmt man durch folgende Gesetzmäßigkeit [65, S. 6-7]:

$$E_{ICC} = U_D + 20 \text{ mV} \quad (3.1)$$

Um einen Mittelwert für die gemessenen Werte zu definieren, erfolgen die beiden Versuche an je drei Versuchskörpern pro Material.

Im Laufe der Untersuchungen wurde klar, dass die vorgegeben Parameter der Norm nicht ideal sind. Das niedrige Startpotential ( $-1,6 \text{ V}$ ) sowie die sehr geringe Schrittgröße ergeben einige Probleme:

- sehr lange im kathodischen Bereich
- zu hohes Durchbruchpotential
- Oberflächeneffekte

Deshalb wurde entschieden, das Startpotential  $-0,1\text{ V}$  unter dem Ruhepotential zu definieren. Die Schrittweite wurde ebenfalls von  $0,6\text{ V/h}$  auf  $3,6\text{ V/h}$  angehoben. Diese Maßnahmen ermöglichen, vergleichbare Stromdichte-Spannungs-Kurven zu erzeugen.

Der Einfluss des zu kompensierenden Widerstands gestaltet sich für die unterschiedlichen Werkstoff-Elektrolyt-Paarungen aufgrund gerätetechnischer Einschränkungen schwierig. Für die Messungen am Potentiostaten ist immer ein gewisser „current range“, also ein Messbereich des Stroms, zu definieren. Der Vorteil eines geringen Messbereichs liegt in der Möglichkeit, einen höheren Widerstand zu kompensieren. Dies hat allerdings zur Folge, dass der Messbereich leicht überschritten wird, was einen automatischen Abbruch der Messung verursacht. Im Gegensatz dazu wird durch einen größeren „current range“ der Messbereich zwar kaum überschritten, die Kompensation eines höheren Widerstands ist allerdings nicht möglich. Die Bedeutung dieses Einflusses auf die durchgeführten Messungen, soll im folgenden Absatz erläutert werden.

Der zu kompensierende Widerstand von EN AW 7075 in der Zelle liegt bei ca.  $200\ \Omega$ . Die Messungen können dadurch in einem Messbereich von  $10\text{ mA}$  durchgeführt werden. In weiterer Folge stellt sich bei den Werkstoffen 2-400 bzw. 7021 heraus, dass der zu kompensierende Widerstand von ca.  $1000\ \Omega$  wesentlich höher liegt als der von EN AW 7075. Das heißt, dass die Kompensation in einem Messbereich von  $10\text{ mA}$  nicht mehr realisierbar ist. Deshalb wird die Methode der „quasidynamischen“ Kompensation verwendet. Die Messungen starten in einem Messbereich von  $1\text{ mA}$  und einem kompensierten Widerstand von  $1000\ \Omega$ . Die Messung wird solange durchgeführt bis der Messbereich überschritten wird und bei einem gewissen Potential die Messung abbricht. Beginnend von diesem Potential startet die Messung mit einem „current-range“ von  $10\text{ mA}$  und dem maximal zu kompensierenden Widerstand von  $200\ \Omega$ . Auf den Einfluss dieser Methode auf das Ergebnis, wird im Kapitel 5.1 (Seite 93) näher hingewiesen.

Unter den beschriebenen Bedingungen des vorigen Absatzes wurden die potentiostatischen Messungen durchgeführt. Die Ergebnisse der untersuchten Materialien sind in Kapitel 4.1 ab Seite 63 dargestellt.

Um die Werkstoffeigenschaften mit dem Elektrolyt aus der ASTM G34 trotzdem zu testen, wird an dieser Stelle entschieden, auch die chemischen Versuche an je einem Prüfkörper durchzuführen. Beschrieben sind diese Versuche in Kapitel 3.4.

### 3.3 Korrosionstruhe

Der Aufbau für die Versuche, in der am Institut vorhandenen Korrosionstruhe vom Typ „Köhler HTK500“, ist in Abbildung 3.5 dargestellt. Jeweils drei Probekörper der gewählten Materialien mit den Abmaßen 150 mm × 150 mm × 5 mm stehen für die Versuche zur Verfügung. Diese werden dem Salzsprühnebeltest (NSS) lt. EN ISO 9227:2006 unterzogen.



(a) Geschlossene Truhe

(b) Prüfkörper in der Truhe bei 0h

Abbildung 3.5: Versuchsaufbau Korrosionstruhe

Vor dem Start des Versuchs, wird die Prüflösung aus deionisiertem Wasser und Salz (NaCl) hergestellt. Im Betrieb herrscht eine Kammertemperatur von 35 °C und eine Befeuchtungstemperatur von 48 °C. Die Kontrolle der Prüfkörper erfolgt nach 2 h, 6 h, 24 h, 48 h, 96 h, 168 h, 240 h und 480 h. Bei der Kontrolle wird einerseits die Menge des Niederschlags kontrolliert, welche bei jeder Kontrolle im vorgegebenen Bereich gelegen ist.

Andererseits erfolgt die Makrodokumentation der Versuchskörper. Die Herangehensweise und Durchführung des NSS-Test erfolgt nach den Vorgaben der Norm DIN EN ISO 11846:2008-08.

Der Versuch ist nach 480 h Stunden beendet. Während die unbehandelten Oberflächen deutliche Korrosionserscheinungen aufweisen, zeigen die anodisierten Bauteile keinerlei Anzeichen von Korrosion. Da dies auch für einen Test über weitere 480 h nicht zu erwarten ist, wird an dieser Stelle der Stopp des Versuchs beschlossen.

Der Vorratsbehälter der verwendeten Anlage beinhaltet 130l. Diese Menge ist für eine Testdauer von 240h ausreichend. Für den 480h dauernden Versuch müssen somit zwei Mal 130l Elektrolyt gemischt werden. Ergänzend sei erwähnt, dass keine Anpassung des pH-Werts mittels Salzsäure oder Natriumhydroxid erfolgt ist. Tabelle 3.4 zeigt den

eingestellten pH-Wert für das jeweilige Versuchsintervall. Die Ergebnisse sind in Kapitel 4.2 beschrieben.

Tabelle 3.4: Elektrolyt in der Korrosionstruhe

<b>Zeitraum</b> [h]	<b>Menge</b> [l]	<b>pH-Wert</b>
0-240	130	6,902
240-480	130	6,515

## 3.4 Chemischer Auslagerungsversuch

Der Elektrolyt aus der ASTM G34 ist für die Anwendungen im Potentiostaten schlichtweg zu aggressiv. Die erzielbaren Ergebnisse dieses Tests scheinen trotzdem interessant zu sein. Aus diesem Grund wird an dieser Stelle entschieden, den chemischen Versuch lt. ASTM G34 zusätzlich durchzuführen. Das Vorgehen erfolgt hierbei streng nach ASTM G34. Als erstes erfolgt die Vorbereitung des Elektrolyts.

Die Zusammensetzung ist hierbei nach den Angaben in der Literaturrecherche in Kapitel 2.2.4 auf Seite 31 erfolgt.

Die verwendeten Proben ( $50\text{ mm} \times 50\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ ) werden einzeln in den Elektrolyten eingelegt und weisen eine Oberfläche von  $60\text{ cm}^2$  auf. Getestet wird in Rohzustand (gefräst) nach gründlicher Reinigung. Die Proben sind so in den Elektrolyten eingebracht, dass alle Flächen vom Elektrolyt angegriffen werden. Letzten Endes wird der Versuch mit je einem Liter Elektrolyt durchgeführt. Dies bedeutet ein Verhältnis zwischen Elektrolyt und Oberfläche von ca.  $16,7\text{ ml/cm}^2$  und liegt im vorgegebenen Bereich.

Auch die Kontrollen nach 5 h, 24 h und 48 h erfolgen nach den Richtlinien der Norm ASTM G34. Die vorgegebenen Aufgaben:

- Makrodokumentation
- Bestimmung pH-Wert
- Bestimmung Massenverlust

werden durchgeführt.

Vor der Messung des Gewichts, werden die Proben mittels Ethanol gespült und getrocknet, um keine Flüssigkeitsrückstände auf der Probe zu hinterlassen, welche die Messung verfälschen würden.

Über die Norm hinaus, sind Schlibfbilder angefertigt und mikroskopische Untersuchungen durchgeführt worden.

## 3.5 Bauteilähnliche Versuche

Ziel der Durchflussversuche ist es, den realen Fall der korrodierten Bauteile vereinfacht nachzustellen und den Einfluss des Elektrolyts (Leitfähigkeit und pH-Wert) näher zu betrachten. Hierfür wird eigens ein Prüfstand, mit zwei getrennten Wasserkreisläufen, konstruiert und zusammengebaut. Die Aufgabe des Prüfstands besteht darin, unterschiedliche Elektrolyte durch die separaten Kreisläufen zu pumpen. Dadurch sollen Korrosionserscheinungen an den Prüfkörpern hervorgerufen werden. In jedem Kreislauf befindet sich je ein Prüfkörper (siehe 3.6 (b)) aus den bereits beschriebenen Materialien. Um die Realität so gut wie möglich nachzubilden, sind zwei wichtige Überlegungen in die Konstruktion eingeflossen.

1. sind die korrodierten Bauteile der Firma Alpla im Betrieb immer mit Stahl verschraubt. Deshalb werden die Versuchskörper in Kombination mit Stahlteilen geprüft
2. ist es wichtig, die Walzrichtung der Probekörper so zu wählen, dass sie die gleiche Art der Durchströmung wie die korrodierten Bauteile erfahren

Des Weiteren sind sämtliche Verbindungen zwischen den Komponenten mit Kunststoffschläuchen versehen, um keine Potentialunterschiede zwischen den einzelnen Prüfkörpern zu erhalten.

Da das Kühlwasser der Firma Alpla maximal bis 20 °C erwärmt wird, erscheint es als unproblematisch, die Versuche bei Raumtemperatur durchzuführen. Mittels der maximalen Geschwindigkeit in den Kühlkanälen von 3-4 m/s (siehe Kapitel 2.2.1.2) und dem gegebenen Querschnitt von 12 mm<sup>2</sup> erfolgt die Auswahl der Pumpe. Bei der Pumpe handelt es sich um eine Wilo-Economy MHIL 302.

Anhand von Abbildung 3.6 (a) wird der Prüfstand genauer dargestellt. In Abbildung 3.7 ist der dazugehörige Schaltplan zu sehen:

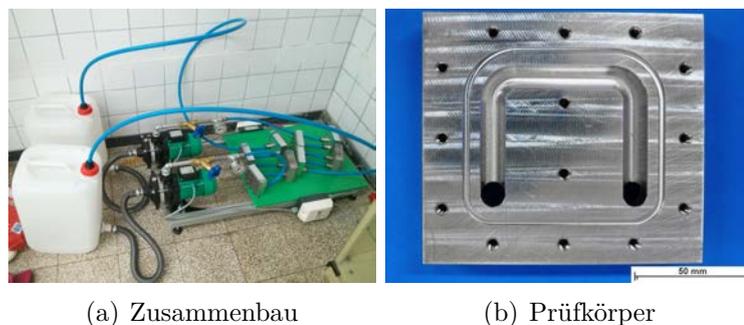


Abbildung 3.6: Prüfstand für Umpumpversuche

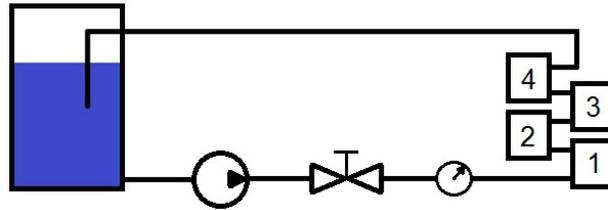


Abbildung 3.7: Schaltplan des Prüfstands

### 3.5.1 Auswahl des Elektrolyts

Über die gesamte Dauer wird deionisiertes Wasser, mit einer sehr geringen Leitfähigkeit von  $2,2 \mu\text{S}/\text{cm}$  und einem pH-Wert von ca. 6, im Versuch B1 gepumpt. Dieser Kreislauf dient somit als Referenz, und soll den Einfluss der geringen Leitfähigkeit verdeutlichen. Im anderen Kreislauf werden drei unterschiedliche Elektrolyte solange getestet, bis deutliche Korrosionserscheinungen sichtbar sind. Die Versuche R1 und R2 werden mit einer Natrium-Chlorid-Lösung wie in der Korrosionstruhe, jedoch mit unterschiedlichen pH-Werten durchgeführt. Beim Versuch R1 wird mit einem pH-Wert des Elektrolyte von über 9 gearbeitet. Ein Bereich, indem die Oxidschicht des Aluminiums bereits instabil ist. Der Versuch R2 ist mit einem pH-Wert von ca. 5 abgelaufen. Auch in diesem Bereich gilt Aluminium als nicht stabil. Der Versuch R3 wird mit Leitungswasser betrieben. Die Tabelle 3.5 zeigt die Elektrolyteigenschaften zu Beginn des jeweiligen Versuchs.

Tabelle 3.5: Elektrolyte zu Beginn der Versuche

Versuch	Elektrolyt	Widerstand $R$ [ $\Omega$ ]	Leitfähigkeit $\sigma$ [ $\mu\text{S}/\text{cm}$ ]	pH-Wert
B1	deionisiertes Wasser	2800000	2,2	6,7
R1	H <sub>2</sub> O, NaCl, OH	113	53125	9,3
R2	H <sub>2</sub> O, NaCl, HCl	110	54615	4,8
R3	Leitungswasser	10700	564	7,6

Die Widerstände werden mittels Impedanzspektroskopie ermittelt. Die Leitfähigkeit  $\sigma$  berechnet sich durch den Widerstand  $R$  und der Zellkonstanten  $K$  folgendermaßen:

$$\sigma = \frac{1}{R} \cdot K \quad (3.2)$$

Die Zellkonstante beträgt hierbei  $6,035 \text{ cm}^{-1}$ .

#### 3.5.2 Durchführung

Bei der Durchführung der Versuche stellt sich heraus, dass die Korrosion schneller voranschreitet als erwartet. Dies liegt sicher auch an der Tatsache, dass sich die Temperatur aufgrund des geringen Elektrolytvolumens von 25l durch die Pumpe erheblich erwärmt. Mittels Raspberry PI und einem DHT22 Temperatursensor wird an Kreislauf B1 die Temperatur aufgezeichnet. Die mittlere Temperatur liegt dabei bei ca. 35 °C. Da die Temperatur bei allen Versuchen gleich ist, kann ein Vergleich der Werkstoffe trotzdem angestellt werden.

- Der Versuchsaufbau B1 ist über eine Zeitdauer von 1800 h im Einsatz.
- Im Prüfstand R1 sind bereits nach wenigen Stunden leichte Korrosionserscheinungen sichtbar. Dieser Versuch läuft über einen Zeitraum von 264 h und wird dann aufgrund der gut sichtbaren Korrosionsprodukte beendet.
- Die größten Schwierigkeiten macht jedoch der zweite Versuch R2. In der Natrium-Chlorid-Lösung mit relativ niedrigem pH-Wert, färbt sich der Elektrolyt binnen 24 h rötlich. Dies führt zum Abbruch dieses Versuchs. An den verschraubten Stahlteilen und den Versuchskörpern legen sich rötliche Ablagerungen an, welche an herkömmliche Eisenkorrosion erinnert. Mittels REM-Untersuchung stellt sich heraus, dass diese Ablagerungen eine große Menge an Zink und Eisen enthalten. Die naheliegende Erklärung ist, dass die Zinkschicht des Rohrleitungssystems nicht mehr stabil ist, und somit in weiterer Folge die Stahlrohre korrodiert sind. Durch den Ausbau der Rohre und der optischen Begutachtung bestätigt sich dieser Verdacht. Die korrodierten Teile werden durch neue ersetzt.
- Abschließend wird der dritte Versuch R3 gestartet. Dieser verläuft ohne weitere Besonderheiten und ist nach 1500 h beendet.

Die Untersuchungen an den unterschiedlichen Versuchskörpern zeigen interessante Ergebnisse und sind in Kapitel 4.4 dargestellt.

## 3.6 Friction Stir Processing

Wie bereits in der Einleitung und in Kapitel 2.3 erwähnt, dienen die FSP-Versuche der lokalen Gefügebeeinflussung des Werkstoffs, um die mechanischen Eigenschaften zu verändern. Für die Firma Alpla stellt dies eine interessante Möglichkeit dar, einerseits hohe Festigkeitswerte an den benötigten Orten zu erlangen und andererseits einen korrosionsbeständigen Werkstoff zu verwenden.



(a) Gesamte Maschine

(b) Eingespannte Probe

Abbildung 3.8: Versuchsaufbau Friction Stir Processing

In Abbildung 3.8 (a) ist die gesamte Maschine mit eingespannter Probe dargestellt. In erster Linie sollen nun die Werkzeuggeometrie gewählt, sowie die optimalen Betriebsparameter bestimmt werden. Die Auswertung erfolgt mittels Zugproben (Vergleich unbehandelte Werkstoffe und FSP) sowie Härteprüfungen.

### 3.6.1 Gewählte Pingeometrie

Für die Auswahl der Pingeometrie standen Erfahrungswerte vom Institut zur Verfügung. Da in der Vergangenheit schon mehrere Versuche am Werkstoff Aluminium durchgeführt wurden, fällt die Wahl auf einen konischen Pin mit gewindeähnlicher Prägung. Die Schulter weist einen Durchmesser von 17 mm auf. Die Länge des Pins beträgt 5,5 mm. Abbildung 3.9 soll das Aussehen des Pins verdeutlichen. Außerdem ist die Werkzeugachse um  $1,5^\circ$  geneigt.

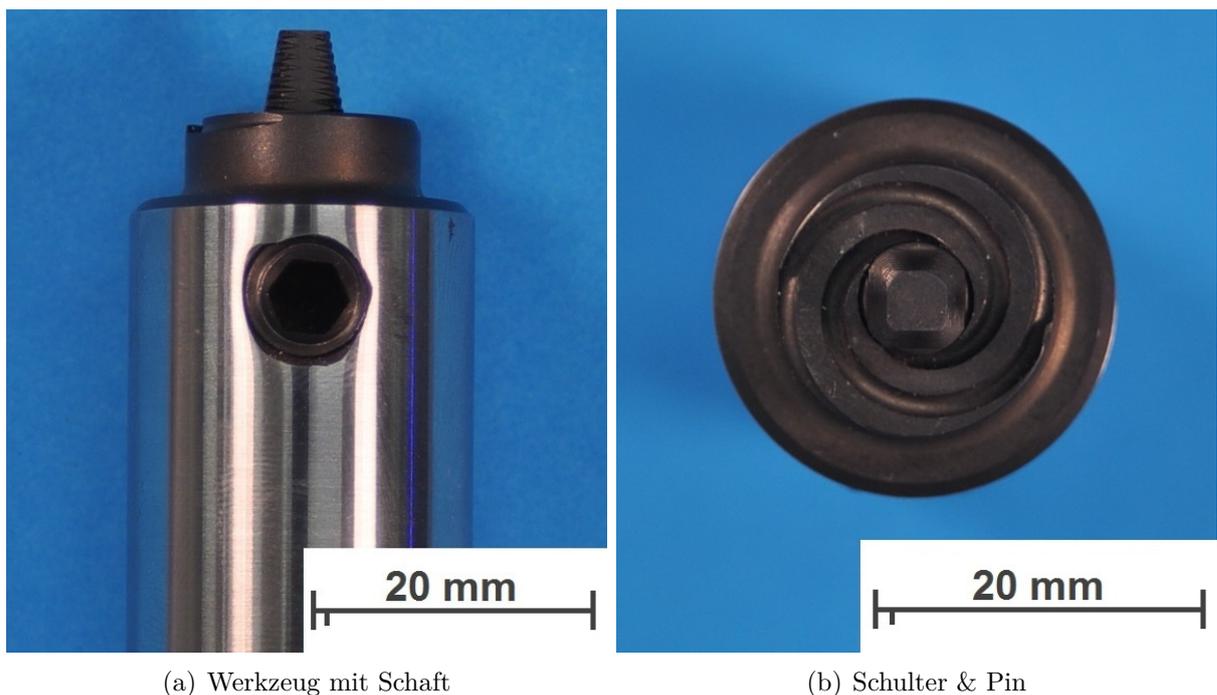


Abbildung 3.9: Pin für FSP-Versuche

#### 3.6.2 Parameterfindung

Die Drehzahl und Vorschubgeschwindigkeit werden auf Basis von Erfahrungswerten mit 900 U/min bzw. 100 mm/min gewählt. Ergänzend sei erwähnt, dass die Versuche auf einer Stahlunterlage stattfinden, um die Wärmeleitung an die Umgebung zu optimieren. Dies ist auch bei den Versuchskörpern für die Zugproben der Fall. Die Bestimmung der Kraft soll in folgendem Absatz und anhand von Abbildung 3.10 beschrieben werden.

Der erste Versuch am Material erfolgt weggesteuert. Das bedeutet, dass die Drehzahl und die Vorschubgeschwindigkeit eingestellt werden sowie die z-Achse fix positioniert ist. Danach wird eine vorgegebene Strecke abgefahren. Durch die fixe z-Achse und Unregelmäßigkeiten in der Materialbewegung unter der Schulter, ist die Belastung des Werkzeugs nicht konstant (siehe Kraftverlauf Versuch 1 in Abbildung 3.10).

Die weiteren Versuche finden dann kraftgesteuert statt. Ein deutlich geringerer Wert, als der Mittelwert der schwingenden Kraft aus Versuch 1, dient als Ausgangspunkt. Durch die Beurteilung der Oberfläche während des Rührprozesses bei Versuch 2, wird die Kraft bei ca. 20 mm manuell erhöht. Da die Oberfläche noch immer nicht zufriedenstellend ist, werden die Versuche 3, 4 und 5 jeweils mit einer erhöhten Kraft durchgeführt. Mit den

Parametern von Versuch 5 lassen sich die optisch besten Ergebnisse erzielen.

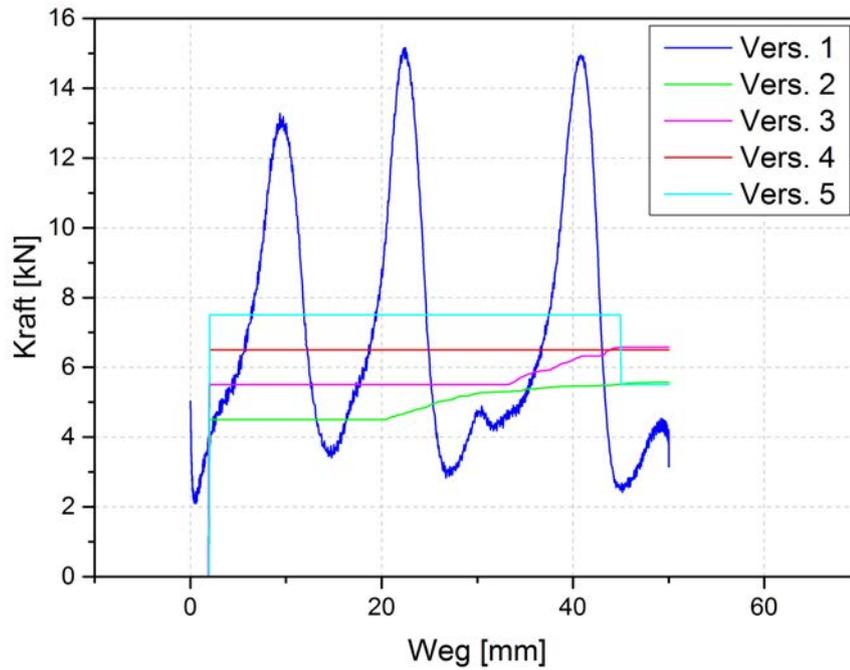


Abbildung 3.10: Parameterfindung für das Material 2-400

Das Vorgehen beim Werkstoff 7021 ist ident. Der erste Versuch erfolgt abermals weggesteuert. Allerdings reicht ein zweiter Versuch mit konstanter Kraft aus, um ein befriedigendes Ergebnis zu erlangen. Auch für diese Versuche sind die Kraft-Weg-Diagramme in Abbildung 3.11 ersichtlich.

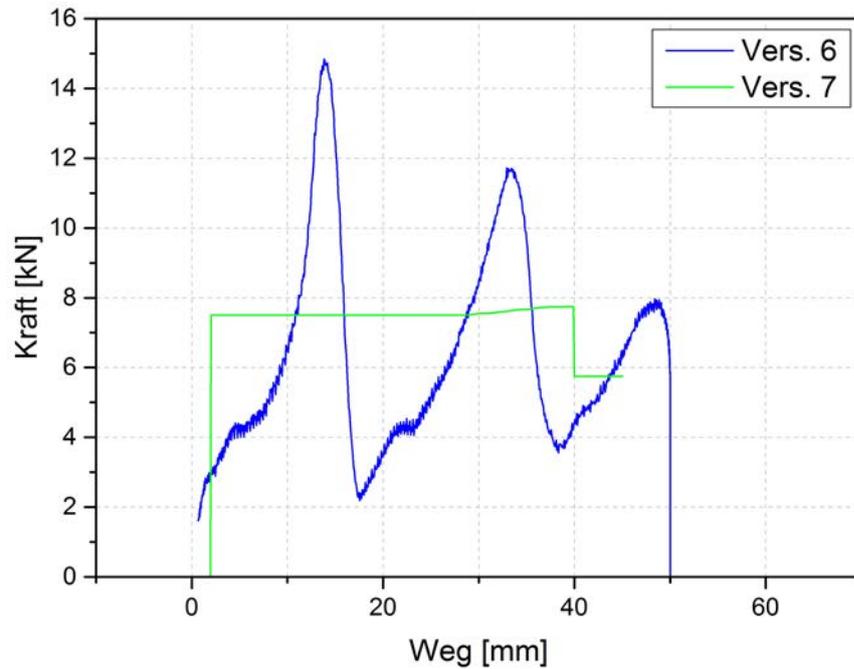


Abbildung 3.11: Parameterfindung für das Material 7021

Tabelle 3.6 und 3.7 stellen die gewählten und ausgeführten Parameter für die unterschiedlichen Werkstoffe und Versuche übersichtlich dar.

