



Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie

Masterarbeit



Optimierung der Kombination von
Festigkeit und Leitfähigkeit von Al-
Legierungen in der Freileitungstechnik

Patrick Willenshofer, BSc

Mai 2020

Danksagung

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

Mein Dank gilt insbesondere Herrn DI Tuma, da erst durch Ihn diese Masterarbeit entstehen konnte. Durch seine Bemühungen und Engagement für diese Arbeit ist eine gute Zusammenarbeit entstanden. Des Weiteren möchte ich mich bei Herrn DI Dr. mont. Pogatscher bedanken, der mich durch seine Funktion als Betreuer stets unterstützt und durch seinen Input in zielführende Bahnen geleitet hat.

Nicht weniger dankbar bin ich allen Mitarbeitern des Lehrstuhles der Nichteisenmetallurgie, von denen ich durch administrative Tätigkeiten, in der Metallografie oder auch bei praktischen Versuchen Hilfestellungen erhalten habe.

Auch meiner Familie bin ich dankbar, da sie mir immer fortwährende Unterstützung in jeder Stunde geben. Ich bin dankbar und glücklich, dass ich Euch habe.

Daneben gilt mein besonderer Dank meinen Freunden, die mich durch mein Studium begleitet haben und mit denen ich so manch anregende und spannende Diskussion während des Studiums führen durfte.

Abstract

This work deals with aluminium alloys, which are used in high voltage cables. The aim is to investigate possibilities which result in a better combination of strength and conductivity. Stress-strain diagrams are used to determine the tensile strength and resistance measurements are utilized to determine the electrical conductivity. The first section of the thesis summarizes the current state of knowledge from the literature. These findings and the methods used form the basis of the experiments.

In principle, the experiments carried out are divided into three sections. The first category contains all those experiments that are examined on the undrawn wire. Here, metallographic investigations determine the grain size. The heat treatment condition is studied via transmission electron microscope and the hardness is investigated by Brinell hardness testing. The second category of experiments includes examinations on the drawn finished wire. Here, variations of heat treatments are carried out. The focus is on the determination of the solution annealing temperature, the influence of pre-ageing, an interrupted drawing process with subsequent artificial ageing or the influence of over ageing

The third category of experiments includes further experiments like the preparation of a reference sample for comparison of the heat treatment tests with industry, or the production and investigation of an ultra-fine grained aluminium alloy.

Since a large number of results from different experiments are available and strength and electrical conductivity must always be considered together, the results are always compared in bar charts. The work is intended to serve on the one hand to improve today's overhead lines, and on the other hand as a stimulus for further research.

Kurzfassung

Diese Arbeit befasst sich mit Aluminiumlegierungen, die in Hochspannungsseilen zur Anwendung kommen. Ziel dabei ist es, Möglichkeiten zu untersuchen, welche in einer besseren Kombination aus Festigkeit und Leitfähigkeit münden. Zur Charakterisierung finden jeweils das Spannungs-Dehnungs-Diagramm zur Bestimmung der Zugfestigkeit sowie eine Widerstandsmessung zur Ermittlung der elektrischen Leitfähigkeit Anwendung. Der erste Abschnitt fasst den derzeitigen Wissensstand aus der Literatur zusammen. Diese Erkenntnisse und die verwendeten Methoden stellen die Grundlage der Experimente dar.

Grundsätzlich lassen sich die durchgeführten Versuche in drei Rubriken unterteilen. Die erste Kategorie enthält Untersuchungen am ungezogenen Vordraht. Hierbei kommen metallografische Untersuchungen zur Bestimmung der Korngröße, Analysen des Wärmebehandlungszustands im Transmissionselektronenmikroskop sowie die Bestimmung der Härte nach Brinell zum Einsatz.

Die zweite Kategorie beinhaltet Untersuchungen am gezogenen Fertigdraht. Hierbei sind verschiedene Möglichkeiten der Variation von Wärmebehandlungen enthalten. Im Fokus stehen die Ermittlung der Lösungsglüh-temperatur, der Einfluss einer Vorauslagerung, ein unterbrochener Ziehprozess mit darauffolgender Warmauslagerung oder auch der Einfluss einer intensiven Überalterung.

Die dritte Kategorie umfasst alle weiteren Versuche. So zählt die Herstellung einer Referenz-Probe zum Vergleich für die Versuche von Wärmebehandlungen dazu, oder auch die Herstellung einer ultrafeinkörnigen Al-Legierung.

Da eine Vielzahl an Ergebnissen aus den unterschiedlichen Experimenten vorliegt und dazu immer Festigkeit und Leitfähigkeit gemeinsam betrachtet werden müssen, sind die Ergebnisse in Säulendiagrammen dargestellt. Die Arbeit soll einerseits zur Verbesserung heutiger Freileitungen, und andererseits als Anregung für weitere Forschungen dienen.



EIDESSTÄTLICHE ERKLÄRUNG

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

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

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

Datum 13.05.2020

Unterschrift Verfasser/in
Patrick Daniel, Willenshofer

Inhaltsverzeichnis

1	EINLEITUNG	1
2	STAND DER TECHNIK	2
2.1	Wichtige Parameter in der Freileitungstechnik	2
2.2	Festigkeitssteigerung in Aluminiumlegierungen.....	3
2.2.1	Konventionelle Methoden der Festigkeitssteigerung	3
2.3	Grundlagen der elektrischen Leitfähigkeit	7
2.3.1	Einfluss einer Wärmebehandlung.....	11
2.4	Technologie der Hochdruckverformung.....	12
2.5	Einfluss ausgewählter Legierungselemente	15
2.5.1	Bor	16
2.5.2	Magnesium	17
2.5.3	Silizium	17
2.5.4	Eisen.....	17
2.5.5	Zirkonium.....	18
2.6	Übersicht über weitere Legierungen und Werkstoffe	21
3	EXPERIMENTELLE METHODEN	23
3.1	Chemische Analyse	23
3.2	Metallografische Untersuchungen	24
3.3	Untersuchung im Transmissionselektronenmikroskop.....	26
3.4	Ermittlung elektrischer und mechanischer Kennwerte	27
3.4.1	Bestimmung der elektrischen Kennwerte	27
3.4.2	Bestimmung der mechanischen Kennwerte	28
3.5	Herstellung einer ultrafeinkörnigen Legierung	29
3.6	Rasterelektronenmikroskopie.....	32
3.7	Wärmebehandlungen.....	33
3.7.1	Herstellung einer Referenzprobe	35
4	ERGEBNISSE	36
4.1	Chemische Analyse der Legierungen am Vordraht	36
4.2	Metallografische Untersuchungen am Vordraht.....	39
4.3	Untersuchung im Transmissionselektronenmikroskop.....	40
4.4	Elektrische und mechanische Kennwerte.....	43
4.5	Resultate des UFG-Drahtes	45
4.5.1	Glühbehandlung bei 350 °C	46
4.6	Variationen der Wärmebehandlung an Labordrähten	47
4.6.1	Ergebnisse des AL7-Referenz-Drahtes	48
4.6.2	Einfluss der Lösungsglühtemperatur	48
4.6.3	Einfluss Variation des Ziehprozesses.....	49
4.6.4	Effekt einer Überalterung von AL7	51

5	DISKUSSION.....	52
5.1	Metallografische Untersuchungen.....	52
5.2	Untersuchung im Transmissionselektronenmikroskop.....	52
5.3	Elektrische und mechanische Kennwerte.....	53
5.3.1	Elektrische Kennwerte.....	53
5.3.2	Mechanische Kennwerte.....	54
5.4	UFG-Fertigdraht.....	54
5.5	Diskussion der Wärmebehandlung an Labordrähten.....	55
5.6	Weiter Möglichkeiten zu neuen Aluminiumfreileitungen.....	57
6	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK.....	58
7	LITERATURVERZEICHNIS.....	60
8	ABBILDUNGSVERZEICHNIS.....	66
9	TABELLENVERZEICHNIS.....	69
10	ANHANG A.....	70
10.1	Verwendete Geräte.....	70
10.2	Weitere Abbildungen und Diagramme.....	73
10.3	Untersuchungen von UFG-ZTAL.....	75
10.4	Zusammenfassung der Messergebnisse.....	77
11	CHEMISCHE ANALYSE DER DRAHTMUSTER.....	78
11.1	AL3-Legierung.....	78
11.2	AL7-Legierung.....	79
11.3	TAL-Legierung.....	80
11.4	ZTAL-Legierung.....	81

1 Einleitung

Der Bedarf an Elektrizität nimmt in den letzten 50 Jahren kontinuierlich zu und eine Trendwende ist auch in nächster Zeit nicht zu erwarten. [1]

Diese elektrische Energie muss dabei über weite Strecken vom Erzeugungsort zum Verbraucher transportiert werden. Dies wird beim Ausbau von erneuerbaren Energien immer häufiger der Fall sein. Aufgrund des immer größer werdenden Bedarfs stoßen die derzeit im Einsatz befindlichen Freileitungsseile an ihre Grenzen und müssen in naher Zukunft substituiert werden. Es ist daher nötig, die Forschung fortwährend voranzutreiben, um die Erwartungen der Kunden und Verbraucher auch in Zukunft zu befriedigen.

Aluminium ist dank seiner hervorragenden Eigenschaften Ziel vieler wissenschaftlicher Untersuchungen, wobei dieser Werkstoff als elektrischer Leiter in den unterschiedlichsten Anwendungen eingesetzt wird. Einer dieser Bereiche ist die Freileitungstechnik. Im Vergleich zum traditionellen elektrischen Leiter, dem Kupfer (Cu), weist Aluminium (Al) eine viel geringere Dichte auf bei akzeptabler elektrischer Leitfähigkeit und Festigkeit auf. Da Freileitungsseile über mehrere 100 Meter gespannt werden müssen, ist es erforderlich, unter anderem die Festigkeit zu verbessern. Dies erfolgt durch Legieren mit bestimmten Elementen, sodass festigkeitssteigernde Mechanismen eintreten können. Dadurch erleidet jedoch in den allermeisten Fällen die elektrische Leitfähigkeit einen massiven Einbruch, da diese konventionellen Methoden der Festigkeitssteigerung die Mobilität der Elektronen einschränken. [2]

Neuere Forschungsfelder zeigen jedoch, dass es durchaus Möglichkeiten gibt, gleichzeitig die Festigkeit und die elektrische Leitfähigkeit zu steigern. Durch die Entwicklung eines ultrafeinkörnigen Gefüges bis in den Nanometer-Bereich ist dies realisierbar. Hierbei gibt es bereits eine Vielzahl an verschiedenen Verfahren, um diesen Materialzustand zu verwirklichen. [3–5] Ein von der Berndorf AG im Jahr 2018 ins Leben gerufene Projekt „BIT – Berndorf Innovations- und Technologieoffensive“ soll für langfristige Innovationsprojekte zur Verfügung stehen. Unter anderem soll in diesem Rahmen nach Möglichkeiten geforscht werden, um den Anforderungen von Al-Legierungen als elektrischer Leiter auch in der Zukunft zu genügen, und um marktbestehende Produkte hinsichtlich ihrer Eigenschaften zu übertreffen. Hierbei sollen im Bereich der Nichteisenmetallurgie Forschungen erfolgen, um diese Ziele zu erreichen und neue, technologisch substantielle Erkenntnisse zu erlangen. [6]

Aufgrund der Kooperation des Industriepartners Lumpi-Berndorf Draht- und Seilwerk GmbH mit dem Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie ist diese Arbeit entstanden, die eine breit aufgefächerte Basis in der Literatur aufweist, als auch experimentelle Untersuchungen von verschiedenen Drahtmustern beinhaltet.

2 Stand der Technik

In den folgenden Abschnitten ist der Wissensstand in der Technik zusammengefasst. Eingangs erfolgt die Charakterisierung der fundamentalen Parameter, die für Al-Legierungen in der Freileitungstechnik eine essenzielle Rolle spielen. Die Grundlage hierfür bildet die DIN-Norm EN 50183 für herkömmliche Drähte aus Al-Mg-Si-Legierungen sowie die EN 62004 für wärmebeständige Drähte aus Aluminiumlegierung für Leiter von Freileitungen. Im nächsten Unterpunkt sind die Mechanismen der Festigkeitssteigerung in Aluminium-Legierungen angegeben. Dabei steht die Erklärung der grundlegenden Prinzipien im Vordergrund. Für ein Verständnis der tieferen Mechanismen dahinter soll auf weitere Primärliteratur hingewiesen werden. Der dritte Unterpunkt dieses Kapitels enthält die Grundlagen der elektrischen Leitfähigkeit in metallischen Werkstoffen. Dies soll zu einem tieferen Verständnis bei der Übertragung von elektrischer Energie mithilfe metallischer Werkstoffe führen sowie das Ausmaß von Störungen im Gitter aufzeigen. Obwohl der derzeitige Ausblick für die Anwendung im Industrie-Maßstab gering einzuschätzen ist, erfolgt im vierten Unterkapitel die Erklärung der Hochdruck-Verformung. Da Legierungselemente wesentlich zur Festigkeitssteigerung beitragen behandelt der vorletzte Punkt Elemente die auch im Zusammenhang mit der Leitfähigkeit wesentlich sind. Den Abschluss bildet ein Ausblick auf weitere Legierungen und Werkstoffe, welche Potential für elektrische Leitungen zeigen. [7, 8]

2.1 Wichtige Parameter in der Freileitungstechnik

Die folgende Auflistung zeigt einen Auszug der wichtigsten Kenngrößen, die in der Freileitungstechnik zur Anwendung kommen. Es ist dabei zu beachten, dass diese Aufzählung alphabetisch und nicht nach der Bedeutsamkeit der einzelnen Kenngrößen erfolgt. [9, 10]

- Elektrische Leitfähigkeit
- Temperaturbeständigkeit
- Beständigkeit gegen Wind- und Eislasten
- Wirkwiderstand und der induktive Widerstand
- Wärmeausdehnungskoeffizient
- Schutz gegen Auswirkungen von Blitzeinschlägen
- Korona Verluste
- Glimmfestigkeit

Letztendlich ist es notwendig, sich auf eine geringe Anzahl an Parametern zu konzentrieren, da diese allesamt miteinander korrelieren. Dies ist am Beispiel der elektrischen Leitfähigkeit und der Festigkeit sehr gut erkennbar. Die meisten festigkeitssteigernden Mechanismen – bis auf wenige, z.B. die Kornfeinung – bewirken eine teils rapide Verschlechterung der

elektrischen Leitfähigkeit. Diese umgekehrte Proportionalität gilt es zu durchbrechen, oder zumindest diese Wechselbeziehung zu vermindern, um gleichsam eine Steigerung von Festigkeit und elektrischer Leitfähigkeit zu erzielen.

2.2 Festigkeitssteigerung in Aluminiumlegierungen

Im ersten Unterpunkt dieses Kapitels erfolgt die Erläuterung der grundlegenden und allgemeinen Möglichkeiten der Festigkeitssteigerung in Aluminium-Legierungen. Im darauffolgenden Kapitel sind die spezifischeren Möglichkeiten erklärt, die sich im Verlauf der Literaturlauswertung herauskristallisierten.

2.2.1 Konventionelle Methoden der Festigkeitssteigerung

Reines Aluminium mit einem Reinheitsgrad bis zu 99,999 % kommt in verschiedensten Applikationen zum Einsatz. Folgende Aufzählung gibt einen kurzen Überblick über ihren möglichen Einsatz: [11, 12]

- Gas- und Dampfsperren
- Korrosionsschutz
- Elektrische Leiter
- Wärmeabschirmbleche
- Plattierschichten

Da oftmals die mechanischen Eigenschaften von reinem Aluminium und seinen Legierungen für konstruktive Anwendungen nicht genügen, müssen diese durch verschiedene Methoden verbessert werden. Die Verfahren zur Festigkeitssteigerung beruhen auf der Behinderung der Versetzungsbewegung im Kristallgitter – es kommt zur Erhöhung des Widerstands gegen plastische Verformung. Folgende Möglichkeiten sind vorhanden: [11, 12]

- Kaltverformung
- Kornfeinung
- Mischkristallverfestigung
- Ausscheidungshärtung

Im nachfolgenden sind diese Möglichkeiten der Erhöhung der Festigkeit kurz erklärt.

- Kaltverformung

Während der Kaltverformung kommt es durch die Erzeugung neuer Versetzungen durch plastische Verformung zur Erhöhung der Versetzungsdichte. Eine vergleichbare einfache Möglichkeit, dass sich neue Versetzungen bilden können, bildet die sogenannte „Frank-Read-Quelle“. Diese ist in Abbildung 1 dargestellt. Die dargestellte Gleitebene zeigt einen Teil einer

Versetzungslinie. Diese ist in den starren Punkten A und B verankert und verzweigt dort in andere Gleitebenen. Die Versetzung baucht sich entsprechend der Abbildung 1 in der dargestellten Reihenfolge auf, wenn in dieser Gleitebene eine Schubspannung anliegt. Diese kritische Spannung, damit sich die Versetzung bewegen kann, lässt sich durch die folgende Gleichung (1) bestimmen. Die Versetzung ist in den Punkten A und B verankert, wodurch sich ein voller Versetzungsring bildet. Dieser Mechanismus ist wiederholbar und kann zu einer hohen Anzahl an Versetzungen in nur einer einzigen Gleitebene führen. [13]

$$\sigma_0 = \frac{G * b}{l} \quad (1)$$

σ_0 kritische Spannung [MPa]

G Schubspannung [MPa]

b Burgers-Vektor [μm]

l Abstand zwischen A und B [μm]

Die Höhe der notwendigen Schubspannung, um eine Versetzungsbewegung voranzutreiben, ist ein Maß für die Festigkeit (beziehungsweise des Widerstandes gegen Verformung) des Werkstoffes oder der Legierung. Eine Unterteilung in kristallographischer Sicht ist in Stufen- und Schraubenversetzung möglich. Durch eine Stufenversetzung kommt es zum Einschub einer zusätzlichen halben Gitterebene – es kommt somit zu Gitterverzerrung. Diese Verzerrung weist einen bestimmten Betrag auf – der sogenannte Burgers-Vektor. Bei der Schraubenversetzung verzerrt sich die Kristallebene zu einer stetigen Schraubenfläche. Ein geschlossener Versetzungsring besteht abschnittsweise aus Stufen- und Schraubenversetzungen. [11, 14]

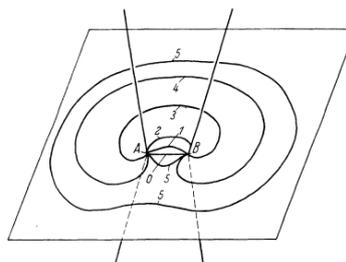


Abbildung 1: Frank-Read-Quelle: die Punkte A und B sind fixe Knotenpunkte; die Bewegung der Versetzung verläuft von 0 bis 5 – daraufhin beginnt der Vorgang von vorne [13]

Durch das Vorhandensein von Versetzungen lässt sich der Werkstoff jedoch nicht verfestigen. Erst indem die Mobilität der Versetzungsbewegung behindert wird, lassen sich höhere Festigkeitswerte erzielen. Im Falle der Kaltverfestigung behindern sich die Versetzungen gegenseitig in ihrer Weiterbewegung.

- Kornfeinung

Die Grundlage für diese Art der Festigkeitssteigerung und deren Verständnis liefert die Hall-Petch-Beziehung. Die Kernaussage dieser Gleichung ist, dass die Fließspannung von der Korngröße abhängig ist. Dieser Zusammenhang ist in Gleichung (2) dargestellt. Es lässt sich direkt erkennen, dass mit immer kleiner werdendem Korndurchmesser es zu einer Erhöhung der Fließgrenze kommt.

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2)$$

σ_y Fließspannung [MPa]
 σ_0 kritische Spannung [MPa]
 k Koeffizient [$\text{MPa} \cdot \mu\text{m}^{-1/2}$]
 d Korndurchmesser [μm]

Der Koeffizient k belegt die Abhängigkeit der Fließspannung von der Korngröße und ist für jede Legierung unterschiedlich. Vor allem Magnesium erhöht diese Korngrößenabhängigkeit. Durch die Forschung in Richtung „severe plastic deformation“ (SPD) ist es möglich, Korngrößen im Nanometerbereich zu erzeugen. Weitere Erläuterungen zu diesen Verfahren erfolgen im nächsten Kapitel dieser Arbeit. [11, 15]

- Mischkristallverfestigung

Aus anwendungstechnischer Sicht ist es notwendig, das Reinaluminium aufgrund seiner ungenügenden Festigkeit mit Fremdatomen zu legieren. Der dabei erzeugte Kristall lässt sich als Substitutionsmischkristall bezeichnen, da es hierbei zur Substitution eines ursprünglichen Al-Atoms gegen ein Fremdatom kommt. Die dadurch erzielte Festigkeitssteigerung lässt sich als Mischkristallverfestigung bezeichnen. Fremdatome weisen jedoch nur eine begrenzte Löslichkeit im Al auf – dies ist durch die Phasendiagramme der jeweiligen Elemente belegbar. Die Substitutionsatome weisen neben einem von Al unterschiedlichen Atomradius auch Unterschiede bezüglich Ladung oder E-Modul auf. Dadurch kommt es zur Verzerrung der Al-Matrix sowie zu einem von den Fremdatomen erzeugten Spannungsfeld, welches aufgrund der Interaktion mit den Versetzungen deren Bewegung erschwert. Schematisch ist diese Gitterverzerrung in Abbildung 2 dargestellt. [11, 16]

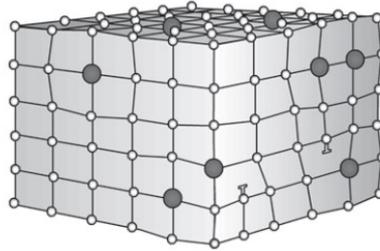


Abbildung 2: Schematische Darstellung der Mischkristallbildung durch Fremdatome (Substitution) [11]

- Ausscheidungshärtung

Die Ausscheidungshärtung nimmt bei den sogenannten aushärtbaren Legierungen eine sehr wichtige Rolle bezüglich der Festigkeitssteigerung ein. Die dazu nötigen Vorgänge sind zuerst das Lösungsglühen, um die Legierungselemente in Lösung zu bringen. Dabei kommen Temperaturen zum Einsatz, die knapp unter dem Schmelzpunkt von Aluminium liegen. Ziel beim Lösungsglühen ist es, eine übersättigte Lösung an Atomen zu erzeugen, um diese beim anschließenden raschen Abkühlen einzufrieren. Bei der darauffolgenden Behandlung lässt sich zwischen zwei unterschiedlichen Routen unterscheiden:

- Kaltauslagerung (Temperaturen bis RT)
- Warmauslagerung (Temperaturen von 120–180 °C)

Die Kaltauslagerung veranschlagt in etwa 5 bis 8 Tage, während die Warmauslagerung zwischen 4 und 48 Stunden dauert. Für eine bessere Verständlichkeit ist dieser Prozess in Abbildung 3 dargestellt. Der Bereich I und IV kennzeichnen die unkritischen, Bereich II und III die kritischen Aufheiz- beziehungsweise Abkühlgeschwindigkeiten.

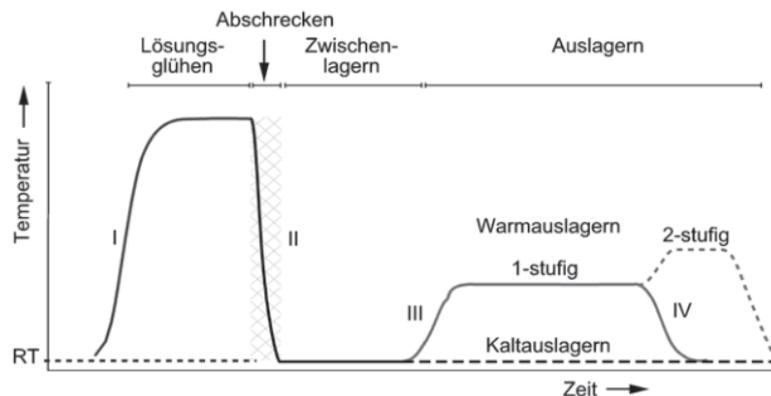


Abbildung 3: Allgemeines Schema der Temperaturführung für aushärtbare Al-Legierungen. [11]

Wie in Abbildung 3 erkenntlich ist, kann das Warmauslagern auch 2-stufig erfolgen. Hierzu erfolgt an dieser Stelle jedoch der Verweis auf bereits vorhandene Literatur, welche dieses Thema abhandelt. [11, 17]

Zusammenfassend kann zu den hier genannten und beschriebenen Festigkeitsmechanismen folgendes festgehalten werden:

- Die Festigkeitssteigerung von Aluminium-Legierungen beruht ausschließlich auf dem Herabsenken der Mobilität der Versetzungsbewegung.
- Durch Erhöhung der Anzahl an Hindernisse im Rein-Al (oder in Al-Legierung) kommt es zur Erhöhung des spezifischen Widerstandes und in weiterer Folge zur Absenkung der spezifischen Leitfähigkeit von Al.
- Die Mechanismen der Festigkeitssteigerung haben negative Auswirkungen auf die elektrische Leitfähigkeit. Lediglich durch die Kornfeinung und Kaltverformung wird diese etwas weniger verschlechtert.

Da Versetzungen das Fundament der Festigkeitssteigerung bilden, sollen aufgrund der Vollständigkeit sowie des besseren Verständnisses diese zur Darstellung kommen. In Abbildung 4 ist eine Stufenversetzung gezeigt, während Abbildung 5 den Charakter der Schraubenversetzung zeigen soll.

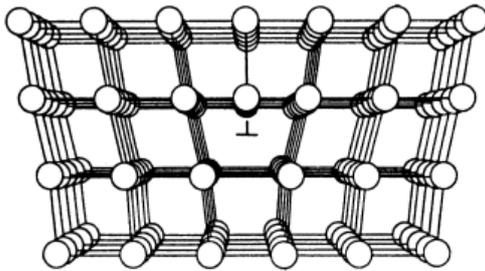


Abbildung 4: Darstellung einer Stufenversetzung [18]

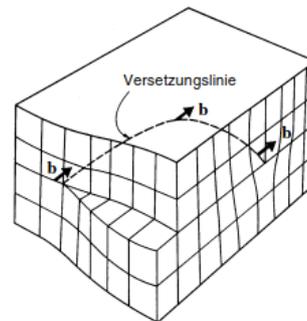


Abbildung 5: Darstellung einer Schraubenversetzung; b stellt den früher beschriebenen Burgers-Vektor dar [18]

2.3 Grundlagen der elektrischen Leitfähigkeit

Da neben der Festigkeit auch die elektrische Leitfähigkeit ein essenzieller Parameter in der Freileitungstechnik ist, sollen in diesem Unterkapitel die zugrunde liegenden Mechanismen eruiert werden.