Tabelle 3.6: Versuchsparameter für den Werkstoff 2-400 mit  $n = 900 \text{ U/min}$  und  $f = 100 \text{ mm/min}$

<b>Versuch</b>	<b>Anpresskraft</b> [kN]
Versuch 1	4 – 15
Versuch 2	4 – 6
Versuch 3	5.8 – 6.5
Versuch 4	6.5
Versuch 5	7.5

Tabelle 3.7: Versuchsparameter für den Werkstoff Plancast<sup>®</sup> 7021-T73 mit  
 $n = 900 \text{ U/min}$  und  $f = 100 \text{ mm/min}$

Versuch	Anpresskraft [kN]
Versuch 6	2 – 15
Versuch 7	7.5

Für die Beurteilung der eingestellten Parameter werden die FSP-Zonen makroskopisch untersucht. Der Probenentnahmeplan für die beiden Materialien ist in Abbildung 3.12 (a) und (b) ersichtlich.

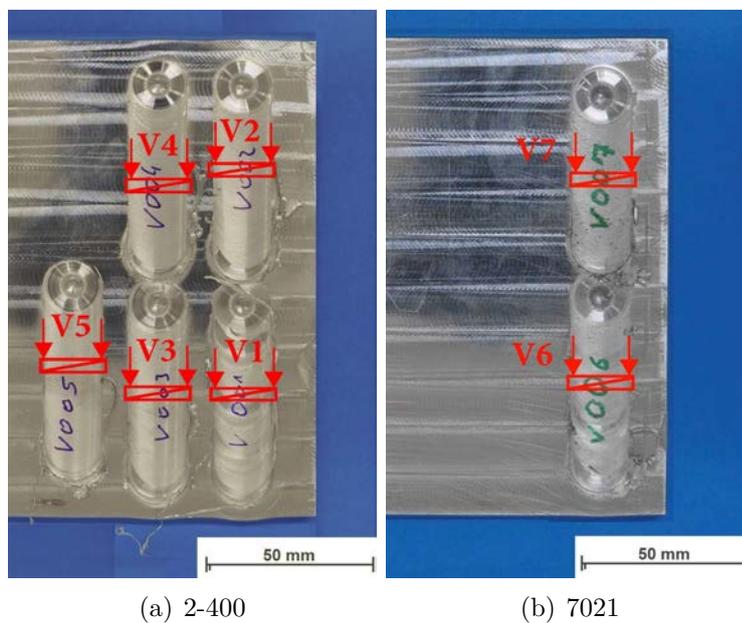


Abbildung 3.12: Probenentnahmeplan für FSP-Versuche

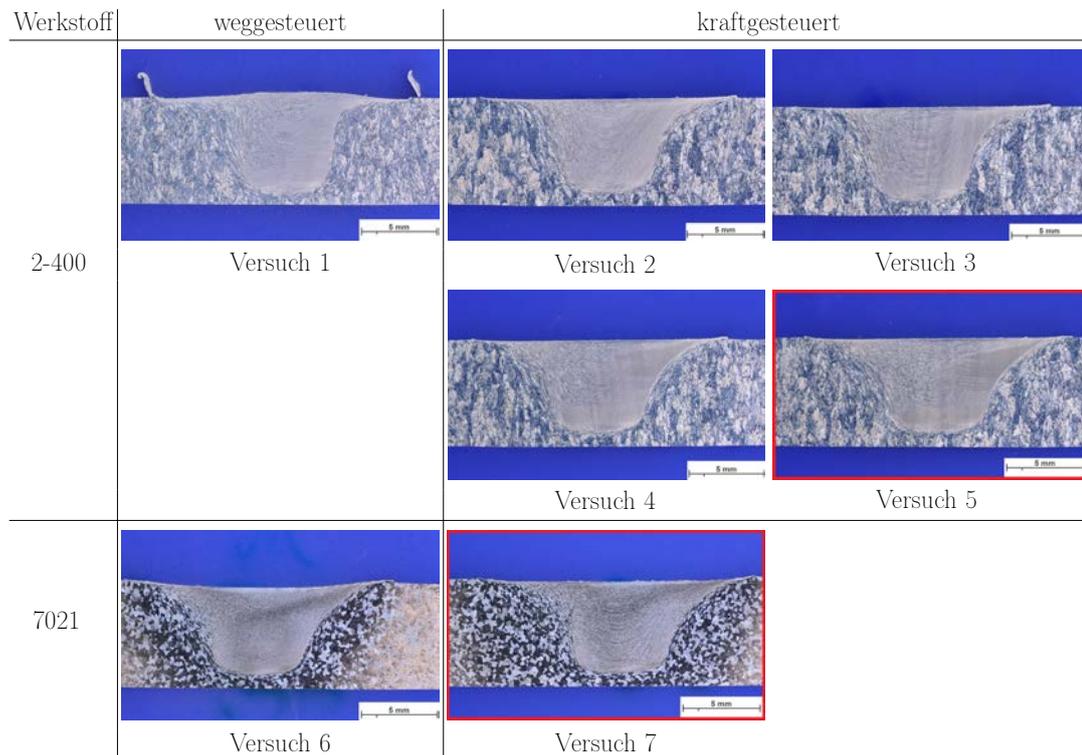


Abbildung 3.13: Makroskopische Schlifffbilder der FSP-Versuchsparameter in geätztem Zustand

Für die Ätzung wird das sogenannte „Dix-Keller-Ätzmittel“ aus:

- 95 ml destilliertem Wasser
- 2,5 ml Salpetersäure ( $HNO_3$ )
- 1,5 ml Salzsäure ( $HCl$ ) und
- 1 ml Flußsäure ( $HF$ )

lt. [66, S. 69] verwendet. Die Dauer des Ätzevorgangs liegt bei ca. 15 s.

Die geätzten Schlitze aus Abbildung 3.13 (a) bis (g) zeigen die Ergebnisse aus den makroskopischen Untersuchungen der FSP-Versuche. Dabei zeigt der Versuch 5 der 2-400, und 7 der 7021 Legierung (beide rot markiert) in der bearbeiteten Zone das homogensten Gefüge. Anhand dieser Parameter erfolgt die Bearbeitung der beiden Legierungen über die gesamte Länge einer Platte. Die Bezeichnung für diese Versuche an den Werkstoffen 2-400 bzw. 7021 soll mit 8 bzw. 9 weitergeführt werden. Die bearbeiteten Platten dienen als Ausgangsmaterial für die Zugversuche und Härtemessungen. Näheres dazu in den Kapiteln 4.5.1 & 4.5.2.

# 4 Ergebnisse

In den folgenden Kapiteln sind die Ergebnisse der Versuche und Untersuchungen dargestellt. An dieser Stelle sei erwähnt, dass die Probenentnahme immer nur an einem Versuchskörper veranschaulicht ist. Die Probenentnahme für die anderen Materialien erfolgt nach dem gleichen Muster. Des Weiteren erfolgt die Interpretation der gewonnenen Bilder, Kurven und der beschriebenen Unterschiede in Kapitel 5.

## 4.1 Potentiostatische Versuche

### 4.1.1 Am Potentiostat ermittelte Kurven

#### 4.1.1.1 Bestimmung Durchbruchpotential

Tabelle 4.1 zeigt die freien Korrosionspotentiale bei abgeschalteter Zelle. Wie bereits beschrieben, werden die Versuche 0,1 V unter diesen Werten gestartet. Vorweg kann gesagt werden, dass die Bestimmung des Durchbruchpotential an den anodisierten Prüfkörpern nicht funktioniert hat. Die Beeinflussung durch die aufgebrauchte Schutzschicht lässt keine sinnvollen Messungen zu.

Tabelle 4.1: OCP der unterschiedlichen Versuchskörper

Material	OCP [V]	Material	OCP [V]	Material	OCP [V]
7075 V4	-0,529	2-400 V3	-0,577	7021 V2	-0,670
7075 V5	-0,529	2-400 V4	-0,580	7021 V3	-0,721
7075 V7	-0,514	2-400 V7	-0,579	7021 V4	-0,775

Für eine visualisierte Darstellung der OCP-Werte aus der vorigen Tabelle soll Abbildung 4.1 dienen.

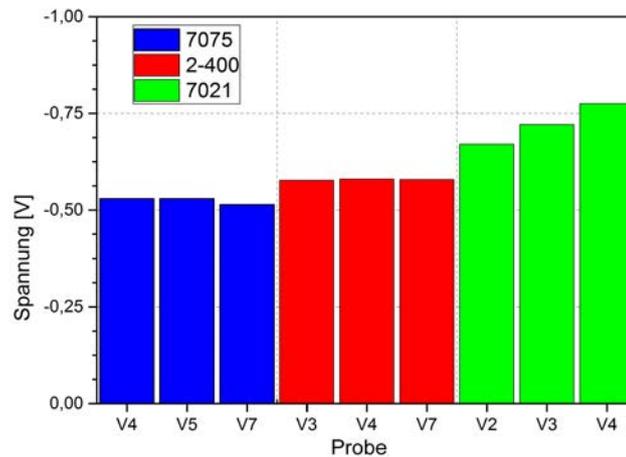


Abbildung 4.1: Visualisierte Darstellung der OCP-Werte

Die Abbildungen 4.2 bis 4.4 stellen die Strom-Potential-Kurven für die unterschiedlichen Werkstoffe dar. Wie bereits erwähnt, werden für jeden Werkstoff drei Versuche durchgeführt. Es hat sich allerdings herausgestellt, dass nicht jeder Versuch erfolgreich abgeschlossen wird. Dies ist entweder auf Oberflächeneffekte, oder andere, nicht erklärbare Phänomene zurückzuführen. Daher sind für alle Werkstoffe mehrere Messungen notwendig, um pro Werkstoff drei aussagekräftige Kurven zu erhalten.

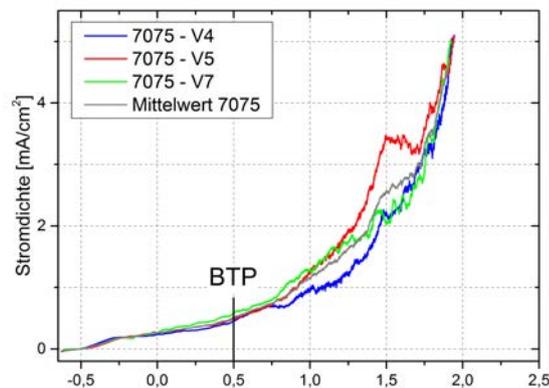


Abbildung 4.2: Strom-Potential-Kurven von 7075

Die für die Auslagerungsversuche notwendige Bestimmung des Durchbruchpotential liegt beim Werkstoff EN AW 7075 bei 0,50 V. Die Identifizierung dieser Werte erfolgt für alle Materialien im Nova 1.11, da dies anhand der Software genauer möglich ist.

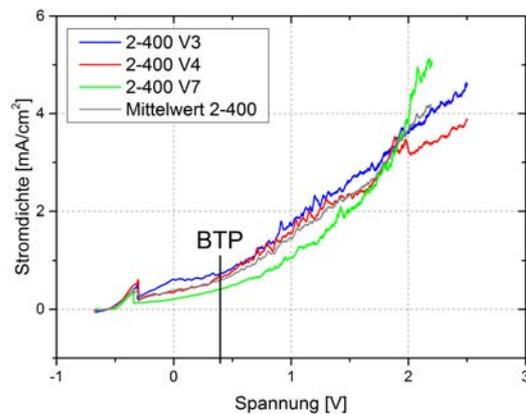


Abbildung 4.3: Strom-Potential-Kurven von 2-400

Das Durchbruchpotential für die 2-400 Legierung wird bei einem Wert von 0,40 V festgelegt.

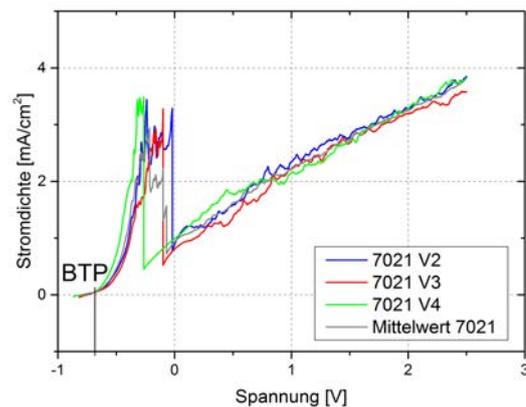


Abbildung 4.4: Strom-Potential-Kurven von 7021

Das relativ niedrig liegende Durchbruchpotential der Gusslegierung stellt sich bei  $-0,68\text{ V}$  ein. Das Ziel der Versuche ist es, die Materialien und deren elektrochemisches Verhalten miteinander zu vergleichen.

Die dafür gebildeten Mittelwerte (graue Kurven in Abbildung 4.2, 4.3 und 4.4) aus den bereits beschriebenen Kurven sind in Abbildung 4.5 zusammengetragen.

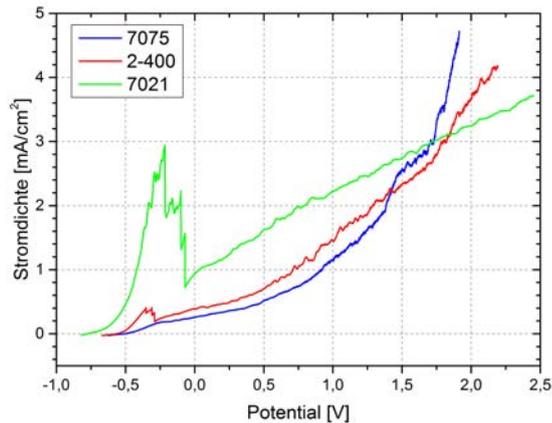


Abbildung 4.5: Mittelwerte der Strom-Potential-Kurven

Die „quasidynamische“ Kompensation erschwert den Vergleich der Kurven, ist jedoch für die Versuchsdurchführung unumgänglich. Auf den ersten Blick wird klar, dass die 7021 Legierung ein scheinbar vollkommen anderes Verhalten, als die gewalzten Legierungen aufweist. Markant ist das wesentlich geringere Durchbruchpotential von  $-0,68$  V. Der Mittelwert der Durchbruchpotentiale von 7075 bzw. 2-400 liegt hingegen bei  $0,28$  V bzw.  $0,5$  V. Weiters sind die unterschiedlichen Steigungen der Kurven zu beachten.

#### 4.1.1.2 Auslagerungsversuche

In Anlehnung an die Formel 3.1 auf Seite 49 und den ermittelten Durchbruchpotentialen, ergeben sich nun folgende Startpotentiale für die elektrochemischen Auslagerungsversuche:

Tabelle 4.2: Startpotentiale für Auslagerungsversuche

Material - Versuchskörper	Startpotential
	[V]
7075 - V8, V9, V10	0,52
2-400 - V8, V9, V10	0,42
7021 - V5, V6, V7	$-0,66$

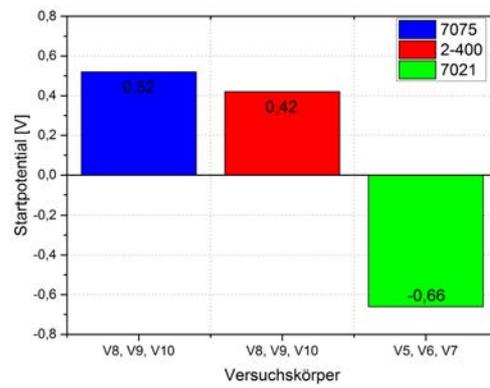


Abbildung 4.6: Visualisierung der Startpotentiale

Die in der Norm beschriebenen Auslagerungsversuche am Potentiostaten sind in den Abbildungen 4.7 bis 4.9 angeführt.

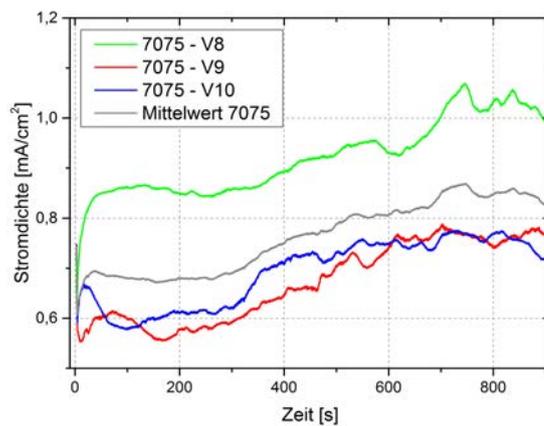


Abbildung 4.7: Auslagerungsversuche mit 7075

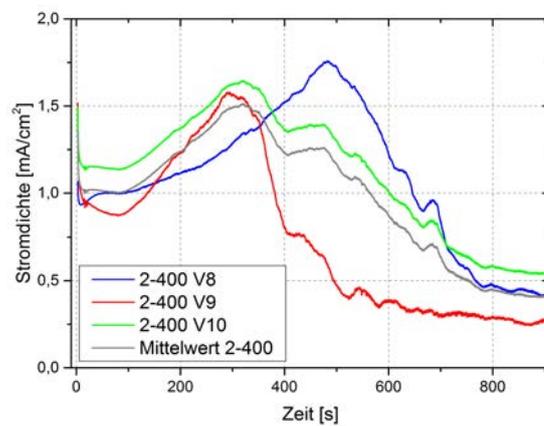


Abbildung 4.8: Auslagerungsversuche mit 2-400

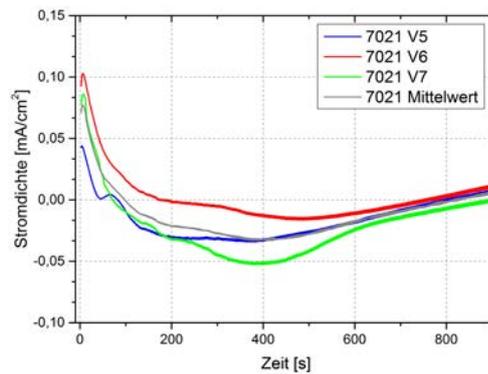


Abbildung 4.9: Auslagerungsversuche mit 7021

Auch in diesem Abschnitt, werden die grau dargestellten Mittelwerte aus den Abbildungen 4.2, 4.3 und 4.4 in einer Abbildung zusammengeführt. Die Betrachtung dieser Mittelwerte in Abbildung 4.10 zeigt für jede Legierung ein deutlich anderes Verhalten. Erkennbar ist allerdings, dass alle Kurven gegen Ende des Versuchs, einen gewissen Wert anstreben. Markant ist der sehr geringe Korrosionsstrom der Gusslegierung im Vergleich zu den Knetlegierungen. Bei den Knetlegierungen wiederum, weist die 7075 Legierung nach 900 s einen in der Größenordnung von 0,4 mA höheren Korrosionsstrom als die 2-400 Legierung auf.

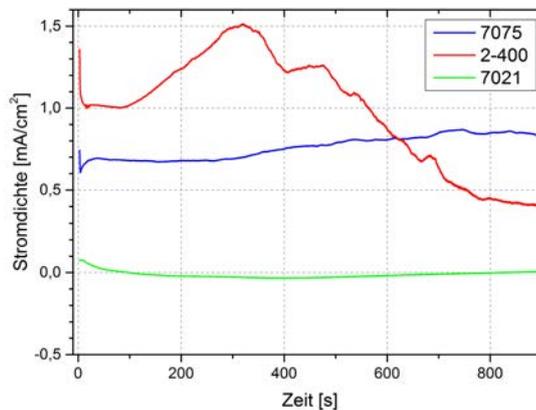


Abbildung 4.10: Mittelwerte der Auslagerungsversuche

### 4.1.2 Mikroskopische Untersuchungen

Die Lage der Schnittebene wird am Stereomikroskop ermittelt und ist in Abbildung 4.11 ersichtlich. Hierbei soll laut DIN EN ISO 11846 eine Vergrößerung von 5 verwendet werden.

Die Schnittebene ist so zu wählen, dass die Stelle, mit den markantesten Korrosionserscheinungen untersucht wird. Die rot schraffierten Rechtecke stellen den herausgeschnittenen Probekörper für die mikroskopischen Untersuchungen dar. Die Pfeile symbolisieren die Betrachtungsrichtung der Querschnitte. Diese Art der Darstellung gilt auch für weitere Versuchskörper.

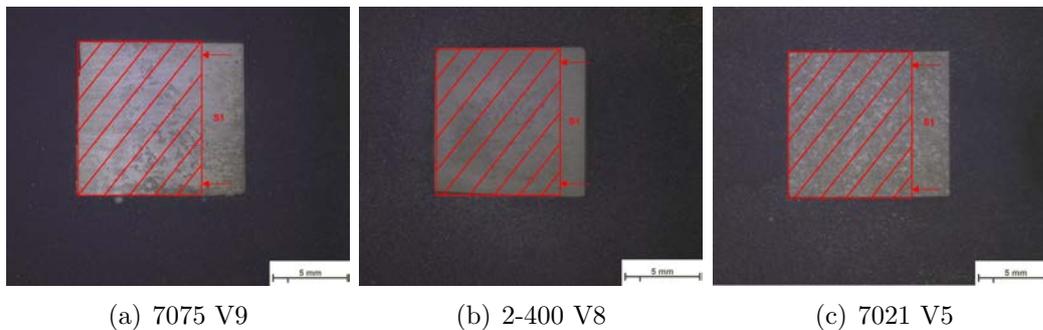


Abbildung 4.11: Probenentnahme für die mikroskopische Untersuchung der elektrochemischen Auslagerungsversuche

Um die Lage der Walzebenen für die am Mikroskop untersuchten Schlitze besser zu veranschaulichen, sind diese symbolisch in den Aufnahmen vom Mikroskop dargestellt. Abbildung 4.12 (a) stellt die Sicht auf die Walzebene dar. Die Walzrichtung ist hierbei normal auf die Betrachtungsrichtung. Die Abbildungen 4.12 (b) bzw. (c) symbolisieren die vertikal bzw. horizontal liegenden Walzebenen. Die Betrachtungsrichtung ist ident zur Walzrichtung. Diese symbolische Darstellung, wird auch in den darauffolgenden Kapitel verwendet.

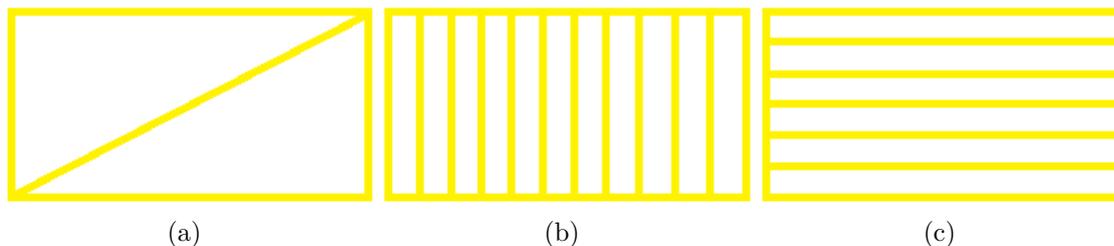


Abbildung 4.12: Symbolische Darstellung - Lage der Walzebenen

Mikroskopische Betrachtungen der Versuchskörper der Auslagerungsversuche, sind in Abbildungen 4.13 dargestellt. Die gelben Pfeile sollen die Lage der Walzebenen verdeutlichen. Die gewählten Vergrößerungen von 100 (obere Bildreihe) bzw. 500 (untere Bildreihe) beziehen sich ebenfalls auf die Angaben der Norm. Hierfür ist eine Ätzung der Proben nötig. Zum Ätzen wird die gleiche Methode wie für die Untersuchung der FSP-Versuche verwendet (siehe S. 62).

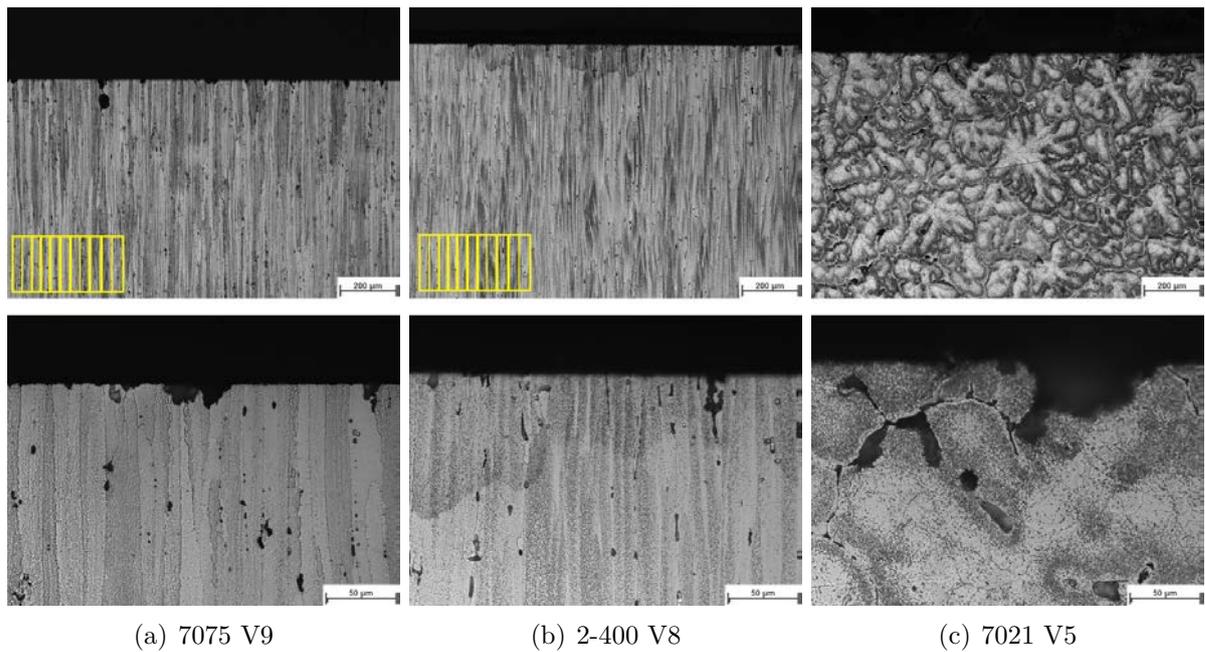


Abbildung 4.13: Mikroskopie der elektrochemisch ausgelagerten Versuchskörper

Durch die Ätzung wird auch hier die unterschiedliche Struktur der Werkstoffe ersichtlich. Die gewalzten Legierungen zeigen einen deutlichen Angriff durch den Auslagerungsversuch in der Flachzelle. Die Korrosion wandert entlang der Walzebenen ins Innere der Versuchskörper. Im Vergleich zu der 2-400 Legierung weist der 7075 größere und lochförmige Korrosionserscheinungen auf. Die Gusslegierung 7021 weist die typischen Spuren von interkristalliner Korrosion auf. Ein Korrosionsfortschritt entlang der Korngrenzen ins Innere des Werkstoffs, kann durch die mikroskopischen Aufnahmen nachgewiesen werden.

## 4.2 Korrosionstruhe

Die Versuche in der Korrosionstruhe zeigen bereits bei der ersten Kontrolle nach 2 h sichtbare Ergebnisse. Hierbei weisen alle nicht beschichteten Proben Korrosionsspuren auf. Auffallend ist der stärkste Angriff an den Proben der 2-400 Legierung.

Nach weiteren vier Stunden im Salzsprühnebel, weist die unbehandelte EN AW 7075 Legierung die stärksten Korrosionserscheinungen auf. Der Zustand der anderen, unbehandelten Proben hat sich derweil nur leicht verschlechtert. Der eloxierte Werkstoff zeigt nach wie vor keine sichtbaren Korrosionserscheinungen.

Diese Tendenz setzt sich auch bei den darauf folgenden Kontrollen fort. Der Werkstoff EN AW 7075 korrodiert weit schneller als die anderen und zeigte somit nach 96 h schon starke Korrosionserscheinungen, die nach optischer Betrachtung an Loch- oder Muldenkorrosion erinnern. Mit zunehmender Prüfdauer scheinen die Reaktionen an der Oberfläche allmählich nachzulassen. Es ist zumindest optisch kein Unterschied mehr zu erkennen.

Die Beendigung des Versuchs erfolgt wie bereits erwähnt nach 480 h. Es scheint nicht mehr sinnvoll die Versuche weiter fortzuführen, da das Eloxal keinerlei Anzeichen von Korrosion zeigt. Die Vermutung liegt nahe, dass das Eloxal auch nach 1000 Stunden keine Korrosionserscheinungen aufweist. Im folgenden Kapitel 4.2.1 sollen die makroskopischen Aufnahmen den Fortschritt der Korrosion an den unterschiedlichen Werkstoffen nach gewissen Zeitintervallen veranschaulichen.

### 4.2.1 Makroskopische Untersuchungen

In diesem Kapitel wird der mit freiem Auge erkennbare Fortschritt der Korrosion an den Prüfkörpern dokumentiert. In Abbildung 4.14 sollen die dokumentierten Zustände zu den jeweiligen Kontrollzeitpunkten dargestellt werden.

## 4 Ergebnisse



Abbildung 4.14: Makroskopische Aufnahmen zu den jeweiligen Kontrollzeitpunkten

Zwischen 48 h und 96 h ist optisch kein Unterschied im Fortschritt zu erkennen. Zu diesem Zeitpunkt scheint der Korrosionsfortschritt zu erliegen.

Auch nach 480 h sind bei den Knetlegierungen keine markanten Änderungen festzustellen. Allerdings haben sich bei der Gusslegierung „zäpfchenförmige“ Korrosionsprodukte an der Oberfläche gebildet. Scheinbar ist hier die Korrosion noch einmal stark vorangeschritten.

### 4.2.2 Mikroskopische Untersuchungen



Abbildung 4.15: Probenentnahme für die Versuchskörper der Korrosionstruhe

Die Abbildung 4.16 zeigt die mikroskopischen Aufnahmen der angefertigten Schiffe S1 und S2 der jeweiligen Werkstoffe. In diesem Fall wird bewusst auf das eloxierte Aluminium 7075 verzichtet, da dort kein Korrosionsangriff festzustellen ist.

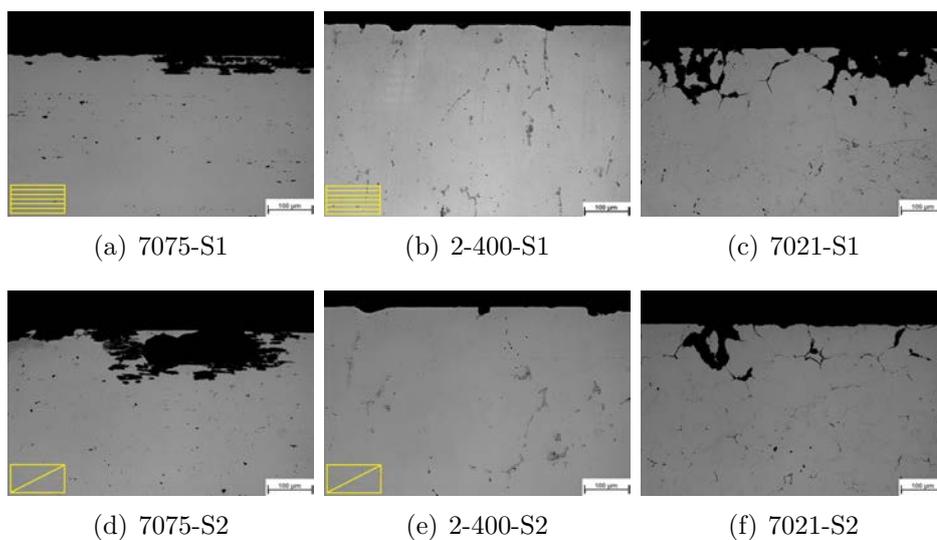


Abbildung 4.16: Mikroskopie an Schliff 1 und 2 nach 480 h

Betrachtet man nun die Schliffbilder aus Abbildung 4.16 genauer, so sind einige Aspekte markant. Starten wir mit den gewalzten Legierungen EN AW 7075 sowie 2-400.

Am Werkstoff 7075 sind die stark ausgeprägten, lochförmigen Korrosionserscheinungen mit „ausgefranst“ Bereichen auffällig. Die Ähnlichkeit im Aussehen zwischen Schnitt 1 und Schnitt 2 sind nicht zu übersehen. Lediglich die Tiefe der Korrosionserscheinung ist beim ersten Schnitt deutlich höher als bei Schnitt 2.

Die ebenfalls gewalzte, aber mit weniger Kupfer legierte 2-400 Legierung, zeigt in beiden Schnitten ebenfalls das gleiche Aussehen der Korrosionsprodukte. Es kann eindeutig von Lochkorrosion gesprochen werden. Allerdings sind hier keine Unterschiede in Größe und Form, abhängig vom Schnitt, auszumachen.

Die Gusslegierung 7021 zeigt, wie zu erwarten, ebenfalls ein anderes Verhalten. Da hier keine Walzebenen vorhanden sind, zeigen beide Schnitte das gleiche Erscheinungsbild. Tiefgehende Löcher, mit eindeutigen Anzeichen für interkristalline Korrosion sind sowohl in Schnitt 1, als auch in Schnitt 2 zu erkennen.

Beim Vergleich der Werkstoffe und deren Korrosionserscheinungen untereinander wird ersichtlich, dass die 2-400 Legierung ein vollkommen anderes Erscheinungsbild als die beiden anderen aufweist. Leichte Lochkorrosion an der 2-400 Legierung steht hierbei tiefergehender Lochkorrosion, mit Anzeichen für interkristalline Korrosion an den beiden anderen Werkstoffen, gegenüber.

## 4.3 Chemischer Auslagerungsversuch

### 4.3.1 Makroskopische Betrachtung

Zu Beginn dieses Kapitels soll Abbildung 4.17 die im Elektrolyt eingelegten Proben, kurz nach Beginn des Versuchs, darstellen. Es handelt sich hierbei um die EN AW 7075 Legierung in rohem bzw. eloxiertem Zustand sowie die Gusslegierung 7021.

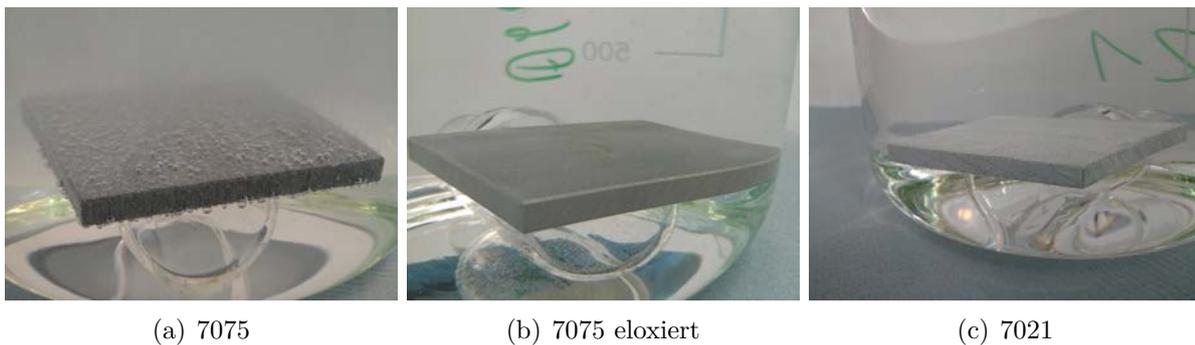


Abbildung 4.17: Vergleich EN AW 7075 in unbehandeltem bzw. eloxiertem Zustand und der Gusslegierung im Elektrolyt

Bei den Proben 7075/5 und 2–400/5 ist das Verhalten im Elektrolyt sehr ähnlich. Sobald der Werkstoff eingetaucht ist, ist eine starke Reaktion zwischen den beiden Reaktionspartnern in Form von Blasenbildung ersichtlich. Die Entstehung von Blasen nimmt allerdings allmählich ab und ist nach ca. fünf Stunden schon merklich schwächer. Das Aussehen der Probe hat sich an der gesamten Oberfläche verändert. Der typische Glanz von Aluminium ist einer matt erscheinenden Oberfläche gewichen.

Bei der Kontrolle nach 24 Stunden steigen nur noch vereinzelt Blasen auf und an zwei, seitlich liegenden, Probenflächen sind schichtförmige Korrosionsprodukte zu erkennen.

Nach 48 Stunden ist keine Reaktion mehr sichtbar. Die korrodierten Flächen scheinen jedoch stärker angegriffen zu sein.

Vergleicht man diese optischen Wahrnehmungen mit Tabelle 4.3 auf Seite 79 sieht man, dass ab einem pH-Wert von ca. 0,7 die Reaktion stark verlangsamt abläuft. Bei einem pH-Wert von ca. 3 sind die Legierungen quasi passiviert. Zwischen 24 und 28 Stunden steigt der pH-Wert kaum mehr an. Auch diese Tatsache ist ein Anzeichen für die Verlangsamung der Reaktion.

Anders hingegen verhält sich die eloxierte Probe. Diese ist beim Einlegen in den Elektrolyt vollkommen passiv. Erst nach 24 Stunden ist eine deutliche Blasenentwicklung mit freiem Auge zu erkennen. Die Messwerte in Tabelle 4.3 zeigen zu diesem Zeitpunkt einen pH-Wert von 0,374, der vergleichbar mit den Proben 7075/5 und 2 – 400/5 und nach fünf Stunden ist. Der Werkstoff mit Eloxal zeigt also die gleiche Tendenz wie der unbehandelte Werkstoff für diesen Fall aber um 24 Stunden verzögert. Auch diese Probe zeigt Anzeichen von Korrosionsprodukten an zwei Flächen, aber in wesentlich geringerem Ausmaß wie die unbehandelten Legierungen.

Das Verhalten der Gusslegierung 7021 unterscheidet sich von den bisherigen Beschreibungen. Nach dem Einlegen der Probe in den Elektrolyt beginnt diese Probe zwar sofort zu reagieren, die Blasenentwicklung ist allerdings viel schwächer. Auch der Massenverlust ist bei weitem nicht so stark wie bei den gewalzten Knetlegierungen.

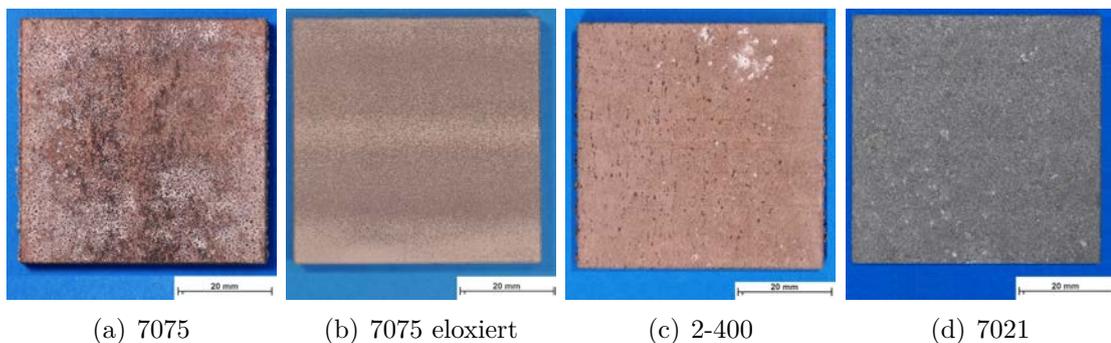


Abbildung 4.18: Die unterschiedlichen Materialien nach 48 h Prüfdauer

Als Zusammenfassung der makroskopischen Betrachtung kann gesagt werden, dass der Korrosionsangriff an den gewalzten Knetlegierungen am stärksten ausgeprägt ist. Durch die zusätzlich aufgebrachte Schutzschicht reagiert die eloxierte 7075 Legierung zeitverzögert. Mit fortlaufender Dauer, stellen sich die gleichen Korrosionsvorgänge wie bei den unbehandelten Knetlegierungen ein. Die Gusslegierung zeigt ein anderes Verhalten. Die Oberfläche wird zwar angegriffen, sichtlich ausgeprägte Spuren von Schichtkorrosion sind allerdings nicht vorhanden.

### 4.3.2 Mikroskopische Betrachtung

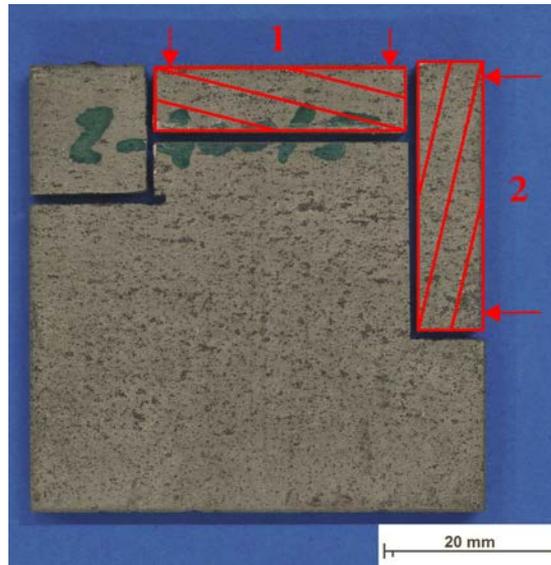


Abbildung 4.19: Probenentnahme der chemischen Versuche

Die mikroskopischen Aufnahmen in den Abbildungen 4.20 und 4.21 bestätigen die anhand der Makroskopie festgestellten Ergebnisse teilweise. Auch das Mikroskop verdeutlicht die schichtförmigen Korrosionsprodukte an den gewalzten Legierungen. Das erwartete, abweichende Verhalten der Gusslegierung hat sich ebenfalls bestätigt.

Bei diesem Versuch wird aber auch deutlich, dass die 2-400 Legierung tiefere Korrosionsspuren im Vergleich zur 7075 Legierung aufweist. So schreitet die Korrosion hier teilweise bis zu ca. 0,5 mm ins Material vor. Im Gegensatz dazu sind es bei der 7075 Legierung ca. 0,3 mm.

Ein vollkommen anderes Erscheinungsbild zeigt erwartungsgemäß die Gusslegierung. Lochförmige Korrosionsspuren, die bei stärkerer Vergrößerung eindeutig als interkristalline Korrosion bezeichnet werden können, sind ersichtlich.

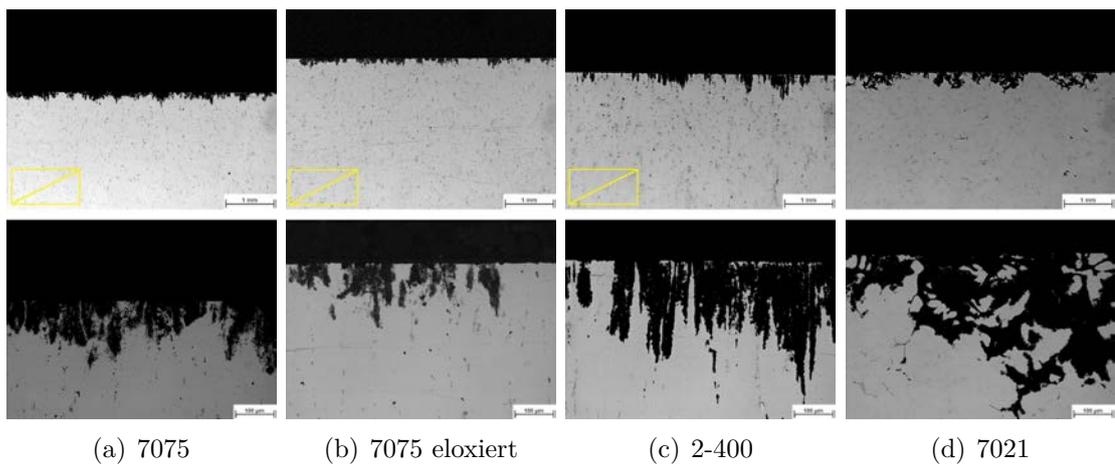


Abbildung 4.20: Mikroskopie an Schriff 1 nach 48 h

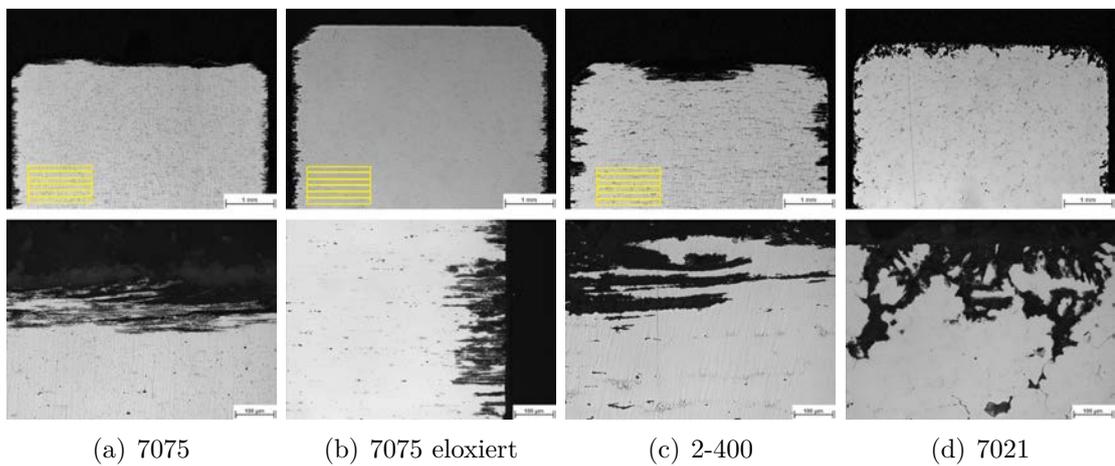


Abbildung 4.21: Mikroskopie an Schriff 2 nach 48 h

### 4.3.3 Dokumentierte Messwerte

Als Abschluss für dieses Kapitel, sollen die dokumentierten Werte der chemischen Versuche angefügt werden. Die Änderung der Masse bezieht sich immer auf das Gewicht zum Startzeitpunkt des Versuchs.

Tabelle 4.3: Ergebnisse aus chemischen Versuchen

<b>Kontrolle von</b>	<b>Temperatur</b> [°C]	<b>pH-Wert</b>	<b>Gewicht</b> [g]	<b>Masseänderung</b> [g]
<b>7075/5 nach</b>				
0 Stunden	19,8	0,223	40,155	0,000
5 Stunden	24,4	0,731	39,818	-0,337
24 Stunden	24,2	2,928	39,956	-0,199
48 Stunden	23,7	3,150	39,966	-0,189
<b>ELOX/5 nach</b>				
0 Stunden	21,8	0,271	40,222	0,000
5 Stunden	25,8	0,228	40,157	-0,065
24 Stunden	25,6	0,374	40,020	-0,202
48 Stunden	25,0	1,277	39,813	-0,409
<b>2-400/5 nach</b>				
0 Stunden	22,4	0,287	39,923	0,000
5 Stunden	26,5	0,898	39,567	-0,356
24 Stunden	25,4	3,195	39,513	-0,410
48 Stunden	25,0	3,288	39,569	-0,354
<b>7021/5 nach</b>				
0 Stunden	22,0	0,345	40,572	0,000
5 Stunden	26,1	0,766	40,287	-0,285
24 Stunden	25,0	1,648	40,174	-0,398
48 Stunden	25,0	3,035	40,184	-0,388

Abbildung 4.22 soll die Gewichtsänderung der dokumentierten Werte aus Tabelle 4.3 grafisch darstellen.

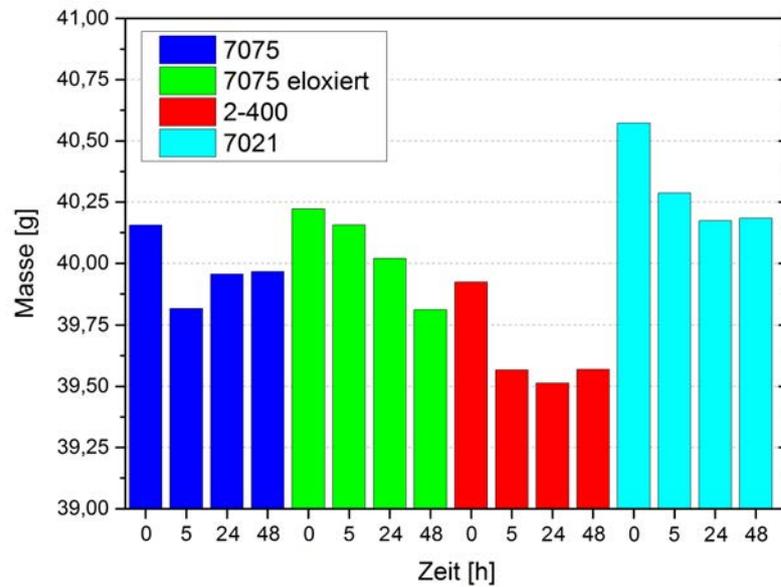


Abbildung 4.22: Änderung der Masse während den chemischen Auslagerungsversuchen

Abbildung 4.23 stellt die Änderung des pH-Werts der unterschiedlichen Messwerte aus Tabelle 4.3 dar.

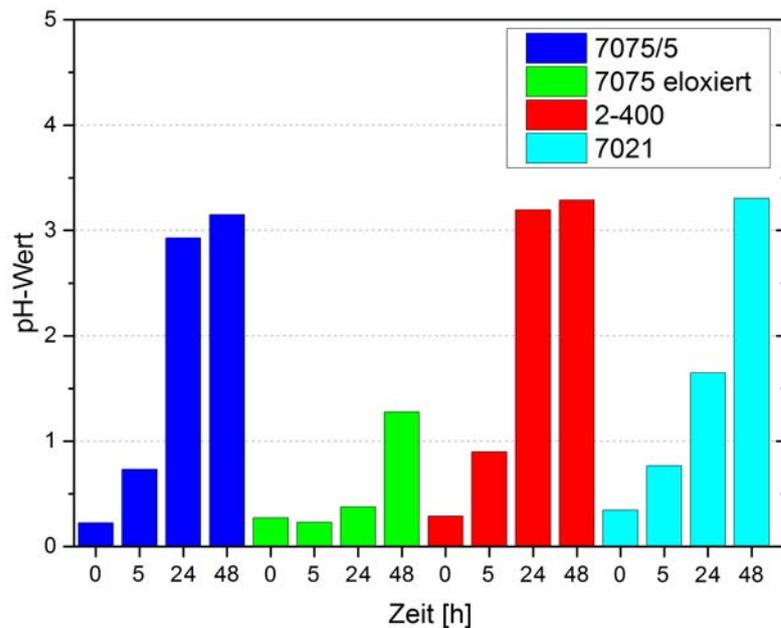


Abbildung 4.23: Änderung des pH-Werts während den Auslagerungsversuchen

## 4.4 Bauteilähnliche Versuche

### 4.4.1 Makroskopische Untersuchungen

Der Vollständigkeit halber befinden sich in Anhang C Bilder der makroskopischen Untersuchungen der Bauteile nach den Versuchen. Auf Grundlage dieser Bilder, kann allerdings kein Vergleich der Legierungen angestellt werden.