Das Ziel eines jeden Atoms ist es, seine äußere Elektronenschale zu befüllen, um dadurch den Edelgaszustand zu erreichen. Dieser Zustand lässt sich entweder durch die Abgabe oder Aufnahme eines Elektrons erreichen – dadurch entsteht das Anion und Kation. Metallatome weisen die Tendenz auf, Elektronen abzugeben, um Kationen zu bilden. In reinen Metallen können die Atome kein Elektron abgeben, da dies kein Fremdatom aufnimmt. Aus diesen ungebundenen Elektronen bildet sich das Elektronengas. In der nachstehenden Abbildung 6 ist dies schematisch dargestellt. [14]

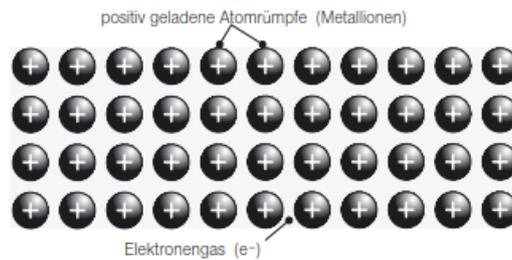


Abbildung 6: Darstellung einer metallischen Bindung [14]

In diesem Elektronengas sind die Valenzelektronen (Elektronen der äußersten Schale eines Atoms) frei beweglich. Dies liefert auch die Grundlage für die gute elektrische und thermische Leitfähigkeit von Metallen. Ein Platzwechsel von Atomen bewirkt keine erwähnenswerte Änderung der Eigenschaften. Somit ist es möglich, dass sich Atome gegeneinander verschieben lassen, ohne deren metallische Bindung aufzuheben. Dieser Effekt ist wesentlich für die plastische Verformbarkeit von Metallen. [14]

Bei der Bewegung der Ladungsträger durch das Material kommt es zwangsläufig zur Streuung, wodurch sich vor allem die Geschwindigkeit und auch die Bewegungsrichtung verändert. In Abbildung 7 soll dieser Vorgang verdeutlicht werden. Zu diesen Hindernissen lassen sich Wechselwirkungen mit den Kristalldefekten und Korngrenzen hinzuzählen, welche einen negativen Einfluss auf die Periodizität der Atome im Kristallverband hinterlassen, aber auch Phononen. Letztere beschreiben die Gitterschwingung der Atome und ihre Anzahl nimmt mit steigender Temperatur zu. Weiters lässt sich die Ladungsträgerbewegung durch elektrisch oder magnetisch polarisierte Bereiche beeinflussen. Die in Abbildung 7 dargestellten Punkte A und B sollen Elektroden darstellen, die eine elektrische Potentialdifferenz U aufweisen, aufgrund derer sich die Elektronen beschleunigen lassen und sich so durch das Material bewegen. [19]

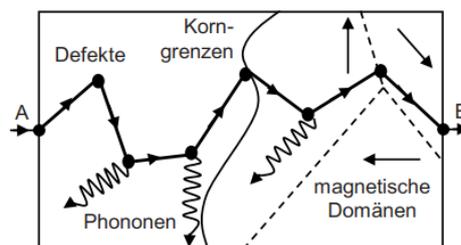


Abbildung 7: Schematisch dargestelltes mikroskopisches Gefüge zur Entstehung des elektrischen Widerstandes [19]

Eine Regel, die in Zusammenhang der elektrischen Leitfähigkeit als besonders wichtig gilt, und sich von den oben genannten Streuhindernissen ableitet, ist die Matthiessen'sche Regel. Diese Formel besteht aus zwei Termen, wobei einer nur von der Temperatur abhängig ist und der zweite nur von den Gitterstörungen (durch Leerstellen, Versetzungen oder gelösten Fremdatomen hervorgerufen). In Gleichung (3) ist dieser Zusammenhang ersichtlich. [13, 19]

$$\rho_T = \rho(T) + \rho_R \quad (3)$$

ρ_T spezifische Widerstand [$\Omega\text{mm}^2/\text{m}$]

$\rho(T)$ temperaturabhängiger Term [$\Omega\text{mm}^2/\text{m}$]

ρ_R Restwiderstand [$\Omega\text{mm}^2/\text{m}$]

Der temperaturabhängige Term ist von der Umgebungstemperatur abhängig, welche direkt für die Gitterschwingung verantwortlich ist. Durch diese Vibration kommt es vermehrt zu einer Streuung der Elektronen, wodurch die Leitfähigkeit abnimmt. Bei metallischen Werkstoffen ist es somit die Regel, dass der spezifische elektrische Widerstand mit der Umgebungstemperatur ansteigt. Der zweite, temperaturunabhängige Term ist größtenteils von der Konzentration der Verunreinigungen abhängig. [20, 21]

Weiters lässt sich die Gleichung (3) aufspalten in folgende Form, abgebildet in Gleichung (4):

$$\rho = \rho_0 + \Delta\rho_S + \Delta\rho_P + \Delta\rho_V + \Delta\rho_D + \Delta\rho_B \quad (4)$$

ρ_0 reine, gelöste Metall [$\Omega\text{mm}^2/\text{m}$]

$\Delta\rho$ Anstieg des Widerstandes [$\Omega\text{mm}^2/\text{m}$]

Der Anstieg des Widerstandes $\Delta\rho$ ist abhängig von verschiedenen Faktoren, wobei der Index S für die Atome im Mischkristall steht, P die Ausscheidungen bezeichnet, die Leerstellen mit V deklariert sind, D die Versetzungen beinhaltet und B für Korngrenzen steht. [22]

Nach Altenpohl [13], kommt es zur Erhöhung des elektrischen Widerstands durch die durch Gitterfehler hervorgerufene Gitterverzerrung. Dementsprechend kann folgende Reihenfolge mit abnehmendem Einfluss aufgestellt werden:

- Zwischengitteratome, Leerstellen
- Hohlstellen über mehrere Gitterplätze
- Stufen- und Schraubenversetzungen

Untersuchungen zeigten, dass die für die Kaltverfestigung verantwortlichen Versetzungen einen nur unwesentlichen Einfluss auf den spezifischen Widerstand haben. In erster Linie sind es die durch die Kaltverformung erzeugten Leerstellen, die eine Widerstandserhöhung verursachen. [13]

Auch die Fremdatome beeinflussen den elektrischen Widerstand in Al-Legierungen. In Tabelle 1 ist der Einfluss für einen Auszug an Elementen angeführt. Auch Abbildung 16 zeigt eine Darstellung, wie bestimmte Elemente mit zunehmenden Gewichts-% mehr oder weniger starken Einfluss auf die elektrische Leitfähigkeit nehmen.

Tabelle 1: Einfluss der Legierungselemente auf den spezifischen Widerstand in Aluminium [13]

Element	Gewichtsprozentuale Widerstandserhöhung [$\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m} \cdot \text{Gew.}\%$]
Bor	0,003
Magnesium	0,0051
Silizium	0,0068
Chrom	0,041
Zirkonium	0,020
Silber	0,0030
Eisen	0,032

- International Annealed Copper Standard

Dieser Standard, kurz und in weiterer Folge mit IACS ausgedrückt, ist bereits 1914 vom Handelsministerium der Vereinigten Staaten von Amerika eingeführt worden. Bereits vor mehr als 100 Jahren ließ sich die Wichtigkeit von Aluminium in der zukünftigen Energieübertragung erahnen. Der IACS beschreibt das Verhältnis zwischen der Leitfähigkeit eines beliebigen Materials zu jener von Kupfer. Die Leitfähigkeit von Kupfer ist dabei ein fest definierter Wert und beträgt exakt $58,00 \times 10^6 \text{ S/m}$ bei 20 °C RT . [23, 24]

In Gleichung (5) ist die Berechnung des %IACS-Wertes ersichtlich. [25]

$$\sigma_{\%IACS} = \frac{\sigma_{S/m}}{58 * 10^6 \text{ S/m}} * 100 \quad (5)$$

$\sigma_{\%IACS}$ elektrische Leitfähigkeit in Prozent [-]

$\sigma_{S/m}$ elektrische Leitfähigkeit des zu untersuchenden Materials [S/m]

Heutzutage sind jedoch schon %IACS-Werte über 100 % möglich, aus dem simplen Grund, dass die Normierung 1914 erfolgte und damals noch kein hochreines Kupfer erzeugt wurde. Seit dem Jahr 1925 gibt die International Electrotechnical Commission (kurz: IEC) einen Wert von $58,51 \times 10^6 \text{ S/m}$ als standardisierten Wert vor. [26, 27]

So erreicht zum Beispiel reines Silber den höchsten Wert mit 108,40 %IACS oder 105,00 %IACS, je nachdem, welche Referenz herangezogen wird. Im Vergleich dazu erzielt reines Aluminium mit 99,99 % Reinheit laut Quellenangabe 64,94 %IACS. [28]

Daraus lässt sich schlussfolgern, dass die Grenze zur Steigerung der Leitfähigkeit durch das Rein-Al definiert wird. Möglichkeiten zur Steigerung anderer Parameter vermögen an dieser Stelle noch möglich zu sein, aber die Leitfähigkeit stößt an ihre Grenzen.

2.3.1 Einfluss einer Wärmebehandlung

Im vorigen Kapitel erfolgte bereits die Erklärung des prinzipiellen Ablaufs einer Wärmebehandlung, dargestellt in Abbildung 3. Grundsätzlich gilt die Aussage, dass bei der Durchführung dieser Prozesse immer ein Eingriff auf die Struktur des Gefüges erfolgt. Die Konsequenz daraus ist, dass sich neben den Verarbeitungs- auch die Gebrauchseigenschaften entscheidend beeinflussen lassen. Weiters ist möglich, Eigenspannungen abzubauen oder durch eine falsch ausgeführte Methode einen Verzug durch diese zu erzeugen. Für die große Anzahl an unterschiedlichen Wärmebehandlungszustände sind normierte Bezeichnungen vorgesehen. Es ist jedoch darauf zu achten, dass sich nicht immer nur die gewünschten Eigenschaften wie Festigkeit oder Härte verbessern. Es kann dabei auch zu einer negativen Beeinflussung der Korrosionsbeständigkeit, der Bruchzähigkeit, elektrischen Leitfähigkeit und den Bauteiltoleranzen kommen. [11]

Die Studie von Liu [29] untersucht den Einfluss inwiefern sich eine abgeänderte Prozessroute bezüglich der Wärmebehandlung auf die elektrischen und mechanischen Kennwerte auswirkt.

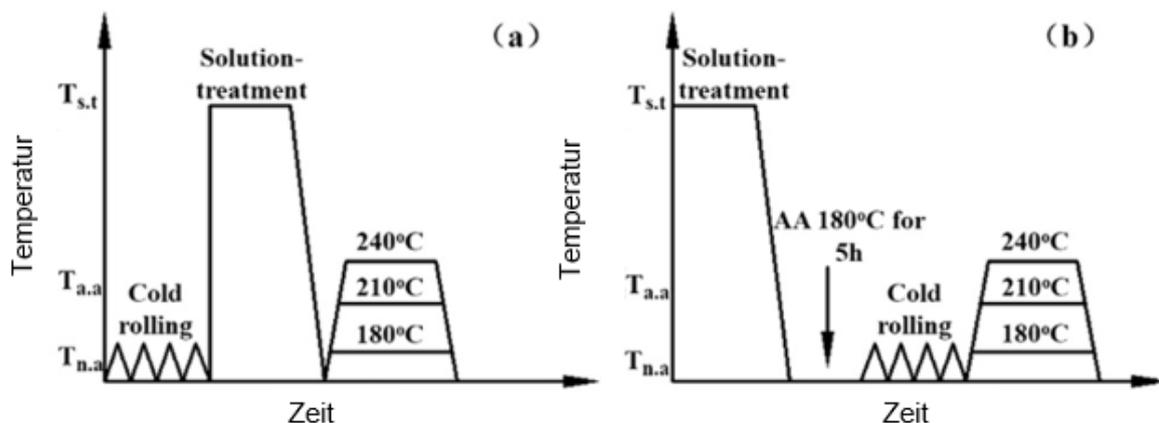


Abbildung 8: Schematische Illustration eines thermomechanischen Prozessablaufes. a) konventionelle Route (C-TMP) und b) modifizierte Route (M-TMP) [29]

Das Lösungsglühen erfolgt in beiden Varianten bei 560 °C für 30 Minuten, gefolgt von einer Abschreckbehandlung in Wasser. Das Warmauslagern erfolgt je bei 180 °C, 210 °C und 240 °C. Die Unterschiede in den beiden Varianten sind vor allem durch das Kaltwalzen gegeben. Bei M-TMP ist die Warmauslagerung durch den Kaltwalzprozess unterbrochen. Die Resultate sind in Abbildung 9 gezeigt.

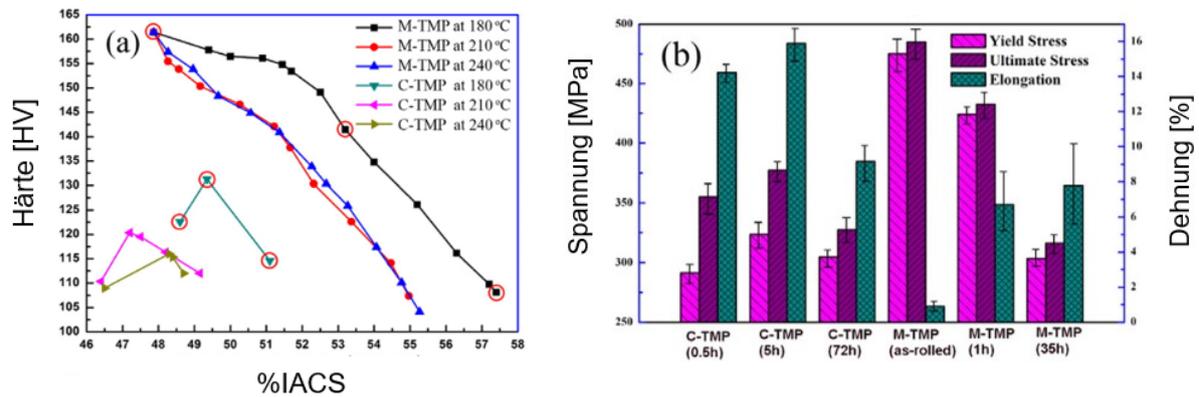


Abbildung 9: a) Vickers-Härte über der elektrischen Leitfähigkeit b) Zugfestigkeit und Bruchdehnung von zwei Varianten der thermomechanischen Behandlung [29]

Bei Betrachtung der Abbildung 9 a) ist deutlich erkennbar, dass durch die modifizierte Wärmebehandlung neben der Vickers-Härte ebenso die Leitfähigkeit einen deutlichen Zuwachs erzielen konnte. Dabei zeigt sich die niedrigste Auslagerungstemperatur am geeignetsten. In Abbildung 9 b) sind die mechanischen Kennwerte dargestellt. Es zeigt sich, dass die Bruchdehnung durch die M-TMP-Behandlung einen Rückgang erleidet, jedoch lassen sich wesentlich höhere Festigkeitswerte erreichen. Zur Erzielung hoher Festigkeiten bei gleichzeitig guter elektrischer Leitfähigkeit, ist es essenziell, eine geeignete Mikrostruktur zu entwerfen. Diese soll die Versetzungsbewegung behindern, jedoch die Streuung der Elektronen minimieren. Der Hauptgrund für die Zunahme der elektrischen Leitfähigkeit in der M-TMP-Probe ist hauptsächlich auf die Reduzierung der dispergierten gelösten Stoffe und Leerstellen in der Al-Matrix zurückzuführen. Die durch die Kaltverformung induzierten Gitterdefekte üben einen wesentlichen Einfluss auf die Art und Weise aus, wie die gelösten Stoffe in den wachsenden Ausscheidungen diffundieren. Konsequenz daraus ist, dass es zu einer Beschleunigung der Vergrößerungsrate kommt und sich dadurch die Eigenschaften der Ausscheidungen vollständig verändern. Durch die Versetzungs- und Korngrenzenbewegung werden die gelösten Elemente aus der Al-Matrix regelrecht ausgefegt. Dies verbessert vor allem die elektrische Leitfähigkeit. Durch die Vergrößerung der Ausscheidungen sinkt die Festigkeit, welche sich jedoch durch neu induzierte Versetzungen sowie Subkorngrenzen kompensieren lässt. Diese verschlechtern die elektrische Leitfähigkeit nur gering. [29]

2.4 Technologie der Hochdruckverformung

Die Hochdruckverformung gewinnt immer mehr an Relevanz und ist eine überaus erfolgreiche Technologie zur gleichzeitigen Steigerung von Festigkeitswerten als auch der elektrischen Leitfähigkeit. Durch die Hochdruckverformung ergeben sich viele Forschungsfelder und Anwendungsmöglichkeiten. Folgende Auflistung soll einen kurzen Überblick über die große Anzahl an Techniken zeigen: [4]

Tabelle 2: Auszug der SPD-Verfahren

Abkürzung	Name
ARB	Accumulated roll bonding
CCDC	Cyclic channel die compression
ECAP	Equal-channel angular pressing
HPT	High-pressure torsion

In Abbildung 10 sind die Verfahren aus Tabelle 2 dargestellt und sollen bildhaft den Ablauf dieser Technologien erläutern.

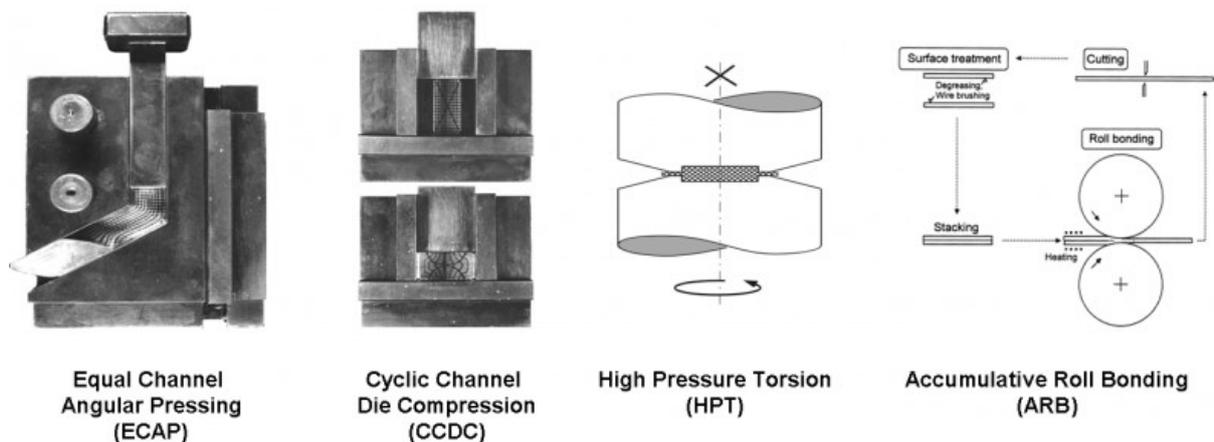


Abbildung 10: Installierte SPD-Verfahren am Erich-Schmid-Institut in Leoben [4]

Es soll hier darauf hingewiesen werden, dass in Referenz [5], der Autor Bagherpour et al. einen sehr guten Überblick über diese Techniken liefert. Darüber hinaus liefert der Verfasser Sabirov et al. in Referenz [3] ebenso einen guten Überblick über neue Entwicklungen im Bereich von nanostrukturierten Werkstoffen. In weiterer Folge wird der Ausdruck ultrafine grain (engl.: ultrafeinkörniges Gefüge; Korngröße $< 1 \mu\text{m}$) für die nanokristallinen Werkstoffe verwendet, kurz UFG.

Wie in früheren Kapiteln erklärt, kommt es durch die festigkeitssteigernden Mechanismen immer zur Behinderung der Mobilität von freien Elektronen, welches zwangsläufig in einer Abnahme der elektrischen Leitfähigkeit resultiert. Jedoch ist dieser Trend bei der Kornfeinung nur geringfügig ausgeprägt. Diesen Effekt machen sich die SPD-Verfahren zunutze. Hierbei kommt es zur Erzeugung eines ultrafeinkörnigen Gefüges durch äußerst hohe Drücke.

- High Pressure Torsion

Bei der Hochdruck-Torsion ist eine dünne Scheibe eines Materials (bei der experimentellen Untersuchung wird ZTAL und AL7 verwendet) gleichzeitig Torsion und Hochdruck ausgesetzt, wie dies auch in Abbildung 10 zu erkennen ist. Die Dimensionen sind dabei für industrielle Maßstäbe eher gering, da der Durchmesser 30 mm und eine Dicke von 12 mm gängig sind. Der Hochdruck beträgt in etwa 5 GPa und liegt vertikal in Pressrichtung am Probenmaterial

an. Der Kolben beginnt sich anschließend zu drehen, woraufhin sich eine Torsionsbelastung auf die Probe ergibt. Auftretende Reibungskräfte zwischen dem Kolben und der Probe, sowie zwischen Probe und dem feststehenden Amboss verhelfen zur Scherung der Probe durch den sich drehenden Kolben. Die Scherdehnung lässt sich nach Gleichung (6) bestimmen. Die effektive Scherdehnung kann durch Gleichung (7) errechnet werden.

$$\gamma = \frac{2 * \pi * r * N}{l} \quad (6)$$

$$\varepsilon_{eff} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad (7)$$

- γ Scherdehnung [-]
 r Radius der Probe [mm]
 N Anzahl der Rotationen des Kolbens [-]
 l Dicke der Probe [mm]
 ε_{eff} Effektive Scherdehnung [-]

Beim Betrachten der Gleichung (6) erschließt sich, dass mit zunehmendem Radius der Probe auch die Scherbeanspruchung zunimmt. Daraus resultiert eine inhomogene Probe. Weiters wurde beobachtet, dass mit steigender Anzahl an Rotationen, die Mikrostruktur der verformten Probe zur Homogenisierung tendiert. Dies ist durch Messung der Mikrohärtigkeit erwiesen. [30] Einen ebenso äußerst interessanten Ansatz liefert Zhao in seiner Abhandlung, in der es um einen Verbundwerkstoff aus Aluminium und Graphen handelt. Durch den HPT-Prozess ist es gelungen, Graphen mit 98 % der theoretischen Dichte in die Al-Matrix einzubringen. Bei diesem Vorgang ist weder Erhitzen noch Sintern erforderlich, sodass es zu keiner Karbidbildung kommt. Sie erzielten eine UFG-Gefügestruktur, die dadurch erhöhte Zugfestigkeiten aufweist. In Abbildung 11 ist der Vergleich von Reinaluminium, sogenannten multi-walled carbon nanotubes (kurz: MWNTs) und dem Verbundwerkstoff mit unterschiedlichen Graphen-Gehalt gezeigt. [31] Unglücklicherweise ist über die elektrische Leitfähigkeit keine Untersuchung erfolgt.

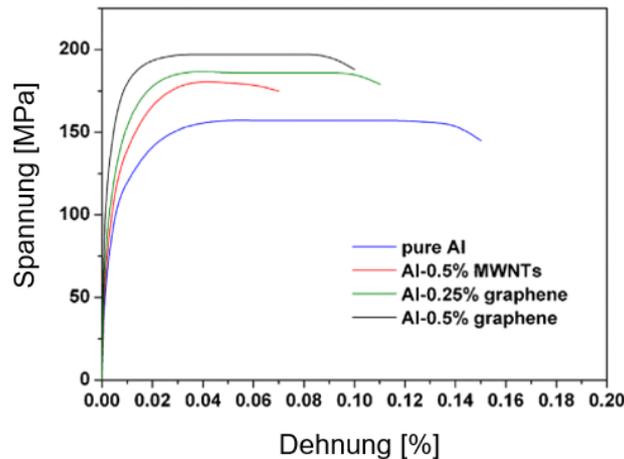


Abbildung 11: Festigkeitseigenschaften von HPT-prozessiertem Proben [31]

Auch wenn in Gleichung (5) sichtbar ist, dass sich der elektrische Widerstand mit der Anzahl der Korngrenze erhöht, so spielt dieser Beitrag eine nur untergeordnete Rolle. Es ist in Referenz [22] ersichtlich, dass eine Kornfeinung unter 1 μm keinen signifikanten Einfluss auf die elektrische Leitfähigkeit hat. Aus den Untersuchungen ist weiters erkennbar, dass die Leitfähigkeit deutlich stärker von den Legierungselementen abhängig ist, als die durch Hochdruck-Verformung mittels ECAP induzierten Versetzungen und Korngrenzen. [22]

Die Abhängigkeit der Leitfähigkeit von den Legierungselementen lässt sich ebenso in der Arbeit von Bobruk in Referenz [32] bestätigen. Durch die Abnahme der Korngröße unter Bildung von ausscheidungshärtenden Phasen in der Al-Matrix nach dem Alterungsprozess liefert der UFG-Zustand sehr hohe Festigkeiten. Die dabei untersuchte Al-6060-Legierung erreicht Zugfestigkeitswerte von 347 MPa und einen %IACS-Wert von 58,1 %. Im Vergleich dazu erreicht die Al-6060 im T6-Zustand 250 MPa und 53,6 %. Es liegt hier eine deutliche Steigerung beider Werte vor. Die erhöhte elektrische Leitfähigkeit resultiert aus der Abnahme der Konzentration der Legierungselemente in der Matrix aufgrund der Dissipation des Mischkristalls während der Hochdruckverformung sowie durch die geringere Versetzungsdichte, welche sich in der neu gebildeten Struktur ergibt. [32]

2.5 Einfluss ausgewählter Legierungselemente

Erst durch Legierungselemente erhalten die Al-Legierungen ihre speziellen charakteristischen Eigenschaften. Nachfolgend finden wichtige Legierungselemente im Bereich der Leiterwerkstoffe eine nähere Beschreibung. So kommt Bor (B) zur Bildung von Boriden zum Einsatz, wodurch sich die elektrische Leitfähigkeit erhöht. Die Elemente Magnesium (Mg) und Silizium (Si) sind Hauptbestandteil der AA6xxx-Legierungen. Eine wesentliche Eigenschaft dieser Legierung ist es, dass diese eine ausscheidungshärtende Phase bilden kann – die β -Phase Mg_2Si . Die Konsequenz daraus ist eine Steigerung der Festigkeitseigenschaften. Dies

entspricht zum Beispiel der AL3-Legierung des Industriepartners. In Kombination von Mg_2Si und Bor lassen sich sehr gute Festigkeitswerte erreichen und zusätzlich gute elektrische Eigenschaften einstellen – dies entspricht der kommerziellen AL7-Legierung. Weiters erfolgt die Beschreibung von Eisen (Fe), da üblicherweise nennenswerte Gehalte an Fe vorhanden sind. Zuletzt soll eine Diskussion des Zirkoniums (Zr) erfolgen. Dies ist ein wichtiger Bestandteil der temperaturbeständigen Leiterlegierungen (TAL und ZTAL) und ermöglicht dadurch den Betrieb bei erhöhten Temperaturen in der Freileitungstechnik.

2.5.1 Bor

Die Verwendung des Übergangsmetalls Bor in den Aluminium-Legierungen hat zwei wesentliche Gründe. Einerseits wirkt es als Mittel zur Kornfeinung während der Erstarrung, andererseits lässt sich dadurch die elektrische Leitfähigkeit verbessern. Ursache hierbei ist, dass es zur Bildung von Boriden mit den Elementen Vanadium, Titan, Chrom und Molybdän kommt. Der Grund für die Reaktion von Bor mit den genannten, schädlichen Elementen wird durch eine Reduktion der Gibb'sche freie Energie erklärt. Diese Elemente haben einen negativen Einfluss auf die elektrische Leitfähigkeit und müssen daher in jedem Fall aus der Schmelze entfernt werden, wenn die elektrische Leitfähigkeit eine zentrale Rolle spielt. Die Wirkung von Bor kann effektiv gesteigert werden durch die überstöchiometrische Zugabe von Titan. [33–38]

In Abbildung 12 ist der metallurgische Vorgang bei der Bildung der Boride ersichtlich und ebenso ist erkennbar, dass diese aufgrund ihrer höheren Dichte sich am Boden sammeln und somit beim Abguss zurückgehalten werden können.

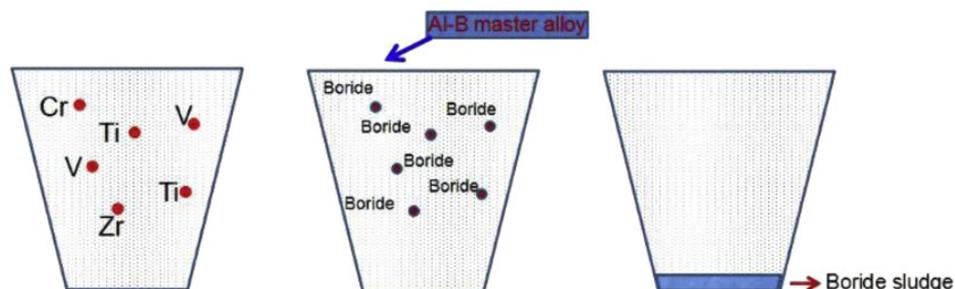


Abbildung 12: schematische Darstellung der Entfernung von Übergangsmetallen (Cr, Ti, V, Zr) [36]

Zur Erklärung der oben gezeigten Darstellung: die Schmelze der linken Pfanne besitzt aufgrund der Übergangsmetalle eine nur unzureichende elektrische Leitfähigkeit für die Anwendung in der Freileitungstechnik. Die Übergangsmetalle Chrom, Titan, Vanadium und Zirkonium befinden sich dabei in Lösung. Durch Zugabe von Bor werden die Verunreinigungen an dieses gebunden und somit nahezu unschädlich gemacht. Die Schmelze in der rechten Pfanne, nach einer Behandlung mit Bor, weist eine deutlich verbesserte elektrische Leitfähigkeit auf. [36, 39]

2.5.2 Magnesium

Wie schon früher erwähnt, ist die gemeinsame Anwesenheit von Si und Mg wichtig, um die ausscheidungshärtende Phase Mg_2Si zu bilden. Die 6xxx-Legierungen beinhalten jeweils bis zu 1,5 % an Mg und Si. Das optimale Mg/Si-Verhältnis, um Mg_2Si zu bilden, liegt bei 1.73:1. Die maximale Löslichkeit dieser Phase beträgt 1,85 % und sinkt mit zunehmender Temperatur. [38, 40]

Wie bei den chemischen Analysen erkennbar, sind erwähnenswerte Gehalte an Mg und Si bei AL3 und AL7 vorhanden. Diese sind zur Festigkeitssteigerung nötig, um den Anforderungen in der Freileitungstechnik zu genügen.