### 4.4.2 Mikroskopische Untersuchungen

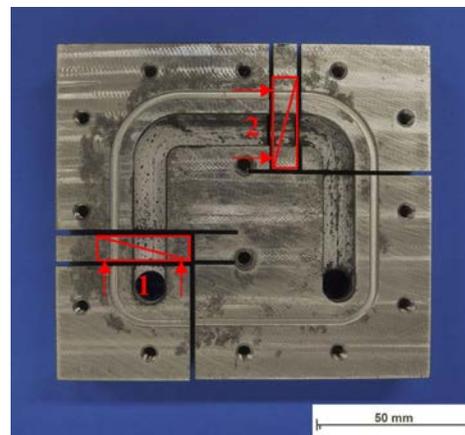


Abbildung 4.24: Probenentnahme für die Versuchskörper des Durchflussversuchs

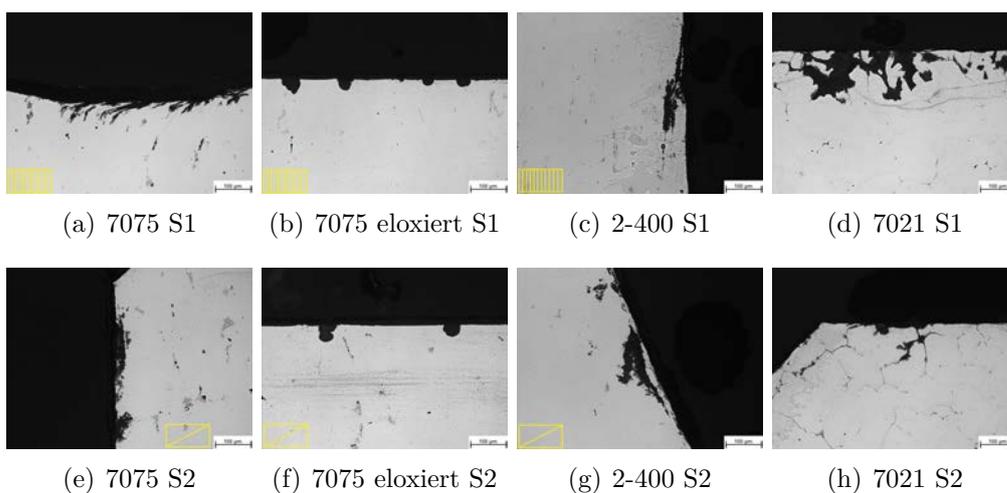


Abbildung 4.25: Mikroskopie an Kreislauf B1

Abbildung 4.25 zeigt die mikroskopischen Aufnahmen des Kreislaufs B1. Dieser, mit deionisiertem Wasser betriebene Kreislauf, zeigt für die gewalzten Werkstoffe das erwartete Korrosionsverhalten. Die 7075 Legierung ist deutlich stärker angegriffen als die 2-400 Legierung. Beim eloxierten Bauteil ist in Abständen Lochkorrosion ersichtlich. Die Gusslegierung zeigt auffallend große Korrosionserscheinungen an den Flächen, die direkt mit den Stahlteilen in Berührung waren (siehe Abbildung 4.25 d & h). Ihrem Aussehen zufolge handelt es sich um interkristalline Korrosion.

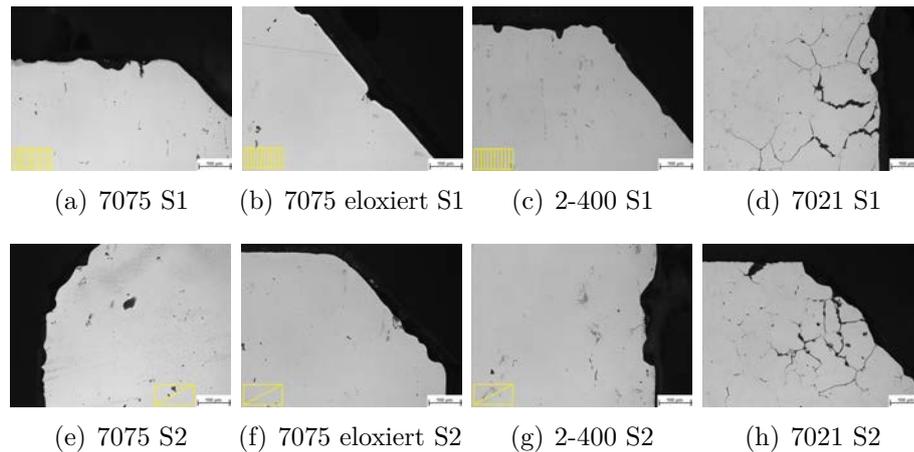


Abbildung 4.26: Mikroskopie an Kreislauf R1

Die mikroskopischen Betrachtungen des Kreislaufs R1 sind in den Bildern 4.26 (a) bis (h) angeführt. Auffallend bei den gewalzten Werkstoffen ist die loch- bzw. muldenförmig auftretende Korrosion. Die Kanten der Korrosionserscheinungen sind hierbei überraschend glatt. Der Gusswerkstoff zeigt das gleiche Erscheinungsbild wie in Kreislauf B1. Allerdings scheint der Werkstoffabtrag nicht so stark zu sein.

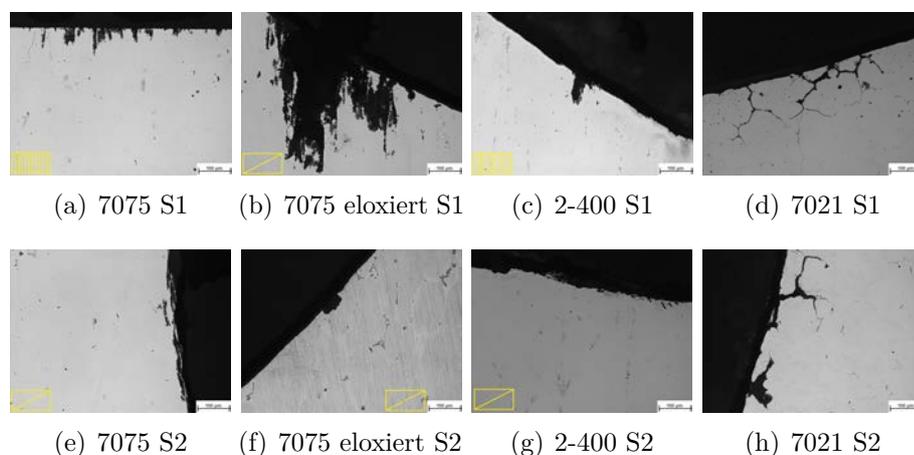


Abbildung 4.27: Mikroskopie an Kreislauf R2

Abbildung 4.27 stellt die mikroskopischen Untersuchungen des Versuchskreislaufs R2 dar. Im Vergleich zu den Abbildungen aus 4.26 sind hier bei den gewalzten Legierungen andere Korrosionserscheinungen ersichtlich. Diese erinnern, im Gegensatz zu den relativ glattkantigen Mulden in Kreislauf R1, mehr an Schichtkorrosion. Der Guss wiederum, zeigt auch hier die gleiche Korrosionserscheinung. Ein weiterer, auffallender Punkt bei diesem Versuch ist der Unterschied in den zwei Schnitten. So zeigt, im Gegensatz zum Kreislauf R2, der Versuch R1 in beiden Schnitten einigermaßen ähnliche Korrosionsformen. Anzumerken ist bei diesem Versuch, dass der eloxierte Werkstoff zwar an vielen Stellen kleine Anzeichen von Muldenkorrosion aufweist, aber lediglich an einer Stelle wirklich durchgebrochen ist (Abbildung 4.27 (b)).

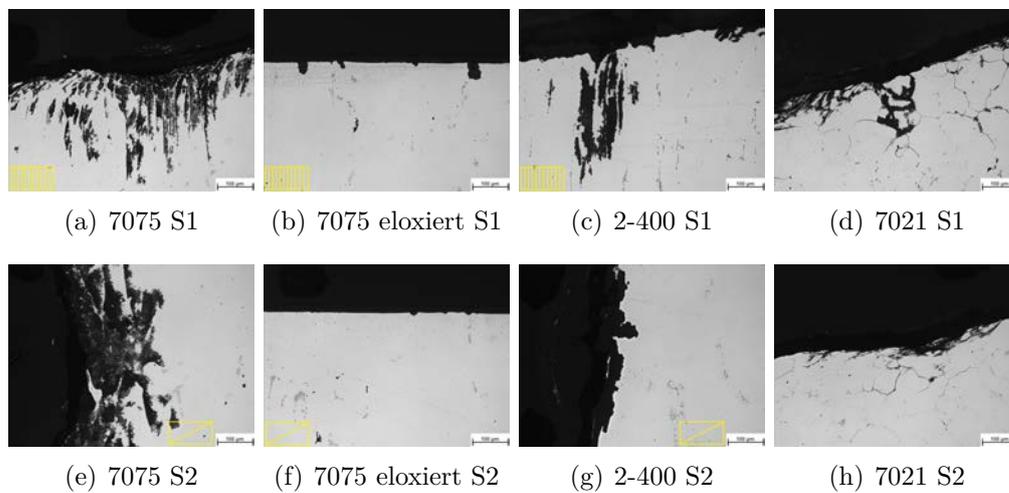


Abbildung 4.28: Mikroskopie an Kreislauf R3

Der Kreislauf R3 zeigt ein vergleichbares Verhalten zu Kreisläufen B1. Dies ist nicht stark verwunderlich, da der Elektrolyt bis auf die Leitfähigkeit der gleiche ist. Allerdings setzt sich auch hier der Trend fort, dass die beschichtete 7075 Legierung nur an einzelnen Stellen lochförmige Korrosion aufweist und die Gusslegierung interkristallin korrodiert.

#### 4.4.3 Messergebnisse

Tabelle 4.4 zeigt die Eigenschaften der unterschiedlichen Elektrolyte und die jeweilige Versuchsdauer der einzelnen Kreisläufe. Der Vergleich mit Tabelle 3.5 auf Seite 55 gibt Aufschlüsse über die Veränderungen des Elektrolyts durch die Versuche.

Tabelle 4.4: Elektrolyte nach den Versuchen

Versuch	Widerstand $R$ [ $\Omega$ ]	Leitfähigkeit $\sigma$ [ $\mu S/cm$ ]	pH-Wert	Prüfdauer [h]
B1	118000	51	6,833	1800
R1	112	53573	9,502	264
R2	108	55468	7,924	24
R3	9325	647	7,710	1500

Die Leitfähigkeit und der pH-Wert der Elektrolyte ist in allen vier Kreisläufen über die Versuchsdauer gestiegen. Tabelle 4.5 soll die Änderung der Leitfähigkeit und des pH-Werts verdeutlichen sowie die prozentuelle Steigerung selbiger darstellen. Wertmäßig erzielen die Kreisläufe R1 und R2 die größte Zunahme der Leitfähigkeit. Prozentuell gesehen hat allerdings B1 und R3 den größten Zuwachs. Beim pH-Wert hat sich lediglich Kreislauf R2 stark, im Vergleich zu den anderen, geändert.

Tabelle 4.5: Änderung der Leitfähigkeit und des pH-Werts in den unterschiedlichen Kreisläufen

Versuch	Änderung Leitfähigkeit $\sigma$ [ $\mu S/cm$ ]	[%]	Änderung pH-Wert	[%]
B1	49	2272	0,132	1,97
R1	448	0,84	0,211	2,27
R2	853	1,56	1,863	30,74
R3	83	14,75	0,133	1,76

Abbildung 4.29 zeigt die Temperaturmessung, die während des gesamten Versuchs an Kreislauf B1 aufgezeichnet wurde. Die Temperatur liegt während der gesamten Versuchsdauer in einem Bereich von ca. 32 °C bis ca. 36 °C. Diese Schwankungen ergeben sich durch die Änderung der Umgebungstemperatur.

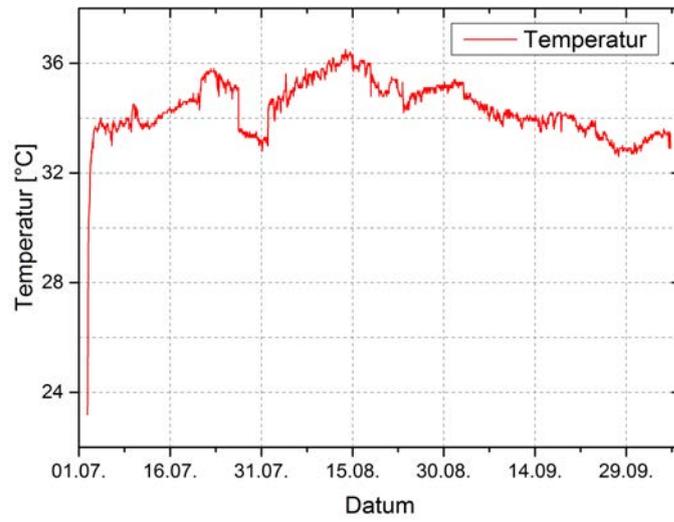


Abbildung 4.29: Temperaturaufzeichnung Kreislauf B1

## 4.5 FSP-Versuche

### 4.5.1 Zugversuche

Um einerseits die Herstellerangabe und andererseits die Vergleichbarkeit mit den FSP-Probekörpern zu gewährleisten, sind Zugversuche aller für die Versuche verwendeten Werkstoffe vorgesehen. Hierfür hat die Firma Alpla jeweils drei Flachzugproben der jeweiligen Werkstoffe lt. DIN 50125-E 5x10x50 gefertigt. Ebenfalls drei, geometrisch gleiche, Zugproben aus den FSP-Materialien werden an der Technischen Universität Graz gefertigt. Die Zugproben sind hierbei so aus den Platten geschnitten, dass die Zugrichtung normal zur Bearbeitungsrichtung des FS-Prozesses liegt. Abbildung 4.30 veranschaulicht die Probenentnahme der Zug- und Härteproben.

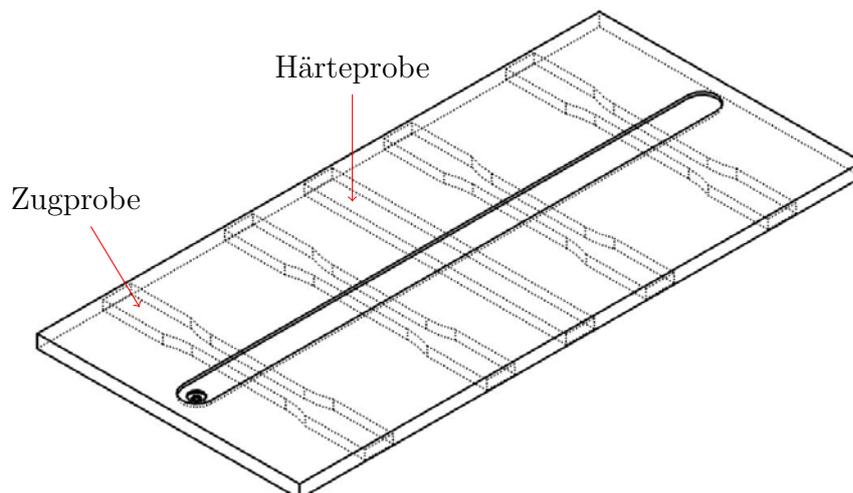


Abbildung 4.30: Lage der Zug- und Härteproben in FSP-Versuchskörpern

Das Vorgehen bei den Zugversuchen erfolgt nach DIN EN ISO 6892-1:2009-12 (Verfahren B). Überblicksmäßig sollen die wichtigsten Merkmale für die Durchführung der Untersuchungen dargestellt sein:

- **Traversengeschwindigkeit:** 1 mm/min
- **Vorkraft:** 200 N
- **Probentyp:** Flachprobe

Die Dokumentation und Verarbeitung sämtlicher Messerwerte erfolgt mittels Computer.

In Abbildung 4.31 sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven der unterschiedlichen Grundmaterialien dargestellt. Es handelt sich bei den jeweiligen Kurven um Mittelwerte aus drei Zugproben. Tabelle 4.7 und 4.6 veranschaulichen die Werte der einzelnen Zugproben.

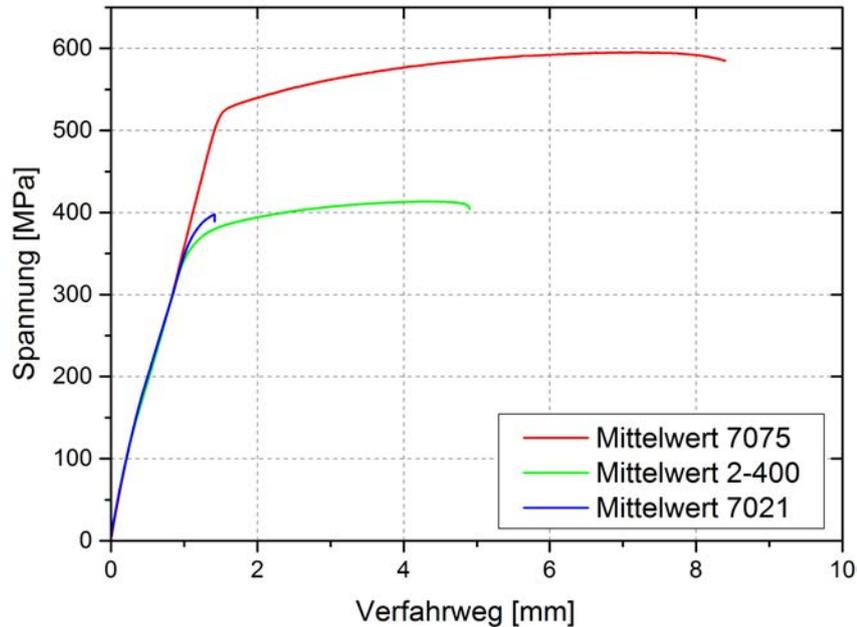


Abbildung 4.31: Spannungs-Dehnungs-Diagramm für die unterschiedlichen Werkstoffe

Tabelle 4.6: Dehngrenze  $R_{p0,2}$  der unterschiedlichen Grundmaterialien

Werkstoff	Probe 1 [MPa]	Probe 2 [MPa]	Probe 3 [MPa]	Mittelwert [MPa]	Standardabw. [MPa]
EN AW 7075-T651	525	533	520	526	6,6
Alumold® 2-400	358	357	358	358	0,6
Plancast® 7021-T73	383	382	381	382	1,0

Tabelle 4.7: Zugfestigkeit  $R_m$  der unterschiedlichen Grundmaterialien

Werkstoff	Probe 1 [MPa]	Probe 2 [MPa]	Probe 3 [MPa]	Mittelwert [MPa]	Standardabw. [MPa]
EN AW 7075-T651	593	603	589	595	7,2
Alumold® 2-400	414	412	414	413	1,2
Plancast® 7021-T73	399	398	396	398	1,5

Beim Vergleich der Werte aus Tabelle 4.7 und 4.6 mit Tabelle 3.1 wird ersichtlich, dass die Festigkeitswerte aus den Zugproben stets die gewährleisteten Festigkeitswerte der Hersteller überschreiten.

Abbildung 4.32 veranschaulicht ebenfalls Spannungs-Dehnungs-Kurven. Hierbei handelt es sich allerdings um die Zugproben der FSP-Proben. Die Zugbelastung erfolgt hierbei quer zur Bearbeitungsrichtung des FS-Prozesses.

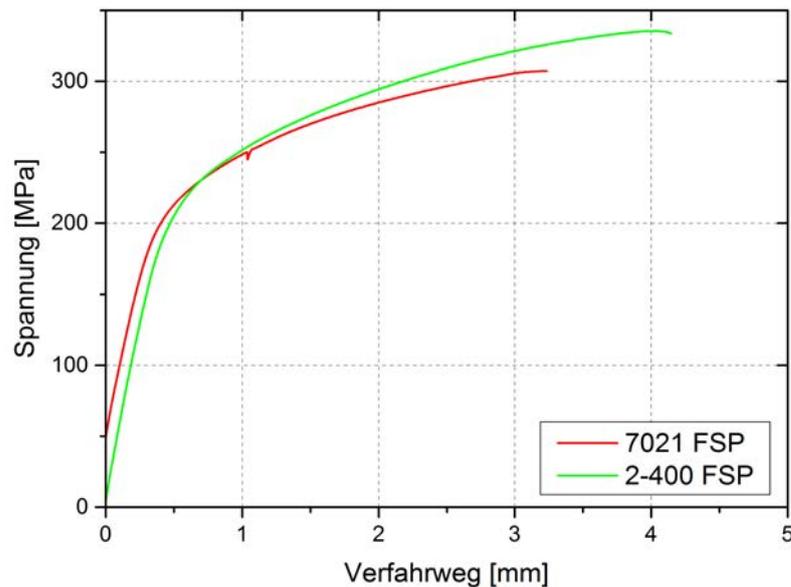


Abbildung 4.32: Spannungs-Dehnungs-Diagramm für die FSP-Proben quer zur Bearbeitungsrichtung

Tabelle 4.8: Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und Zugfestigkeit  $R_m$  der FSP-Proben quer zur Bearbeitungsrichtung

Werkstoff	Streckgrenze $R_{p0,2}$	Zugfestigkeit $R_m$
	[MPa]	[MPa]
Alumold® 2-400	230	335
Plancast® 7021-T73	230	307

Auffallend bei den Ergebnissen ist die geringere Bruchspannung der FSP-Zugproben im Vergleich zu den unbehandelten Materialien. Weiters ist markant, dass die Zugproben nicht in der thermomechanisch beeinflussten Zone (TMAZ), sondern in der Wärmeeinflusszone (HAZ) gerissen sind. Die Ursachen dafür werden in Kapitel 5.5 näher behandelt.

## 4.5.2 Härteprüfungen

Für die FS bearbeiteten Versuchskörper sollen Härteverläufe in einer Ebene normal zur Bewegungsrichtung des FSP-Werkzeugs ermittelt werden (siehe Kapitel 2.3.4.1). Die Härtemessungen orientieren sich an der EN ISO 6507-1:2005. Ein Auszug aus dieser Norm verdeutlicht die enthaltenen Anweisungen. Die Prüflinge müssen eine glatte Oberfläche aufweisen und von Fremdkörpern sowie Flüssigkeitsrückständen zufolge der Probenherstellung befreit sein. Bei der Durchführung sind Hinweise über die Prüfkraft, Wirkdauer des Eindringkörpers und weitere Randbedingungen dargestellt. Außerdem müssen die Versuche bei Temperaturen zwischen 10 °C und 35 °C stattfinden. Weiters ist zwischen den einzelnen Prüfpunkten ein Mindestabstand einzuhalten. Dieser richtet sich nach der mittleren Länge der Diagonalen der Prüfeindrücke. Er soll bei Leichtmetallen größer als das sechsfache dieser Länge sein. Der Abstand zum Rand des Prüfkörpers darf das dreifache der Diagonalenlänge nicht unterschreiten. Eine ausreichende Probendicke ist dann vorhanden, wenn die Probe dicker als die eineinhalbfache der Diagonalenlänge ist [67, S. 6-8].

Für die Bestimmung des Abstands zwischen den Prüfpunkten wird ein einzelner Eindruck gemacht. Der Abstand der mittleren Diagonalenlänge beträgt ca. 0,1 mm. Daher wird ein Abstand von 0,6 mm zwischen den Punkten gewählt. Die Härteprüfung erfolgt nach Härtesymbol HV 1, welches der sogenannten Vickers-Kleinhärteprüfung entspricht.

Die wichtigsten Informationen zum Härtetest sind in folgender Aufzählung angeführt:

- **Härteprüfmaschine:** EMCO Test M4C 025 G3M
- **Härtesymbol:** HV 1
- **Prüfkraft:** 9,81 N
- **Einwirkdauer:** 10,0 s
- **Abstand der Punkte:** 0,60 mm
- **Abstand zum Rand:** 3,5 mm

Durchgeführt werden jeweils 75 Messungen links und rechts der Bearbeitungsmittle. Umgerechnet mit dem Abstand der Messpunkte ergibt dies beidseitig eine Prüflänge von 45 mm. Die Auswertung der Messungen erfolgt manuell an der Härteprüfmaschine.

Abbildung 4.33 veranschaulicht die Ergebnisse der Kleinkrafthärtemessungen der unterschiedlichen FSP-Proben. Hierbei ist die Härte in Vickers auf der Ordinate aufgetragen.

Auf der Abszisse ist der Abstand des jeweiligen Messpunkts zur Mitte der bearbeiteten Zone (liegt hier bei Null) in Millimeter aufgetragen.

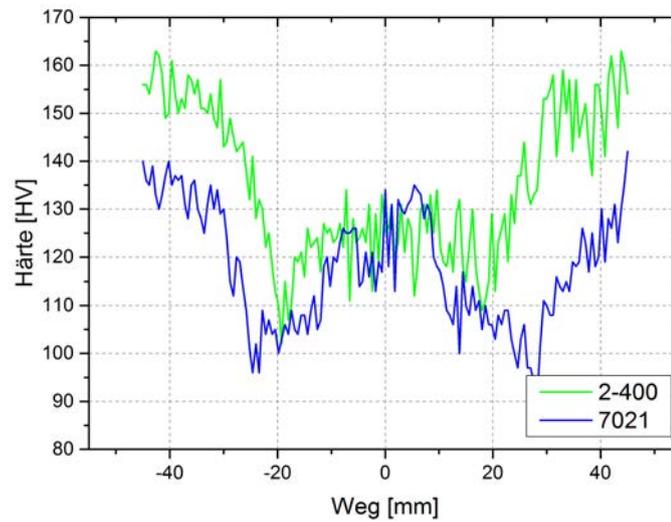


Abbildung 4.33: Ergebnisse aus den Härtemessungen

Tabelle 4.9 zeigt die minimalen und maximalen Härtewerte beim jeweiligen Abstand von der Mitte der bearbeiteten Zone.