2.5.3 Silizium

Das Halbmetall Silizium ist ein wichtiger Bestandteil in den Al-Legierungen, da erst durch seine Anwesenheit – gemeinsam mit Mg – eine ausscheidungshärtende Phase gebildet werden kann. Die Studie von Prabhu in Referenz [41] belegt, dass die Morphologie des Si einen nicht unbedeutenden Einfluss auf die Leitfähigkeit von Al hat.

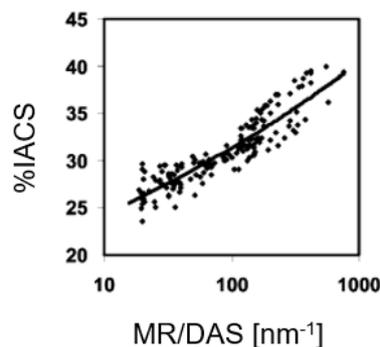


Abbildung 13: Abhängigkeit der Leitfähigkeit vom MR/DAS-Verhältnis [41]

2.5.4 Eisen

Eisen ist die am häufigsten vorkommende Verunreinigung im Aluminium. In den meisten Fällen liegt es aufgrund seiner geringen Löslichkeit im festen Zustand im Al als intermetallische Sekundärphase mit Al oder anderen Elementen vor. Durch diese geringe Löslichkeit ist es nützlich, um eine Festigkeitssteigerung zu erzielen, wie in Abbildung 14 b) deutlich erkennbar ist. [38]

Über dieses Thema sind bereits Forschungen betrieben worden. Aus den Untersuchungen in [42] ergibt sich, dass sich ein steigender Fe-Gehalt vorteilhaft auf die Leitfähigkeit, aber ein zusätzlicher Si-Anteil sich nachteilig auswirkt. Dies ist in Abbildung 14 a) und b) ersichtlich. Weiters soll sich allgemein eine Homogenisierung nutzbringend auf Festigkeit und Leitfähigkeit auswirken. Aufgrund der Bildung einer ternären eutektischen Phase ($\alpha-Al_8Fe_2Si$) während des Erstarrungsprozesses, konnten sich die mit Fe gebundenen Si-Atome nicht weitgehend in der

Al-Matrix lösen. Die Konsequenz daraus ist, dass der Beitrag von $\Delta\rho_s$ nach Gleichung (4) eine Erniedrigung erfährt aufgrund der geringeren Matrixverzerrung sowie der geringeren Bildung von Mg_2Si -Partikeln. Aus letzterem geht hervor, dass die Festigkeit sinkt. Dies ist in Abbildung 14 b) mit der roten Linie gezeigt. Um diesen negativen Effekt auf die mechanischen Eigenschaften aufgrund der Bildung von $\alpha-Al_3Fe_2Si$ entgegenzuwirken, ist es notwendig, den Si-Anteil zu erhöhen. [42]

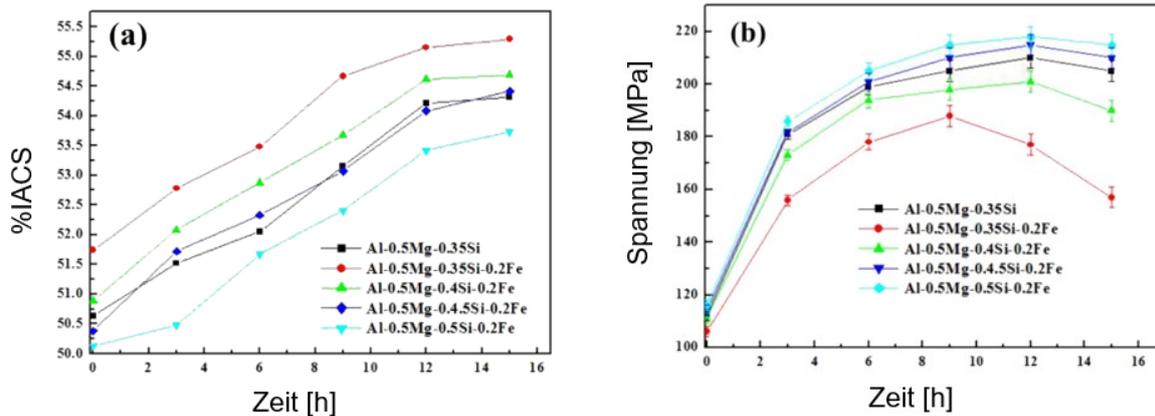


Abbildung 14: Vergleich der (a) elektrischen Leitfähigkeit und (b) der Zugfestigkeit mit Variation der Legierungselemente in Abhängigkeit der Auslagerungsdauer [42]

2.5.5 Zirkonium

Die Zugabe von Zirkonium erfolgt in geringen Mengen – Werte zwischen 0,1–0,3 % sind üblich. Dabei formen sich feine Ausscheidungen von intermetallischen Partikeln (Al_3Zr), welche die Erholung und Rekristallisation des Gefüges verhindern. Zirkonium lässt sich gezielt einsetzen, um die Rekristallisationstemperatur zu erhöhen, sodass die Gefügestruktur auch bei erhöhten Temperaturen stabil bleibt. In Bezug auf den elektrischen Widerstand ist der Gehalt an hinzugefügtem Zirkonium und seine Ausbildungsform wesentlich. Es zeigen sich markante Unterschiede, ob das Element im Mischkristall gelöst oder als Ausscheidung vorliegt. Die Arbeit in Referenz [43] enthält Ergebnisse von Legierungen, die einerseits einen unterschiedlichen Zr-Gehalt aufweisen, und andererseits bei drei verschiedenen Temperaturen behandelt worden sind. Zugleich kommt eine Variation der Dauer der Wärmebehandlung zum Einsatz, die dabei zwischen 24, 120 und 192 Stunden liegt. Laut dieser Studie ergibt sich ab einem Zr-Gehalt in der Legierung von 0,22 % und darüber eine Widerstandsveränderung von 4 n Ω m – vorteilhaft ist hierbei die längste Dauer von 192 Stunden und Temperaturen von 450 °C. Die Unterschiede im elektrischen Widerstand bei Glühdauern von 120 Stunden und 192 Stunden sind jedoch marginal. Der Kurvenverlauf folgt zunächst einem U – beginnend mit der Abnahme und anschließend Zunahme des Widerstandes – dargestellt in Abbildung 15. Diese U-Form kommt aufgrund zweier Faktoren zustande. Die Linke Seite dieser U-Charakteristik entsteht durch das Bestreben, Al_3Zr

auszuscheiden – dies ist durch den thermisch aktivierten Diffusionsprozess kontrolliert. Die rechte Seite der U-Kurve lässt sich durch das Erreichen des thermodynamischen Gleichgewichtes bei hohen Temperaturen erklären. Dieses Ziel lässt sich leicht erreichen, da einerseits eine variable Löslichkeit und eine anfängliche Übersättigung der Legierung mit Zr vorliegt. In Abbildung 15 ist dieser markante U-Verlauf für eine AlZr0.32-Legierung gezeigt. [38, 43]

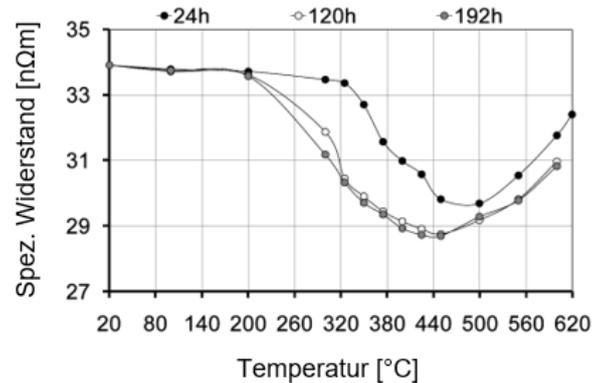


Abbildung 15: Temperaturabhängigkeit des Widerstandes einer AlZr0.32-Legierung [43]

Der Einfluss auf die elektrische Leitfähigkeit einiger oben abgehandelter Elemente ist in Abbildung 16 deutlich erkennbar. So führen bereits geringe Mengen von Zr zu einer markanten Abnahme der Leitfähigkeit. Ebenso ist in dieser Darstellung auch ersichtlich, warum es notwendig ist, die Übergangsmetalle Chrom, Vanadium und Titan mithilfe von Bor aus der Schmelze zu entfernen. Diese sind in der Gruppe der Legierungselemente die Hauptverantwortlichen in Bezug auf die Abnahme der elektrischen Leitfähigkeit.

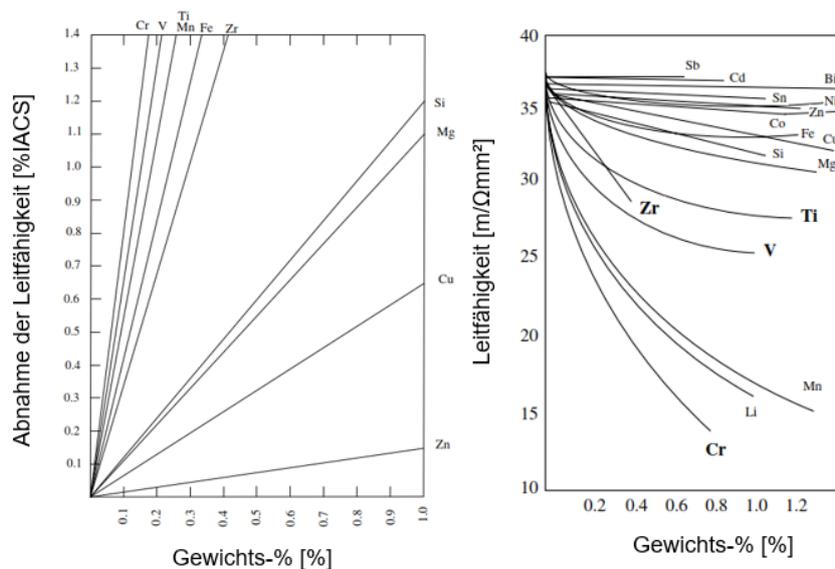


Abbildung 16: Einfluss verschiedener Elemente auf die elektrische Leitfähigkeit von Aluminium. Links: in %IACS [39] und Rechts: der Leitfähigkeit von Rein-Al ausgedrückt [44]

In Abbildung 16 ist auch das Zr angeführt. Es soll dabei angemerkt werden, dass in Referenz [43] eine Unterscheidung des Zr in Lösung sowie im festen Zustand erfolgt. Während der Einfluss des Elementes im festen Zustand $17,4 \text{ n}\Omega\text{m/wt}\%$ beträgt, so ist sein Beitrag in Form einer Ausscheidung wesentlich geringer und liegt nur bei $0,44 \text{ n}\Omega\text{m/wt}\%$. Dies entspricht einer Minderung um den Faktor 40. Daraus lässt sich jedoch schlussfolgern, dass sich das Zr fraglos in Form einer Ausscheidung befinden muss, um die negativen Auswirkungen auf die elektrische Leitfähigkeit zu mindern. [43]

Eine weitere Studie untersuchte die Auswirkung von Zr auf die Gebrauchseigenschaften einer Al-Mg-Si-Legierung. Aus dieser Untersuchung kristallisierten sich mehrere Punkte deutlich heraus. Unter anderem ist erkennbar, dass neben der Zugfestigkeit sich auch die thermische Widerstandsfähigkeit der Legierung verbessert hat. Dabei verschiebt sich die Rekristallisationstemperatur zu höheren Temperaturen. Dies ist vor allem für die Freileitungstechnik wichtig, da damit der Einsatz der Seile auch bei höheren Energielasten und den damit verbundenen höheren Temperaturen erfolgen kann. Durch das Arrhenius Modell ist eine Lebensdauer von 40 Jahren prognostiziert worden durch Wärmebehandlung einer Al-Mg-Si-Zr-Legierung bei $130 \text{ }^\circ\text{C}$. Im Vergleich zur selben Legierung, ohne den Zusatz von Zr, beträgt die erwartete Lebensdauer 11 Jahre. Die Studie definiert dabei das Ende der Lebensdauer, wenn nur noch 90 % der anfänglichen Zugfestigkeit vorliegt. [45]

- Zusatz an Scandium (Sc)

Im Jahr 2017 erfolgte die Untersuchung durch R. Guan an einer Al-xSc-0.2Zr-Legierung, wobei für x unterschiedliche Gehalte an Scandium ersetzt wird. Durch Zugabe von 0,4 Gew.-% Sc ließ sich die höchste Zugfestigkeit (182 MPa) im Zuge der Studie erreichen. Die dabei auftretenden Partikel an $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ vergrößerten sich während des Alterungsprozesses von $6,5 \pm 0,5 \text{ nm}$ auf $25,0 \pm 0,5 \text{ nm}$ mit Zunahme der Alterungsdauer von einer Stunde zu 96 Stunden bei $380 \text{ }^\circ\text{C}$. Diese dispergierten $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ Ausscheidungen können die Versetzungsbewegung äußerst wirksam unterdrücken, was in einem Anstieg der Zugfestigkeit resultiert. Auch die elektrische Leitfähigkeit steigt mit zunehmender Alterungszeit und zunehmendem Drahtdurchmesser an. Die Ursachen hierfür lassen sich durch eine Abnahme der gelösten Atome, Defekte und Gitterverzerrung in der Matrix erklären. [46]

- Zusatz an Lanthan (La)

Eine Studie von W. Yuan in Referenz [47] untersucht, wie sich die Eigenschaften durch Zugabe von La verändern. Die dabei untersuchte Legierung ist eine Al-Mg-Si-Zr-Legierung basierend auf der AA6201. Die Analyse zeigt, dass es durch Zugabe von La zu einer Abnahme des Effektes der Ausscheidungshärtung kommt, indem es Verbindungen mit Silizium formt. Durch das Abbinden von Si kommt es einerseits zur Abnahme der Festigkeit, da sich weniger Mg_2Si -

Phasen aufgrund des fehlenden Si bilden können. Darüber hinaus erhöht sich die elektrische Leitfähigkeit mit steigender La-Zugabe. Ursache dafür ist die Empfindlichkeit gegenüber dem Gehalt an Si, welches gelöst in der Matrix vorliegt. Obwohl durch die Zugabe an La die Festigkeit abnimmt, erhält die Legierung eine verbesserte thermische Stabilität. Dabei hat sich die Zugabe von 0,22 % La als vorteilhaft erwiesen. [47]

2.6 Übersicht über weitere Legierungen und Werkstoffe

Um die Grenzen der Möglichkeiten über zukünftige Forschungsfelder nicht von vornherein zu sehr einzugrenzen, erfolgt in Abbildung 17 und Abbildung 18 die Darstellung verschiedener Metalle und ihrer Legierungen. Kriterien für die Darstellung sind der Preis, der elektrische Widerstand und die Zugfestigkeit. Diese sogenannte Ashby-Map ist eine äußerst hilfreiche Darstellung, um einen Überblick über die Metalle in Abhängigkeit verschiedener Faktoren zu erhalten. Die Bewerksstellung zur Erzeugung solcher Maps erfolgt mit der Software von GrantaDesign Limited. [48]

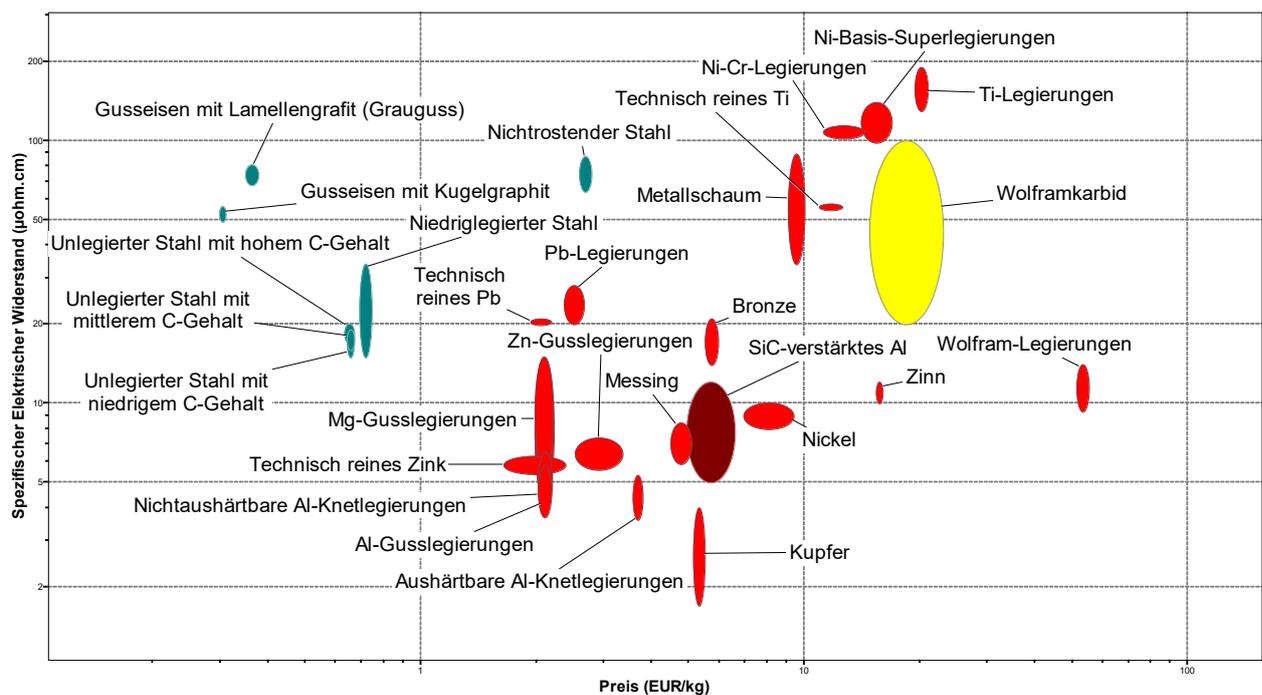


Abbildung 17: Überblick der technisch interessanten Metalle und deren Legierungen bezüglich ihres spezifischen Widerstandes in Abhängigkeit des Preises [48]

Eine ebenso interessante und neue Idee liefern jene Werkstoffe unter dem Decknamen „covetic bonds“. Dieses Material ist ein Hybrid-Werkstoff und vereint dabei hochfesten Kohlenstoff und Metall. Das Forschungsteam rund um Dr. Salamanca-Riba verspricht sich durch diesen neuartigen Verbundwerkstoff deutlich verbesserte Eigenschaften. Der Begriff covetic lässt sich aus den beiden Bindungsarten kovalente (engl.: covalent) und metallische (engl.: metallic) Bindung zusammensetzen. Dadurch lassen sich die thermische und

elektrische Leitfähigkeit, aber auch die Streckgrenze sowie die Korrosions- und Oxidationsbeständigkeit verbessern. Dieser Werkstoff zeigt eine ungewöhnlich starke Bindung zwischen den Kohlenstoffpartikeln und der metallischen Matrix, wobei jedoch die genaue Natur deren starken Bindung zurzeit noch unklar ist. Ein wesentlicher Vorteil dieses Materials liegt auch in seiner einfachen Herstellung. Grundsätzlich muss hierfür das Metall geschmolzen, Kohlenstoffpulver beigemischt und ein elektrischer Strom angelegt werden. [49, 50]

Inwiefern jedoch diese Werkstoffeigenschaften tatsächlich erreicht werden können, ist unklar. Die Forschungsergebnisse hierzu sind rar sowie unklar und weltweit beschäftigen sich, nach den Publikationen zu urteilen, nur wenige Forschungszentren an diesem Thema.

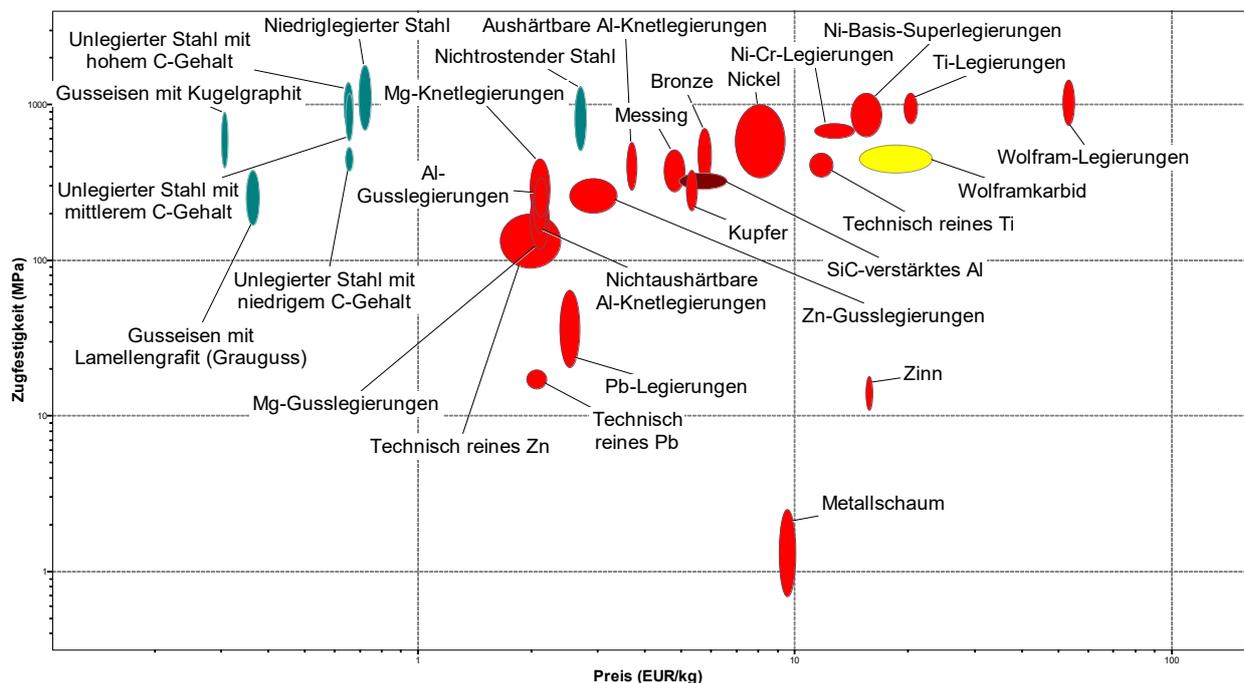


Abbildung 18: Überblick der technisch interessanten Metalle und deren Legierungen bezüglich ihrer Zugfestigkeit in Abhängigkeit des Preises [48]

3 Experimentelle Methoden

In diesem Abschnitt sollen die durchgeführten Analysen näher erklärt werden. Das erste Unterkapitel ist der chemischen Analyse der Proben gewidmet. In Weiterer Folge sind die metallografischen Untersuchungsmethoden sowie die Untersuchung im Transmissionselektronenmikroskop erklärt. Danach erfolgt die Charakterisierung der Aufnahme von den Festigkeitswerten und der elektrischen Leitfähigkeit. Der vorletzte Punkt dieses Kapitels erläutert die Herstellung einer ultrafeinkörnigen Legierung inklusive deren Untersuchung im Rasterelektronenmikroskop und abschließend die Durchführung der Wärmebehandlungen. Die Ergebnisse zu diesen Untersuchungen finden sich im nächsten Kapitel.

3.1 Chemische Analyse

Da unklar ist, welche exakte Legierungszusammensetzung die Drahtmuster aufweisen, müssen diese mithilfe des Funkenspektrometers analysiert werden. Die Durchführung der Analyse erfolgt durch das Spectromaxx Funkenspektrometer. Das Prinzip des Gerätes arbeitet nach der optischen Emissionsspektrometrie. Dabei lässt sich dieses in Bogen-Funken-OES oder Funken-OES kategorisieren. Das Probenmaterial verdampft durch die Bogen- oder Funkenentladung im Funkenstand und setzt dabei Atome und Ionen frei. Diese emittieren bei Anregung Strahlung, welche über optische Systeme geleitet und diese in einzelne spektrale Komponenten zerlegt. Da jedes Element eine charakteristische Wellenlänge emittiert, lassen sich diese zur Quantifizierung verwenden, da sich die Strahlungsintensität proportional zur Konzentration des Elementes in der Probe verhält. Die in der Tabelle 3 bis Tabelle 6 dargestellten chemischen Analysen stammen von Proben aus den Vordrähten der von der Firma Lumpi-Berndorf GmbH erhaltenen Drahtmuster. Die Werte sind Mittelwerte aus vier separaten Messungen. Die vollständige chemische Analyse ist im Anhang beigefügt. [51]

Der in den Tabellen dargestellte Mittelwert errechnet sich aus der Formel, welche in (8) dargestellt ist. Anschließend lässt sich mithilfe dieses Resultats die Standardabweichung der Stichprobe ermitteln, welche in Gleichung (9) gezeigt ist. [52]

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad (8)$$

$$s = \sqrt{\frac{1}{n-1} * \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \quad (9)$$

\bar{x} Mittelwert [Massen-%] x_i Messwert [Massen-%]
n Stichprobenumfang [-]
s Standardabweichung der Stichprobe [-]

3.2 Metallografische Untersuchungen

Die Metallografie befasst sich mit dem Gefügebautbau von Metallen. Ihre Aufgabenbereiche umfassen die Qualitätssicherung und Schadensanalytik. Auch in der Forschung und Entwicklung sind ihre Methodiken unverzichtbar. [53]

Metallografischen Untersuchungen setzen sich aus sechs Schritten zusammen, die allesamt große Sorgfalt benötigen, um aussagekräftige Resultate zu erzielen. Im nachfolgenden sind diese Arbeitsschritte kurz beschrieben.

- Trennen

Im ersten Schritt erfolgt die Abtrennung der zu untersuchenden Probe aus den Drahtmustern. Zunächst müssen die Vordrähte auf handliche Maße abgeschnitten werden, um daraus das Probenmaterial zu beziehen. Erst danach lassen sie sich in weiterer Folge mithilfe einer Trennmaschine der Firma Struers in geeignete Größe zerteilen. Hierfür empfiehlt die Firma Struers eine harte Siliziumkarbid-Trennscheibe (SiC), welche generell für jegliche Nichteisenmetalle geeignet ist. [54]

- Einbetten

Dieser Schritt ist notwendig, um eine bessere Handhabung der Proben zu gewährleisten, aber auch um eine für die nächsten Arbeitsschritte optimale Vorbereitung herzustellen. Es ist darauf zu achten, dass das Einbettmaterial ähnliche Schleif- und Polierverhalten aufweist, wie das Probenmaterial. Ebenso muss dieses für die weitere Behandlung eine gewisse chemische Beständigkeit aufweisen. Das Gemisch zum Einbetten der Proben besteht aus fünf Teilen Araldit DBF Harz und aus einem Teil Araldit DBF Härter.

- Schleifen und Polieren

Nach der vollständigen Aushärtung der Einbettmasse erfolgt das Schleifen der Proben. Hierzu dient die Struers Tegramin mit verschiedenen automatischen Programmen zunächst als Schleif- und später als Poliermaschine. Dieser Vorgang dient dazu, die gestörte Oberflächenschicht abzutragen. Es ist auf angemessenen Probendruck und -kühlung zu achten, um schädlichen Einfluss auf das Gefüge und dadurch eine falsche Interpretation von Untersuchungen zu vermeiden. Von einer groben Schleifkörnigkeit startend lässt sich die Probenoberfläche innerhalb weniger Minuten verfeinern. Nach jedem Programmende erfolgt

eine Sichtkontrolle der präparierten Schliffoberfläche, um danach mit dem nächstfeineren Papier weiter zu schleifen. Dies reicht hin bis zu einem 1 µm feinen Schleifpapier. Im Poliervorgang erfolgt die manuelle Zugabe der OP-S Suspension. Diese enthält feinste Siliziumoxide in einer Korngröße von 40 nm. Abschließend erfolgt ein letzter Poliervorgang mit Wasser, um diese feinen Kristalle von der Probenoberfläche zu entfernen. Nach Entfernen der Probe werden diese mit Isopropanol abgespült und getrocknet.