Tabelle 4.9: Minimale und maximale Härtewerte

	<b>Abstand</b> [mm]	<b>2-400</b> [HV]	<b>Abstand</b> [mm]	<b>7021</b> [HV]
Grundmaterial		154		148
Minimale Härte	-19,20	102	28,20	90
Maximale Härte	-43,80	163	-40,20	140

### 4.5.3 Auslagerungsversuche

Aus den Zugversuchen geht deutlich hervor, dass die FSP-Proben eine geringere Bruchfestigkeit als die unbearbeiteten Materialien aufweisen. Daher wird an dieser Stelle entschieden, den Einfluss einer zusätzlichen Wärmebehandlung auf das mechanische Verhalten der FSP-Proben zu untersuchen. Ein vollständiger Wärmebehandlungszyklus scheint ungeeignet. Das Lösungsglühen hätte die Auflösung der mittels FS-Prozess erzeugten Feinkörner zur Folge. Die Entscheidung fällt daher nur auf das Ausscheidungsglühen. Das Ziel ist,

Ausscheidungen zu generieren, welche die Festigkeit steigern. Die Temperaturen beim Ausscheidungsglühen liegen bei AlZnMg Knetlegierungen, wie sie im vorhandenen Fall vorliegen, in einem Bereich von 50 °C bis 140 °C [20, S. 775-776]. In Tabelle 4.10 sind die Parameter der Auslagerungsversuche notiert.

Tabelle 4.10: Parameter der Auslagerungsversuche

Versuch	Temperatur	Auslagerungsdauer
	[°C]	[min]
A1	130	10
A2	130	2
A3	130	15

Danach erfolgt die Härtemessung, welche Aufschluss über die mechanischen Eigenschaften gibt. Die Abbildungen 4.34 und 4.35 zeigen sowohl die Härteverläufe der ausgelagerten Proben als auch die Härte der FS bearbeiteten Probe.

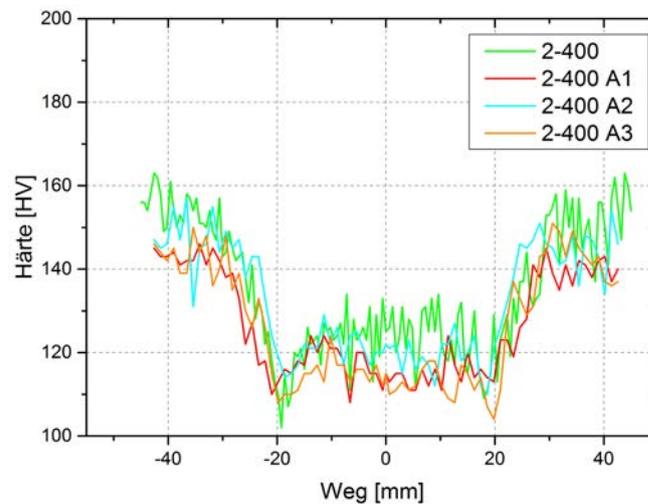


Abbildung 4.34: Ergebnisse der Härtemessung nach Auslagerung von 2-400

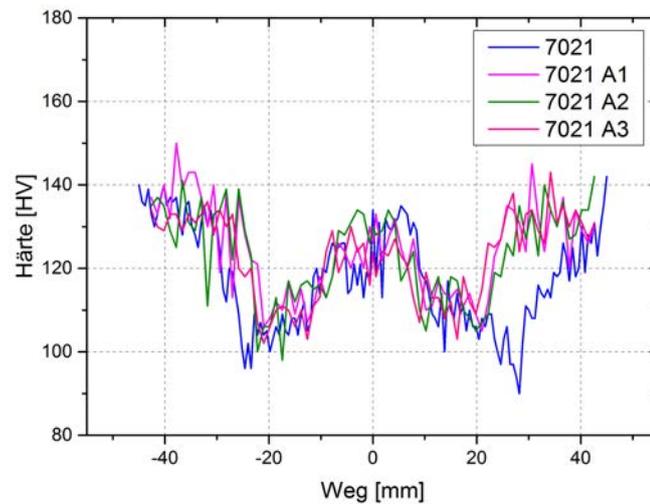


Abbildung 4.35: Ergebnisse der Härtemessung nach Auslagerung von 7021

Für den Werkstoff 2-400 kann von einem tendenziellen Rückgang der Härte (Überalterung - vgl. Kapitel 2.1.3.3 auf Seite 13) gesprochen werden. Bei der gegossenen Knetlegierung stellen sich in etwa die gleichen Werte ein. Somit ist eine positive Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften mit den angewendeten Wärmebehandlungen nicht durchführbar. Mit optimierten Parametern wäre evtl. eine Steigerung möglich. Dass die Härtewerte von EN AW 7075 trotz optimierter Parameter erreicht werden, ist unwahrscheinlich. Einerseits würde sich durch eine umfangreichere Wärmebehandlung das, durch FSP gebildete, Feinkorn tendenziell vergrößern. Andererseits ist es möglich, dass die Legierungselemente die beschränkenden Faktoren sind, und mit diesen Werkstoffen die Festigkeits- bzw. Härtewerte von EN AW 7075 nicht erreicht werden können.

# 5 Interpretation der Ergebnisse

## 5.1 Potentiostatische Versuche

Trotz der nicht einfachen Charakterisierung des elektrochemischen Verhaltens mittels Potentiostaten ist es gelungen, für die Grundmaterialien jeweils drei Kurven zur Bestimmung des Durchbruchpotentials sowie drei weitere Kurven durch den elektrochemischen Auslagerungsversuch, zu ermitteln.

Der Startpunkt für die Versuche liegt, wie bereits erwähnt, 0,1 V unterhalb des Ruhepotentials bzw. des OCP's. Die Größe dieser Werte gibt, bereits erste Aufschlüsse darüber, wie korrosionsbeständig ein Werkstoff ist. Tabelle 4.1 auf Seite 63 zeigt, dass der Gusswerkstoff die geringsten Ruhepotentiale aufweist. Selbst die OCP's der 2-400 Legierung sind wesentlich geringer als die von EN AW 7075. Dies bedeutet also im Umkehrschluss, dass anhand dieser Betrachtung die 7075 im vorliegenden Elektrolyten, das edelste Material ist und somit, bezogen auf das Potential, die geringste Korrosionsanfälligkeit besitzt. Erklären lässt sich diese Tendenz durch den höheren Kupfergehalt der Legierungen. Bis zum Durchbruchpotential wirkt sich diese Tatsache auch positiv auf das Korrosionsverhalten der Legierung aus. Allerdings erweist es sich über dem Durchbruchpotential als Nachteil, da dort die kupferhaltigen Ausscheidungen die Korrosion beschleunigen. Zu erkennen ist diese Tendenz an den Stromdichte-Spannungs-Kurven von 7075 und 2-400 in Abbildung 4.5 auf Seite 66. Zwar beginnt die 2-400 Legierung früher zu korrodieren, ab einem Potential von 1,45 V steigt der gemessene Korrosionsstrom der 7075 Legierung deutlich stärker an. Es kann somit gesagt werden, dass ab diesem Zeitpunkt mit steigendem Potential der Korrosionsangriff bei der 7075 Legierung stärker voranschreitet.

Somit hat sich die in Anlehnung an [27, S. 689] beschriebene Erweiterung des Passivitätsbereichs und die Problematik der Ausscheidungen im Zusammenhang mit dem höheren Kupfergehalt aus Kapitel 2.2.1.1 bestätigt.

Die Gusslegierung zeigt ein vollkommen anderes Bild. Ein sehr starker Anstieg des Stroms bei sehr geringem Potential wird ersichtlich. Es stellt sich nun die Frage, ob die unterschiedlichen Kompensationsverfahren das Ergebnis beeinflussen und für das völlig andere

Aussehen der Kurve verantwortlich sind. Grundsätzlich beeinflusst die Höhe der Kompensation die Steigung der Kurve. Höhere Kompensation hat einen stärkeren Anstieg der Kurven zur Folge. Sowohl die 2-400 Legierung als auch die Gusslegierungen sind quasidynamisch kompensiert worden. Dennoch zeigt sich ein vollkommen anderer Kurvenverlauf. Die Strom-Potential-Kurven der 2-400 Legierung ähneln trotz anderer Kompensation mehr den Kurven der 7075 Legierung als denen des Gusswerkstoffs. Es scheint also, dass das Verhalten im Potentiostaten weniger durch die Kompensation, sondern durch die Werkstoffeigenschaften an sich, beeinflusst wird.

Es folgt nun die genauere Interpretieren der Auslagerungsversuch aus Abbildung 4.10 auf Seite 68. EN AW 7075 zeigt einen relativ konstanten Korrosionsstrom in einem Bereich von 0,60 mA bis 0,85 mA. Die 2-400 Legierung weist zu Beginn der Auslagerung zuerst einen Anstieg, danach allerdings einen starken Rückgang des Korrosionsstroms auf. Dieser Verlauf deutet auf eine starke Reaktion zu Beginn des Versuchs hin, wird aber mit der Zeit immer schwächer. Eine erneute Passivierung der Legierung könnte der Grund für dieses Werkstoffverhalten darstellen. Auch dieses Ergebnis deckt sich mit den Überlegungen, dass die 7075 Legierung ab dem Durchbruchpotential stärker korrodiert als die 2-400 Legierung. Der quasi nicht vorhandene Korrosionsstrom über die gesamte Zeitdauer des Versuchs am Gusswerkstoff lässt zwei Schlussfolgerungen zu. Einerseits kommt es durch die Wahl eines zu geringen Durchbruchpotentials zu keiner wesentlichen Reaktion zwischen dem Elektrolyt und dem Werkstoff in der Flachzelle. Andererseits liegt der gemessene Korrosionsstrom erst nach ca. 100 s bei 0 mA, was ebenfalls auf eine Passivierung des Werkstoffs schließen lässt.

Die Betrachtung der am Mikroskop untersuchten Schlifffbilder zeigt für die gewalzten Legierungen 7075 und 2-400 die gleiche Tendenz. Lochkorrosion mit Ansätzen für interkristalline Korrosion sind erkennbar. Da die Norm für die Untersuchung von interkristalliner Korrosion vorgesehen ist, kann von einer erfolgreichen Durchführung der Versuche gesprochen werden. Wie anhand der Bilder ersichtlich, ist tendenziell von einem stärkeren Angriff an der 7075 Legierung zu sprechen. Die Gusslegierung zeigt an der Oberfläche ebenfalls einen leichten, lochförmigen Korrosionsangriff. Die Knetlegierungen sind allerdings viel stärker korrodiert. In Anbetracht der Strom-Zeit-Kurven scheint dieses Verhalten logisch. Zwar hat die Gusslegierung das Durchbruchpotential erreicht, in weiterer Folge ist allerdings kein Strom geflossen, der den Werkstoff zum Korrodieren bringt.

## 5.2 Korrosionstruhe

Die optische Betrachtung der Prüfkörper aus der Korrosionstruhe lassen auf den ersten Blick eine recht klare Aussage zu. Die 7075 Legierung zeigt den stärksten Korrosionsangriff von allen. Die ebenfalls gewalzte 2-400 Legierung sowie 7021 in gegossenem Zustand, zeigen einen ähnlich starken Angriff. Ohne jeglichen Angriff sind die Versuche an den eloxierten Bauteilen geblieben.

Der Werkstoff 2-400 weist nach zweistündiger Versuchsdauer bei der optischen Betrachtung die stärksten Korrosionsspuren auf. Nach 48 h ist die 7075 Legierung allerdings weit stärker korrodiert. Diese Tatsache deckt sich mit den Erkenntnissen aus den potentiostatischen Messungen. Der Werkstoff 2-400 bricht also schneller durch, korrodiert in weiterer Folge weit weniger schnell als EN AW 7075.

Der Gusswerkstoff zeigt die zu erwartenden Korrosionserscheinungen in Form von interkristalliner Korrosion, welche sehr stark ausgeprägt sind.

Bezogen auf den Salzsprühnebeltest, kann somit die 2-400 Knetlegierung als beständigster Werkstoff betrachtet werden.

### 5.3 Chemischer Auslagerungsversuch

Für das Hervorrufen von schichtförmiger Korrosion an den unterschiedlichen Legierungen, dient der Test lt. ASTM G34. Wie zu erwarten, sind bei den gewalzten Werkstoffen auch tatsächlich schichtförmige Korrosionsspuren entstanden. Interessanterweise sind hier die Korrosionserscheinungen an der 2-400 Legierung stärker ausgeprägt, als bei den anderen Versuchen. Eindeutige Begründung lässt sich dafür keine finden. Möglicherweise stammen die Probekörper aus unterschiedlichen Regionen (Rand bzw. Mitte) des Walzerzeugnisses. Argumentieren lässt sich dies, durch die deutlich unterschiedlichen Schichtdicken der Korrosionsprodukte (vgl. 7075 und 2-400 in Abbildung 4.21).

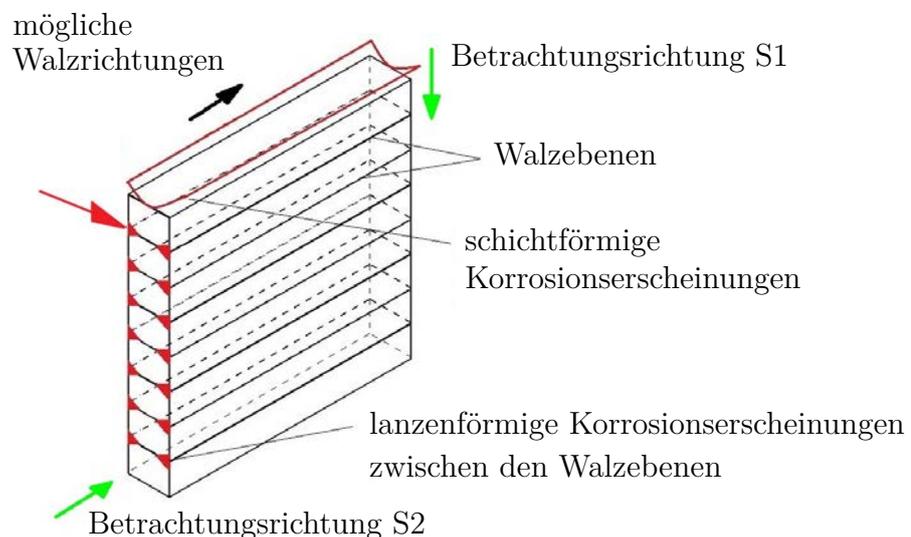


Abbildung 5.1: Zusammenhang zwischen Walzebenen und Korrosionserscheinung

Abbildung 5.1 soll die Lage der Walzebenen und den damit verbundenen Einfluss auf das Erscheinungsbild der Korrosion verdeutlichen und dem besseren Verständnis der folgenden Beschreibungen dienen.

Auf den ersten Blick sehen die Korrosionserscheinungen der 7075 Legierung in Schnitt 1 bzw. Schnitt 2 sehr ähnlich aus. Bei genauerem Hinsehen ist allerdings einen Unterschied zu erkennen. Schnitt 1 betrachtet den gewalzten Werkstoff normal zur Walzrichtung. Schnitt 2 hingegen in Walzrichtung. Deshalb sind in Schnitt 2 schärfere Konturen des Korrosionsangriffs entlang der Walzebenen erkennbar.

Die typischen, schichtförmigen Korrosionsprodukte entstehen an den Schnittkanten und wandern „zwischen“ den Walzebenen in Richtung des roten Pfeils und führen somit zum

schichtförmigen Ablösen des Werkstoffs(siehe Abbildung 5.1), was die Beschreibung von [28, S. 205] bestätigt.

Markant ist der Einfluss des Elektrolyten auf das künstlich aufgebraute Eloxal. Die normal auf den Walzebenen liegende Schutzschicht ist bei weitem nicht so beständig, wie die Schutzschicht, welche parallel zu den Walzebenen liegt. Ersichtlich ist diese Tatsache in Abbildung 4.21. Hier sind im Vergleich zum artgleichen Werkstoff 7075 ohne Schutzschicht keine schichtförmigen Korrosionsprodukte an der Werkstückkante, parallel zu Walzebene, ersichtlich. Es spielt also die Lage der Walzebenen nicht nur beim unbehandelten, sondern auch beim eloxierten Bauteil eine wichtige Rolle.

## 5.4 Bauteilähnliche Versuche

Die Interpretation der Durchflussversuche gliedert sich in zwei Teile. Einerseits erfolgen die Versuche R1 und R2 in Elektrolyten mit einem pH-Wert, in welchem Aluminiumlegierungen und deren Oxidschicht als nicht stabil gelten. Die Kreisläufe B1 und R3 sind mit Elektrolyten in Betrieb, welche für Aluminium lt. Literatur unkritisch sind.

Die Durchflussversuche in R1 und R2 haben den starken Einfluss eines zu hohen bzw. niedrigen pH-Werts auf das Korrosionsverhalten der Aluminiumlegierungen bestätigt. Sowohl bei zu hohem (größer 9), aber auch zu geringem (kleiner 5) pH-Wert, wird die natürliche Oxidschicht der Legierungen in sehr kurzer Zeit stark angegriffen. Die beiden Versuche wurden innerhalb kurzer Zeit abgebrochen. Auffallend sind die unterschiedlichen Korrosionserscheinungen in den Kreisläufen. So zeigt sich die Tendenz, dass bei geringem pH-Wert die Korrosionserscheinungen eher schichtförmig ausgeprägt sind, bei hohem pH-Wert lochförmige Korrosionsprodukte das Aussehen bestimmen. Diese Tendenz deckt sich mit dem chemischen Versuch, der bei sehr geringem pH-Wert durchgeführt wird. Für den Gusswerkstoff lässt sich kein Unterschied ausmachen.

Die Versuche B1 und R3 sind in pH-neutralen Elektrolyten getestet worden. So weisen diese einen pH-Wert von ca. 6 bis 7 und eine Leitfähigkeit von  $2 \mu\text{S}/\text{cm}$  bzw.  $564 \mu\text{S}/\text{cm}$  zu Beginn der Versuche auf. Die Bedeutung der Leitfähigkeit hat sich durch die Versuche deutlich relativiert. Obwohl die Leitfähigkeit in Kreislauf B1 geringer als in R3 ist, sind die Korrosionserscheinungen ähnlich stark ausgeprägt. Durch die geringe Leitfähigkeit in Kreislauf B1 kann zwar die Korrosion verzögert, aber nicht aufgehalten werden. Zusätzlich haben die Messungen gezeigt, dass die Leitfähigkeit prozentuell in Elektrolyten mit geringer Leitfähigkeit stärker als bei jenen mit höherer Leitfähigkeit steigt. Somit kann gesagt werden:

**Obwohl die Elektrolyte einen pH-Wert aufweisen, bei dem Aluminiumlegierungen als stabil gelten, und die Leitfähigkeit sehr gering bis klein ist, korrodieren die Bauteile in relativ kurzer Zeit. Es muss scheinbar einen anderen, wesentlichen Einfluss auf das Korrosionsverhalten geben.**

Dies führt zur näheren Betrachtung des Versuchsaufbaus. Die durchströmten Bauteile sind, wie auch im korrodierten Bauteil, mit Stahlteilen verschraubt. Diese Tatsache rückt die Materialpaarung Stahl-Aluminium in den Fokus der Betrachtungen. Eine Wechselwirkung dieser beiden Materialien, kann durch zwei Aspekte begründet werden. Einerseits ist das Korrosionsverhalten der 2-400 Legierung in fast allen Untersuchungen besser als das von EN

AW 7075. Bei den Durchflussversuchen sind die Korrosionserscheinungen allerdings gleich stark ausgeprägt. Andererseits scheint die Eloxalschicht die Stahlteile vom Aluminium so zu trennen, dass diese Wechselwirkung nicht zur vollen Entfaltung kommt. An den eloxierten Bauteilen sind nämlich nur leichte Spuren von Lochkorrosion aufgetreten.

Leider kann diese Annahme nicht mit einem Versuch belegt werden, da keine Umpumpversuche ohne Stahlteile durchgeführt wurden.

Diese Überlegungen stehen allerdings im kompletten Gegensatz zu der Annahme, dass die Korrosionsschäden an gewissen Produktionsstandorten zufolge des Kühlwassers auftreten. Ebenfalls sind die Beschreibungen aus Kapitel 2.2.1.2, in welchem auf die Bedeutung des Elektrolyts und seiner Leitfähigkeit eingegangen wird, für diesen Fall außer Kraft gesetzt. Auf Basis dieser Information stellt sich die Frage, was der Grund für das Versagen einzelner Werkzeugformen sein kann. Dieser Gedankengang führte zur Überlegung ob, die im Einsatz befindlichen Stahl-Aluminium-Kombinationen zwangsläufig mit dem Elektrolyt in Kontakt sind. Die Betreuungsperson seitens der Firma Alpla mit dieser Frage konfrontiert stellt sich heraus, dass in den Werkzeugen zwar sehr oft die Kombination Stahl-Aluminium im Einsatz ist (abhängig von der Maschinenplattform), ein Kontakt der beiden mit dem Kühlwasser aber nicht immer gegeben ist. Im vorliegenden Schadensfall aus Mexiko, welcher in der Schadensanalyse untersucht wurde, ist der Kontakt der Materialpaarung Stahl-Aluminium gegeben. Folglich kann nur die Kombination aus Stahl, Aluminium in direktem Kontakt mit dem Kühlwasser der Grund für das Versagen sein.

Vergleicht man nun die Legierungen an sich, so kann für diese Versuche keine Legierung bzgl. des Korrosionsverhalten hervorgehoben werden. Alle Legierungen zeigen deutliche Spuren von Korrosion und sind in den jeweiligen Kreisläufen gleich stark ausgeprägt. Lediglich die eloxierten Bauteile sind, wie bereits erwähnt, mit geringen Spuren von Lochkorrosion schwächer korrodiert.

Fassen wir nun die Erkenntnisse dieser Interpretation zusammen:

- Für das Auftreten von Korrosionserscheinungen bei zukünftigen Schadensfällen ist die Bestimmung des pH-Werts unablässig. Dies kann mitunter schon einen wichtigen Hinweis darüber geben, warum ein Korrosionsschaden eingetreten ist.
- Von gleicher Bedeutung scheint jedoch die Dokumentation darüber, mit welchen Materialien die korrodierten Bauteile verbaut worden sind und ob diese mit dem Elektrolyt in Kontakt gewesen sind. Die Leitfähigkeit kann eher als Maß dafür gesehen werden, wie schnell das Bauteil korrodiert.

## 5.5 FSP-Versuche

Die geätzten Schlifffbilder in Kapitel 3.6.2 auf Seite 62 stellen das deutlich verfeinerte Gefüge des Werkstoffs in der bearbeiteten Zone dar. Da diese Bilder alleine jedoch keine Rückschlüsse auf die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe zulassen, ist die Durchführung von Zugproben und Härtemessungen an den bearbeiteten Proben unumgänglich. Die Interpretation selbiger erfolgt in den beiden nächsten Unterpunkten und gibt Aufschlüsse über die Auswirkungen des Rührreibprozesses.

### 5.5.1 Zugversuche

Wie bereits erwähnt, sind die FS bearbeiteten Zugproben (Belastung quer zur Bearbeitungsrichtung) nicht in der bearbeiteten Zone, sondern in der Wärmeeinflusszone (HAZ) gebrochen. Dies lässt auf eine qualitativ hochwertige Bearbeitungszone und somit auf richtige Prozessparameter schließen. Betrachtet man allerdings die Festigkeitswerte in Tabelle 4.7 bzw. 4.6 des unbearbeiteten Materials und die Werte aus Tabelle 4.8 des bearbeiteten Materials, fallen die wesentlich geringeren Werte bzgl. der maximalen Zugspannung auf. Dieser Abfall ist augenscheinlich auf die Beeinflussung des Materials durch die Wärmeeinbringung zufolge des FS-Prozesses zurückzuführen. Durch den hohen Energieeintrag während der Bearbeitung, verändert sich das Werkstoffverhalten nicht nur in der Bearbeitungszone sondern auch in den umliegenden Bereichen (HAZ). Es ist sehr wahrscheinlich, dass die bereits durch die Wärmebehandlung vorhandenen Ausscheidungen gewachsen sind, und somit die Werkstoffe durch den Rührreibprozess quasi „gealtert“ sind. Auch eine völlige Auflösung der Ausscheidungen ist durch diesen Wärmeeintrag möglich.

### 5.5.2 Härtemessungen

Grundsätzlich ist es nicht überraschend, dass bei der Bearbeitung ausscheidungsgehärteter Aluminiumlegierungen mittels FSP, die Härte gegenüber dem Grundmaterial in den beeinflussten Zonen vermindert wird.

Vergleicht man Abbildung 4.33 auf Seite 90 mit Abbildung 2.21 auf Seite 39, so sind die ähnlichen Kurvenverläufe auf den ersten Blick zu erkennen. Es soll zunächst die gewalzte Legierung 2-400 betrachtet werden. Trotz Verwendung eines relativ ähnlichen FSP-Werkzeugs wie [51, S. 422], welcher eine 7075 Legierung bearbeitet hat, ist der Abstand

des geringsten Härte werts zur Bearbeitungsmitte deutlich größer als in den Ergebnissen aus Abbildung 2.21. Noch größer ist der Abstand des geringsten Härte werts bei der Gusslegierung. Auch Unterschiede in der Größenordnung der Härte werte sind erkennbar. So weist die Gusslegierung in der Nugget Zone die höheren Härte werte als die 2-400 Legierung auf, ist aber ansonsten, wie auch beim Grundmaterial, deutlich kleiner.

Fasst man diesen Absatz zusammen, so sind die Legierungen 2-400 und 7021 zwar mit den gleichen Parametern bearbeitet worden, die Beeinflussung durch die eingebrachte Wärme ist allerdings unterschiedlich.

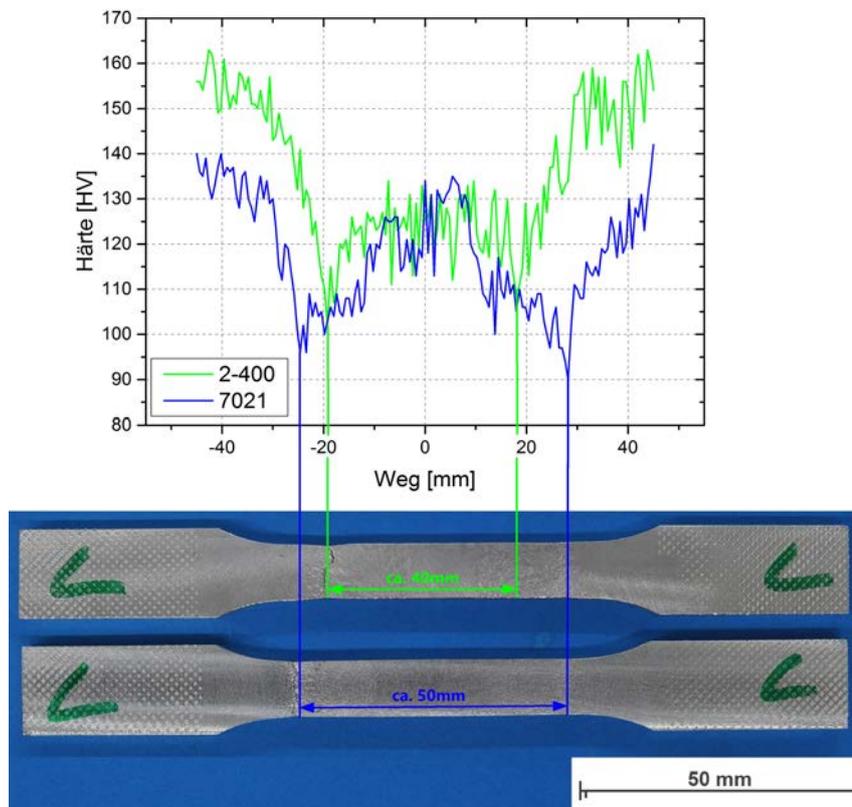


Abbildung 5.2: Zusammenhang zwischen Härtefeld und Zugversuch

Eine Gegenüberstellung der gerissenen Zugproben und Härtemessungen soll den Zusammenhang der Härte und Zugfestigkeit darstellen. Die minimale Härte des Materials liegt gleich weit von der Nugget-Zone entfernt wie die Bruchfläche der Zugprobe. Abbildung 5.2 veranschaulicht diese Beschreibung. Durch die Wärmebeeinflussung des Materials reißt die Zugprobe im schwächsten Querschnitt. Dieser liegt genau im Bereich, in dem die geringste Härte detektiert worden ist.

Der Versuch, die mechanischen Eigenschaften durch ein neuerliches Auslagern der Versuchs-

körper zu steigern führt zu keinem Erfolg. Nachgewiesen wurde dies mittels Härtemessungen. Die Form des Kurvenverlaufs ändert sich zwar nicht, allerdings sinkt die Härte über den gesamten Querschnitt. Es scheint also, dass durch die Wärmebehandlung mit den gewählten Parametern keine neuen Ausscheidungen erzielt werden können.

## 5.6 Erfassung von Schadensfällen

Um die größtmöglichen Erkenntnisse aus einem vorliegenden Schadensfall zu gewinnen und diese Informationen in einem Formular zu erfassen, werden folgende Überlegungen, auf Basis der erlangten Ergebnisse dieser Arbeit, angestellt:

Zur Erfassung der vorliegenden Situation denken wir an die Aussagen von F. Ostermann auf Seite 22 der vorliegenden Arbeit, auf welcher die Ursachen für Korrosion beschrieben werden. Es ist daher auf alle Fälle sinnvoll, eine Wasseranalyse als Sofortmaßnahme bei Korrosionsproblemen einzuleiten, um den Elektrolyten vollständig zu erfassen. Mit den bereits gewonnenen Erkenntnissen, scheint die Bestimmung des pH-Werts die größte Bedeutung zu haben. Die Dauer der tatsächlich vorliegenden Einwirkzeit wird kaum bis gar nicht zu erfassen sein. Es sollte aber auf jeden Fall das Auslieferungsdatum und das Datum beim Versagen der Form dokumentierbar sein.

Bezüglich der Werkstoffe muss recherchiert werden:

- Aus welchem Werkstoff besteht das korrodierte Bauteil (genaue Bezeichnung mit Hinweisen auf Herstellprozess und Wärmebehandlung)
- Mit welchen Werkstoffen war das korrodierte Bauteil in eingebautem Zustand in Kontakt
- Ist eine mögliche Werkstoffpaarung in direktem Kontakt mit dem Kühlwasser

Nach diesen beschriebenen Gesichtspunkten wurde ein Formular erstellt, welches sich im Anhang A der Diplomarbeit befindet.



# 6 Zusammenfassung

Die folgenden Kapitel fassen die Ergebnisse der Versuche und Untersuchungen an den unterschiedlichen Aluminiumlegierungen zusammen. Neben einem Resümee über den Einfluss auf das mechanische Verhalten der Werkstoffe durch den FS-Prozess, liegt das Hauptaugenmerk auf der Art und Intensität sämtlicher Korrosionserscheinungen zufolge der Korrosionstests.

## 6.1 Potentiostatische Versuche

Die elektrochemischen Korrosionsversuche mittels Potentiostaten haben durch einen zweiseitigen Test interessante Erkenntnisse zutage gebracht.

Im ersten Abschnitt wurde das Durchbruchpotential der Legierungen bestimmt. Das Durchbruchpotential ist das kritische Potential, ab welchem die Korrosion an einem Werkstoff voranschreitet. Je größer das Durchbruchpotential, desto geringer ist die Gefahr, dass ein Werkstoff korrodiert. Zuzufolge dieses Versuchs, hat die Legierung EN AW 7075 das höchste Durchbruchpotential, gefolgt von 2-400 und 7021.

Der zweiten Teil wurden neue Prüfkörper mit dem Durchbruchpotential beaufschlagt, und der sich einstellende Korrosionsstrom über eine gewisse Zeitdauer gemessen. Mit diesem Test kann das zeitliche Verhalten des Werkstoffs über dem kritischen Potential analysiert werden. Aufgrund eines sehr geringen Korrosionsstrom, hat sich die Legierung 7021 vor 2-400 und 7075 als bester Werkstoff erwiesen.

Diese beiden Absätze zusammengefasst bedeutet das:

- Die 7075 Legierung benötigt die höchsten Potentialunterschiede damit Korrosionsvorgänge starten. Ist dieser Potentialunterschied erreicht, korrodiert sie allerdings sehr schnell.

oder im Umkehrschluss

- Die Legierung 7021 beginnt im Vergleich zu den anderen Legierungen früher zu korrodieren, dafür ist der Fortschritt des Korrosionsangriffs sehr langsam.

Abschließend sind noch die potentiostatischen Messungen an der eloxierten Legierung zu erwähnen. Aufgrund von Oberflächeneffekten durch das Eloxal, konnten keine Ergebnisse erzielt werden.

## 6.2 Chemische Versuche

Der anhand von ASTM G34 durchgeführte Test, zum Hervorrufen von Schichtkorrosion, zeigte an den gewalzten Legierungen die gleichen Korrosionserscheinungen wie die versagten Bauteile der Firma Alpla. Diese Korrosionserscheinungen sind allerdings nur in gewissen Schnitten zu erkennen. Dadurch ist auch die Lage der Walzebenen und deren Bedeutung sichtbar in Erscheinung getreten. Die Korrosion wandert hierbei immer „zwischen“ den Walzebenen und von Schnittkanten ausgehend, ins Innere der Bauteile. Dies führt zur schichtförmigen Auflösung des Metalls. Da die gegossene Knetlegierung diese Walzstruktur nicht aufweist, ist hier abermals die interkristalline Korrosion die vorherrschende Korrosionsform.

Beurteilt man die Ausprägung der Korrosionsprodukte, so ist der Angriff an der 2-400 Legierung stärker als bei EN AW 7075. Dies entspricht allerdings nicht der Tendenz der anderen Versuche. Ein möglicher Grund kann der Ort der Probenentnahme aus dem Walzerzeugnis sein.

## 6.3 Durchflussversuche

Die Durchflussversuche am eigens konstruierten Prüfstand haben einige Aufschlüsse über den Elektrolyten und dessen Einfluss auf das Korrosionsverhalten gebracht. Aber, und in diesem Kontext als wichtiger zu betrachten, ist der Einfluss der vorhandenen Materialpaarungen und des Elektrolyts.

Zwei Kreisläufe sind mit hohen bzw. niedrigen pH-Werten und hoher Leitfähigkeit betrieben worden. Diese sind nach kürzester Zeit gestoppt worden, da die Legierungen und deren Oxidschicht in solchen Medien nicht stabil sind.

Die anderen beiden wurden in einer Umgebung mit neutralem pH-Wert getestet. Auch die Leitfähigkeit in diesen Kreisläufen war zu Beginn klein bis sehr klein. Am Ende der Versuche stellten sich die Korrosionserscheinungen in beiden Kreisläufen als annähernd gleich dar. Obwohl der pH-Wert und die Leitfähigkeit sehr gering sind, ist es trotzdem zu deutlichen Korrosionserscheinungen gekommen. Dies lässt die Vermutung aufkommen, dass ein wesentlicher Grund für die starken Korrosionserscheinungen in den Werkzeugformen der Firma Alpla, die Materialpaarung Aluminium-Stahl darstellt. Da diese Kombination aber weltweit zum Einsatz kommt und nicht überall Korrosionsprobleme bestehen, muss ein anderer Aspekt von großer Bedeutung sein. Nach Rücksprache mit der Firma Alpla stellte sich heraus, dass zwar die Kombination Aluminium-Stahl alltäglich ist, allerdings nur bei wenigen Werkzeugen (wie im Schadensfall) diese Materialpaarung auch direkt in Kontakt mit dem Kühlwasser steht.

Somit kann als Ursache für das Auftreten der Korrosion der Standort ausgeschlossen, sehr wohl aber die Kombination von Stahl und Aluminium in Kontakt mit dem Kühlwasser, verantwortlich gemacht werden.

## 6.4 Friction Stir Processing

Das Ziel, mittels FSP, die mechanischen Eigenschaften der 2-400 sowie der Gusslegierung zu verbessern, konnte nicht erreicht werden. Durch die Wärmeeinbringung während des Rührreibprozesses, ist die Zugfestigkeit im Vergleich zu den unbearbeiteten Proben deutlich gesunken.

Auch eine neuerliche Wärmebehandlung der bearbeiteten Materialien führte zu keiner Steigerung von Härte und Zugfestigkeit in der bearbeiteten Zone. Somit stellt der FS-Prozess für die untersuchten Legierungen und den angewendeten Parametern keine Möglichkeit für die Firma Alpla dar, die untersuchten Werkstoffe in ihrer Festigkeit zu verbessern.



# 7 Ausblick

Für dieses Kapitel sollen die interpretierten Ergebnisse sachdienliche Hinweise für das zukünftige Vorgehen geben. Ziel soll es sein, das Auftreten von Korrosion zu vermeiden aber auch den Umgang mit möglichen Schadensfällen durch Korrosion zu beschreiben.

## 7.1 Werkstoffe

Die Materialpaarung Stahl-Aluminium in direktem Kontakt mit dem Kühlwasser sollte in Zukunft durch

- Konstruktive Lösungen
- Entkopplung der beiden Materialien (Bsp. Eloxal)

unbedingt vermieden werden.

Für eine schnelle Aussage über das Verbesserungspotential, könnten Umpumpversuche ohne Stahlteile eine sinnvolle Ergänzung darstellen.

Folgende Möglichkeiten sollten außerdem in Betracht gezogen werden:

- Werkstoffwahl
- Anbringen von Opferanoden
- Externe Spannung anlegen

Kurzfristig sollten aber, sofern es die mechanische Belastung zulässt, Teile aus der 2-400 Legierung gefertigt werden.

## 7.2 Elektrolyt

Im Hinblick auf den Elektrolyten stellt der pH-Wert die größte Bedeutung dar. Sollten in Zukunft Korrosionsschäden in den Werkzeugen beobachtet werden, ist dem pH-Wert die

größte Aufmerksamkeit zu schenken. Der pH-Wert sollte sich in einem Bereich von 6 bis 8 liegen. Die Leitfähigkeit spielt eine untergeordnete Rolle, sollte aber nicht außer acht gelassen werden.

### 7.3 Erfassung von Schadensfällen

Für ein klar strukturiertes Vorgehen bei auftretenden Schadensfällen, ist das erstellte Formular in Anhang A auszufüllen. Die wichtigsten zu erfassenden Punkte sind:

- Korrodierter Werkstoff
- Welche Materialpaarungen treten auf
- Steht die Materialpaarung in direktem Kontakt zum Kühlmedium
- Art des Kühlmediums
- Beschreibung des Schadens
- Fotodokumentation
- Ergriffene Sofortmaßnahmen

Dieses Dokument ist auf der beigelegten Daten-CD enthalten. Ein Makro fragt aber ohnehin die erforderlichen Punkten automatische ab.

Als Muster für eine solche Schadensdokumentation dient ein ausgefülltes Formular in Anhang B, welches auf Basis des Schadensfall erstellt wurde.

# 8 Abbildungsverzeichnis

1.1	Blaswerkzeug der Firma Alpla Verpackungstechnik . . . . .	3
2.1	Heißrissneigung von Aluminium in Abhängigkeit der Legierungselemente . . . . .	8
2.2	Prinzip der Mischkristallverfestigung . . . . .	10
2.3	Temperatur über der Zeit bei der Wärmebehandlung . . . . .	10
2.4	Verlauf der Festigkeit in zufolge Temperatur und Zeit . . . . .	12
2.5	Verlauf der Härte zufolge Temperatur und Zeit . . . . .	13
2.6	Ansammlung von Versetzungen an der Korngrenze . . . . .	14
2.7	Mögliche Sekundärphasen . . . . .	15
2.8	Schematische Darstellung der Ausscheidungsmechanismen . . . . .	16
2.9	Schematischer Aufbau einer Eloxalschicht . . . . .	18
2.10	Schematische Darstellung des Anodisierungsprozess . . . . .	19
2.11	Korrosionsrate von Aluminium - Abhängig vom pH-Wert des Elektrolyts . . . . .	22
2.12	Stromdichte-Potenzial-Kurve einer anodischen Metallauflösung . . . . .	26
2.13	Stromdichte-Potenzial-Kurven einer metallischen Mischelektrode . . . . .	27
2.14	Prinzipieller Aufbau des FS-Prozesses . . . . .	33
2.15	Unterschiedliche Pingeometrie für FSP-Werkzeuge . . . . .	34
2.16	Die drei typischen Bereiche durch FSP-Behandlung . . . . .	35
2.17	Bewegungsrichtung Werkstück und Werkzeug . . . . .	36
2.18	FSP an einer 7075-T651 Legierung . . . . .	37
2.19	Mikroskopische Darstellung nach FSP . . . . .	37
2.20	EN AW 7075-T6 mit und ohne FS-Bearbeitung . . . . .	38
2.21	Mikrohärteprüfungen von FSP-Zone quer zur Bearbeitungsrichtung bei unterschiedlichen Drehzahlen . . . . .	39
2.22	Konstruktionszeichnung einer Werkzeugform der Firma Alpla . . . . .	41
3.1	Potentiostat & Flachzelle . . . . .	46
3.2	Ausgangsmaterial für die potentiostatischen Versuche . . . . .	46
3.3	Gesamter Versuchsaufbau der potentiostatischen Versuche . . . . .	47
3.4	U/I-Diagramm der potentiostatischen Versuche mit G34-Elektrolyt und EN AW 7075 . . . . .	48

3.5	Versuchsaufbau Korrosionstruhe . . . . .	51
3.6	Prüfstand für Umpumpversuche . . . . .	54
3.7	Schaltplan des Prüfstands . . . . .	55
3.8	Versuchsaufbau Friction Stir Processing . . . . .	57
3.9	Pin für FSP-Versuche . . . . .	58
3.10	Parameterfindung für das Material 2-400 . . . . .	59
3.11	Parameterfindung für das Material 7021 . . . . .	60
3.12	Probenentnahmeplan für FSP-Versuche . . . . .	61
3.13	Makroskopische Schlibfbilder der FSP-Versuchsparameter in geätztem Zustand . . . . .	62
4.1	Visualisierte Darstellung der OCP-Werte . . . . .	64
4.2	Strom-Potential-Kurven von 7075 . . . . .	64
4.3	Strom-Potential-Kurven von 2-400 . . . . .	65
4.4	Strom-Potential-Kurven von 7021 . . . . .	65
4.5	Mittelwerte der Strom-Potential-Kurven . . . . .	66
4.6	Visualisierung der Startpotentiale . . . . .	67
4.7	Auslagerungsversuche mit 7075 . . . . .	67
4.8	Auslagerungsversuche mit 2-400 . . . . .	67
4.9	Auslagerungsversuche mit 7021 . . . . .	68
4.10	Mittelwerte der Auslagerungsversuche . . . . .	68
4.11	Probenentnahme für die mikroskopische Untersuchung der elektrochemischen Auslagerungsversuche . . . . .	69
4.12	Symbolische Darstellung - Lage der Walzebenen . . . . .	69
4.13	Mikroskopie der elektrochemisch ausgelagerten Versuchskörper . . . . .	70
4.14	Makroskopische Aufnahmen zu den jeweiligen Kontrollzeitpunkten . . . . .	72
4.15	Probenentnahme für die Versuchskörper der Korrosionstruhe . . . . .	73
4.16	Mikroskopie an Schliff 1 und 2 nach 480 h . . . . .	73
4.17	Vergleich EN AW 7075 in rohem bzw. eloxiertem Zustand im Elektrolyt . . . . .	75
4.18	Die unterschiedlichen Materialien nach 48 h Prüfdauer . . . . .	76
4.19	Probenentnahme der chemischen Versuche . . . . .	77
4.20	Mikroskopie an Schliff 1 nach 48 h . . . . .	78
4.21	Mikroskopie an Schliff 2 nach 48 h . . . . .	78
4.22	Änderung der Masse während den chemischen Auslagerungsversuchen . . . . .	80
4.23	Änderung des pH-Werts während den Auslagerungsversuchen . . . . .	80
4.24	Probenentnahme für die Versuchskörper des Durchflussversuchs . . . . .	81
4.25	Mikroskopie an Kreislauf B1 . . . . .	81
4.26	Mikroskopie an Kreislauf R1 . . . . .	82

---

4.27	Mikroskopie an Kreislauf R2 . . . . .	82
4.28	Mikroskopie an Kreislauf R3 . . . . .	83
4.29	Temperaturaufzeichnung Kreislauf B1 . . . . .	85
4.30	Lage der Zug- und Härteproben in FSP-Versuchskörpern . . . . .	86
4.31	Spannungs-Dehnungs-Diagramm für die unterschiedlichen Werkstoffe . . . . .	87
4.32	Spannungs-Dehnungs-Diagramm für die FSP-Proben quer zur Bearbeitungsrichtung . . . . .	88
4.33	Ergebnisse aus den Härtemessungen . . . . .	90
4.34	Ergebnisse der Härtemessung nach Auslagerung von 2-400 . . . . .	91
4.35	Ergebnisse der Härtemessung nach Auslagerung von 7021 . . . . .	92
5.1	Zusammenhang zwischen Walzebenen und Korrosionserscheinung . . . . .	96
5.2	Zusammenhang zwischen Härtefeld und Zugversuch . . . . .	101



# 9 Tabellenverzeichnis

2.1	Einteilung der Legierungskonzepte . . . . .	5
2.2	Legierungselemente der Legierungskonzepte von Knetwerkstoffen . . . . .	6
2.3	Legierungselemente der Legierungskonzepte von Gusswerkstoffen . . . . .	7
3.1	Angegebene Dehngrenze $R_{p0,2}$ , Zugfestigkeit $R_m$ , und Härte lt. Datenblätter . . . . .	44
3.2	Werkstoffzusammensetzung EN AW 7075-T651 . . . . .	44
3.3	Werkstoffzusammensetzung Plancast <sup>®</sup> 7021-T73 . . . . .	45
3.4	Elektrolyt in der Korrosionstruhe . . . . .	52
3.5	Elektrolyte zu Beginn der Versuche . . . . .	55
3.6	Versuchsparameter für den Werkstoff 2-400 mit $n = 900$ U/min und $f = 100$ mm/min . . . . .	60
3.7	Versuchsparameter für den Werkstoff Plancast <sup>®</sup> 7021-T73 mit $n = 900$ U/min und $f = 100$ mm/min . . . . .	61
4.1	OCP der unterschiedlichen Versuchskörper . . . . .	63
4.2	Startpotentiale für Auslagerungsversuche . . . . .	66
4.3	Ergebnisse aus chemischen Versuchen . . . . .	79
4.4	Elektrolyte nach den Versuchen . . . . .	84
4.5	Änderung der Leitfähigkeit und des pH-Werts in den unterschiedlichen Kreisläufen . . . . .	84
4.6	Dehngrenze $R_{p0,2}$ der unterschiedlichen Grundmaterialien . . . . .	87
4.7	Zugfestigkeit $R_m$ der unterschiedlichen Grundmaterialien . . . . .	87
4.8	Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit $R_m$ der FSP-Proben quer zur Bearbeitungsrichtung . . . . .	88
4.9	Minimale und maximale Härtewerte . . . . .	90
4.10	Parameter der Auslagerungsversuche . . . . .	91



# 10 Literaturverzeichnis

## Gedruckte Quellen

- [1] C. Reiner. „Abschlussbericht zum Thema: Korrosion von Aluminiumkomponenten in Blaswerkzeugformen der Firma Alpla“. In: (2014).
- [2] Christian Vargel. *Corrosion of Aluminium*. Elsevier Inc., 2004.
- [3] J. R. Davis, Hrsg. *Corrosion of Aluminium and Aluminium Alloys*. ASM International, 1999.
- [4] G. Schulze. *Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe - Nichtmetallische Werkstoffe*. Springer Verlag, 4. Auflage, 2010.
- [6] F. Ostermann. *Anwendungstechnologie Aluminium*. VDI, trimet, Springer Vieweg, 3. Auflage, 2014.
- [9] E. Werner, E. Hornbogen, N. Jost und G. Eggeler. *Fragen und Antworten zu Werkstoffe*. Springer Vieweg, 7. Auflage, 2012.
- [10] C. Kammer. *Aluminium Taschenbuch - Teil 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Aluminium-Verlag, 16. Auflage, 2002.
- [11] J. C. Benedyk. „International Temper Designation Systems for Wrought Aluminium Alloys: Part II - Thermally Treated (T Temper) Aluminium Alloys“. In: *Light Metal Age* (2010).
- [12] D. Altenpohl. *Aluminium von innen*. Aluminium-Verlag, 1994.
- [13] G. Masing. *Lehrbuch der allgemeinen Metallkunde*. Springer Verlag, 1950.
- [14] J. E. Hatch, Hrsg. *Aluminium: Properties and Physical Metallurgy*. ASM International, 1984.
- [15] J. Rösler, H. Harder und M. Bäker. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Springer Vieweg Verlag, 4. Auflage, 2012.
- [16] I. J. Polmear. *Light Alloys - From Traditional Alloys to nanocrystals*. Elsevier Inc., 2006.
- [17] H.-J. Bargel und G. Schulze. *Werkstoffkunde*. Springer Vieweg Verlag, 11. Auflage, 2012.

- [18] S. Rajakumar, C. Muralidharan und V. Balasubramanian. „Materials and Design 32“. In: Elsevier Inc., 2011. Kap. Influence of friction stir process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints, S. 535–549.
- [19] J. Falbe und M. Regitz. *Römpp - Atlas der Chemie*. Thiem Verlag, 10. Auflage, 1996.
- [20] D. Altenpohl. *Aluminium und Aluminiumlegierungen*. Springer Verlag, 1965.
- [21] J. Hoinkis. *Chemie für Ingenieure*. Wiley-VCH, 14. Auflage, 2015.
- [22] H.-W. Zoch und G. Spur. *Handbuch Wärmebehandeln und Beschichten*. Hanser, 2015.
- [23] J. C. Grosskreutz. „Journal of the Electrochemical Society, Vol. 116“. In: ECS, 1969. Kap. Properties of Metal Oxid Films, S. 1232–1237.
- [25] F. Ostermann. *Aluminium - Werkstofftechnik für den Automobilbau*. expert Verlag, 1992.
- [26] S. D. Cramer, B. S. Covino. *ASM Handbook Volume 13B - Corrosion Materials*. ASM International, 2005.
- [27] W. Huppertz. „Materials and Corrosion 53“. In: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2002. Kap. Bewährte Methoden der Korrosionsuntersuchung und der Korrosionsprüfung von Aluminiumwerkstoffen und Aluminiumbauteilen, S. 680–691.
- [28] E. Wendler-Kalsch. *Korrosionsschadenkunde*. Springer Verlag, 1998.
- [29] J.-F. Li, Z.-W. Peng, C.-X. Li, Z.-Q. Jia, W.-J. Chen und Z. Q. Zheng. „Trans Nonferrous Met. Soc. China“. In: Science Press, 2008. Kap. Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructure of 7075 aluminium alloy with various aging treatments, S. 755–762.
- [30] J. F. Li, Z. Q. Zheng, S. C. Li, W.-J. Chen, W. D. Ren und X. S. Zhao. „Corrosion Science“. In: Corrosion Science und Elsevier, 2007. Kap. Simulation study on function mechanism of some precipitates in localized corrosion of Al alloys, S. 2436–2449.
- [31] F. Ostermann. *Anwendungstechnologie Aluminium*. Springer Verlag, 2. Auflage, 2007.
- [32] K.J. Vetter. *Elektrochemische Kinetik*. Springer Verlag, 1961.
- [33] C. Sommitsch. *Vorlesungsskriptum - Korrosion und Korrosionsschutz*. IWS, TU Graz, 2014.
- [34] S. D. Cramer, B. S. Covino. *ASM Handbook Volume 13A - Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection*. ASM International, 2008.
- [35] W. Vielstich und W. Schmickler. *Elektrochemie II - Kinetik elektrochemischer Systeme*. Steinkopf Verlag, 1976.
- [36] *DIN EN ISO 17475:2008-07 - Korrosion von Metallen und Legierungen - Elektrochemische Prüfverfahren - Leitfaden für die Durchführung potentiostatischer und potentiostatischdynamischer Polarisationsmessungen*. Europäisches Komitee für Normung, März, 2008.
- [37] H. Kaesche. *Die Korrosion der Metalle*. Springer Verlag, 1966.