- Barker-Ätzung

Diese Ätzmethode zählt zu den Verfahren des elektrolytischen Polierens und eignet sich besonders gut für reine Aluminium-Proben, aber auch für Knetlegierungen. Die dadurch erzeugte Oberfläche ist kratzerfrei und findet häufig bei Qualitätskontrollen aufgrund ihrer hohen Reproduzierbarkeit Anwendung. Erst durch das Anodisieren der Probe mit dem Barker-Ätzmittel ergibt eine Farbätzung. Diese eignet sich hervorragend zur Bestimmung von Korngrößen. Nachstehend sind die Parameter aufgelistet, mit welcher die Ätzung nach Barker erfolgt ist: [54]

- Fläche: 1 cm²
- Elektrolyt: 200 ml Wasser und 10 ml Fluorborwasserstoffsäure (35 %)
- Spannung: 20 V
- Fließrate: 14 mm
- Zeit: 12 Sekunden

- Mikroskopie und Auswertung

Bei der Lichtmikroskopie kommen Vergrößerungen zwischen 2,5 bis 1000-fach zum Einsatz. Mithilfe verschiedener Filtermethoden kann der Kontrast und damit das Hervorheben gewisser Merkmale eine Verbesserung erfahren. Aufgrund der optischen Anisotropie von Aluminium ist es nötig, dieses unter polarisiertem Licht zu betrachten. Die Durchführung der Lichtmikroskopie erfolgt mit einem Axio Imager M1m der Firma Zeiss. Dieses ist in Abbildung 38 im Anhang gezeigt. [55]

Das Ziel der metallografischen Untersuchung ist die Bestimmung der Korngröße des Ausgangszustandes. Dies erfolgt mithilfe der manuellen Methode der linearen Schnittlänge. Der Ablauf dieser Methodik ist nachstehend aufgelistet: [56]

- Aufnahme der zu untersuchenden Stelle in geeigneter Vergrößerung
- Einzeichnen von fünf Parallelen Linien, welche zumindest dreiviertel der Bildbreite einnehmen soll
- Manuelles Abzählen der Körner, wobei voll geschnittene Körner den Wert 1 erhalten, nicht vollständig durchtrennte mit 0,5 bewertet werden

- Die mittlere Korngröße ergibt sich aus der Summe der Linienlänge dividiert durch die Anzahl gezählter Körner

Es ist jedoch anzumerken, dass die Korngröße stark von der Prozessrichtung abhängig ist. Die untersuchten Proben stammen aus dem Querschnitt der Drähte.

3.3 Untersuchung im Transmissionselektronenmikroskop

Ein Transmissionselektronenmikroskop (kurz: TEM) lässt sich für eine Vielzahl an Anwendungen einsetzen. Folgender Auszug soll Überblick über die Möglichkeiten des Einsatzes verschaffen: [57]

- Topografie, Gefügedarstellung und Grenzflächen
- Methode zur bildgebenden Darstellung mit höchster Auflösung
- Versetzungsdichteabschätzung und Versetzungsabbildung
- Morphologie

Ein wesentlicher Unterschied zum Lichtmikroskop ist jener, dass für die Proben des TEM eine elektrolytische Dünnung erfolgt. Dabei entsteht ein Loch. Bei einer TEM-Untersuchung kommt es zur Durchstrahlung der Probe im Bereich dieses Loches und deshalb befinden sich die Detektoren auf der gegenüberliegenden Seite. Im Gegensatz dazu erfolgt die Reflexion von Licht beim Lichtmikroskop.

Um die Ergebnisse besser interpretieren zu können, soll noch in wenigen Sätzen das Funktionsprinzip bei der TEM-Messung erfolgen. Dabei durchdringt ein fokussierter, mit Hochspannung beschleunigter Elektronenstrahl ein dünnes, elektronentransparentes Objekt. Es kommt zur Entstehung einer Abbildung auf der dahinter befindlichen Kamera. Die hierbei erreichbare Ortsauflösung ist aufgrund der de-Broglie-Wellenlänge der Elektronen weit kleiner als die der Atomabstände. Mithilfe einer Blende, die sich in der hinteren Brennebene der Objektivlinse befindet, lassen sich die zur Abbildung genutzten Elektronen je nach Streuwinkel auswählen. [57]

- Probenpräparation

Als nachteilig bei den TEM-Messungen lässt sich die zeitaufwendige Präparation ansehen. Zunächst erfolgt das manuelle Abtrennen einer dünnen Platte aus dem Vordraht. Für die Untersuchungen kommt die AL3- und die AL7-Legierung zum Einsatz. Anschließend müssen die Proben per Hand auf eine Dicke von etwa 120 µm geschliffen werden. In weiterer Folge sind die Proben aus der geschliffenen Fläche heraus zu stanzen. Das zu untersuchende Material weist dabei eine Größe von 3 mm im Durchmesser und 120 µm in der Dicke auf. Zuletzt erfolgt das finale Abdünnen der Probe mittels elektrochemischem Polieren, wobei die

dabei verwendeten Parameter in der nachstehenden Auflistung ersichtlich sind. Die Durchführung des Polierens erfolgt mit einer Struers TenuPol-5 Anlage. Der Vorgang endet automatisch mit der Erzeugung eines Loches mittig in der 3 mm großen Probe. Ein Lichtstrahl, der beim Vorhandensein dieser Senke auf der dahinterliegenden Ebene detektiert wird, beendet den Vorgang.

- Temperaturen im Bereich -17,3 bis -22,2 °C
- Spannung: 15 V
- Fließrate: 35 mm
- Strom: 78–92 mA

Während der Untersuchung im TEM erfolgt die Betrachtung im Bereich des erzeugten Loches. Die laterale Fläche beträgt dabei etwa 150 µm und die Tiefe der Auflösung lässt sich mit 100–200 nm abschätzen.

3.4 Ermittlung elektrischer und mechanischer Kennwerte

Im folgenden Abschnitt sind der Aufbau und die Durchführung zur Ermittlung der elektrischen sowie mechanischen Kennwerte erklärt.

3.4.1 Bestimmung der elektrischen Kennwerte

Dieser Unterpunkt befasst sich mit der Ermittlung der elektrischen Kennwerte. Der dabei wesentlichste Parameter ist der elektrische Widerstand, welcher in direktem Zusammenhang mit dem spezifischen elektrischen Widerstand und der elektrischen Leitfähigkeit steht. Diese Zusammenhänge sind in Gleichung (10) bis (13) wiedergegeben.

$$R = \frac{U}{I} \quad (10)$$

$$\rho = \frac{R * A}{l} \quad (11)$$

$$\sigma = \frac{1}{\rho} \quad (12)$$

$$A = \frac{d^2 * \pi}{4} \quad (13)$$

R elektrische Widerstand [Ω]

U Spannung [V]

I Strom [A]

ρ	spezifischer elektrischer Widerstand [$\Omega\text{mm}^2\text{m}^{-1}$]
σ	elektrische Leitfähigkeit [MS/m]
A	Querschnittsfläche der Probe [mm^2]
l	Länge der zu untersuchenden Probe [m]
d	Durchmesser der zu untersuchenden Probe [mm]

Die Berechnung des elektrischen Widerstandes in Gleichung (10) folgt dem Ohm'schen Gesetz. Der spezifische elektrische Widerstand, in Gleichung (11) gezeigt, ist abhängig vom Material des Werkstoffs. Der Kehrwert des spezifischen elektrischen Widerstandes ist die elektrische Leitfähigkeit, dargestellt in Gleichung (12). [58]

- Durchführung mittels Spannungsrichtiger Schaltung

Die Bestimmung eines unbekanntes Widerstandes lässt sich unterscheiden zwischen einer direkten und indirekten Widerstandsmessung. Während sich bei der direkten Messung mittels Ohmmeter der Widerstand ohne Umwege ablesen lässt, kommt es bei der indirekten Messung zur Bestimmung von Strom und Spannung mit anschließender Ermittlung des elektrischen Widerstandes mithilfe des Ohm'schen Gesetzes nach Gleichung (10). Weiters lässt sich die indirekte Messung in eine stromrichtige und eine spannungsrichtige Messung klassifizieren. Letztere Methode findet bei den vorliegenden Messung Anwendung. [58, 59]

Die indirekte Bestimmung des Widerstandes erfolgt durch Messung mithilfe eines Keithley Nanovoltmeters und einer FUG Konstantstromquelle mit Keithley Multimeter zur Strommessung. Der Aufbau der Vierpunktmessung ist in Abbildung 39 im Anhang beigefügt. Der Abstand der Klemmen zwischen den beiden Spannungskontakten beträgt bei den Messungen exakt 1 m. Da der Auslieferungszustand der Fertigdrähte allesamt kreisförmig ist, werden diese beidseitig vorsichtig im Schraubstock befestigt, um so eine Gerade der Drähte zu erzeugen. Der genau definierte Abstand erhält eine kleine Markierung, um dort anschließend Klemmen für den Spannungspfad anzubringen.

3.4.2 Bestimmung der mechanischen Kennwerte

Neben den elektrischen sind auch die mechanischen Kennwerte von großer Bedeutung. Es steht daher außer Frage, diese in einem Zugversuch für die verschiedenen Legierungen zu ermitteln. Hier im Vordergrund steht vor allem die Bestimmung der Zugfestigkeit, der 0,2%-Dehngrenze und der Bruchdehnung. Trotz Übermittlung der Parameter seitens des Industriepartners für den Zugversuch ist es nicht möglich, diese Parameter auf die Anlage an der Montanuniversität Leoben anzuwenden. Gründe hierfür liegen in der Beschränkung des Dehnungs-Aufnehmers, welcher sich maximal auf 80 mm einstellen lässt, als auch auf die Begrenzung hinsichtlich der oberen beweglichen Traverse. Aus diesem Grund erfolgt eine

Verkürzung der Einspannlänge. Nachfolgend sind die Parameter für die Zugprüfung aufgelistet:

- Vorkraft: 30 N
- Geschwindigkeit Vorkraft: 100 mm/min
- Einspannlänge: 200 mm
- Ermittlung der Härtewerte des Ausgangsgefüges

Zur besseren Spezifikation des Ausgangsgefüges und des Wärmebehandlungszustands erfolgt zusätzlich eine Härtemessung nach Brinell.

Dies ist ein optisches Verfahren, bei dem die Messung der Größe des hinterbliebenen Eindrucks eines kugelförmigen Eindringkörpers erfolgt. Während des Verfahrens nach Brinell dringt eine Wolframkarbid-Hartmetall-Kugel mit definiertem Durchmesser unter einer definierten Prüfkraft auf die Oberfläche der Probe ein und hinterlässt einen mehr oder weniger großen Eindruck auf dieser. [60]

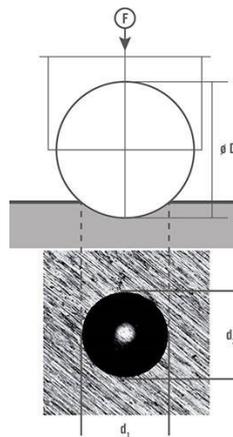


Abbildung 19: Schematische Darstellung zur Erzeugung des Härteeindrucks nach Brinell [60]

Der in Abbildung 19 dargestellte Härteeindruck soll zum besseren Verständnis für das Verfahren nach Brinell dienen. Die Auswertung des Härtewertes kann automatisch erfolgen oder manuell durch Feinjustierung für präzisere Ergebnisse. Ein realer Härteabdruck einer Probe ist im Anhang in Abbildung 40 gezeigt.

3.5 Herstellung einer ultrafeinkörnigen Legierung

Zur Herstellung eines UFG-Drahtes sind die Geometrien der Proben der Vordrähte an die Möglichkeiten am Erich-Schmid-Institut (kurz: ESI) anzupassen. Anfängliche Versuche den Draht vor Ort am ESI zu stauchen sind gescheitert, da die Auflagefläche zu schmal ist, und somit der Stab knickt. Um diesem Problem auszuweichen, sind die Proben mithilfe eines kippbaren Induktionstiegelofens der Firma Indutherm aufgeschmolzen und in einer

Kupferkokille zu einem Barren vergossen worden. Die dabei verwendete Menge an ZTAL beträgt 108,63 g und die der AL7 96,47 g. Der Induktionsofen startet zunächst mit einer dreifachen Spülung des Heizraumes mit Argon, um jeglichen Sauerstoff zu entfernen, da es sonst zum Abbrennen des Graphit-Tiegels kommt, welcher zum Aufschmelzen der Proben dient. Nach Anlegen des Vakuums heizt der Ofen in kürzester Zeit auf 780 °C auf. Aufgrund des hohen Gehaltes an Zr (siehe Tabelle 6) darf nach Erreichen der Zieltemperatur der Abguss nicht unmittelbar erfolgen. Es ist eine Haltezeit einzuhalten, um sicherzustellen, dass das gesamte Zr in Lösung geht. Die Wartedauer von 5 Minuten erscheint als angemessen und erst danach kann der Abguss in die Kupferkokille vonstattengehen. Die Kokille erhält am Beginn eine Schlichte, welche aus Bornitrid besteht. Diese verfolgt dabei zwei wesentliche Aufgaben. Eine davon ist es, nach dem Abguss eine gute Trennung von Gussstück und Kokille zu gewährleisten, und des Weiteren soll sie verhindern, dass Kupfer dabei in Lösung geht. Der daraus entstehende Barren ist in Abbildung 21 links ersichtlich und weist in etwa folgende Abmessungen auf: 40 x 70 x 16 mm. Die Temperaturführung dieses Umschmelzvorganges ist in Abbildung 20 angeführt. Es soll hier angemerkt sein, dass es beim Schmelzen von Aluminium üblicherweise zur Bildung einer Krätze kommt, welche einer manuellen Entfernung bedarf. Durch das kurzweilige Öffnen des Ofens, um die Schmelze von der Krätze zu befreien, kommt es zu einem Temperaturabsturz auf etwa 720 °C. Danach fährt der Ofen wieder auf die Abstich-Temperatur von 780 °C. Um damit eine HPT-Verformung durchführen zu können, muss ein weiterer Präparationsschritt erfolgen. Es ist nötig, aus diesem rechteckigen Barren mittels Drehautomaten eine planparallele, runde Disk herzustellen. Diese ist ebenso in Abbildung 21 rechts ersichtlich (Durchmesser 29,9 mm; Höhe 14,4 mm). Es ist zu erwähnen, dass sich die Gefügestruktur des vergossenen Barrens zwangsläufig vom Drahtmuster ZTAL unterscheidet. Es ist deshalb mit anderen Eigenschaften zu rechnen. Dies ist bei den weiteren Überlegungen zu berücksichtigen. Die Probenherstellung für die AL7-Legierung ist demselben Prozedere unterworfen, um eine Vergleichbarkeit zu gewährleisten.

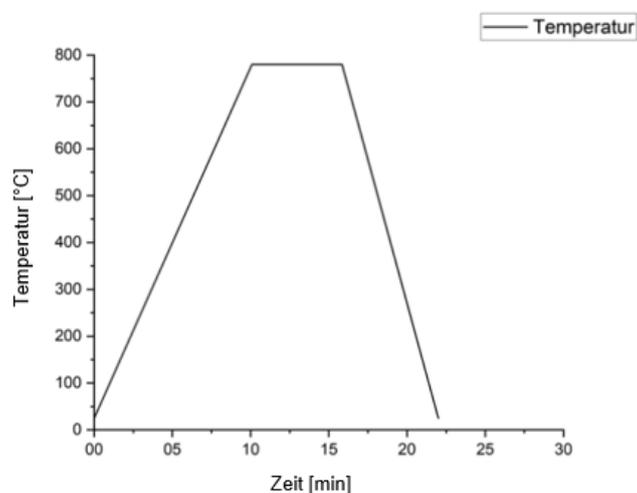


Abbildung 20: Temperaturführung beim Aufschmelzen des ZTAL-Vordrahtes [61]



Abbildung 21: Abgegossener ZTAL-Barren (links) und HPT-Probekörper (rechts) für UFG-Draht-Herstellung [62]

Abbildung 22 zeigt die Probe während des Verformungsvorganges. Da es in der Praxis aufgrund zu geringer Reibungskräfte zwischen Probe und dem sich drehenden Amboss zu keiner Torsion kommen kann, ist die Probe zu Beginn an einer Stelle auf der Ober- und Unterseite mit einem Strich markiert worden. Nach Beendigung des Vorganges müssen diese wieder direkt übereinander liegen. So lässt sich ein Rutschen durch zu geringe Reibungskräfte ausschließen. Die Reibungskräfte lassen sich durch Sandstrahlen der Oberfläche weiter erhöhen. Bei der vorliegenden Probe lagen die beiden Striche übereinander. Dadurch lässt sich zumindest die Verformung als erfolgreich betrachten. In weiterer Folge sollen aus dem HPT-verformten Gefüge zunächst eine Untersuchung am Rasterelektronenmikroskop (kurz: REM) erfolgen. Im Anschluss daran kommt es zur Entnahme weiterer Proben aus der UFG-Scheibe. Aufgrund der begrenzten Menge an Probenmaterial erfolgt eine sorgfältige Weiterverarbeitung dieser. Da wegen der geringen Abmessungen der verarbeiteten Probe sich nicht die Größenordnungen erreichen lassen können, die der Industriepartner verarbeitet, soll zumindest eine Annäherung an diese erfolgen. Um ausreichend Messlänge für die weiteren Untersuchungen zu erhalten, erfolgt eine Kaltwalzung der Proben. Dafür kommt das Miniatur-Walzwerk am Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie zum Einsatz. Mithilfe der Berechnungen der Volumenkonstanz lässt sich der Kaltwalzgrad abschätzen. Die Probe weist etwa 30 x 8 x 10 mm auf, der Kaltwalzgrad beträgt deshalb etwas mehr als 50 %. Die gewalzte, noch rechteckige Probe muss für das Drahtziehen durch einen weiteren Bearbeitungsschritt in eine für das Drahtziehen geeignete Form übergeführt werden. Abschließend soll beim Ziehvorgang wieder derselbe Umformgrad Anwendung finden, wie auch bei den anderen Untersuchungen, um möglichst getreu den Industrie-Prozess nachzubilden. Bei der nachfolgenden Abbildung 22 ist am äußeren Rand im mittleren Bereich des Bildes erkennbar, dass hier Al aufgrund der hohen Drücke aus dem Verformungsbereich fließt. Dies lässt sich am Ende des Verformungsvorganges leicht von der Probe trennen.

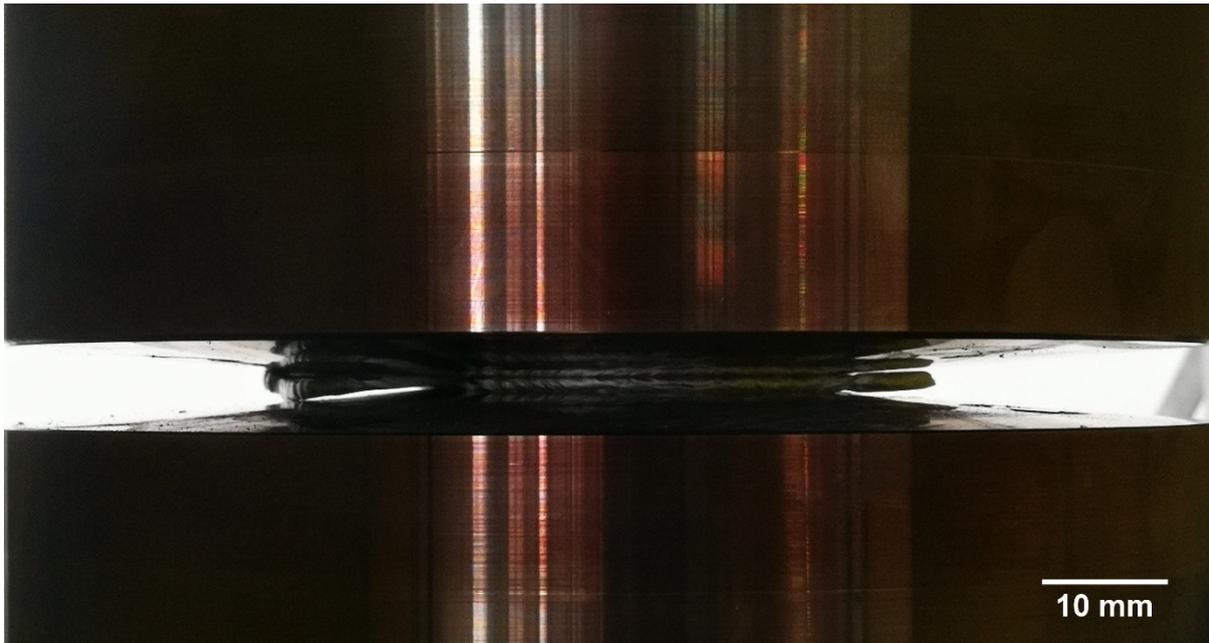


Abbildung 22: HPT-Verformung der ZTAL-Probe

Ebenso erfuhr die HPT-verformte AL7-Legierung eine Kaltwalzung. Hierbei ist es jedoch zu unvorhersehbaren Schwierigkeiten gekommen, weshalb diese Proben nicht kaltgewalzt, sondern direkt einer Materialtrennung mithilfe der Trennmaschine unterzogen wurden.

Um den Erfolg der HPT-Verformung in der Gefügestruktur nachzuweisen, erfolgt eine Untersuchung beider Legierungen im REM. Aus diesem Grund soll hier kurz das Arbeitsprinzip eines REMs erklärt werden.

3.6 Rasterelektronenmikroskopie

Zur Anwendung kommt ein sogenanntes Feldemissionsrasterelektronenmikroskop (kurz, englisch: FE-SEM) der Firma Jeol Ltd. Ein Elektronenstrahl wird fokussiert und fein gebündelt auf der Probenoberfläche gestrahlt. Durch eine XY-Ablenkeinheit erfolgt die namensgebende zeilen- bzw. punktförmige Abrasterung der Probenoberfläche. In dieser Arbeit findet ein EBSD-Detektor (englisch: electron back scattering diffraction; deutsch: Rückstreuelektronen) Anwendung, welcher die emittierten Signale aufnimmt und eine genaue Analyse der kristallographischen Orientierung der Körner gestattet. Die ist dabei für sehr feine Gefüge vorteilhaft, wo die Lichtmikroskopie nicht mehr ausreicht. [63]

- Probenpräparation

Grundsätzlich ist der Weg der Probenvorbereitung sehr ähnlich zu jenen für die metallografischen Untersuchungen. Ein markanter Unterschied liegt jedoch beim Polieren mit der OP-S Suspension vor. Für die REM-Probenherstellung dauert dieser Schritt mindestens

20 Minuten, um eine möglichst spiegelglatte und kratzerfreie Oberfläche zu erzeugen. Des Weiteren sind 0,5 cm² der Oberfläche elektrolytisch poliert, da im Vorfeld unbekannt war, welche Methode hierfür besser geeignet ist. Im nachfolgenden sind die Parameter der elektrolytischen Probenpräparation aufgelistet:

- Temperatur: 10 °C
- Elektrolyt: A2
- Spannung: 36 V
- Flußrate: 18 mm
- Zeit: 4 s

Bei der Auswertung hat sich herausgestellt, dass die OP-S polierte Oberfläche bessere Ergebnisse bezüglich der Detektionsrate im EBDS Modus erzielt. Für weitere Untersuchungen ist diese Methodik der elektrolytischen somit vorzuziehen.

3.7 Wärmebehandlungen

Durch gezielte Optimierung einer Wärmebehandlung kann Einfluss auf die mechanischen und elektrischen Kennwerte genommen werden. Zunächst erfolgt der Vergleich zweier unterschiedlicher Lösungsglühtemperaturen, um anschließend jene für eine weitere Untersuchung heranzuziehen, welche die bessere Kombination aus Festigkeit und Leitfähigkeit zeigt. Die Grundlage für diese Auswahl liefern die Ergebnisse der Messung der elektrischen Leitfähigkeit und der mechanischen Kennwerte. Das Vorgehen ist schematisch in Abbildung 23 gezeigt. Es soll dabei zunächst der Prozess des Industriepartners, jedoch mit einer Lösungsglühung (500 °C, 2 h sowie 530 °C, 2 h) und kleinerem Ausgangsdurchmesser im Labor, nachgestellt werden. Dieser besteht aus dem Ziehprozess, welcher in dieser Arbeit mit demselben Umformgrad erfolgt sowie der abschließenden Glühbehandlung bei 160 °C für 8,5 h. Die Messungen erfolgen an jeweils drei Drähten, um ausreichende Aussagekraft zu erhalten.

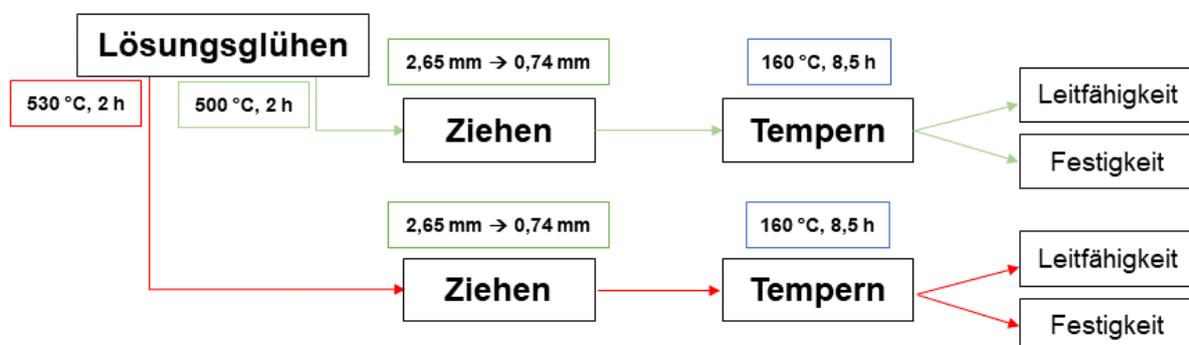


Abbildung 23: Untersuchung der Lösungsglühtemperatur für AL7

Abbildung 24 zeigt die Route für den weiteren Ablauf der Untersuchungen. Zunächst soll eine Wärmebehandlung entsprechend dem Prozess des Industriepartners erfolgen, jedoch mit dem markanten Unterschied einer Vorauslagerung (Tempern 1; 175 °C 4 h) vor Beginn des Ziehprozesses. Weiters erfolgt eine Untersuchung dieser Vorauslagerung mit einem unterbrochenen Ziehprozess mit zwischengeschalteter weiterer Wärmebehandlung (Tempern 2; 175 °C 4 h).

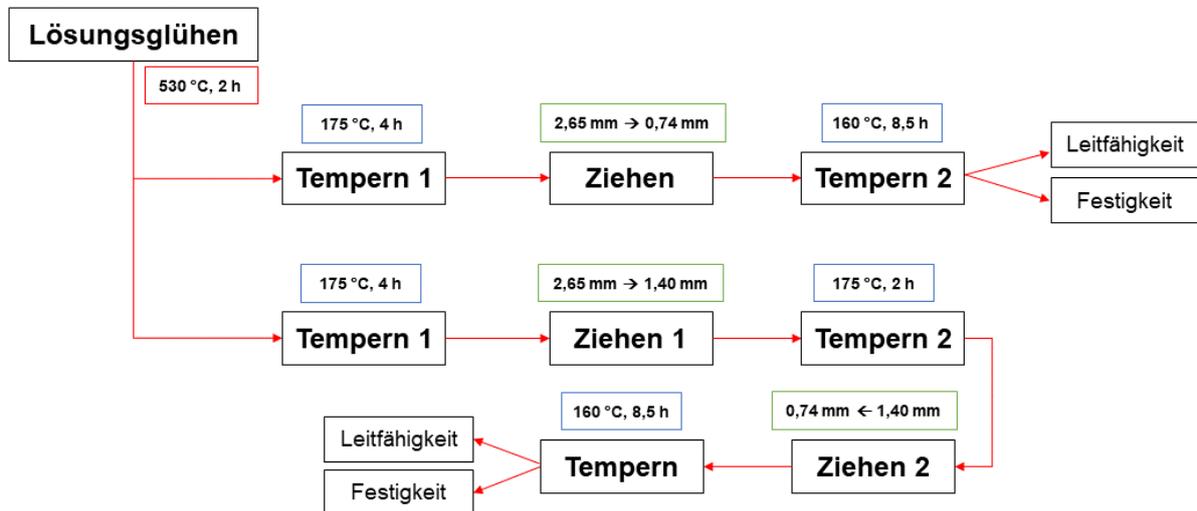


Abbildung 24: Durchführung einer Vorauslagerung sowie in Kombination mit einem unterbrochenen Ziehprozess

Eine weitere durchgeführte Modifikation ist in nachstehender Abbildung 25 gezeigt. Hier erfolgt zunächst eine Glühbehandlung der AL7-Legierung bei 200 °C für 8 Stunden (Tempern 1a). Direkt im Anschluss mittels Rampenfunktion des Glühofens erfolgt eine möglichst langsame Abkühlung auf 175 °C für 24 Stunden (Tempern 2a), um eine möglichst starke Überalterung des Gefüges zu erreichen und die Übersättigung an Legierungselementen zu reduzieren.

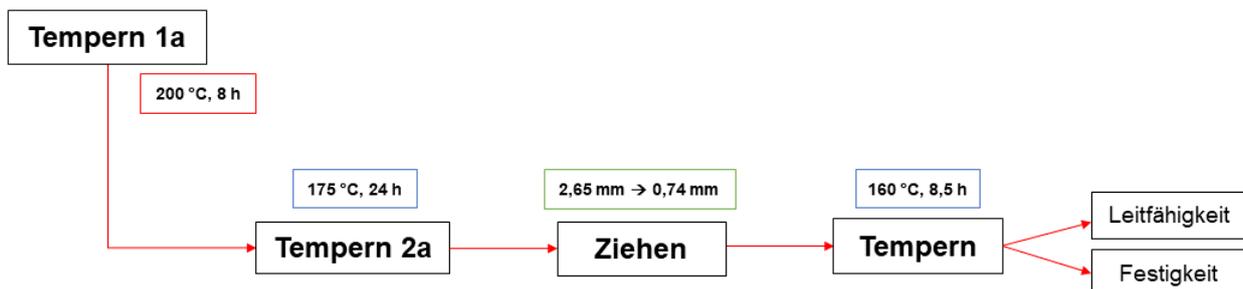


Abbildung 25: Intensive Überalterung von AL7

Weiters erfolgen wieder der Ziehprozess und der Tempervorgang des Industriepartners. Danach kommt es zur Aufnahme der elektrischen Leitfähigkeit und des Spannungs-Dehnungs-Diagrammes mittels Zugversuches.

3.7.1 Herstellung einer Referenzprobe

Um die Wärmebehandlungen in 3.7 hinsichtlich der Optimierung von Festigkeit und Leitfähigkeit bewerten zu können, ist ein Referenz-Wert notwendig, da aufgrund des Skalenunterschiedes nicht direkt mit den Industriewerten verglichen werden kann. Hierfür wird aus dem 9,5 mm dicken Vordraht eine dem Fertigdraht ähnliche Probe gefertigt. Aus fertigungstechnischen Gründen ist die Herstellung einer zylindrischen Form nicht möglich gewesen, weshalb ein rechteckiger Querschnitt gewählt wurde. Für die weitere Verarbeitung erfährt die Probe denselben Umformgrad wie jenes Material im Unternehmen des Industriepartners, als auch wie in allen hier durchgeführten Experimenten, um eine möglichst getreue Darstellung des Industrieprozesses zu gewährleisten. Im Anschluss findet dieselbe Auslagerungsbehandlung (Tempern) wie jene beim Industriepartner statt.

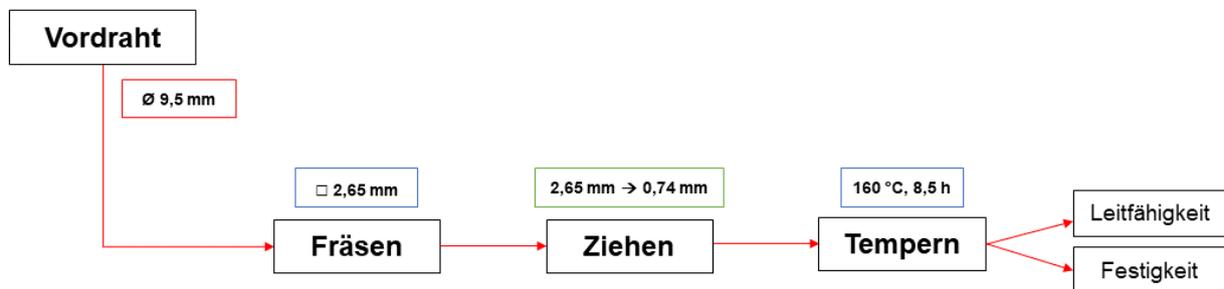


Abbildung 26: Herstellung des Referenz-Drahtes aus dem Vordraht

4 Ergebnisse

In diesem Abschnitt findet eine Beschreibung der ermittelten Resultate statt. Eine ausführliche Diskussion erfolgt im nächsten Kapitel. Als erstes sind die Ergebnisse der industriellen Drähte dargestellt. Des Weiteren sind die Resultate UFG-Drahtes sowie der Einfluss einer Variation der Wärmebehandlung Gegenstand dieses Kapitels.

4.1 Chemische Analyse der Legierungen am Vordraht

In einem ersten Schritt soll Klarheit über die chemische Zusammensetzung der verschiedenen Proben geschaffen werden. Die AL3- und AL7-Legierung sind in Tabelle 3 und Tabelle 4 dargestellt. Die temperaturbeständigen Legierungen TAL und ZTAL sind in Tabelle 5 und Tabelle 6 gelistet. Für eine ausreichende Repräsentativität der Analyse erfolgt die Messung mittels Funkenspektrometer viermal. Erwähnenswert ist noch der Restgehalt des Al in den jeweiligen Legierungen, dieser ist in der nachstehenden Aufzählung angeführt.

- AL3: 98,73 % Al
- AL7: 98,83 % Al
- TAL: 99,67 % Al
- ZTAL: 99,35 % Al

Dies ist insofern interessant, da die TAL-Legierung die höchste Reinheit aller vier Proben aufweist. Nach Berücksichtigung der Grundlagen, die in einem früheren Kapitel beschrieben sind, lassen sich hohe Leitfähigkeitswerte vor allem durch einen hohen Reinheitsgrad erreichen. Darüber hinaus soll berücksichtigt werden, dass es nicht möglich ist, eine höhere Leitfähigkeit zu erreichen als jene von Reinst-Al.

Tabelle 3: Chemische Analyse von AL3

AL3	Elementgehalt [Massen-%]														
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	B	Ba	Be	Bi	Ca
Mittelwert	0,50	0,234	0,018	0,002	0,480	0,0	0,004	0,001	0,007	0,0	0,002	0,0	0,0	0,001	0,001
Standardabweichung	0,006	0,003	0,0	0,0	0,004	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0

AL3	Elementgehalt [Massen-%]														
	Cd	Ce	Co	Ga	In	Li	Na	P	Pb	Sb	Sn	Sr	V	Zr	Hg
Mittelwert	0,0	0,001	0,0	0,012	0,0	0,0	0,0	0,002	0,002	0,003	0,001	0,0	0,004	0,0	0,002
Standardabweichung	0,0	0,001	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,001	0,0	0,005	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0

Tabelle 4: Chemische Analyse von AL7

AL7	Elementgehalt [Massen-%]														
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	B	Ba	Be	Bi	Ca
Mittelwert	0,483	0,185	0,0	0,001	0,459	0,0	0,003	0,001	0,017	0,0	0,008	0,0	0,0	0,001	0,001
Standardabweichung	0,004	0,005	0,0	0,0	0,002	0,0	0,0	0,001	0,001	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0

AL7	Elementgehalt [Massen-%]														
	Cd	Ce	Co	Ga	In	Li	Na	P	Pb	Sb	Sn	Sr	V	Zr	Hg
Mittelwert	0,0	0,001	0,0	0,012	0,0	0,0	0,0	0,001	0,003	0,002	0,001	0,0	0,0	0,0	0,002
Standardabweichung	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,001	0,0	0,007	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0

Tabelle 5: Chemische Analyse von TAL

TAL	Elementgehalt [Massen-%]														
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	B	Ba	Be	Bi	Ca
Mittelwert	0,063	0,188	0,002	0,002	0,002	0,001	0,003	0,002	0,001	0,0	0,004	0,0	0,0	0,001	0,002
Standardabweichung	0,001	0,007	0,001	0,0	0,0	0,001	0,0	0,001	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,002	0,0

TAL	Elementgehalt [Massen-%]														
	Cd	Ce	Co	Ga	In	Li	Na	P	Pb	Sb	Sn	Sr	V	Zr	Hg
Mittelwert	0,0	0,001	0,0	0,01	0,0	0,0	0,0	0,001	0,002	0,004	0,001	0,0	0,002	0,041	0,002
Standardabweichung	0,0	0,001	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,001	0,0	0,008	0,004	0,0	0,0	0,001	0,0

Tabelle 6: Chemische Analyse von ZTAL

ZTAL	Elementgehalt [Massen-%]														
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ag	B	Ba	Be	Bi	Ca
Mittelwert	0,046	0,185	0,0	0,006	0,003	0,0	0,004	0,015	0,001	0,0	0,002	0,001	0,0	0,001	0,002
Standardabweichung	0,001	0,01	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,001	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,002	0,001

ZTAL	Elementgehalt [Massen-%]														
	Cd	Ce	Co	Ga	In	Li	Na	P	Pb	Sb	Sn	Sr	V	Zr	Hg
Mittelwert	0,0	0,001	0,0	0,01	0,0	0,0	0,0	0,001	0,002	0,002	0,001	0,0	0,013	0,3	0,002
Standardabweichung	0,0	0,001	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,001	0,0	0,004	0,004	0,0	0,0	0,006	0,0

4.2 Metallografische Untersuchungen am Vordraht

Die Untersuchung im Lichtmikroskop zur Bestimmung der Korngröße aller vier Vordrähte erfolgte nach den Vorgaben in Kapitel 3.2.

- Lichtmikroskopische Untersuchungen

Aus den präparierten Proben erfolgt die Aufnahme mehrerer Gefügebilder. Hierbei ist auf eine geeignete Vergrößerung im Vergleich zur Korngröße zu achten.

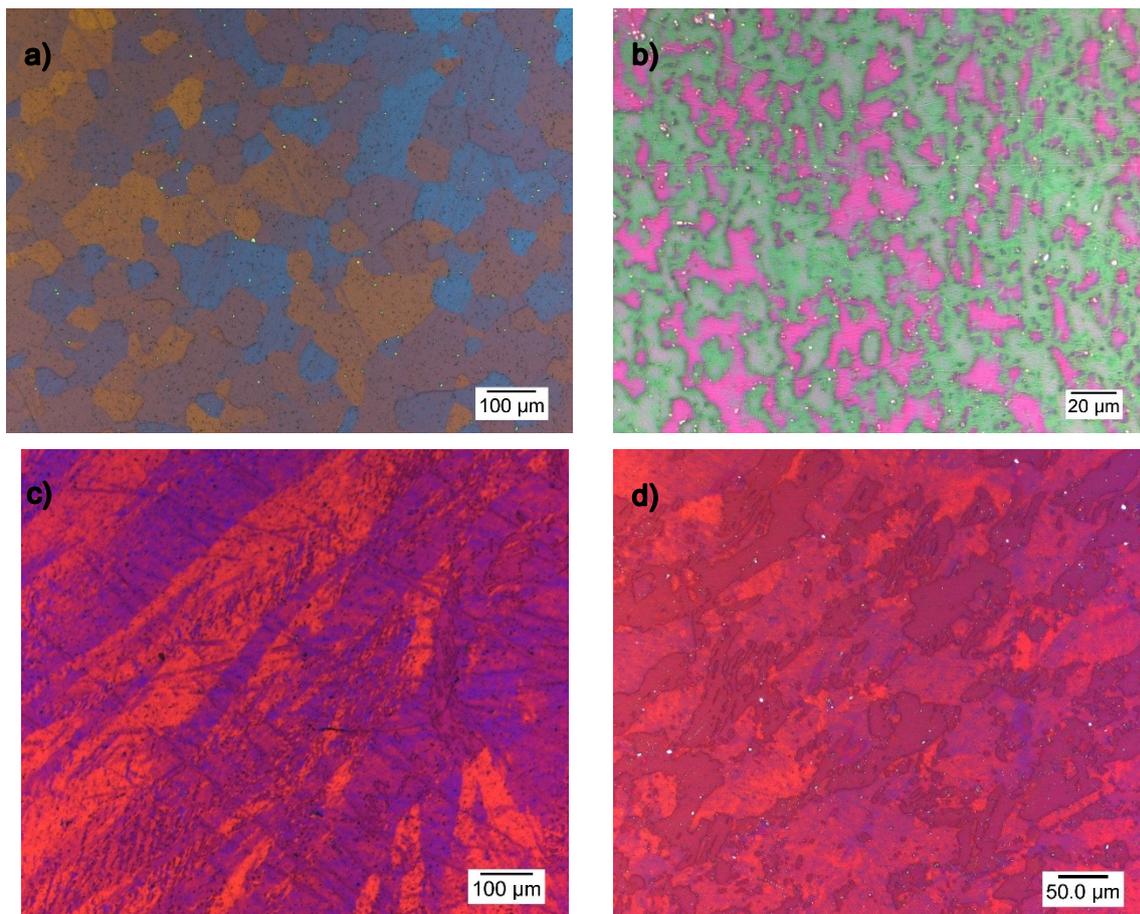


Abbildung 27: Darstellung vom Gefüge des Ausgangszustandes des Vordrahtes. a) AL3 b) AL7 c) TAL d) ZTAL [62]

Eine Anmerkung zu den in Abbildung 27 dargestellten Gefügen: Die verschiedenen Farben rühren einerseits von der Kornorientierung und des am Lichtmikroskop eingestellten Polarisationsfilters her. Weiters sind in den Abbildungen helle Punkte erkennbar. Diese können aus der Probenpräparation stammen, oder sind Partikel und während der durchgeführten Schritte aus dem Gefüge gefallen und stellen somit Löcher dar. Nach Anwendung der linearen Schnittlänge ergeben sich die in Tabelle 7 ermittelten Werte. Weiters soll hier der Hinweis erfolgen, dass die Kornstruktur im Teilbild b) äußerst ungewöhnlich erscheint. Ebenso ist die

Auswertung des in Abbildung 27 c) dargestellten Gefüges aufgrund der gezeigten Charakteristik nicht möglich. Ursachen können vielfältig sein, unter Umständen kann eine andere Temperaturführung beim Herstellprozess zu diesem Aussehen führen.

Tabelle 7: Die ermittelte Korngröße mithilfe der linearen Schnittlänge

	Mittlerer Korndurchmesser [μm]			
	AL3	AL7	TAL	ZTAL
Mittelwert	62,88	9,92	-	22,22
Standardabweichung	5,43	1,41	-	1,06

4.3 Untersuchung im Transmissionselektronenmikroskop

Um Klarheit über den Zustand des Vordrahtes zu erlangen, ist eine Untersuchung bezüglich des Wärmebehandlungszustandes im TEM notwendig. Erst durch die vorliegenden Ergebnisse lässt sich der Ausgangszustand genauer bestimmen. Die Untersuchung erfolgt dabei von AL3 und AL7 – die Standardvariante als auch jene mit erhöhtem Bor-Gehalt. Hierzu erfolgt zunächst die Erzeugung von Übersichtsbildern mittels des HAADF-STEM-Modus, gezeigt in Abbildung 28 und Abbildung 30.

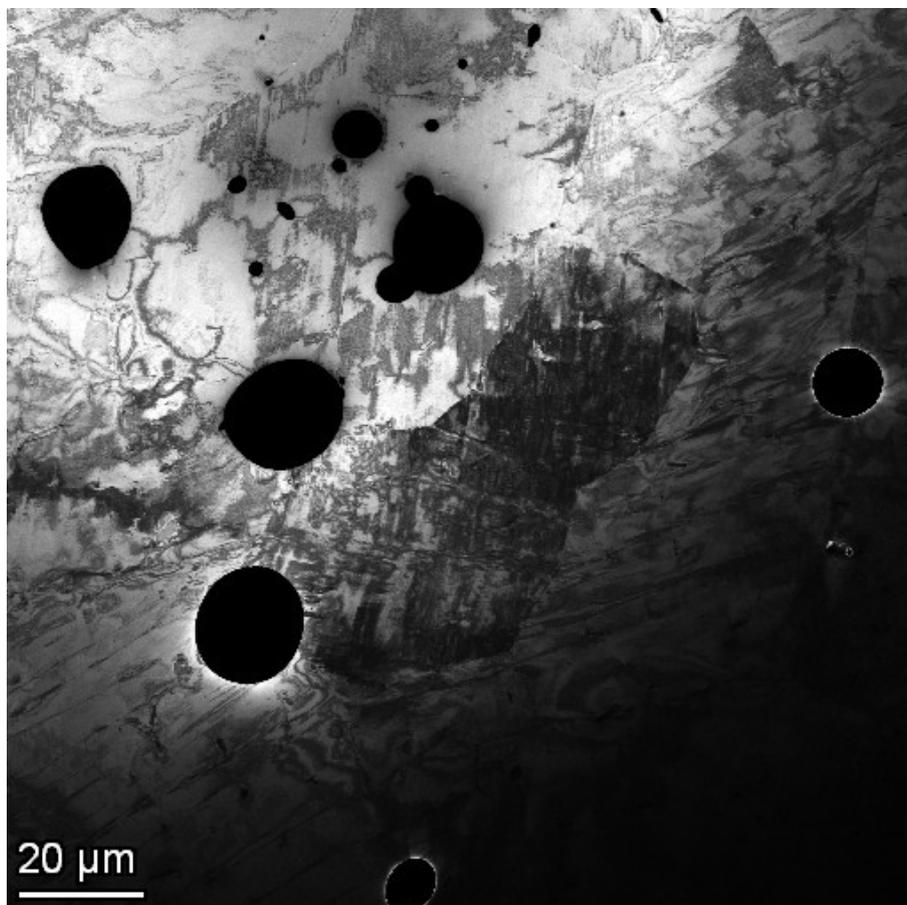


Abbildung 28: Übersichtsbild von AL3 HAADF-STEM -Modus des TEM

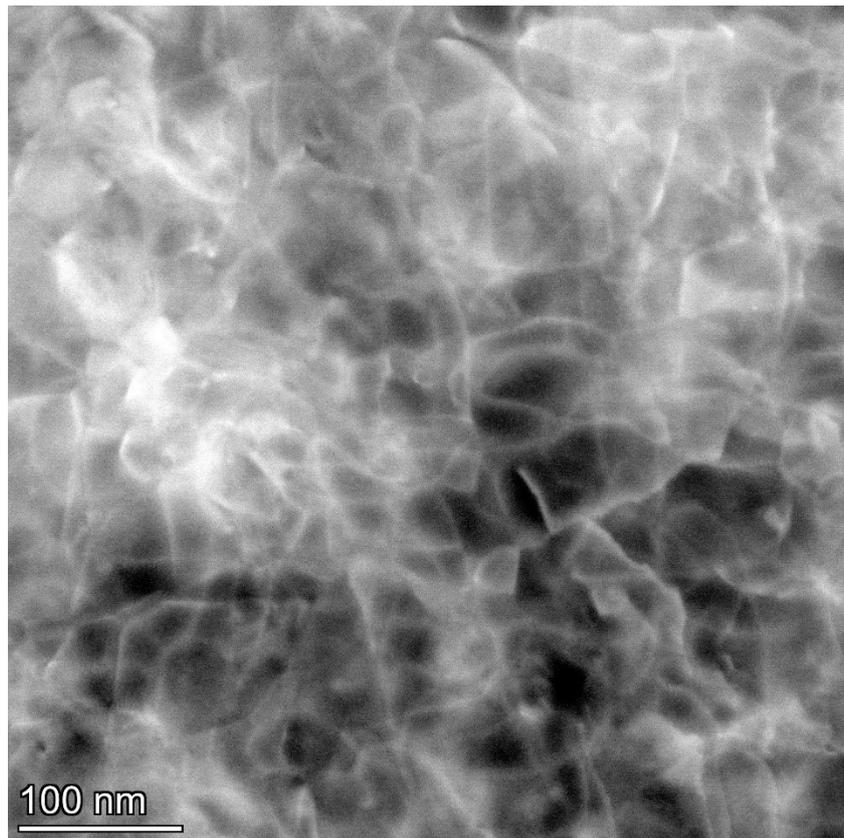


Abbildung 29: Versetzungswolken im AL3-Gefüge, aufgenommen im HAADF-BF-STEM-Modus

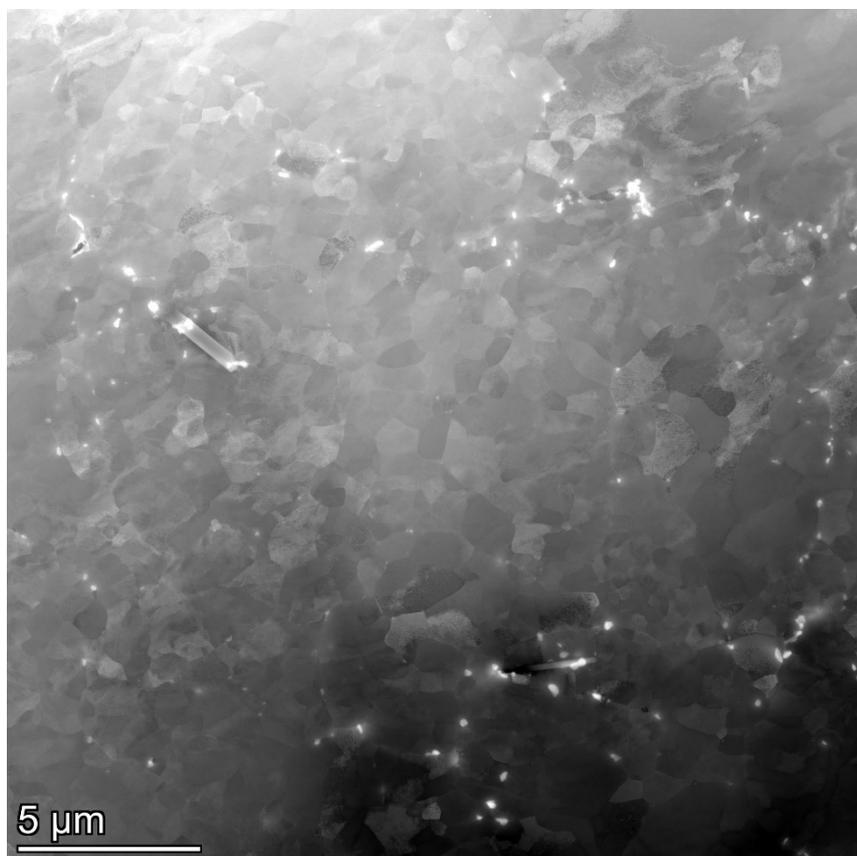


Abbildung 30: Übersichtsbild von AL7 im HAADF-BF-Modus des TEM

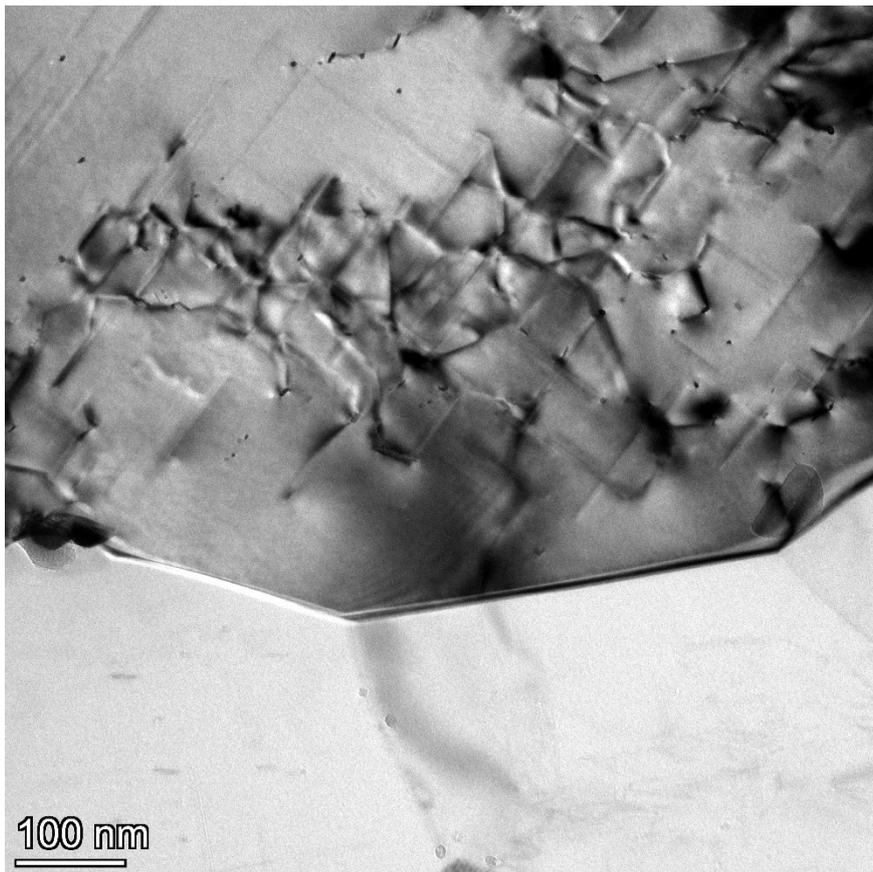


Abbildung 31: Aufnahme einer Korngrenze von AL7 durch die Kamera im BF-TEM-Modus

In Abbildung 29 sind Versetzungswolken des AL3-Gefüges dargestellt. Deren Ursprung ist mit hoher Wahrscheinlichkeit dem Herstellungsprozess geschuldet. Die Korngrenze, die in Abbildung 31 gezeigt ist, stammt aus der AL7-Probe. In Abbildung 28 ist ein Überblick der AL3-Legierung gezeigt. Zunächst fallen kreisrunde schwarze Bereiche auf. Diese entstammen dem Elektropoliervorgang und stellen Löcher dar. Weiters sind helle und dunkle Bereiche erkennbar, die aufgrund der unterschiedlichen Kristallorientierungen im Gefüge und der Brechung des Lichts unterschiedlich hell erscheinen. Diese stellen einzelne Kristalle dar. In der nachfolgenden Abbildung 29 ist eine Aufnahme der Versetzungswolken des AL3-Gefüges ersichtlich. Diese wirbelförmigen Linien stellen Versetzungen dar, welche wie im Kapitel 2.2 erklärt, zu einer Erhöhung der Festigkeit führen. Diese sind durch den Herstellprozess in das Gefüge eingebracht worden. In Abbildung 30 ist das Übersichtsbild des AL7-Gefüges gezeigt. Es lässt sich hier durch den Maßstab erkennen, dass es ein viel feines Korn aufweist als AL3. Dies ist unter anderem durch den Zusatz an Bor geschuldet, wie es in 2.5.1 erklärt ist. In dieser Abbildung sind vor allem Subkörner ersichtlich – dies sind Körner mit einer kleinen Orientierungsänderung – und entstehen überwiegend nach einer Umformung mit anschließender Wärmebehandlung bei niedrigen Temperaturen. Ganz helle Punkte im Gefüge stellen Primärphasen dar, die aus dem Gießprozess entstammen. Diese sind vor allem für eine schlechtere Dehnung verantwortlich, jedoch kaum zu vermeiden. Des Weiteren

stabilisieren sie auch die Korngröße, weshalb sie geduldet sind. Abbildung 31 zeigt eine Korngrenze im AL7-Gefüge. Im oberen Teil des Bildes sind nadelförmige Linien sichtbar. Diese zeigen die β -Mg₂Si-Phase, welche charakteristisch für die ausscheidungshärtbaren AA6xxx-Legierungen sind. Die hier gezeigten Nadeln befinden sich jedoch in einem stark überalterten Zustand – deutlich über den maximalen Härtezustand, da sie sehr ausgeprägt sind.

4.4 Elektrische und mechanische Kennwerte

Da die elektrische Leitfähigkeit in direktem Zusammenhang mit dem elektrischen Widerstand des Werkstoffes steht, sind auch jene Einflüsse zu beachten, die der Widerstandsmessung erlegen sind. Hierzu hat in Referenz [13] Altenpohl angeführt, dass sich der spezifische elektrische Widerstand bei einer elastischen Dehnung von 0,1 % bereits um 0,18 % verändert. Dadurch kann das Messergebnis sich in der vierten Stelle des Messresultates verändern. Dies sollte jedoch keinen Einfluss auf die Ergebnisse dieser Arbeit haben, da die Messung der Proben freiliegend erfolgt. Jedoch kann diese Dehnung in der Praxis in Form der Freileitungsseile aufgrund des Durchhangs schon zu relevanten Verlusten führen. [13]

- Messung der Fertidrähte

Die Auswertung der Messresultate ist in Tabelle 8 zusammengefasst. Die Bestimmung des elektrischen Widerstandes erfolgt, wie schon in Kapitel 3.4.1 erwähnt, mithilfe einer spannungsrichtigen Methode. Die elektrische Leitfähigkeit σ ist durch Gleichung (11) sowie (12) definiert, und die %IACS lässt sich durch Gleichung (5) feststellen. In Tabelle 8 sind die ermittelten Kennwerte der Fertidrähte aufgelistet. Die Festigkeits- und Bruchdehnungswerte lassen sich durch Aufnahme von Zugversuchskurven bestimmen. Diese sind ebenfalls aus Tabelle 9 ersichtlich. Grafisch sind die Resultate in Abbildung 32 als Säulendiagramm dargestellt.