- [38] DIN. *Korrosionsprüfung in künstlichen Atmosphären - Salzsprühnebelprüfung (EN ISO 9227:2006)*. Deutsche Institut für Normung e. V., Oktober, 2008.
- [39] G. Wranglén. *Korrosion und Korrosionsschutz - Grundlagen, Vorgänge, Schutzmaßnahmen, Prüfung*. Springer Verlag, 1985.
- [40] *Korrosion der Metalle - Korrosionsuntersuchungen - Durchführung von chemischen Korrosionsversuchen ohne mechanische Belastung in Flüssigkeiten im Laboratorium*. DIN.
- [41] ASTM. „Annual Boook of ASTM Standards“. In: ASTM, 1987. Kap. Section 3 - Metals Test Methods and Analytical Procedures, S. 125–130.
- [42] W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. Needham, M. Murch, P. Smith und C. Dawes. *G. B. Patent Application No. 9125978.8*. 1991.
- [43] R. Mishra, J. Gandra, P. Vilaca, I. Quintino und T. Santos. *Surface Modification by Solid State Processing*. Woodhead Publishing Limited, 2014.
- [44] R. Nandan, T. DebRoy und H.K. Bhadeshia. „Progress in Materials Science 53“. In: Elsevier Inc., 2008. Kap. Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and porporties, S. 980–1023.
- [45] R. S. Mishra, Z. Y. Ma. *Friction Stir Welding and Processing*. Material Science und Engineering R 50 (1-78), 2005.
- [46] R. S. Mishra und M. W. Mahoney, Hrsg. *Friction Stir Welding and Processing*. ASM International, 2007.
- [47] W.M. Thomas, E.D. Nicholas, S.D. Smith. *Aluminum 2001 - Proceedings of the TMS 2001 Aluminum Automotive and Joining Sessions*. TMS, 2001.
- [48] C. B. Smith, R. S. Mishra. *Friction Stir Processing for Enhanced Low Temperature Formability*. Elsevier Inc., 2014.
- [49] M. W. Mahoney, C. G. Rhodes, J. G. Flintoff, R. A. Spurling und W. H. Bingel. „Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 29A“. In: Spriner Vieweg Verlag, 1998. Kap. Porporties of Friction-Stir-Welded 7075 T651 Aluminum, S. 1955–1964.
- [50] T. R. McNelley, S. Swaminathan und J. Q. Su. „Scripta Materialia 58“. In: Elsevier Inc. & Scripta Materialia, 2008. Kap. Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys, S. 349–354.
- [51] P. Bahemmat, M. K. Besharati, A. Rahbari und R. Salekrostam. „Proceedings of the IMechE, Vol. 224 Part B: Journal of Engineering Manufacture“. In: Sage, 2009. Kap. Mechanical, micro-, and macrostructural analysis of AA7075–T6 fabricated by friction stir butt welding with different rotational speeds and tool pin profiles, S. 419–433.

- [52] T. Dieguez, A. Burgueño und H. Svoboda. „Superplasticity of a Friction Stir Processed 7075-T651 aluminum alloy“. In: *11th International Congress on Metallurgy & Materials SAM/CONAMET* (2011).
- [53] P. Cavaliere und A. Squillace. „Materials Characterization 55“. In: *Materials Characterization & Elsevier*, 2005. Kap. High temperature deformation of friction stir processed 7075 aluminium alloy, S. 136–142.
- [54] A. Goloborodko, T. Ito, X. Yun, Y. Motohashi und G. Itoh. „Materials Transactions, Vol. 45, No. 8“. In: *The Japan Institute of Metals und Materials*, 2004. Kap. Friction Stir Welding of a Commercial 7075-T651 Aluminium Alloy: Grain Refinement, Thermal Stability and Tensile Properties, S. 2503–2508.
- [55] K. V. Jata, K. K. Sankaran und J. J. Ruschau. „Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 31A“. In: *Metallurgical und Materials Transactions*, September, 2000. Kap. Friction-Stir Welding Effects on Microstructure and Fatigue of Aluminum Alloy 7050-T7451, S. 2181–2192.
- [56] F. Nascimentoa, T. Santosa, P. Vilac, R.M. Mirandab und L. Quintinoa. „Materials Science and Engineering A 506“. In: *Elsevier Inc.*, 2009. Kap. Microstructural modification and ductility enhancement of surfaces modified by FSP in aluminium alloys, S. 16–22.
- [57] I. Charit und R. S. Mishra. In: *Acta Materialia* 53, 2005. Kap. Low temperature superplasticity in a friction-stir-processed ultrafine grained Al–Zn–Mg–Sc alloy, S. 4211–4223.
- [58] M.-H. Ku, F.-Y. Hung, T.-S. Lui und L.-H. Chen. „Light Metals 2012“. In: Hrsg. von C. E. Suarez. *TMS (The Minerals, Materials Society)*, 2012. Kap. Effect of tool rotating speed on the microstructure and tensile properties of 7075 aluminium alloy via Friction Stir Processing (FSP), S. 475–480.
- [59] H. Brüggemann und P. Bremer. *Grundlagen Qualitätsmanagement - Von den Werkzeugen über Methoden zum TQM*. Springer Verlag, 2011.
- [60] J. K. Liker. *Der Toyota Weg - 14 Managementprinzipien des weltweit erfolgreichsten Autokonzerns*. FBV - FinanzBuch Verlag, 8. Auflage, 2013.
- [61] *Werkstoffdatenblatt: EN AW 7075*. Batz und Burgel, Juli, 2014.
- [62] *Liefer- und Serviceprogramm - Aluminium und Edelstahl*. Almet, 19. Auflage, 2015.
- [63] *Werkstoffdatenblatt: EN AW - 7021 Plancast Plus*. Batz und Burgel, Juli, 2014.
- [64] *Metrohm Autolab - Messinstrumente für die elektrochemische Forschung*. Metrohm AG, Juni, 2012.
- [65] *DIN EN ISO 11846:2008 - Korrosion von Metallen und Legierungen - Bestimmung der Beständigkeit von lösungsgeglühten Aluminiumlegierungen gegen interkristalline Korrosion*. Deutsches Normungsinstitut.

- [66] G. Petzow. *Metallographisches, Keramographisches und Plastographisches Ätzen*. Gebrüder Borntraeger Berlin Stuttgart, 6. Auflage, 2006.
- [67] *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren DIN EN ISO 6507-1:2006-03*. Europäisches Komitee für Normung.

## Onlinequellen

- [5] [www.aluminium.matter.org.uk/content/html/ger/default.asp?catid=59&pageid=739885980](http://www.aluminium.matter.org.uk/content/html/ger/default.asp?catid=59&pageid=739885980). Mai 2015.
- [7] <http://aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=63&pageid=-1246944849>. Mai 2015.
- [8] <http://aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=63&pageid=1840155235>. Mai 2015.
- [24] [http://www.wal-austria.at/cu/wal/pdf/Alu\\_Schweissen.pdf](http://www.wal-austria.at/cu/wal/pdf/Alu_Schweissen.pdf). Dezember 2015.



# Anhang A - Schadensbericht

Dokumentation	
Schadensfall durch Korrosion	

--

Nummer des Schadensbericht:	
Datum:	

<b>Informationen zum Verfasser</b>
------------------------------------

Name des Verfassers:	
Abteilung:	

<b>Informationen zum Auftrag</b>
----------------------------------

Name der Auftrags:	
Kundennummer:	
Auftragsnummer:	
Auslieferungsdatum:	
Datum des Ausfalls:	
Produktionsstandort:	

<b>Informationen zum Bauteil und seiner Umgebung</b>
--

Name des Bauteils:			
Werkstoff:			
In Kontakt mit:			
Materialpaarung mit direktem Kontakt zum Kühlmedium			
Kühlmedium:			
Eigenschaften Kühlmedium	pH-Wert:	Leitfähigkeit:	µS/cm
Eingestellte Rücklauftemperatur:	°C		

1 von 4
---------

**Dokumentation**

**Schadensfall durch Korrosion**



**Beschreibung des Schadens**

2 von 4

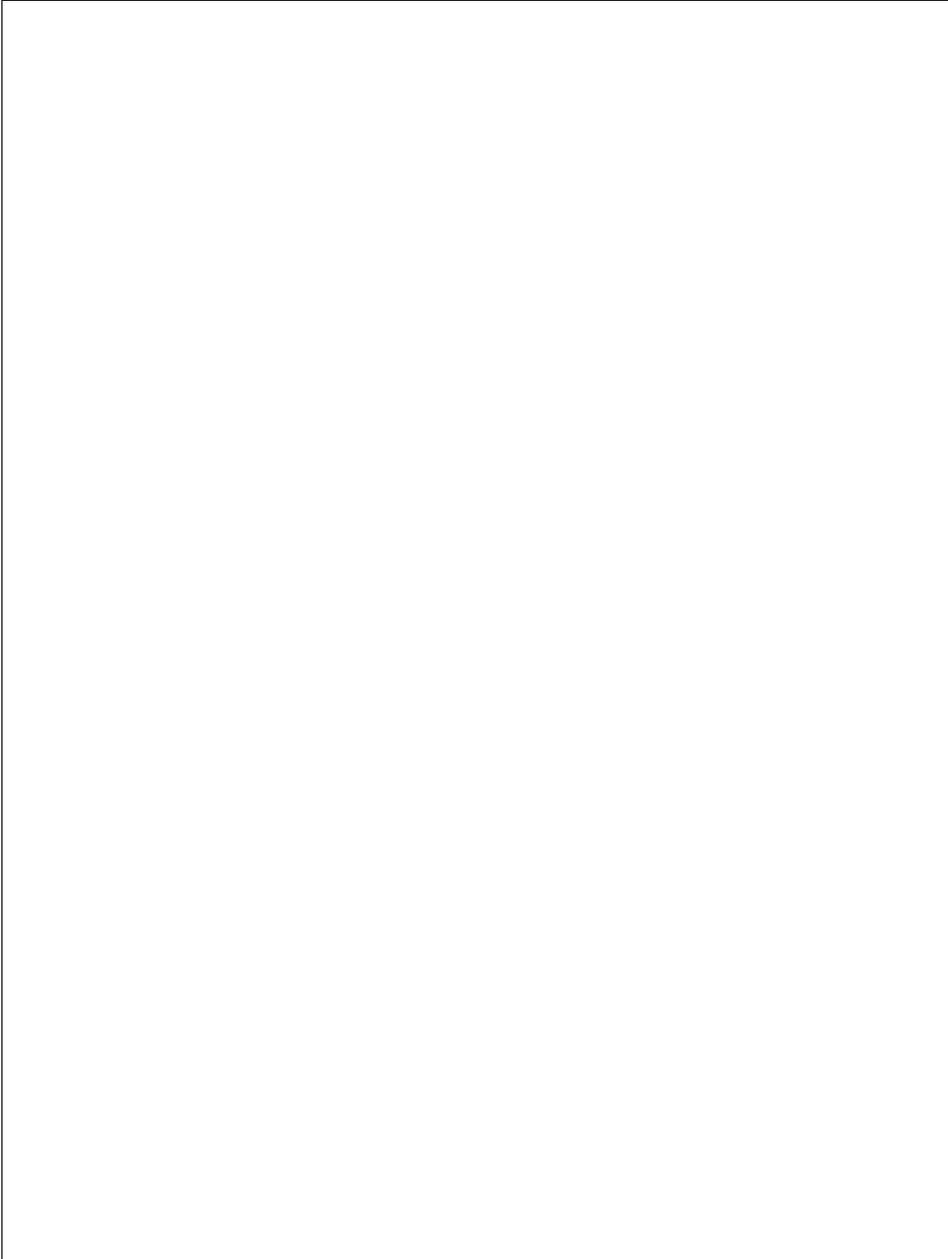
---

Dokumentation

Schadensfall durch Korrosion

**ALPLA**

Bilder des Schadens



3 von 4

**Dokumentation**

**Schadensfall durch Korrosion**



**Was sind die Sofortmaßnahmen?**

**Sonstige Anmerkungen**

\_\_\_\_\_  
Ort, Datum

\_\_\_\_\_  
Unterschrift

# Anhang B - Ausgefüllter Schadensbericht

Dokumentation	
Schadensfall durch Korrosion	

## Korrosionsschaden - Frutsi 500ML

<b>Nummer des Schadensbericht:</b>	100-17-11-2015
<b>Datum:</b>	17.11.2015

### Informationen zum Verfasser

<b>Name des Verfassers:</b>	Clemens Reiner
<b>Abteilung:</b>	Konstruktion BWB

### Informationen zum Auftrag

<b>Name der Auftrags:</b>	Frutsi 500ML
<b>Kundennummer:</b>	212121
<b>Auftragsnummer:</b>	2121212
<b>Auslieferungsdatum:</b>	03.03.2010
<b>Datum des Ausfalls:</b>	04.04.2010
<b>Produktionsstandort:</b>	Toluca, Mexiko

### Informationen zum Bauteil und seiner Umgebung

<b>Name des Bauteils:</b>	Verlorener Kopf	
<b>Werkstoff:</b>	7075 gewalzt T651	
<b>In Kontakt mit:</b>	Schneidmesser Böhler K340 Schrauben 10.9 EOC's	
<b>Materialpaarung mit direktem Kontakt zum Kühlmedium</b>	Ja	
<b>Kühlmedium:</b>	Leitungswasser	
<b>Eigenschaften Kühlmedium</b>	<b>pH-Wert:</b> 6,8	<b>Leitfähigkeit:</b> 1200 µS/cm
<b>Eingestellte Rücklauftemperatur:</b>	20 °C	

**Dokumentation**

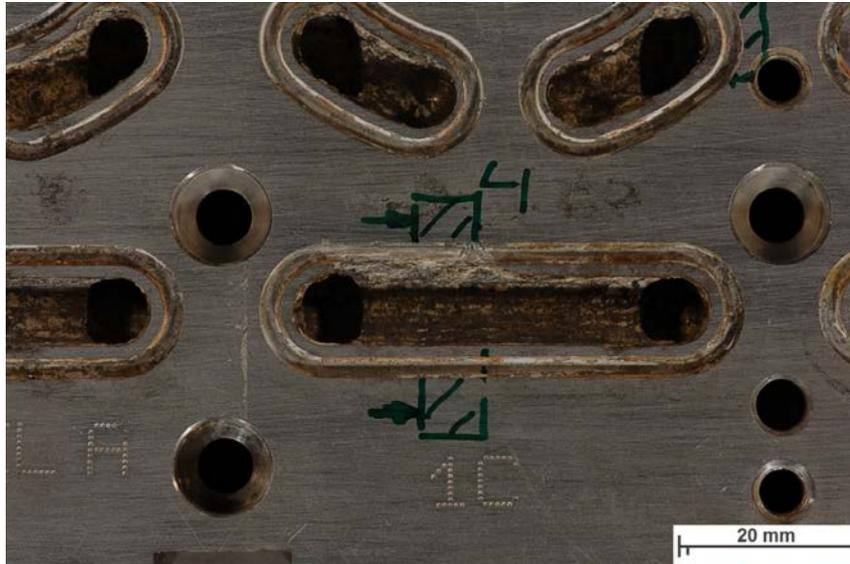
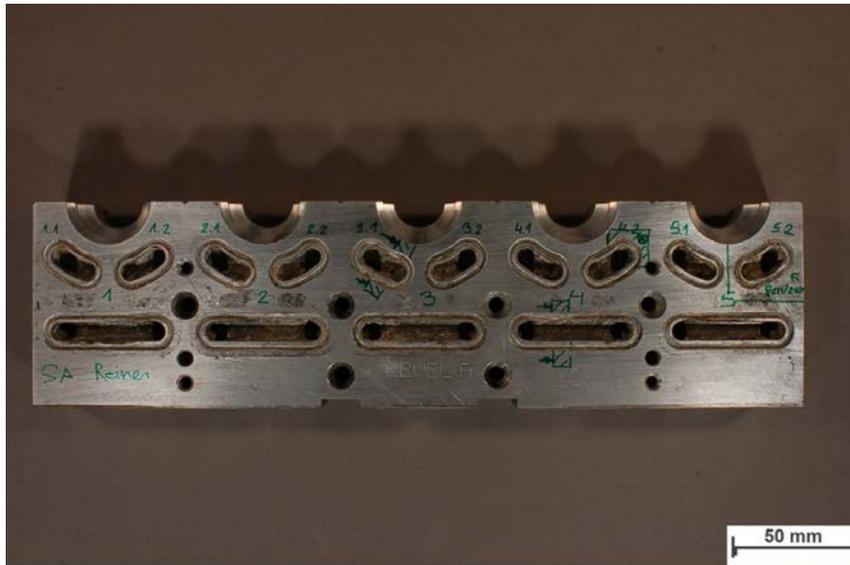
**Schadensfall durch Korrosion**



**Beschreibung des Schadens**

Starke Korrosionserscheinungen im Bereich der Kühlkanäle.  
V. a. betroffen die dünnen Stege im Bereich der O-Ringbahnen  
Materialabtrag scheint auf den 1. Blick schichtförmig zu verlaufen.

Bilder des Schadens



Dokumentation

Schadensfall durch Korrosion



---

**Dokumentation**

**Schadensfall durch Korrosion**



**Was sind die Sofortmaßnahmen?**

Wasseranalyse aus Mexiko wurde angefordert.

Bauteile neu fertigen.

Schadensanalyse an der TU Graz wurde in Auftrag gegeben.

Wenn Wasseranalyse eingetroffen, Werte in Tabelle eintragen.

**Sonstige Anmerkungen**

Ähnliche Probleme wurden schon bei Bauteilen aus Anzio, Italien beobachtet.

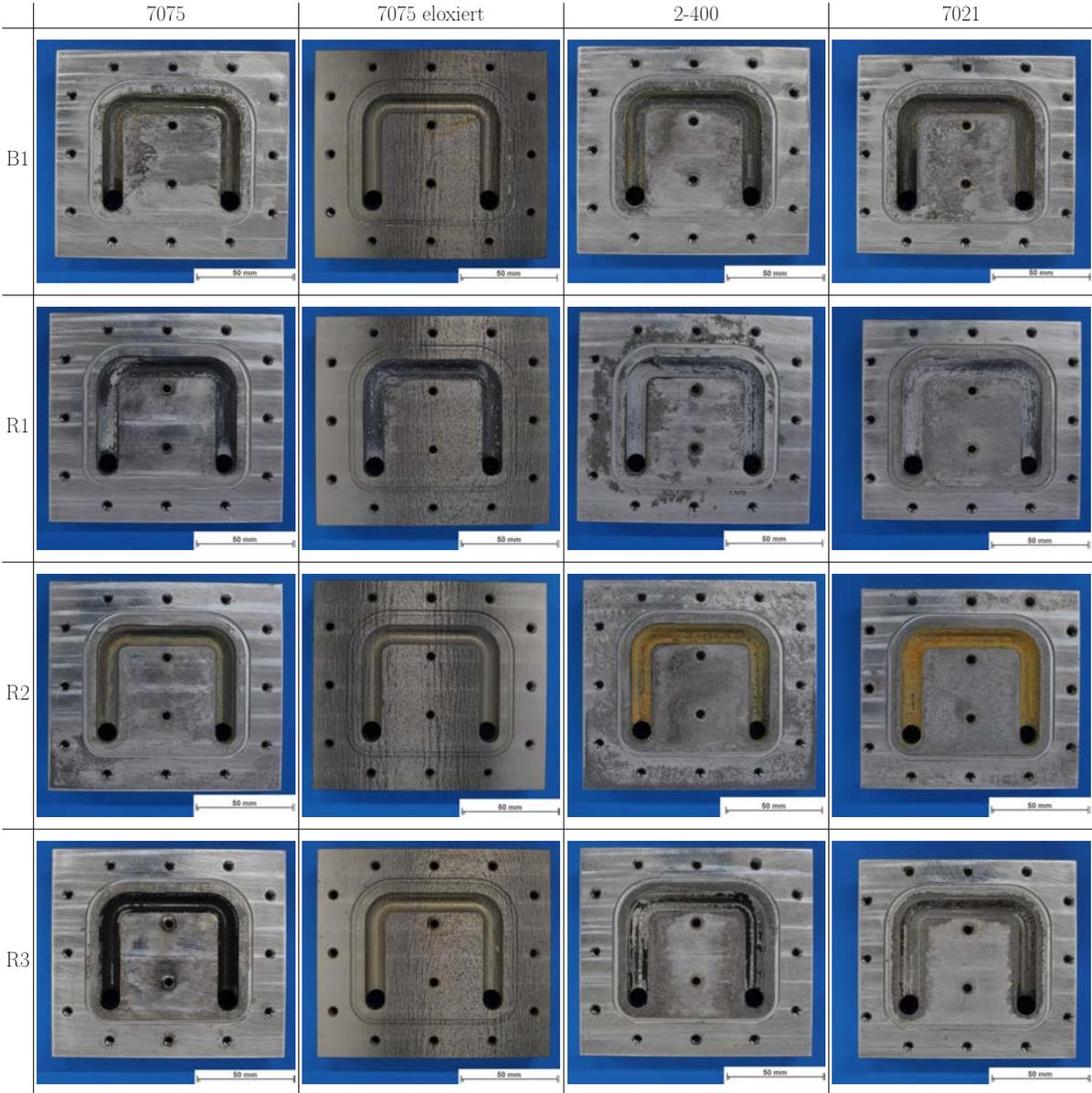
Evtl. sinnvoll Wasseranalysen aus Anzio anfordern und mit den Analysen aus Mexiko vergleichen.