Tabelle 8: Auflistung der gemessenen Kennwerte der vorhandenen fertigen Drahtmuster

Drahtbezeichnung	Elektrische Kennwerte			Mechanische Kennwerte		
	R [mΩ]	σ [MS/m]	%IACS [-]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
AL3 (Ø=2,64 mm)	6,29	29,25	50,43	294,0	324,1	5,59
AL7 (Ø=2,64 mm)	5,72	31,73	54,71	341,0	363,2	2,82
TAL (Ø=1,94 mm)	9,62	35,14	60,59	94,0	122,2	1,34
ZTAL (Ø=2,64 mm)	5,27	34,86	60,11	157,0	190,3	4,84

Es soll hier noch darauf aufmerksam gemacht werden, dass zwar die TAL- und die ZTAL-Probe nahezu gleichwertige Leitfähigkeiten aufweisen, jedoch letztere wesentlich höhere Gehalte an Zr aufweist (siehe Tabelle 5 und Tabelle 6), wodurch sich ein Einsatz bei höchsten

Temperaturen ergibt. Darüber hinaus ist der elektrische Widerstand von TAL um einiges höher als bei den anderen Legierungen – Grund dafür ist der kleinere Querschnitt der Probe.

Das in Abbildung 32 dargestellte Säulendiagramm zeigt jeweils zwei Proben der unterschiedlichen Legierungen. Die jeweilige Legierungsgruppe zeigt in drei von vier Fällen ähnliches Verhalten, jedoch verursacht die AL7-Legierung Schwierigkeiten bei der konkreten Bestimmung. Mögliche Ursachen dafür könnte eine vorhandene Beschädigung des Drahtes sein, wodurch es zu einer Kerbwirkung und damit zum verfrühten Bruch der Probe kommt. Eine andere Ursache könnte darin liegen, dass Inhomogenitäten im Gefüge vorliegen und zu solch einem Verhalten führen. Drähte oder Seile reagieren besonders empfindlich dem gegenüber. Da die Menge an Fertigdraht begrenzt ist, können nicht beliebig viele Zugversuche erfolgen, weswegen sich auch keine Standardabweichung bestimmen lässt. Des Weiteren soll hier der Hinweis erfolgen, dass beim Betrachten aller Säulendiagramme die Achse meistens nicht bei null beginnt. Durch die Aufweitung der Skala lassen sich Ergebnisse besser differenziert betrachten und dadurch enge Ergebnisintervalle deutlicher gezeigt werden.

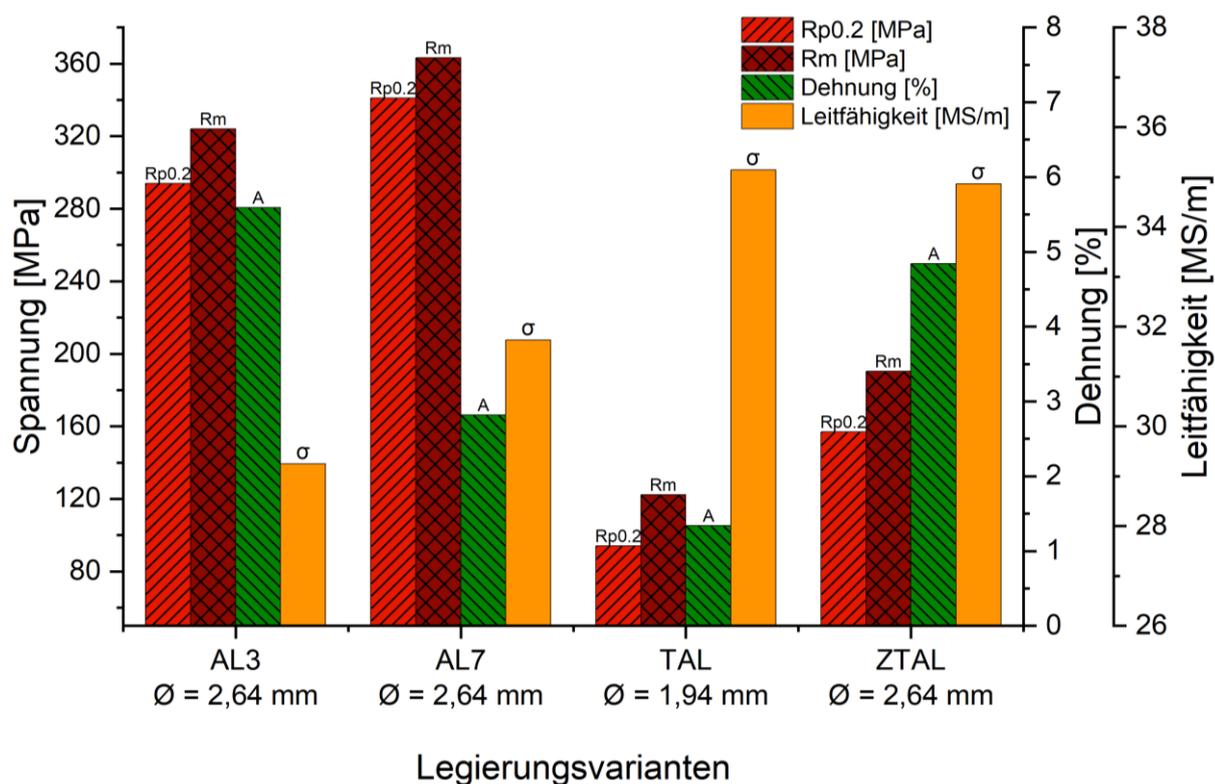


Abbildung 32: Vergleich der wichtigsten Parameter der Fertigdrähte des Industriepartners [61]

- Härtemessung der Vordrähte

Der zugrunde liegende Prozess zur Bestimmung der Härte ist das Verfahren nach Brinell, welches bereits beschrieben ist. Die Werte in Tabelle 9 sind die arithmetischen Mittelwerte aus je fünf Messungen und die Standardabweichungen der Stichprobe, welche durch (8) und (9) bestimmt worden sind. Grafisch sind diese im Anhang in Abbildung 45 gezeigt. Wenig

überraschend zeigt AL7 hier die höchsten Härtewerte, da es mit hoher Wahrscheinlichkeit bereits eine Wärmebehandlung vom Lieferanten erhalten hat. Die Werte der TAL-Legierung sind dagegen vergleichsweise gering, da hier vermutlich keine Wärmebehandlung vorliegt.

Tabelle 9: Härtewerte nach Brinell. Alle Angaben sind in [HBW]

Vordraht	Drahtbezeichnung			
	AL3	AL7	TAL	ZTAL
Mittelwert	53,15	76,68	29,10	45,65
Standardabweichung	1,44	1,80	0,95	1,00

4.5 Resultate des UFG-Drahtes

Wie schon früher besprochen bestand die Notwendigkeit, den Vordraht aufzuschmelzen, um diesen Versuch zu ermöglichen. Es ist grundsätzlich nicht einfach vorherzusagen, inwiefern dieser Vorgang den weiteren Verlauf beeinflusst. Aufgrund der Hochdruckverformung kommt es zu einem sehr feinen Gefüge im Nanometer-Bereich, wodurch sich die elektrische Leitfähigkeit und die Festigkeitseigenschaften stark von dem einer konventionell hergestellten Probe unterscheiden müssen. Über die praktische Anwendbarkeit dieser Form der Seilherstellung soll im nachfolgenden Kapitel eine Diskussion erfolgen. Zunächst ist es notwendig, einen Schliff nach den in früheren Kapiteln beschriebenen Vorgehen herzustellen. Eine Auswertung am Lichtmikroskop ist erfolgt, jedoch aufgrund der geringen Korngröße nicht zielführend. Aufgrund dessen kommt es zum Einsatz eines REM. Die Abbildung des UFG-Gefüges in Abhängigkeit ihrer Verformung ist in Abbildung 33 ersichtlich. Die Proben stammen aus der HPT-verformten Disk, dargestellt in Abbildung 34.

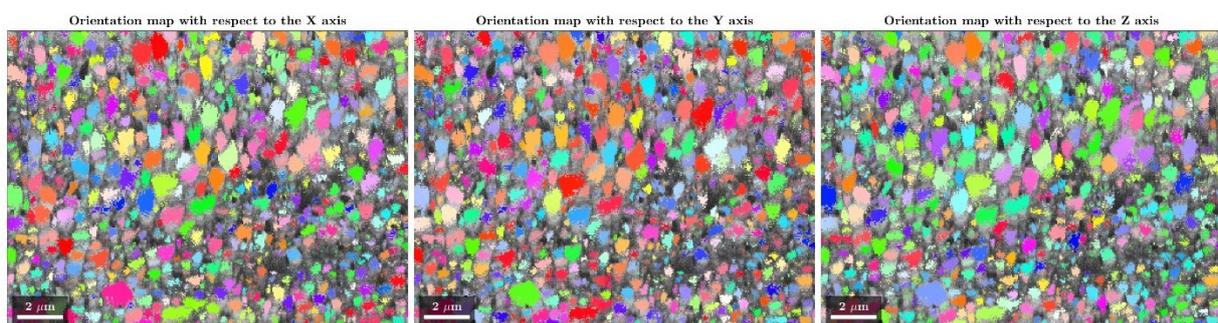


Abbildung 33: Aufnahme des Gefüges am REM der HPT-verformten ZTAL-Probe

Die im obigen Bild dargestellten Farbpunkte geben die Orientierung der Körner wieder. Es ist daraus ersichtlich, dass eine sehr starke Verformung des Gefüges vorliegt. Erkennbar ist dies durch das breite Farbspektrum in Abbildung 33. Des Weiteren sind die Korngrößen äußerst gering und sichtlich schwierig zu bestimmen. Die automatisch ausgewertete

Korngrößenverteilung ist in Abbildung 46 im Anhang ersichtlich. Daraus lässt sich die mittlere Korngröße mit $0,53 \mu\text{m}$ (530 nm) angeben.



Abbildung 34: ZTAL-Probe nach der HPT-Verformung [62]

Nach dem Prozessieren zur Herstellung von Proben, die zum Drahtziehen geeignet sind, lassen sich die Ergebnisse der Widerstandsmessung und des Zugversuchs von ZTAL in der nachstehenden Tabelle 10 zusammenfassen. Die gemessenen Werte liefern bedauerlicherweise keine gute Kombination aus Leitfähigkeit und Festigkeit. Die gemessene Leitfähigkeit liegt unterhalb der Erwartungen, jedoch lässt sich eine sehr gute Zugfestigkeit erreichen. Die Auswertung der HPT-verformten AL7-Legierung war nicht möglich. Obwohl verschiedene Prozessrouten angewendet worden sind, konnte kein Drahtseil hergestellt werden. Beim Ziehen kam es immer wieder zum Bruch dieser und als Folge dessen lassen sich weder der elektrische Widerstand noch die Festigkeitswerte der HPT-verformten AL7-Probe bestimmen.

Tabelle 10: Messergebnisse der HPT-verformten ZTAL-Legierung

ZTAL (RT) $\varnothing = 0,97 \text{ mm}$	Elektrische Kennwerte			Mechanische Kennwerte		
	R [m Ω]	σ [MS/m]	%IACS [-]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
Mittelwert	18,4489	28,4601	48,76	193,00	282,71	2,33
Standardabweichung	0,01593	0,3854	0,66	6,90	2,15	0,39

4.5.1 Glühbehandlung bei 350 °C

In folgendem Abschnitt sind die ermittelten Werte nach der Glühbehandlung zur Reduzierung der gelösten Menge an Zr durch Ausscheidung von Al_3Zr ermittelt worden. Die Werte sind in Tabelle 11 zusammengefasst.

Tabelle 11: Messergebnisse der HPT-verformten ZTAL-Probe nach einer Glühung bei 350 °C

ZTAL (350 °C) Ø = 0,97 mm	Elektrische Kennwerte			Mechanische Kennwerte		
	R [mΩ]	σ [MS/m]	%IACS [-]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
Mittelwert	7,3377	31,5155	54,34	109,20	137,30	9,14
Standardabweichung	0,0560	0,3529	0,61	5,61	4,30	3,75

Im Diagramm in Abbildung 35 sind die oben tabellierten Werte dargestellt. Der Vergleich mit einem Referenzwert ist hier leider nicht möglich, da von der ZTAL-Legierung kein Vordraht für eine Herstellung eines Referenzdrahtes im Labormaßstab mehr zur Verfügung stand. Des Weiteren liegen Unterschiede aufgrund der Gusstextur und den damit verbundenen Eigenschaftsänderung vor. Durch die durchgeführte Hochdruck-Verformungen kommt es zur Auflösung der Zr-Ausscheidungen, wodurch das Zr in Lösung geht. Dies ist unbedingt zu unterbinden, da in der Literatur [43] der schädliche Einfluss auf die elektrische Leitfähigkeit von Zr in Lösung im Vergleich zur Ausscheidung belegt ist.

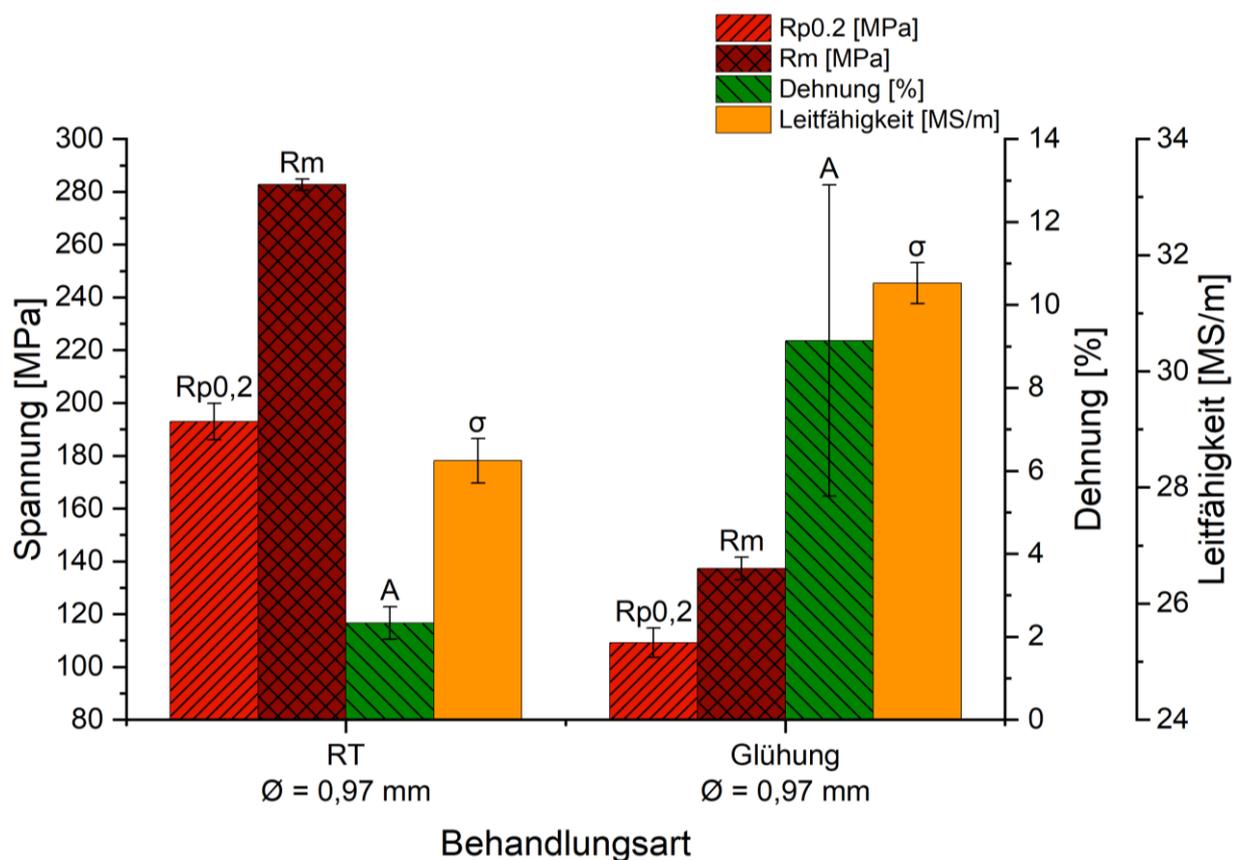


Abbildung 35: Vergleich des UFG-Drahtes bei Messung an RT und nach einer Glühung [61]

4.6 Variationen der Wärmebehandlung an Labordrähten

In diesem Abschnitt sind die Ergebnisse der Wärmebehandlungen aufgelistet. Um eine Vergleichbarkeit zu gewährleisten, sind zu Beginn die Werte des Referenz-Drahtes dargestellt.

4.6.1 Ergebnisse des AL7-Referenz-Drahtes

Die Herstellung der Referenz-Probe ist insofern nötig, da der Fertigdraht bereits durch den Ziehprozess eine erhöhte Versetzungsdichte beinhaltet. Erst danach lassen sich die Ergebnisse der verschiedenen Wärmebehandlungen als erfolgreich oder nicht erfolgreich beurteilen. Durch einen aus dem Vordraht mittels Fräsen gefertigten „Fertigdraht“ für das Labor ist es möglich, den Ziehprozess mit derselben Umformgrad durchzuführen wie der Industriepartner. Die ermittelten Werte sind in Tabelle 12 zusammengefasst. In weiterer Folge erfolgt der Vergleich aller ermittelten Werte mit diesem Referenzdraht. Ein Vergleich der Ergebnisse des Referenz-Drahtes und des AL7-Fertigdrahtes (jener aus dem Unternehmen des Industriepartners) findet sich im Anhang in Abbildung 42.

Tabelle 12: Elektrische und Mechanische Referenz-Kennwerte von AL7, gefertigt aus dem Vordraht

Referenzdraht AL7 Ø = 0,83 mm	Elektrische Kennwerte			Mechanische Kennwerte		
	R [mΩ]	σ [MS/m]	%IACS [-]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
Mittelwert	50,5852	33,4604	57,69	264,31	298,56	2,21
Standardabweichung	0,0149	0,2202	0,38	2,85	7,51	1,51

4.6.2 Einfluss der Lösungsglühtemperatur

Die ermittelten Werte für T_{LSG}=500 °C sind in Tabelle 13 gezeigt. Im Vergleich zur Referenzmessung, dargestellt in Tabelle 12, lässt sich durch eine zusätzliche Lösungsglühung die Leitfähigkeit geringfügig steigern, die Festigkeit fällt jedoch ab. Aufgrund der Streuung ist eine qualitative Aussage zwischen den beiden Lösungsglühtemperaturen schwierig. Die Werte bei T_{LSG}=530 °C sind in Tabelle 14 zusammengefasst. Die gezeigten Ergebnisse lassen den Schluss zu, dass eine weitere Optimierung der Lösungsglühtemperatur nicht zielführend ist. Zukünftige Forschungen, die sich mit der Thematik der Wärmebehandlung auseinandersetzen, sollten ohne Lösungsglühung erfolgen.

Tabelle 13: Elektrische Leitfähigkeit und Werte aus dem Zugversuch von AL7 für 500 °C Lösungsglühtemperatur

T _{LSG} =500 °C Ø = 0,76 mm	Elektrische Kennwerte			Mechanische Kennwerte		
	R [mΩ]	σ [MS/m]	%IACS [-]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
Mittelwert	72,4686	33,5814	57,90	251,48	273,99	2,66
Standardabweichung	0,2776	0,2853	0,49	8,58	2,22	0,82

Tabelle 14: Elektrische Leitfähigkeit und Werte aus dem Zugversuch von AL7 für 530 °C Lösungsglüh-temperatur

$T_{\text{LSG}}=530\text{ °C}$ $\varnothing = 0,76\text{ mm}$	Elektrische Kennwerte			Mechanische Kennwerte		
	R [mΩ]	σ [MS/m]	%IACS [-]	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
Mittelwert	72,3519	33,6765	58,06	254,60	279,66	3,44
Standardabweichung	0,3240	0,4431	0,76	8,00	1,17	0,36

Zunächst erfolgt die Darstellung der Abhängigkeit der Lösungsglüh-Temperatur auf die Spannungs-Dehnungs-Kurve als Säulendiagramm (Abbildung 36). Es ist ersichtlich, dass sich die steigende Temperatur beim Lösungsglühn vorteilhaft auf die Festigkeit und Bruchdehnung auswirkt. Die eingezeichneten horizontalen Linien sollen die Werte des Referenz-Drahtes darstellen und so zur Vergleichbarkeit beitragen. Diese finden sich auch in den weiteren Säulendiagrammen. Die rote Linie stellt einerseits die 0,2 %-Dehngrenze bzw. die Zugfestigkeit dar. Die grüne Linie bezieht sich auf die Bruchdehnung A und die gelbe Linie verkörpert die elektrische Leitfähigkeit vom Referenz-Draht.

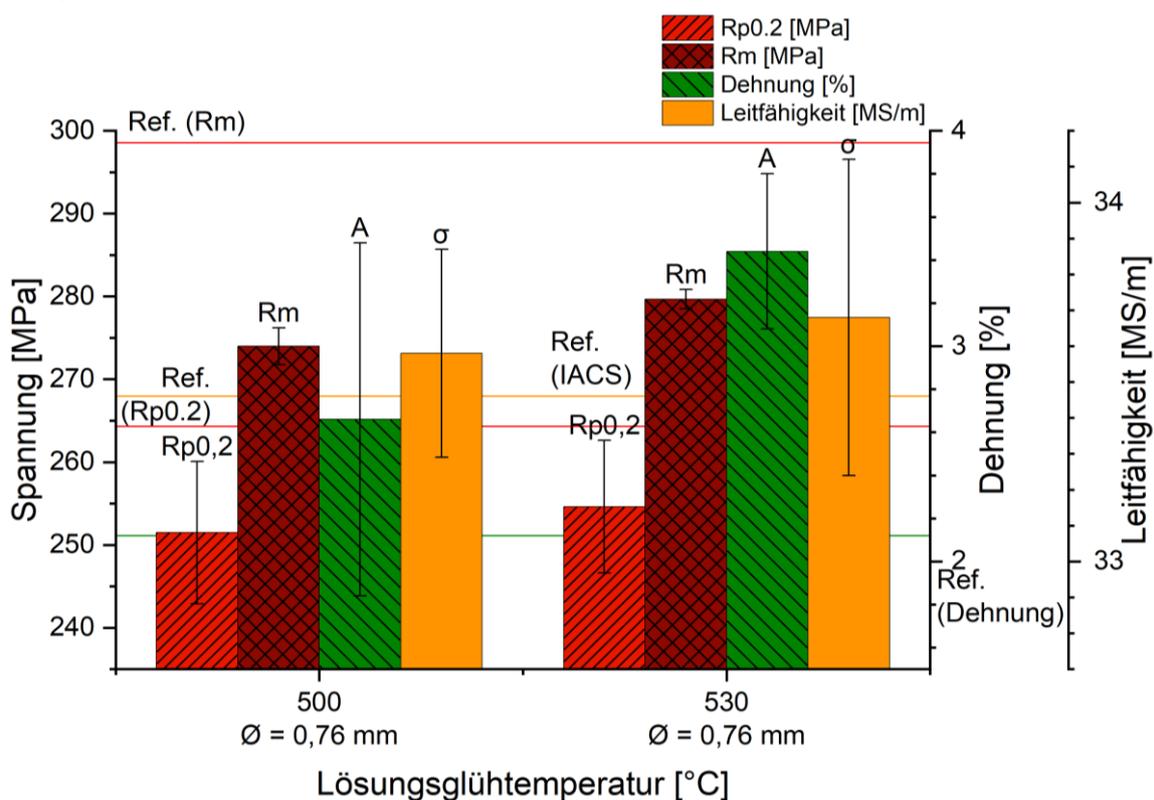


Abbildung 36: Einfluss der Lösungsglüh-temperatur auf die Festigkeit und Dehnung [61]

4.6.3 Einfluss Variation des Ziehprozesses

Wie in Abbildung 24 schematisch gezeigt, soll auch der Einfluss eines unterbrochenen Ziehvorgangs ermittelt werden. Hierfür erhalten beide Routen eine vorgeschaltete Warmauslagerung (175 °C, 4 Std.). Weiters erfolgt für Variante C eine vollständige

Durchführung des Ziehprozesses mit abschließender Warmauslagerung gemäß den Parametern des Industriepartners. Variante D unterscheidet sich vor allem im Ziehprozess, der bei 50 % der gewünschten Formänderung stoppt und gewissermaßen eine Erholung der induzierten Versetzungen erfährt (175 °C, 2 Std.). Letztendlich erfolgt die Beendigung des Ziehvorgangs und dasselbe Tempern wie seitens des Industriepartners (160 °C, 8,5 Std.).

Tabelle 15: Elektrische Leitfähigkeit von AL7 in Abhängigkeit des Ziehprozesses

Ziehprozess: unterbrochen Ø = 0,78 mm	Elektrische Kennwerte			Mechanische Kennwerte		
	R [mΩ]	σ [MS/m]	%IACS [-]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
Mittelwert	60,9379	35,0392	60,41	262,13	289,95	1,71
Standardabweichung	0,03303	0,7327	1,26	4,85	2,28	0,69

Tabelle 16: Ermittelte Werte aus dem Zugversuch in Abhängigkeit des Ziehprozesses

Ziehprozess: vollständig durchgeführt Ø = 0,78 mm	Elektrische Kennwerte			Mechanische Kennwerte		
	R [mΩ]	σ [MS/m]	%IACS [-]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
Mittelwert	62,1974	32,8472	56,63	279,81	306,96	3,68
Standardabweichung	0,1970	0,2809	0,48	2,64	1,94	0,46

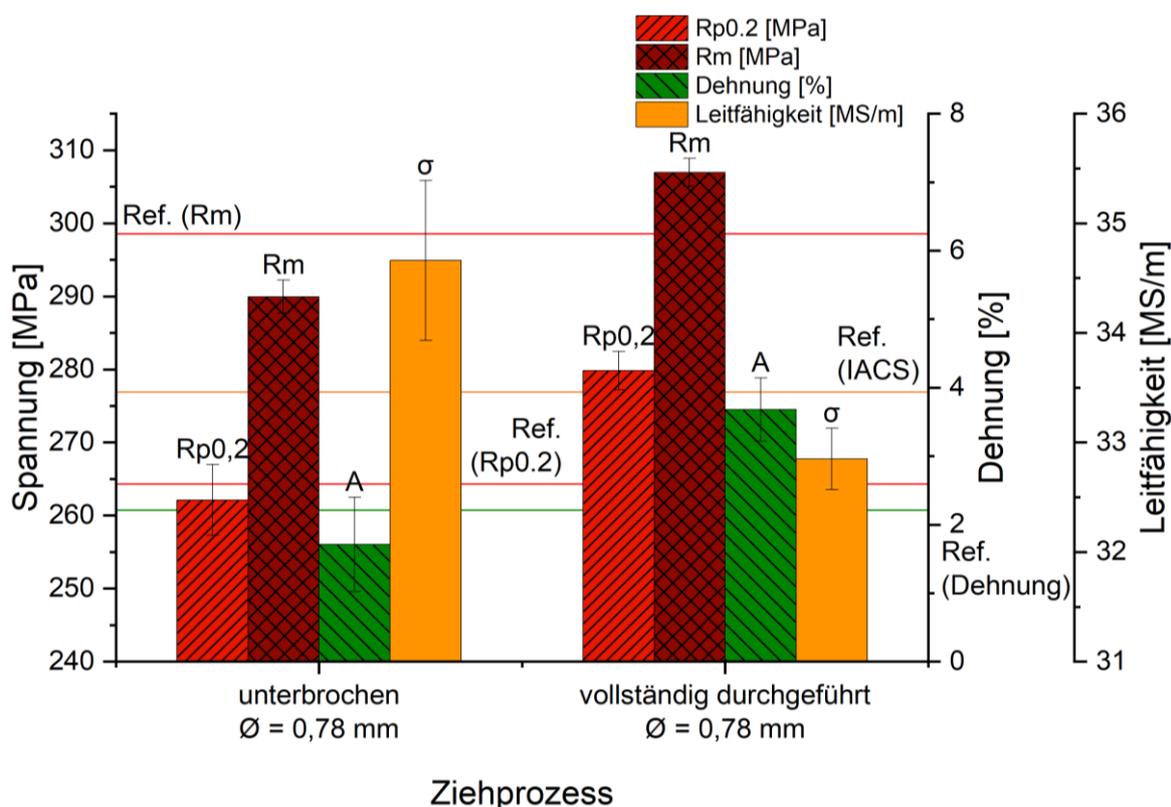


Abbildung 37: Ermittelte Ergebnisse der beiden Varianten der Wärmebehandlung in Abhängigkeit vom Umformgrad [61]

Die Ergebnisse sind in Abbildung 37 dargestellt. Es ist ersichtlich, dass eine Unterbrechung zwar die Leitfähigkeit deutlich steigern kann, jedoch lässt sich dadurch der Referenzwert in der Festigkeit nicht erreichen. Jedoch beträgt die Forderung 290 MPa, und der Zugfestigkeitswert des unterbrochenen Ziehprozesses liegt mit 289,95 MPa nahezu exakt am Zielwert. Durch weitere Optimierung könnte sich der Wert weiter erhöhen.

4.6.4 Effekt einer Überalterung von AL7

Die Ergebnisse der in Abbildung 25 veranschaulichten Durchführung der Langzeit-Glühbehandlung von AL7 ist in Tabelle 17 zusammengefasst. Die grafische Darstellung findet sich in Abbildung 41 wieder und befindet sich im Anhang. Die Motivation für die Durchführung einer starken Überalterung ist die Erzeugung einer sehr groben Überalterungsstruktur, da diese auch in den Aufnahmen des Transmissionen Elektronenmikroskops sichtbar sind, wie in 4.3 diskutiert. Die im Anschluss daran durchgeführte Wärmebehandlung soll die gelösten Legierungselemente so stark wie möglich aus der Al-Matrix entfernen und dadurch den elektrischen Widerstand senken. Den Grundgedanken hierzu liefert Kapitel 2.3. als auch Abbildung 16. Die Regel von Matthiessen in (4) beschreibt den Anstieg des spezifischen Widerstands. Dieser ist unter anderem vom Gehalt der gelösten Legierungselemente in der Matrix abhängig.

Tabelle 17: Messergebnisse der Überalterung von AL7

Überalterung: 8 h bei 200 °C + 24 h bei 175 °C Ø = 0,82 mm	Elektrische Kennwerte			Mechanische Kennwerte		
	R [mΩ]	σ [MS/m]	%IACS [-]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
Mittelwert	59,3067	34,6553	59,75	196,60	232,03	3,32
Standardabweichung	0,008	0,1496	0,26	2,78	2,10	0,97

5 Diskussion

Dieses Kapitel enthält eine ausführliche Diskussion basierend auf den Resultaten. Im letzten Kapitel sind die Ergebnisse und die Quintessenz zusammengefasst.

5.1 Metallografische Untersuchungen

Eine Untersuchung der erhaltenen industriell gezogenen Drahtmuster ist zwingend notwendig, um sich über das Startmaterial und den Ausgangspunkt Klarheit zu verschaffen, um mögliche Verbesserungspotentiale zu entdecken. Die in Abbildung 27 gezeigten Gefügebilder der unterschiedlichen Legierungen vor dem industriellen Ziehprozess und die damit verknüpften Korngrößen in Tabelle 7 sollen zunächst besprochen werden. Der wesentlichste Unterschied zwischen AL3 und AL7 liegt in der Verwendung von Bor, wie dies auch in Kapitel 2.5.1 beschrieben ist. Einerseits dient es, um die schädlichen Übergangsmetalle aus der Schmelze zu entfernen, wie in Abbildung 12 dargestellt, aber auch als Kornfeinungsmittel. Diese Wirkung lässt sich auf jeden Fall verifizieren. Eine konkrete Aussage auf Basis der vorliegenden TAL-Legierung ist schwierig, da die Struktur sich nadelförmig ausbildet. Dies ist unter Umständen dem Herstellungsprozess geschuldet. Die Variante mit erhöhtem Zirkonium-Gehalt weist auch geringere Korngrößen auf als AL3. Die Ursache liegt darin, dass Zr nicht nur für den Einsatz bei Hochtemperaturen Anwendung findet, sondern auch zum Stabilisieren der Korngrenzen, um so das Kornwachstum zu verhindern. Dies ist auch durch eingängige Literatur belegt [45]

5.2 Untersuchung im Transmissionselektronenmikroskop

Weiters ist in den TEM-Aufnahmen der Auslieferungszustand von AL3 und AL7 konkretisiert. Das in Abbildung 28 illustrierte Übersichtsbild der AL3-Legierung zeigt viele nahezu kreisrunde Löcher. Diese sind in erster Linie ein Indikator dafür, dass der elektrolytische Poliervorgang nicht optimal ist. Dennoch ist es möglich, diese Aufnahmen zu verwenden und auszuwerten. So zeigt die Detailaufnahme in Abbildung 29 einen kleinen Bereich mit hoher Auflösung. Zu erkennen sind Versetzungswolken sowie -strukturen, die sich an den Korngrenzen aufstauen. Dies bedeutet, dass das vorliegende Drahtmuster bereits einer geringen Verformung unterlegen ist. Es ist hier ebenso ersichtlich, dass keine Ausscheidungen vorliegen. Dies gibt Aufschluss darüber, dass der Vordraht keine Wärmebehandlung seitens des Lieferanten erfahren hat. Die AL7-Legierung ist in Abbildung 30 gezeigt. Hier lassen sich in kleiner Auflösung die Subkorngrenzen erkennen. Bei höherer Auflösung in Abbildung 31 ist eine Korngrenze abgebildet. Innerhalb dieses Kornes sind nadelförmige Strukturen ersichtlich. Mithilfe einer EDS-Messung (Energiedispersive Spektralanalyse) lassen sich über diesen Bereich Informationen bezüglich Elementgehalt ermitteln. Aus den Strukturen lässt sich

erkennen, dass dies die ausscheidungshärtenden Vorläufer der Phase β - Mg_2Si sind. Weiterführende Messungen bestätigen dies auch (siehe Abbildung 43 im Anhang). Erwähnenswert ist, dass sie in ihrer Erscheinung überdurchschnittlich groß vorliegen. Die errechneten Werte zeigen eine Länge der Nadeln von knapp 150 nm. Dies deutet auf eine äußerst starke Überalterung des Materials hin, da im übliche ausgehärteten T6-Zusand die Werte in maximal 50 nm betragen. Ein weiterer Hinweis auf die Überalterung ist die Größe der ausscheidungsfreien Zone (kurz: AFZ). Dies ist jener Bereich zwischen der Korngrenze und den Mg_2Si -Nadeln. Je größer diese ist, desto länger betrug die Dauer der Auslagerungsbehandlung und desto größer ist der negative Effekt auf die mechanischen Eigenschaften sowie auf die Korrosionsbeständigkeit. Nicht wenig überraschend ist jedoch, dass die AL7-Legierungen die höchsten Festigkeitswerte (siehe Tabelle 8 bzw. Abbildung 32) zeigt. Auch wenn die Legierung stark überaltert ist, kann dies der Wärmebehandlung und den Ausscheidungen zugeschrieben werden.

5.3 Elektrische und mechanische Kennwerte

Dieser Abschnitt befasst sich zunächst mit den elektrischen und anschließend mit den mechanischen Eigenschaften der fertigen industriell gezogenen Drähte.

5.3.1 Elektrische Kennwerte

Grundlage für die Diskussion dieser Kennwerte liefert Tabelle 8. Grundsätzlich zeigt die AL3-Legierung moderate Werte hinsichtlich seiner Leitfähigkeit. Wesentliche Modifikationen zur weiteren Optimierung dieser Legierung sind schwierig, da sich diese vermutlich im Zwiespalt zwischen Kosten und Nutzen finden. Einzig eine alternative Wärmebehandlung könnte zu einer Verbesserung führen bei moderaten Kosten. Die temperaturbeständige ZTAL-Legierung zeigt hervorragende Leitfähigkeiten, jedoch haben diese ihren Preis und bei Raumtemperatur geringe Festigkeiten. Ebenso zeigt die AL7 – Legierung sehr gute, aber dennoch leicht geringere Werte als ZTAL. Bei Betrachtung der chemischen Zusammensetzung von AL7 in Tabelle 4 und die von ZTAL in Tabelle 6 zeigt sich, dass ZTAL einen wesentlich geringeren Gehalt an Silizium und Magnesium aufweist und natürlich einen viel höheren Gehalt an Zirkonium. Die verbesserte Leitfähigkeit von ZTAL kann darin begründet liegen, dass es zur Bildung von kohärenten Überstrukturphasen wie Al_3Zr kommt, die aufgrund ihrer hohen Periodizität geringen Einfluss auf den elektrischen Widerstand haben. Des Weiteren entstehen kaum Mg_2Si -Phasen, die keine Überstrukturphasen, sondern sogenannte Zintl-Phasen sind.

5.3.2 Mechanische Kennwerte

Beim Vergleich der Festigkeitswerte der verschiedenen Legierungen (siehe Abbildung 32) ist grundsätzlich nichts unerwartetes erkennbar. Durch die Wärmebehandlung und untergeordnet das feine Korn, das unter anderem durch Zugabe von Bor in AL7 oder durch Zr in ZTAL entsteht, lassen sich höhere Festigkeitswerte erreichen als in den Legierungen ohne diese Zugaben (AL3 und TAL). Die Streuung der Dehnung bei AL7 ist eventuell vorhandenen Kerben in den Drähten oder Inhomogenitäten geschuldet.

5.4 UFG-Fertigdraht

Die Technologie der Hochdruckverformung ist eine vergleichsweise junge Methode zur Herstellung von Korngrößen in der Nanometerskala. Die Möglichkeiten, die sich daraus ableiten lassen, sind vielfältig. Das einfache Gesetz der Volumenkonstanz erlaubt es, weitere Möglichkeiten zur Verarbeitung dieser UFG-Drähte abzuschätzen. Die Formel ist in Gleichung (14) in abgewandelter Form dargestellt und sagt aus, dass es bei Verformung zu keiner Veränderung des Volumens kommt, sondern lediglich zur Änderung der äußeren Form kommt. [64]

$$\frac{d_0^2 * \pi}{4} * l_0 = \frac{d_1^2 * \pi}{4} * l_1 \quad (14)$$

$$l_1 = l_0 * \frac{d_0^2}{d_1^2} \quad (15)$$

d_0 Durchmesser des Ausgangsdrahtes [mm]

d_1 Durchmesser des UFG-Fertigdrahtes [mm]

l_0 Länge des Ausgangsdrahtes [m]

l_1 Länge des UFG-Drahtes [m]

Durch Umstellung der Gleichung (14), sodass die gesuchte Länge des UFG-Drahtes auf der linken Seite steht, während alle anderen bekannten Terme auf der rechten Seite stehen, ergibt sich Gleichung (15), wobei hier noch eine Vereinfachung durch Kürzung erfolgt. Aufgrund der begrenzten Kapazitäten der derzeitigen Technologien bezüglich HPT-Verformung beträgt die maximal erreichbare Länge der in dieser Arbeit erzeugten UFG-Probe 1,79 m. Diese ist in keiner denkbaren Form einsetzbar für die Freileitungstechnik, da die dort eingesetzten Seillängen nicht weniger als 1000 m betragen. Nichtsdestotrotz, die Forschungen und Entwicklungen bleiben nicht stehen und so könnte es durchaus Potential für praxisnahe Anwendungen in der Zukunft bieten. Es gibt jedoch noch andere, sehr vielversprechende

Möglichkeiten (siehe Tabelle 2), um diese großen Längen unter Umständen bereits heute herzustellen.

Die am ESI prozessierte Legierung zeigt einen sehr feinkörnigen Gefügebau, längs durch den Querschnitt der Probe (siehe Abbildung 46 im Anhang). Aus dieser geringen Korngrößenverteilung ergeben sich respektable Zugfestigkeitswerte, welche in Tabelle 10 aufgelistet sind. Aus diesem Grund sind beim Kaltwalzen nur sehr geringe Zustellungen verwendet worden, um eine Beschädigung von Probe und Walzgerüst zu vermeiden. Das Walzen und Ziehen der ZTAL-Probe stellte keine Herausforderung dar. Hingegen gab es bei der AL7-Probe bereits beim Walzen Schwierigkeiten. Bereits nach dem ersten Stich mit einer Stichabnahme von 1 mm ist die Probe beschädigt worden (siehe Abbildung 44 im Anhang). Als Konsequenz erfolgt kein weiteres Walzen der Proben. Mithilfe der Trennmaschine lassen sich die Proben zu Stäben mit quadratischer Grundfläche verarbeiten. Durch den Ziehprozess wären diese am Ende wieder rund. Jedoch sind beim Drahtziehen alle Proben zerrissen und eine weitere Verwendung war nicht mehr möglich. Aus diesem Grund sind weitere Proben mit noch kleinerer Kantenlänge von etwa 2,0 mm nötig. Auch hier ist es nicht möglich, Proben herzustellen. Deshalb konnte weder die elektrische Leitfähigkeit noch die Zugfestigkeit der HPT-verformten AL7-Legierung ermittelt werden.

- Seilherstellung mittels ECAP-Technologie

Da es bei der HPT-Verformung zu erheblichen Begrenzungen der maximal erreichbaren Längen kommt, bietet hier die ECAP-Verformung wesentlich günstigere Aussichtung. Wie in Abbildung 10 dargestellt, ist es theoretisch möglich, mittels ECAP endlose, hochdruckverformte, jedoch quadratische Proben herzustellen. Aufgrund der quadratischen Probenform müssen weitere Bearbeitungsmaßnahmen stattfinden, um diese für eine Seilherstellung verwenden zu können. Jedoch muss hier auch Hinweis auf die Nachteile bei der Herstellung mittels ECAP erfolgen. Bei sehr festem Material kommt es zur Problematik, dass sich das hochdruckverformte Material in diesem Kanal schlecht ausformen lässt beziehungsweise, dass es teils sogar zur Klebeneigung in diesem Bereich kommt. Ob somit eine problemlose oder kontinuierliche Fertigung möglich ist, ist fraglich.

An der TU Chemnitz steht derzeit unter der Leitung von Herrn Prof. Wagner eine der größten ECAP-Werkzeuge weltweit. Die Kanalgröße beträgt dort zurzeit 50 mm x 50 mm. [65]

5.5 Diskussion der Wärmebehandlung an Labordrähten

Die Motivation bezüglich verschiedener Wärmebehandlungs-Methoden liefert einerseits Kapitel 2.3.1 als auch dass sich diese relativ leicht im Unternehmen anwenden lassen, ohne einen komplett neuen Prozess einzusetzen oder auf andere Materialien zu setzen. Hierbei

werden im Labor industriennah hergestellte Drähte mit alternativen Wärmebehandlungskonzepten im Labor verglichen.

Eine zusätzliche Lösungsglühung vor dem Ziehen wirkt sich negativ auf die Leitfähigkeit aus und aufgrund der Streuung sowie der geringen Unterschiede lässt sich nur schwierig eine qualitative Aussage über den Effekt der Temperatur treffen (siehe Abbildung 36). Die Festigkeitswerte erleben in beiden Fällen eine Verschlechterung im Vergleich zur Labor-Referenz. Hingegen zeigt sich die Dehnung bei diesen Lösungsglühtemperaturen trotz breiter Streuung der Ergebnisse bei 500 °C positiv beeinflusst. Zusammenfassend lässt sich sagen, dass Lösungsglühen nicht zielführend ist. Ein Bestreben für weitere Untersuchungen sollte darin liegen, die Wärmebehandlung ohne Lösungsglühen durchzuführen und dessen Einfluss zu dokumentieren. Nicht wenig überraschend sind die Ergebnisse in Abbildung 37 in Abhängigkeit des Umformgrads. Hierbei erfolgte die Untersuchung zweier unterschiedlicher Prozessrouten. In der Variante, welche sinngemäß als Ziehprozess unterbrochen bezeichnet ist, erfolgt eine nach dem Lösungsglühen vorgeschaltete Wärmebehandlung. Im Anschluss daran folgt der Ziehprozess, welcher nur bis zu 50 % der geforderten Formänderung erfolgt – hier von 2,65 mm auf 1,4 mm. Nach diesem ersten Ziehprozess folgt ein weiterer Tempervorgang. In weiterer Folge erfolgt ein erneuter Ziehprozess, wobei nun von 1,4 mm auf 0,74 mm gezogen wird, und der Umformgrad nun identisch mit jenem des Industriepartners ist. Eine detaillierte Darstellung dieser Abfolge ist in Abbildung 24 dargestellt. Eine weitere Untersuchung ist auf den Einfluss der vorgeschalteten Wärmebehandlung erfolgt, welche in Abbildung 24 als Tempern 1 bezeichnet ist. In diesem Falle erfolgte der Ziehprozess ohne Unterbrechung. Die Steigerung der Festigkeitswerte des vollständig durchgeführten Ziehprozesses ist der vorgeschalteten Warmauslagerung geschuldet. Ebenso ist das der Grund für das Herabsetzen der Leitfähigkeit. In allen Fällen jedoch gilt zu sagen, dass beim Betrachten der Labor Referenz etwas Vorsicht geboten ist, da nicht direkt mit einer industriell hergestellten Referenz verglichen wird. Bei Betrachtung von Abbildung 37 bzw. Tabelle 15 und Tabelle 16, liegt jedoch der Schluss nahe, dass der unterbrochene Ziehprozess zu einer interessanten Steigerung der Kombination aus Festigkeit und Leitfähigkeit führt. Ein vergleichbares Verhalten wurde auch in der Literatur berichtet [29]. Es ist nicht auszuschließen, dass sich aus der Variation der Wärmebehandlung eine noch bessere Kombination aus Leitfähigkeit und Festigkeit erzielen lassen könnte. Mögliche Varianten wären Ziehen mit einer Formänderung von 33 % bzw. 67 % mit darauffolgender Wärmebehandlung. In weiterer Folge Fertigziehen mit 67 % bzw. 33 % und einer Fertig-Glühung. Ein dreistufiger Ziehprozess mit jeweils dazwischengeschalteten Wärmebehandlungen ist auch denkbar. Einen interessanten weiteren Punkt für Verbesserungen verspricht der Ansatz der Überalterung für weitere Untersuchungen. Jedoch sind die daraus resultierenden Festigkeitswerte derzeit noch weit von den Anforderungen entfernt. Die Motivation, die diesem

Versuch zugrunde liegt, ist die Erzeugung einer sehr groben Überalterungsstruktur, so wie diese auch im AL7-Vordraht aus den TEM-Untersuchungen hervorgeht (siehe Abbildung 31). Durch eine niedrige und lange andauernde Temperbehandlung sollen sich möglichst alle gelösten Elemente aus der Al-Matrix entfernen. Nach der Regel von Matthiessen in Gleichung (4) ergibt sich daraus eine besonders hohe elektrische Leitfähigkeit, da der Gehalt an Legierungselementen in der Matrix stark abnimmt. Dies spiegelt sich auch in den Ergebnissen der Tabelle 17 wieder. Bei der Durchführung der Überalterung und des unterbrochenen Ziehprozesses ergeben sich gleiche Leitfähigkeitswerte, jedoch lassen sich bei den letzteren Versuchen zugleich gute Festigkeitswerte erreichen. Möglicherweise ist auch eine Kombination beider Ansätze zielführend.

5.6 Weiter Möglichkeiten zu neuen Aluminiumfreileitungen

Obwohl zu diesem Thema keine Untersuchungen während der Masterarbeit stattgefunden haben, soll hier dennoch Platz für eine kurze Diskussion von Informationen eingeräumt werden, die gegen Ende der Arbeit gefunden wurden. In Referenz [50] erreicht die AA6061-Legierung eine Steigerung der elektrischen Leitfähigkeit um 40 % durch die Einbringung von Graphen was nach den Autoren zu einem „covetischen Material“ führt. Dies wäre tatsächlich ein Durchbruch in Bezug auf Optimierung der Festigkeit und Leitfähigkeit. In der angesprochenen Literatur findet sich auch explizit die Anwendung dieses Werkstoffes als Seil für die Hochspannungstechnik. In Referenz [66] sind auch Herausforderungen angegeben, die bei diesen Material auftreten. So sind die Werkstoffeigenschaften stark von den Herstellungsparametern abhängig und diese implizieren keine garantierten Verbesserungen – derzeit laufen die Forschung zu den Herstellungsprozess dieser Werkstoffe. Weitere Schwierigkeiten bestehen darin, dass sie hohe Porosität aufgrund hoher Oberflächenspannung aufweisen. Ebenso wichtig ist die heterogene Verteilung des Kohlenstoffs und die Messung des Kohlenstoffgehalts – diese ist insofern schwierig, da der Kohlenstoff eine sehr starke Bindung mit dem Metall eingeht und herkömmliche Verbrennungsmessungen zur Bestimmung des C-Gehalts nicht erfolgen können. [50, 66]

Derzeit gibt es kaum Arbeiten zu diesem Thema, die eine klare Aussage zu dessen Potenzial und die Zuordnung zu seriöser Wissenschaftlicher Erkenntnis zulassen. Dennoch arbeiten einige staatlich Labor in den USA dazu und ist es empfehlenswert, diese Werkstoffe näher zu betrachten. Denn falls es hier zu einem Durchbruch in der Herstellung kommen sollte unter Anbetracht der derzeit vorliegenden Forschungsergebnisse, könnte dieses Material eine beträchtliche Rolle im Energiesektor und in den einzelnen Sparten erreichen. Weitere Forschungen in diesem Bereich sind jedoch zwingend erforderlich, um eine Abschätzung über das tatsächliche Potential sowie den Einsatz in Zukunft zu ermöglichen.

6 Zusammenfassung und Ausblick

In dieser Arbeit erfolgte die Untersuchung verschiedener Legierungen (Al3, AL7, TAL und ZTAL) des Industriepartners, um deren Potenzial zu Steigerung der Leitfähigkeit bei gleicher Festigkeit zu erreichen. Der aktuelle Wissensstand in der Literatur zeigt einige Möglichkeiten dazu auf. Die Motivation dieser Arbeit beruht darauf, dass die Anforderungen im Energiesektor in der Zukunft derzeit schwierig abzuschätzen sind. Es ist abzuwarten, wie sich alternative Energieträger etablieren und dadurch die dezentrale Energieversorgung vorangetrieben wird. Darüber hinaus ist auch die Elektromobilität eine große Thematik.

Im experimentellen Teil der Arbeit fand die Charakterisierung des Anlieferungszustand der Legierungen (Vordraht) statt. Dies erfolgte mithilfe einer Funkenspektrometer-Analyse zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung. Weiters sind durch metallografische Untersuchungen die Korngrößen und im Transmissionselektronenmikroskop der Wärmebehandlungszustand bestimmt worden. Die chemische Analyse liefert Aufschluss über die Zusammensetzung, liefert jedoch keine Überraschungen. Auch wenn der Zr-Gehalt bei ZTAL außerhalb der Messgrenze des Funkenspektrometers liegt, dürfte der Gehalt nicht stark von 0,3 Gewichts-% abweichen, da hier die maximale Löslichkeit von Zr in Al-Legierungen liegt. Die Korngröße im Lichtmikroskop zu bestimmen ist sichtlich schwierig. Viele Einflüsse gehen hier seitens des Herstellprozesses ein (Temperaturführung, Dauer, Wärmebehandlung) und erschweren die problemlose Durchführung. Weiters stellte sich heraus, dass die AL3-Legierung Versetzungsstrukturen aufweist, wodurch sich Rückschlüsse auf den Herstellprozess schließen lassen. Die AL7-Legierung zeigt Vorläufer der β -Mg₂Si-Phase, wodurch sich bestätigt, dass zumindest diese Legierung eine Wärmebehandlung vom Lieferanten erhalten hat.

Des Weiteren fanden Untersuchungen an den industriell gezogenen Fertigdrähten statt. Zunächst sind Festigkeitswerte mittels Zugversuches und die Leitfähigkeit durch Widerstandsmessung ermittelt worden.

Um deren Potenzial zu Steigerung der Leitfähigkeit bei gleicher Festigkeit zu evaluieren sind im Labor industrienah hergestellte Drähte mit alternativen Wärmebehandlungskonzepten im Labor verglichen worden. Speziell für die AL7-Legierung fanden Untersuchungen durch Variationen der Wärmebehandlung statt. Zunächst ließ sich der Einfluss der Lösungsglühtemperatur feststellen. In weiterer Folge war die Änderung am Ziehprozess sowie eine vorgeschaltete Warmauslagerung Ziel der Untersuchungen. Die Kombination der beiden letzten genannten Varianten erscheint dabei optimal. Daneben erfolgte eine Langzeit-Glühbehandlung am AL7-Draht. Zunächst ist feststellbar, dass die Lösungsglühtemperatur nur einen geringen Einfluss auf Leitfähigkeit und Zugfestigkeit hat und dementsprechend eine Variation dieser als nicht zielführend ist. Die Untersuchungen einer vorgeschalteten

Wärmebehandlung mit vollständig durchgeführten Ziehprozess sowie einer vorgeschalteten Wärmebehandlung mit unterbrochenen Ziehprozess zeigt, dass letztere eine erhebliche Steigerung der Leitfähigkeit in guter Kombination mit Festigkeit lässt. Weitere Forschungen und Optimierungen des unterbrochenen Ziehprozesses könnten diesen weiter verbessern, sodass auch die Zugfestigkeit den Anforderungen entspricht. Die durchgeführte starke Überalterung liefert sehr gute Leitfähigkeitswerte, jedoch ist die Kombination aus Leitfähigkeit und Zugfestigkeit aufgrund letzterer sehr bescheiden.

Als weitere Ansatz im Labor erfolgten Untersuchungen im Bereich der Hochdruckverformung. Hierbei ist vor allem die Anwendbarkeit dieser Methoden problematisch. Die Untersuchung der Gefügestrukturen dieser UFG-Proben erfolgte am Rasterelektronenmikroskop. Die ZTAL-Probe zeigt neben dem erwarteten ultrafeinen Korngefüge auch die dementsprechenden hohen Zugfestigkeitswerte. Aufgrund der Problematik mit Zr, welches in Kapitel 4.5.1 besprochen wurde, genügt die Leitfähigkeit den Anforderungen nicht. Da Zr eine unzureichende Diffusionsgeschwindigkeit hat, erfolgte ein weiterer HPT-Versuch mit AL7, da Bor die notwendige hohe Diffusionsgeschwindigkeit aufweist. Jedoch kam es beim Prozessieren zu erheblichen Problemen, sodass keine Aussage über diese getätigt werden kann. Während die Zr -Variante eine ungenügende Kombination aus Festigkeit und Leitfähigkeit liefert, könnte die Variante mit Bor eine gute Kombination der gewünschten Eigenschaften erzeugen.

Als interessanter Punkt ergab sich gegen Ende der Arbeit aus der Literatur in Hinblick auf „covetische Materialien“. Da dieser Punkt erst spät im Laufe der Arbeit gefunden wurde und keine Versuche diesbezüglich erfolgen konnten, ist es empfehlenswert, diese Thematik weiter zu evaluieren, um nicht eventuell von der Konkurrenz in den USA überholt zu werden.

7 Literaturverzeichnis

- [1] Statistik Austria: Bilanz der elektrischen Energie 1970 bis 2017 (Überblick). Internet: https://www.statistik.at/web_de/statistiken/energie_umwelt_innovation_mobilitaet/energie_und_umwelt/energie/energiebilanzen/index.html (Zugriff: 24.10.2019).
- [2] AlCunnect: Vergleich zwischen Aluminium und Kupfer. Internet: <https://www.alcunnect.de/Vergleich-Aluminium-und-Kupfer> (Zugriff: 24.10.2019).
- [3] Sabirov I., M.Y. Murashkin und R. Z. Valiev: Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*, 560 (2013), 1–24.
- [4] Nanomaterials by Severe Plastic Deformation. Internet: <https://www.oeaw.ac.at/esi/research/nanomaterials-by-severe-plastic-deformation/> (Zugriff: 24.10.2019).
- [5] Bagherpour E. et al.: An overview on severe plastic deformation. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 100 (2019), 1647–1694.
- [6] Berndorf AG: Aktuelles. Internet: https://www.berndorf.at/de/news_detail.php?v_id=181 (Zugriff: 24.10.2019).
- [7] Deutsches Institut für Normung: DIN EN 50183. Leiter für Freileitungen. Drähte aus Aluminium-Magnesium-Silizium-Legierung (2000).
- [8] Deutsches Institut für Normung: DIN EN 62004:2007. Wärmebeständige Drähte aus Aluminiumlegierung für Leiter von Freileitungen (2009).
- [9] Kießling F., P. Nefzger und U. Kaintzyk: Freileitungen. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg (2001).
- [10] Girkmann K. und E. Königshofer: Die Hochspannungs-Freileitungen. Springer Vienna, Vienna, s.l. (1952).
- [11] Ostermann F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Springer Berlin Heidelberg, Berlin/Heidelberg (2014).
- [12] Stefan Pogatscher: Skriptum der Lehrveranstaltung Nichteisenmetall-Legierungen, Montanuniversität Leoben (2019).
- [13] Altenpohl D.: Aluminium und Aluminiumlegierungen. In: *Reine und angewandte Metallkunde in Einzeldarstellungen*, Band: 19. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, s.l. (1965).