\_\_\_\_\_  
Ort, Datum

\_\_\_\_\_  
Unterschrift

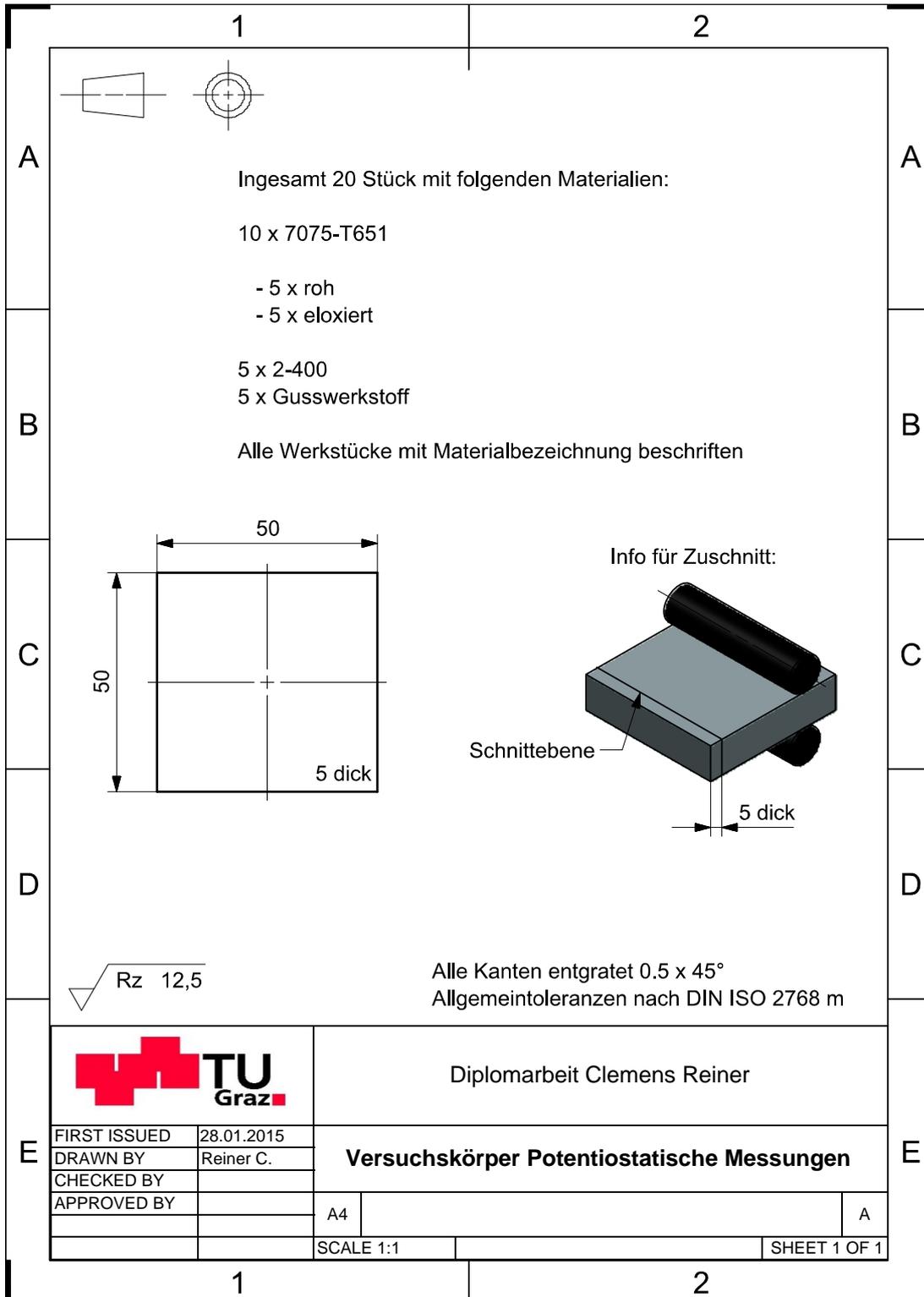


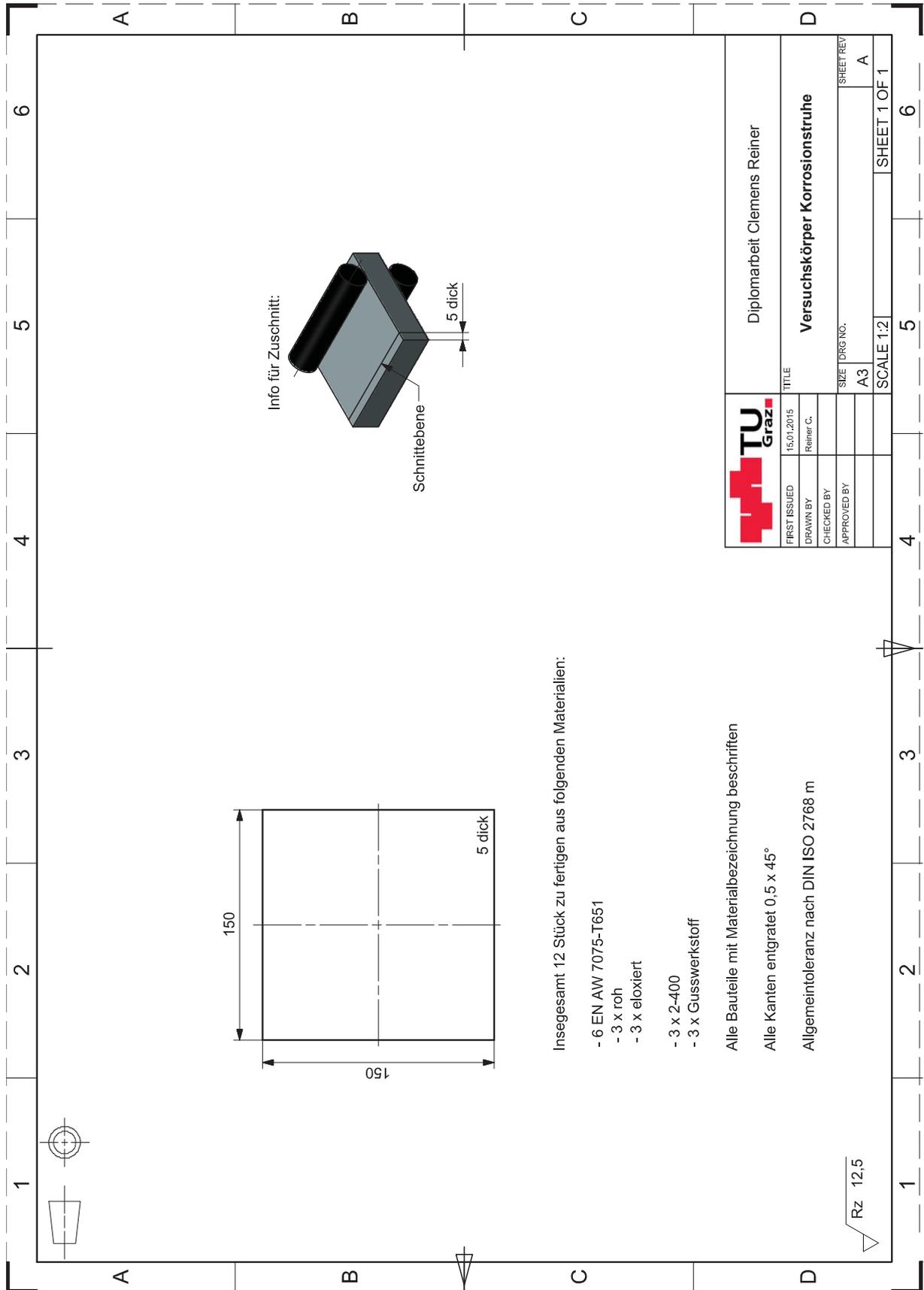
# Anhang C - Bauteilähnliche Versuche

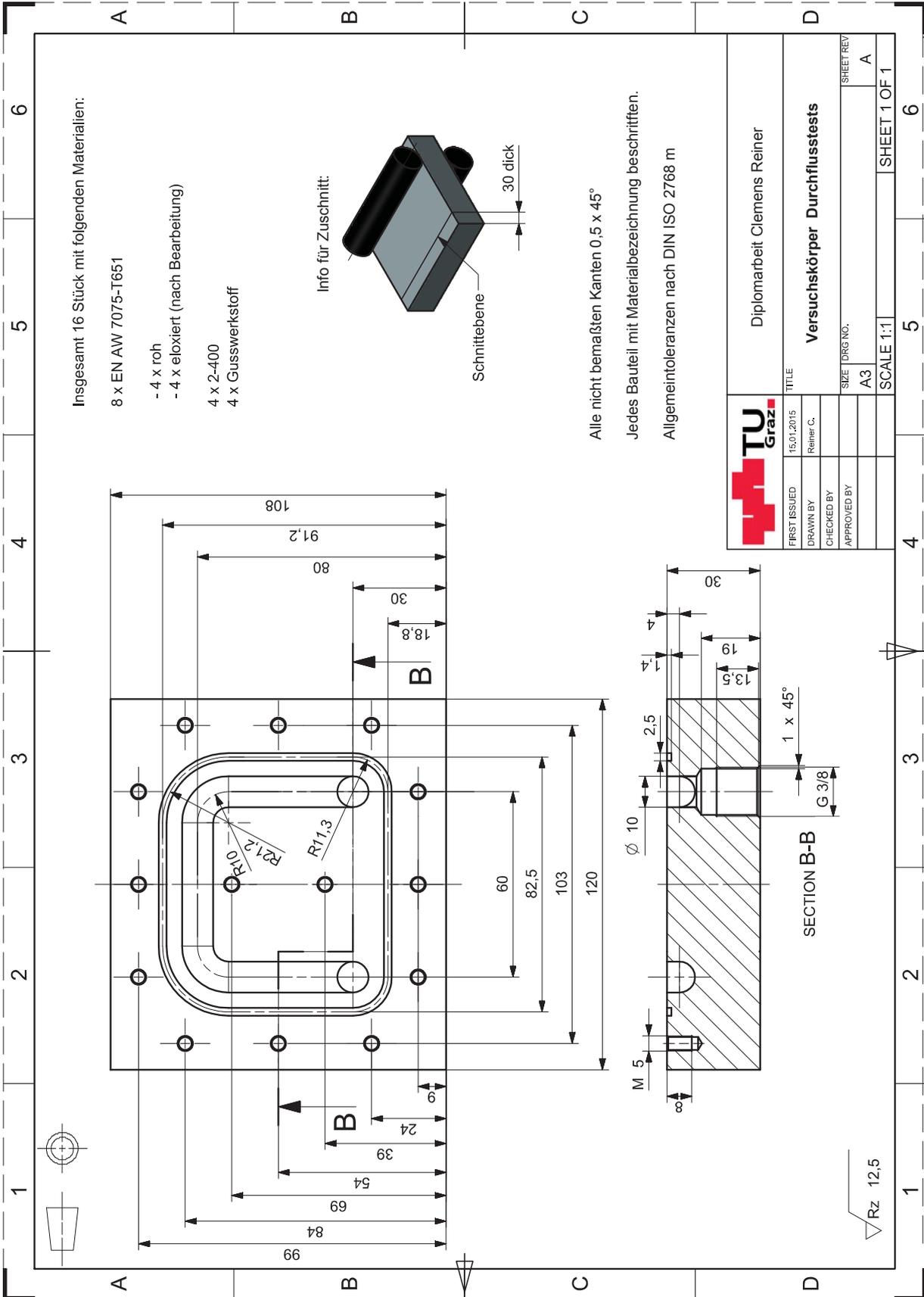




# Anhang D - Konstruktionszeichnungen







Insgesamt 16 Stück mit folgenden Materialien:

8 x EN AW 7075-T651

- 4 x roh
- 4 x eloxiert (nach Bearbeitung)

4 x 2-400

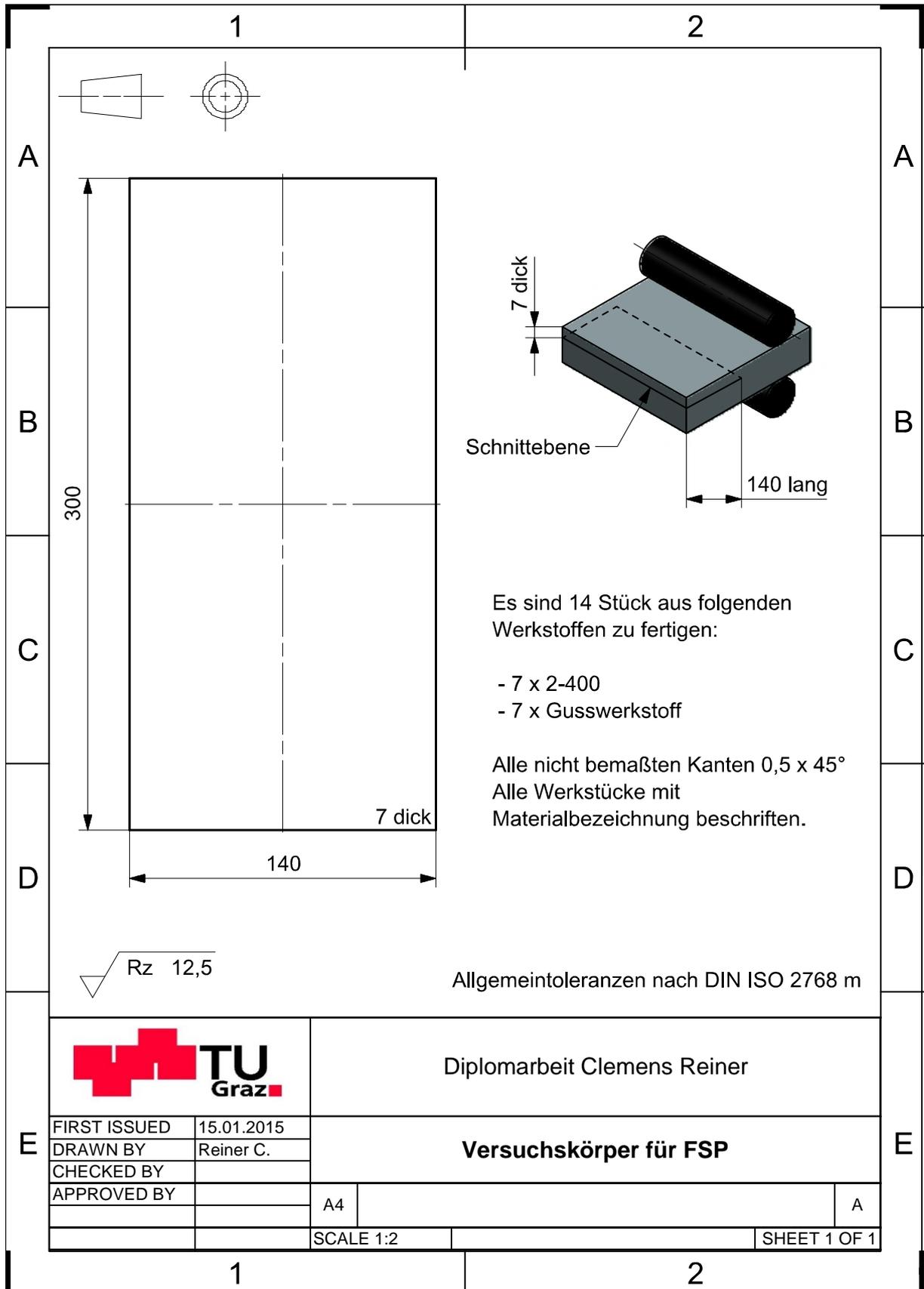
4 x Gusswerkstoff

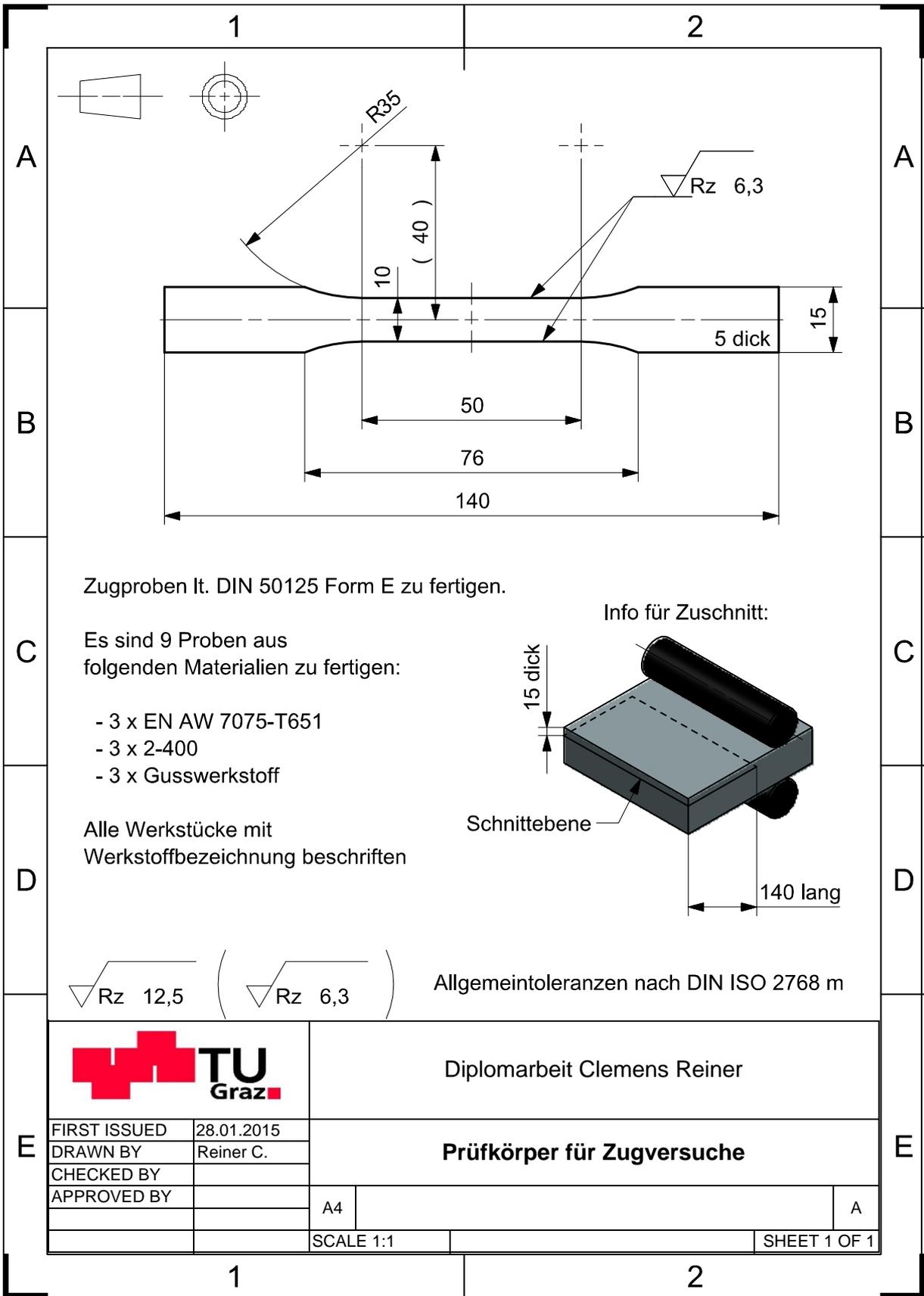
Alle nicht bemaßten Kanten 0,5 x 45°

Jedes Bauteil mit Materialbezeichnung beschrifteten.

Allgemeintoleranzen nach DIN ISO 2768 m

<b>TU Graz</b>		Diplomarbeit Clemens Reiner	
FIRST ISSUED	15.07.2015	TITLE	
DRAWN BY	Reiner C.	<b>Versuchskörper Durchflusstests</b>	
CHECKED BY		SIZE	DRG. NO.
APPROVED BY		A3	
		SHEET REV	A
		SCALE	1:1
		SHEET 1 OF 1	





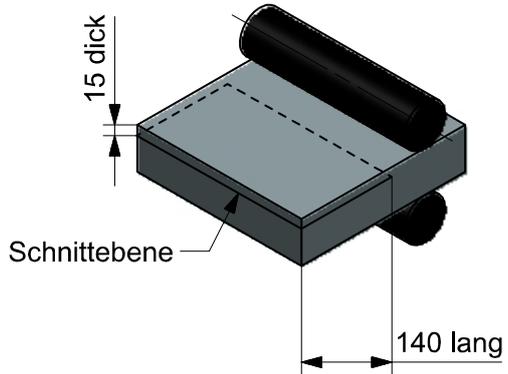
Zugproben lt. DIN 50125 Form E zu fertigen.

Es sind 9 Proben aus folgenden Materialien zu fertigen:

- 3 x EN AW 7075-T651
- 3 x 2-400
- 3 x Gusswerkstoff

Alle Werkstücke mit Werkstoffbezeichnung beschriften

Info für Zuschnitt:



Allgemeintoleranzen nach DIN ISO 2768 m



Diplomarbeit Clemens Reiner

FIRST ISSUED	28.01.2015
DRAWN BY	Reiner C.
CHECKED BY	
APPROVED BY	

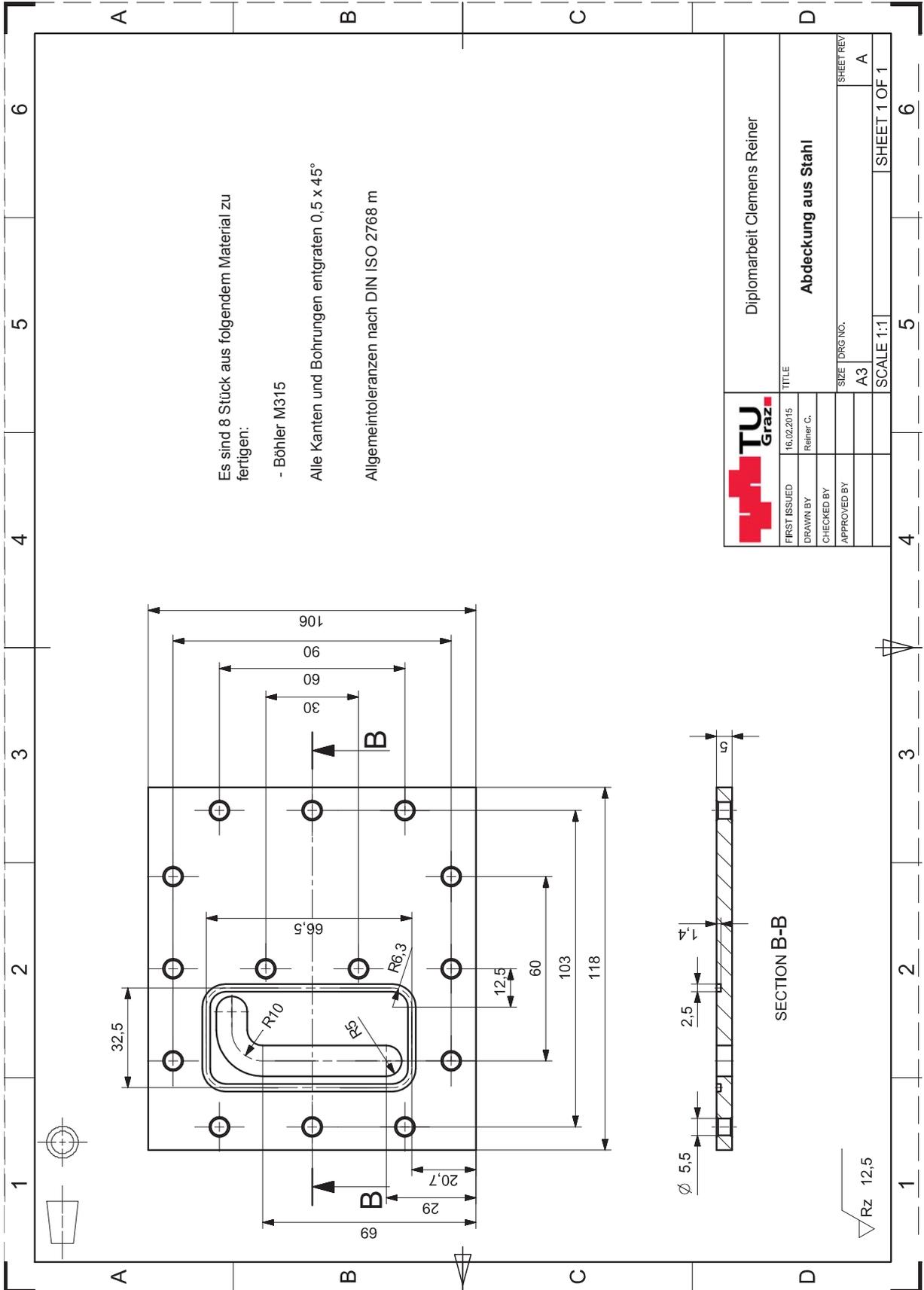
**Prüfkörper für Zugversuche**

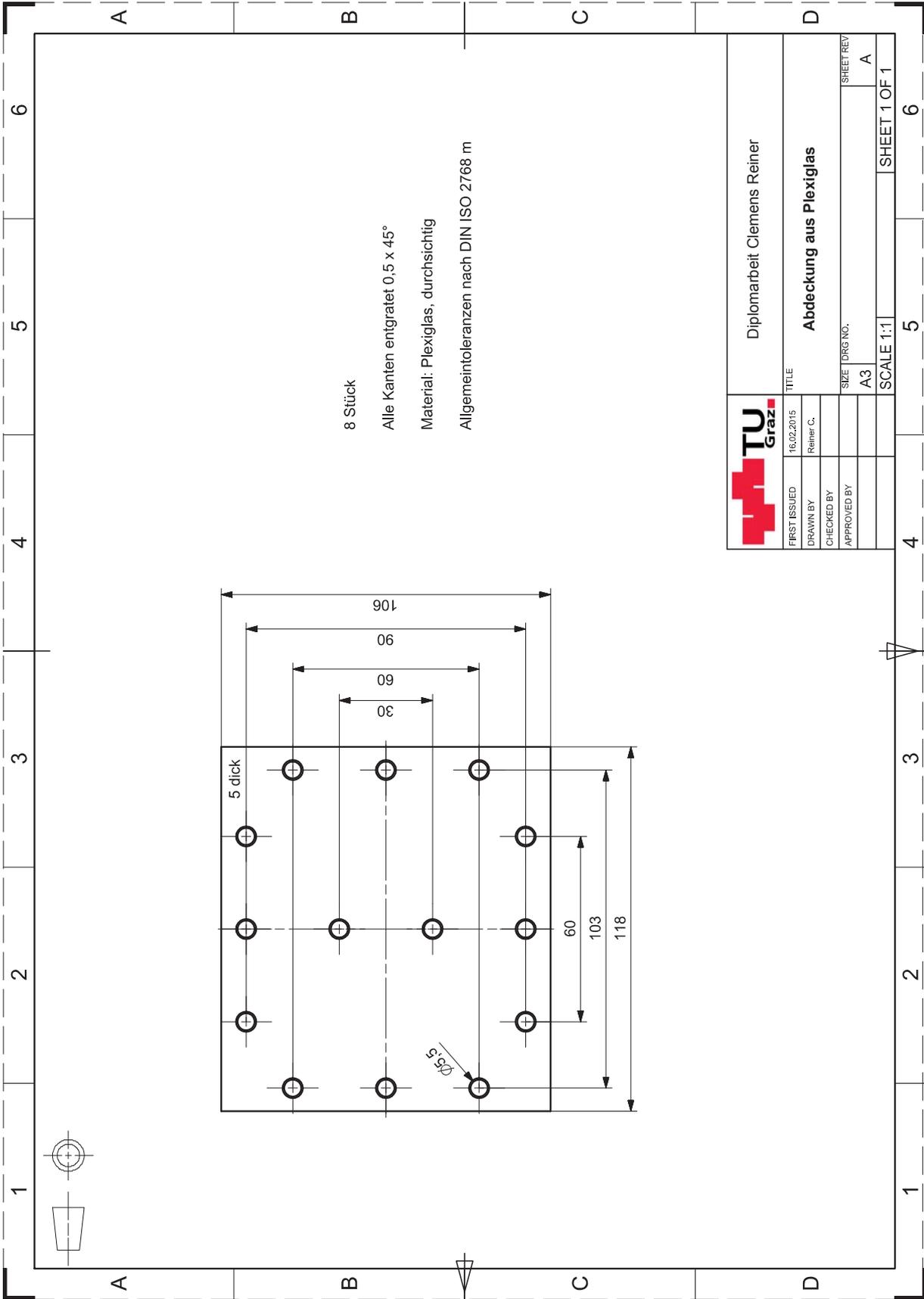
A4

A

SCALE 1:1

SHEET 1 OF 1





<b>TU Graz</b>		Diplomarbeit Clemens Reiner	
FIRST ISSUED	16.02.2015	TITLE	
DRAWN BY	Reiner C.	<b>Abdeckung aus Plexiglas</b>	
CHECKED BY		SIZE	DRG NO.
APPROVED BY		A3	
		SHEET REV	A
		SCALE	1:1
		SHEET 1 OF 1	