-
- [14] Bargel H.-J. und G. Schulze (Hg.): Werkstoffkunde. Springer, Berlin, Heidelberg (2005).
- [15] Dipl.-Ing. Dr. Stephan Hasse: Hall-Petch-Beziehung. Internet: <https://www.giessereilexikon.com/giesserei-lexikon/Encyclopedia/show/hall-petch-beziehung-268/?L=&cHash=cec34d024983e71b0042a24f8ec9beca> (Zugriff: 27.10.2019).
- [16] Helmut Clemens: Skriptum der Lehrveranstaltung Metallkunde - Grundlagen, Montanuniversität Leoben (2018).
- [17] mejo Metall Josten GmbH & Co. KG: Ausscheidungshärtung. Internet: <https://www.mejo.de/?view=article&id=91:ausscheidungshaertung> (Zugriff: 27.10.2019).
- [18] Gottstein G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. In: Springer-Lehrbuch. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg (2007).
- [19] Wellmann P.: Materialien der Elektronik und Energietechnik. In: Lehrbuch. Springer Vieweg, Wiesbaden (2017).
- [20] Hou J. P. et al.: Nano-scale precipitates. *Materials & Design*, 132 (2017), 148–157.
- [21] Isabellenhütte Heusler GmbH & Co. KG: Technische Informationen. Internet: https://www.isabellenhuetten.de/fileadmin/Daten/Praezisionslegierungen/Tech_Informationen_deutsch.pdf (Zugriff: 30.10.2019).
- [22] Lipińska M., P. Bazarnik und M. Lewandowska: The influence of severe plastic deformation processes on electrical conductivity of commercially pure aluminium and 5483 aluminium alloy. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 16 (2016), 717–723.
- [23] Wikipedia: International Annealed Copper Standard. Internet: https://en.wikipedia.org/wiki/International_Annealed_Copper_Standard (Zugriff: 30.10.2019).
- [24] NDT Education Resource Center: The International Annealed Copper Standard. Internet: <https://www.nde-ed.org/GeneralResources/IACS/IACS.htm> (Zugriff: 30.10.2019).
- [25] NDT Education Resource Center: Eddy Current Inspection Formula. Internet: <https://www.nde-ed.org/GeneralResources/Formula/ECFormula/ECFormula.htm> (Zugriff: 30.10.2019).

- [26] Das Deutsche Kupferinstitut Berufsverband e.V.: Elektrische Leiterwerkstoffe. Internet: <https://www.kupferinstitut.de/de/werkstoffe/anwendung/e-energie/leiterwerkstoffe.html> (Zugriff: 30.10.2019).
- [27] Mike Gedeon: A bridge too far: measuring electrical conductivity (2017).
- [28] Eddy Current Technology Incorporated: Conductivity Of Metals Sorted By Resistivity. Internet: <http://eddy-current.com/conductivity-of-metals-sorted-by-resistivity/> (Zugriff: 30.10.2019).
- [29] Liu C. H. et al.: Enhancing electrical conductivity and strength in Al alloys by modification of conventional thermo-mechanical process. *Materials & Design*, 87 (2015), 1–5.
- [30] Tyagi A. K. und S. Banerjee (Hg.): *Materials Under Extreme Conditions*. Elsevier, Amsterdam, Niederlande (2017).
- [31] Zhao L., H. Lu und Z. Gao: Microstructure and Mechanical Properties of Al/Graphene Composite Produced by High-Pressure Torsion. *Advanced Engineering Materials*, 17 (2015), 976–981.
- [32] E. V. Bobruk et al.: Aging behavior and properties of ultrafine-grained aluminium alloys of Al-Mg-Si system. Internet: http://www.ipme.ru/e-journals/RAMS/no_23112/03_23112_bobruk.pdf (Zugriff: 20.11.2019).
- [33] Davis J. R.: Aluminum and aluminum alloys. In: *ASM specialty handbook*. ASM International, Ohio, USA (1993).
- [34] Cui X. et al.: Study on the improvement of electrical conductivity and mechanical properties of low alloying electrical aluminum alloys. *Composites Part B: Engineering*, 110 (2017), 381–387.
- [35] Cui X. et al.: The improvement of electrical conductivity of hypoeutectic Al-Si alloys achieved by composite melt treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 788 (2019), 1322–1328.
- [36] Cui X. et al.: The improvement of boron treatment efficiency and electrical conductivity of AA1070Al achieved by trace Ti assistant. *Journal of Alloys and Compounds*, 735 (2018), 62–67.
- [37] Cooper P. S. und M. A. Kearns: Removal of Transition Metal Impurities in Aluminium Melts by Boron Additives. *Materials Science Forum*, 217-222 (1996), 141–146.
- [38] Davis J. R.: *Alloying - Understanding the basics*. ASM International, Ohio, USA (2011).

- [39] Karabay S.: Influence of AlB₂ compound on elimination of incoherent precipitation in artificial aging of wires drawn from redraw rod extruded from billets cast of alloy AA-6101 by vertical direct chill casting. *Materials & Design*, 29 (2008), 1364–1375.
- [40] Davis J. R.: *Aluminium and Aluminium Alloys*. ASM International,
- [41] Narayan Prabhu K. und B. N. Ravishankar: Effect of modification melt treatment on casting/chill interfacial heat transfer and electrical conductivity of Al–13% Si alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 360 (2003), 293–298.
- [42] Zhao Q. et al.: Influences of Fe, Si and homogenization on electrical conductivity and mechanical properties of dilute Al–Mg–Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 666 (2016), 50–57.
- [43] Knych T., M. Piwowska-Uljasz und P. Uljasz: Aluminium Alloys with Zirconium Additions, in the Range from 0.05 To 0.32%, Intended for Applications in the Overhead Electrical Power Engineering. *Archives of Metallurgy and Materials*, 59 (2014), 339–343.
- [44] Karabay S.: Modification of AA-6201 alloy for manufacturing of high conductivity and extra high conductivity wires with property of high tensile stress after artificial aging heat treatment for all-aluminium alloy conductors. *Materials & Design*, 27 (2006), 821–832.
- [45] Yuan W. und Z. Liang: Effect of Zr addition on properties of Al–Mg–Si aluminum alloy used for all aluminum alloy conductor. *Materials & Design*, 32 (2011), 4195–4200.
- [46] Guan R. et al.: A high-strength, ductile Al-0.35Sc-0.2Zr alloy with good electrical conductivity strengthened by coherent nanosized-precipitates. *Journal of Materials Science & Technology*, 33 (2017), 215–223.
- [47] Yuan W. et al.: Effects of La addition on the mechanical properties and thermal-resistant properties of Al–Mg–Si–Zr alloys based on AA 6201. *Materials & Design*, 34 (2012), 788–792.
- [48] Granta Design Limited: CES GrantaDesign. Internet: <https://grantadesign.com/>.
- [49] Ron Mertens: Covetics - a new hybrid that fuses carbon and metal in strong bonds. Internet: <https://www.graphene-info.com/covetics-hybrids-fuse-carbon-and-metal-strong-bonds> (Zugriff: 26.02.2020).
- [50] Winarski R. P., Behai Ma und U. Balachandran: *Covetic Materials*, Washington, D.C. (2015).

-
- [51] SPECTRO Analytical Instruments GmbH: Funkenspektrometer erklärt. Internet: <https://www.spectro.de/produkte/optische-emissionsspektrometrie/bogen-funken-oes-stationaer-funktionsprinzip> (Zugriff: 29.10.2019).
- [52] Lehrstuhl für Mathematik und Statistik: Skriptum zur Vorlesung Statistik, Montanuniversität Leoben (2014).
- [53] ATM GmbH: Metallographie – In 6 Schritten zu einer aussagekräftigen Probe. Internet: <https://www.atm-m.de/de/produkte/> (Zugriff: 06.11.2019).
- [54] Struers GmbH: Metallografische Präparation von Aluminium und Aluminiumlegierungen. Internet: https://www.struers.com/-/media/Struers-media-library/Materials/Application-reports/German/Application_Note_-_Aluminium_2015_German.pdf (Zugriff: 14.11.2019).
- [55] Struers GmbH: Applikations Know-How. Internet: <https://www.struers.com/de-DE/Knowledge> (Zugriff: 14.11.2019).
- [56] Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie: Skriptum zu Übungen zu Nichteisenmetall-Legierungen, Montanuniversität Leoben (2019).
- [57] Bauch J. und R. Rosenkranz: Physikalische Werkstoffdiagnostik. Springer Vieweg, Berlin (2017).
- [58] Plaßmann W.: Handbuch Elektrotechnik. Springer Fachmedien, Wiesbaden (2009).
- [59] Elektronik-Kompendium.de: Widerstandsmessung / Widerstand messen. Internet: <https://www.elektronik-kompendium.de/sites/grd/1505061.htm> (Zugriff: 07.11.2019).
- [60] EMCO-TEST Prüfmaschinen GmbH: Ablauf des Brinell-Prüfverfahrens. Internet: <https://www.emcotest.com/de/die-welt-der-haertepruefung/haerte-wissen/theorie-der-haertepruefung/brinell/ablauf-des-brinell-pruefverfahrens/> (Zugriff: 21.11.2019).
- [61] OriginPro 2019. Internet: <https://www.originlab.com/2019> (2019).
- [62] Raspband W.: ImageJ. Internet: <https://imagej.nih.gov/ij/> (2019).
- [63] Universität Saarland: Das Rasterelektronenmikroskop (REM). Internet: <http://cfn.physik.uni-saarland.de/Dokumente/Manuals/Rasterelektronenmikroskop.pdf> (Zugriff: 24.02.2020).
- [64] Hinkfoth R.: Massivumformung. Mainz, Aachen (2003).
- [65] Technische Universität Chemnitz: Ausstattung. Internet: <https://www.lww.tu-chemnitz.de/ausstattung/#ecap> (Zugriff: 23.04.2020).

- [66] Iwona Jasiuk: Novel Metal-Carbon Materials called Covetics. Internet:
<https://www.pasma.com/sites/default/files/IS14.2%20Novel%20Metal-Carbon%20Materials%20Called%20Covetics.pdf> (Zugriff: 26.02.2020).
- [67] Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie: Ausstattung. Internet:
<https://www.nichteisenmetallurgie.at/ausstattung-2/> (Zugriff: 04.11.2019).
- [68] Assoz. Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Stefan Pogatscher: 3DnanoAnalytics. Internet:
<https://www.3dnanoanalytics.at/> (Zugriff: 12.05.2020).

8 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Frank-Read-Quelle: die Punkte A und B sind fixe Knotenpunkte; die Bewegung der Versetzung verläuft von 0 bis 5 – daraufhin beginnt der Vorgang von vorne [13]	4
Abbildung 2:	Schematische Darstellung der Mischkristallbildung durch Fremdatome (Substitution) [11]	6
Abbildung 3:	Allgemeines Schema der Temperaturführung für aushärtbare Al-Legierungen. [11]	6
Abbildung 4:	Darstellung einer Stufenversetzung [18].....	7
Abbildung 5:	Darstellung einer Schraubenversetzung; b stellt den früher beschriebenen Burgers-Vektor dar [18].....	7
Abbildung 6:	Darstellung einer metallischen Bindung [14].....	8
Abbildung 7:	Schematisch dargestelltes mikroskopisches Gefüge zur Entstehung des elektrischen Widerstandes [19].....	8
Abbildung 8:	Schematische Illustration eines thermomechanischen Prozessablaufes. a) konventionelle Route (C-TMP) und b) modifizierte Route (M-TMP) [29] .	11
Abbildung 9:	a) Vickers-Härte über der elektrischen Leitfähigkeit b) Zugfestigkeit und Bruchdehnung von zwei Varianten der thermomechanischen Behandlung [29]	12
Abbildung 10:	Installierte SPD-Verfahren am Erich-Schmid-Institut in Leoben [4]	13
Abbildung 11:	Festigkeitseigenschaften von HPT-prozessiertem Proben [31].....	15
Abbildung 12:	schematische Darstellung der Entfernung von Übergangsmetallen (Cr, Ti, V, Zr) [37]	16
Abbildung 13:	Abhängigkeit der Leitfähigkeit vom MR/DAS-Verhältnis [41].....	17
Abbildung 14:	Vergleich der (a) elektrischen Leitfähigkeit und (b) der Zugfestigkeit mit Variation der Legierungselemente in Abhängigkeit der Auslagerungsdauer [42]	18
Abbildung 15:	Temperaturabhängigkeit des Widerstandes einer AlZr _{0.32} -Legierung [43].....	19
Abbildung 16:	Einfluss verschiedener Elemente auf die elektrische Leitfähigkeit von Aluminium. Links: in %IACS [39] und Rechts: der Leitfähigkeit von Rein-Al ausgedrückt [44].....	19
Abbildung 17:	Überblick der technisch interessanten Metalle und deren Legierungen bezüglich ihres spezifischen Widerstandes in Abhängigkeit des Preises [48].....	21

Abbildung 18:	Überblick der technisch interessanten Metalle und deren Legierungen bezüglich ihrer Zugfestigkeit in Abhängigkeit des Preises [48].....	22
Abbildung 19:	Schematische Darstellung zur Erzeugung des Härteeindrucks nach Brinell [60]	29
Abbildung 20:	Temperaturführung beim Aufschmelzen des ZTAL-Vordrahtes [61]	30
Abbildung 21:	Abgegossener ZTAL-Barren (links) und HPT-Probe (rechts) für UFG-Draht-Herstellung [62]	31
Abbildung 22:	HPT-Verformung der ZTAL-Probe	32
Abbildung 23:	Untersuchung der Lösungsglühtemperatur für AL7	33
Abbildung 24:	Durchführung einer Vorauslagerung sowie in Kombination mit einem unterbrochenen Ziehprozess	34
Abbildung 25:	Intensive Überalterung von AL7	34
Abbildung 26:	Herstellung des Referenz-Drahtes aus dem Vordraht	35
Abbildung 27:	Darstellung vom Gefüge des Ausgangszustandes des Vordrahtes. a) AL3 b) AL7 c) TAL d) ZTAL [62]	39
Abbildung 28:	Übersichtsbild von AL3 HAADF-STEM -Modus des TEM	40
Abbildung 29:	Versetzungswolken im AL3-Gefüge, aufgenommen im HAADF-BF-STEM-Modus	41
Abbildung 30:	Übersichtsbild von AL7 im HAADF-BF-Modus des TEM.....	41
Abbildung 31:	Aufnahme einer Korngrenze von AL7 durch die Kamera des TEM	42
Abbildung 32:	Vergleich der wichtigsten Parameter der Fertigdrähte des Industriepartners [61].....	44
Abbildung 33:	Aufnahme des Gefüges am REM der HPT-verformten ZTAL-Probe.....	45
Abbildung 34:	ZTAL-Probe nach der HPT-Verformung [62]	46
Abbildung 35:	Vergleich des UFG-Drahtes bei Messung an RT und nach einer Glühung [61]	47
Abbildung 36:	Einfluss der Lösungsglühtemperatur auf die Festigkeit und Dehnung [61]..	49
Abbildung 37:	Ermittelte Ergebnisse der beiden Varianten der Wärmebehandlung in Abhängigkeit vom Umformgrad [61]	50
Abbildung 38:	Verwendete Geräte von links oben nach rechts unten: Indutherm MC100V, Zwick/Roell Material-Prüfmaschine mit Temperierkammer 100kN, Elektrolytisches Ätz- und Poliergerät LectroPol-5, Lauda Bad Umwälzthermosat Pro Line P 26, Nabertherm Umluftkammerofen L15 650°C, Rasterelektronenmikroskop JEOL7200F [67]	70
Abbildung 39:	Verwendete Geräte von links oben nach rechts unten: Struers Trennmaschine Secotom 15, Struers Tegramin 30, EMCO Universalhärteprüfmaschine M4C/R G3 , PECTROMAXx	

	Funkenspektrometer , Vollmotorisches Auflichtmikroskop Zeiss Axio Imager M1m, Keithley Widerstandsmessgerät [67].....	71
Abbildung 40:	Von links oben nach rechts unten: Zieheisen in kleiner Ausführung, Zieheisen in großer Ausführung, HPT am ESI, Ermittlung des Härteeindrucks nach Brinell.....	72
Abbildung 41:	Einfluss einer Überalterung (200 °C für 8 h + 175 °C für 24 h) auf die Festigkeit und die Leitfähigkeit [61].....	73
Abbildung 44:	Vergleich vom Referenzdraht mit dem Fertigdraht aus dem Unternehmen [61].....	73
Abbildung 43:	EDS-Analyse eines AL7-Korns mit Mg ₂ Si-Nadeln.....	74
Abbildung 44:	Zerstörte AL7-Probe nach dem Kaltwalzen (Stichabnahme: 1 mm) [62].....	74
Abbildung 45:	Vergleich der Härtewerte zwischen den verschiedenen Legierungen [61] ..	75
Abbildung 46:	Korngrößenverteilung der HPT-verformten ZTAL-Probe, Links: elektrolytisch polierter Bereich, Rechts: OP-S polierter Bereich [61].....	75
Abbildung 49:	Vergleich verschiedener ZTAL-Proben.....	76

9 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Einfluss der Legierungselemente auf den spezifischen Widerstand in Aluminium [13].....	10
Tabelle 2:	Auszug der SPD-Verfahren	13
Tabelle 3:	Chemische Analyse von AL3.....	37
Tabelle 4:	Chemische Analyse von AL7.....	37
Tabelle 5:	Chemische Analyse von TAL.....	38
Tabelle 6:	Chemische Analyse von ZTAL	38
Tabelle 7:	Die ermittelte Korngröße mithilfe der linearen Schnittlänge	40
Tabelle 8:	Auflistung der gemessenen Kennwerte der vorhandenen fertigen Drahtmuster	43
Tabelle 9:	Härtewerte nach Brinell. Alle Angaben sind in [HBW].....	45
Tabelle 10:	Messergebnisse der HPT-verformten ZTAL-Legierung.....	46
Tabelle 11:	Messergebnisse der HPT-verformten ZTAL-Probe nach einer Glühung bei 350 °C	47
Tabelle 12:	Elektrische und Mechanische Referenz-Kennwerte von AL7, gefertigt aus dem Vordraht.....	48
Tabelle 13:	Elektrische Leitfähigkeit und Werte aus dem Zugversuch von AL7 für 500 °C Lösungsglühtemperatur	48
Tabelle 14:	Elektrische Leitfähigkeit und Werte aus dem Zugversuch von AL7 für 530 °C Lösungsglühtemperatur	49
Tabelle 15:	Elektrische Leitfähigkeit von AL7 in Abhängigkeit des Ziehprozesses	50
Tabelle 16:	Ermittelte Werte aus dem Zugversuch in Abhängigkeit des Ziehprozesses.....	50
Tabelle 17:	Messergebnisse der Überalterung von AL7.....	51
Tabelle 18:	Zusammenfassung aller Messergebnisse.....	77

10 Anhang A

10.1 Verwendete Geräte

In diesem Abschnitt sind all jene Geräte aufgelistet, mit denen während der Untersuchungen gearbeitet wurde. Diese sind in Abbildung 38 und Abbildung 39 dargestellt.

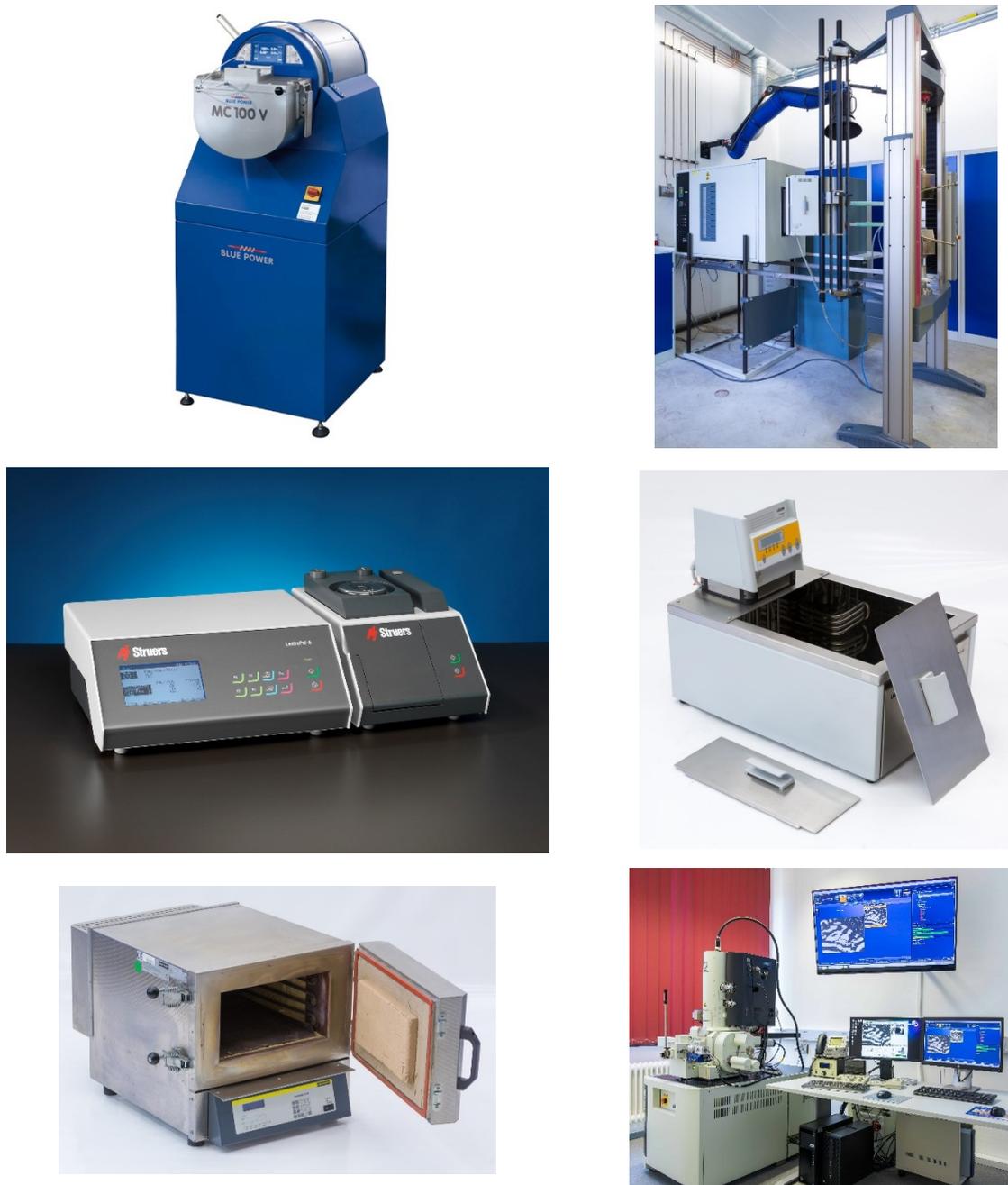


Abbildung 38: Verwendete Geräte von links oben nach rechts unten: InduTherm MC100V, Zwick/Roell Material-Prüfmaschine mit Temperierkammer 100kN, Elektrolytisches Ätz- und Poliergerät LectroPol-5, Lauda Bad Umwälzthermosat Pro Line P 26, Nabertherm Umluftkammerofen L15 650°C, Rasterelektronenmikroskop JEOL7200F [67]

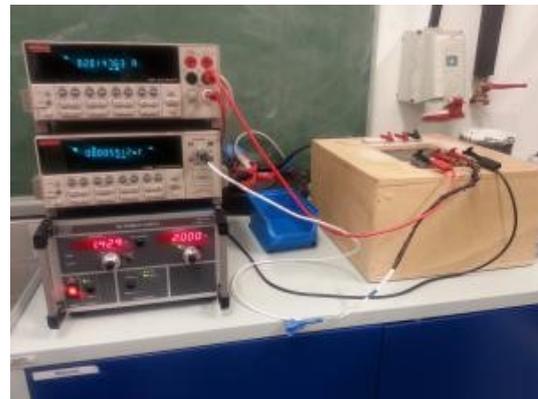


Abbildung 39: Verwendete Geräte von links oben nach rechts unten: Struers Trennmaschine Secotom 15, Struers Tegramin 30, EMCO Universalhärteprüfmaschine M4C/R G3 , PECTROMAXx Funkenspektrometer , Vollmotorisches Auflichtmikroskop Zeiss Axio Imager M1m, Keithley Widerstandsmessgerät [67]

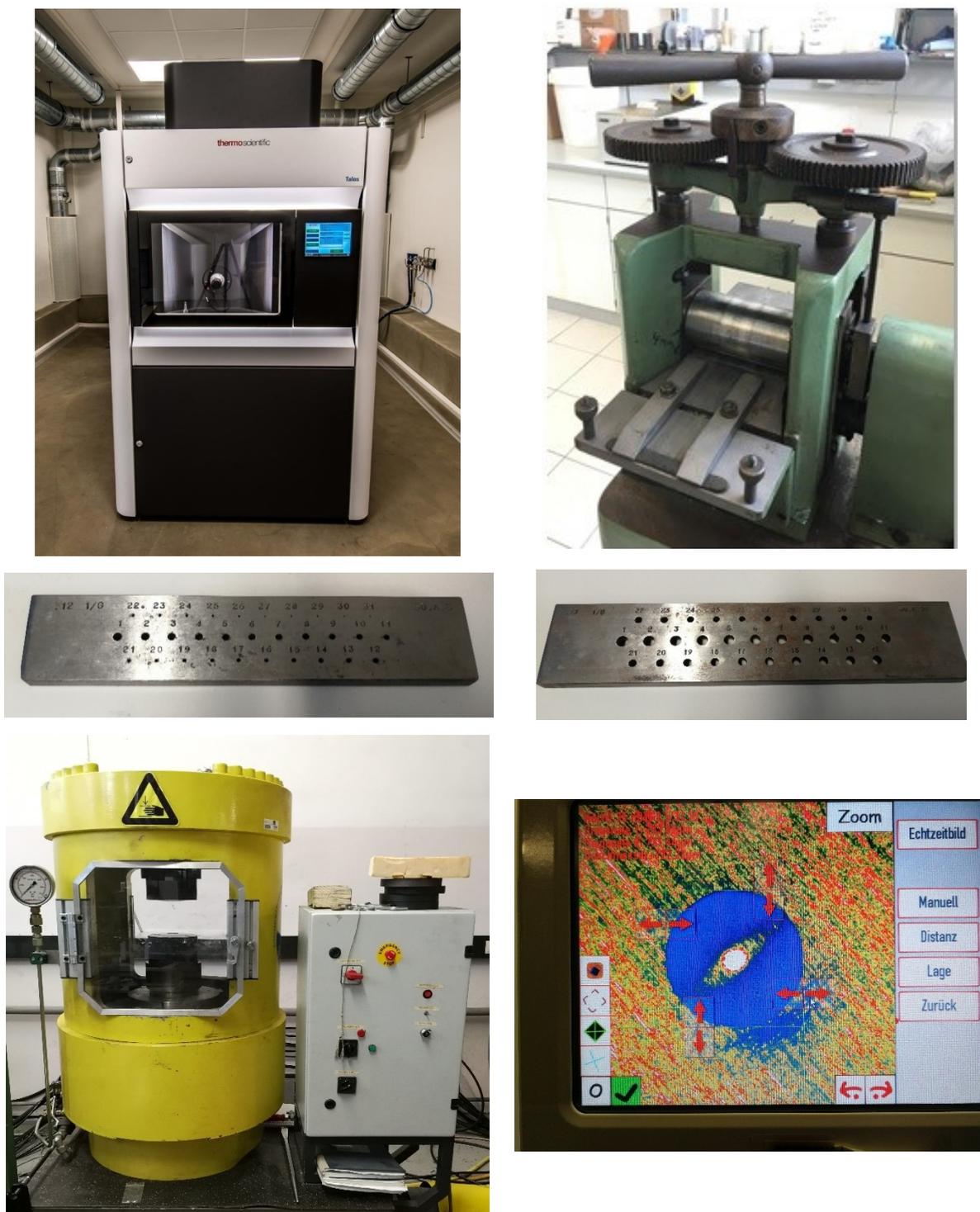


Abbildung 40: Von links oben nach rechts unten: TEM Talos F200X G2, Miniatur-Walzwerk, Zieheisen in kleiner Ausführung, Zieheisen in großer Ausführung, HPT am ESI, Ermittlung des Härteeindrucks nach Brinell [68]

10.2 Weitere Abbildungen und Diagramme

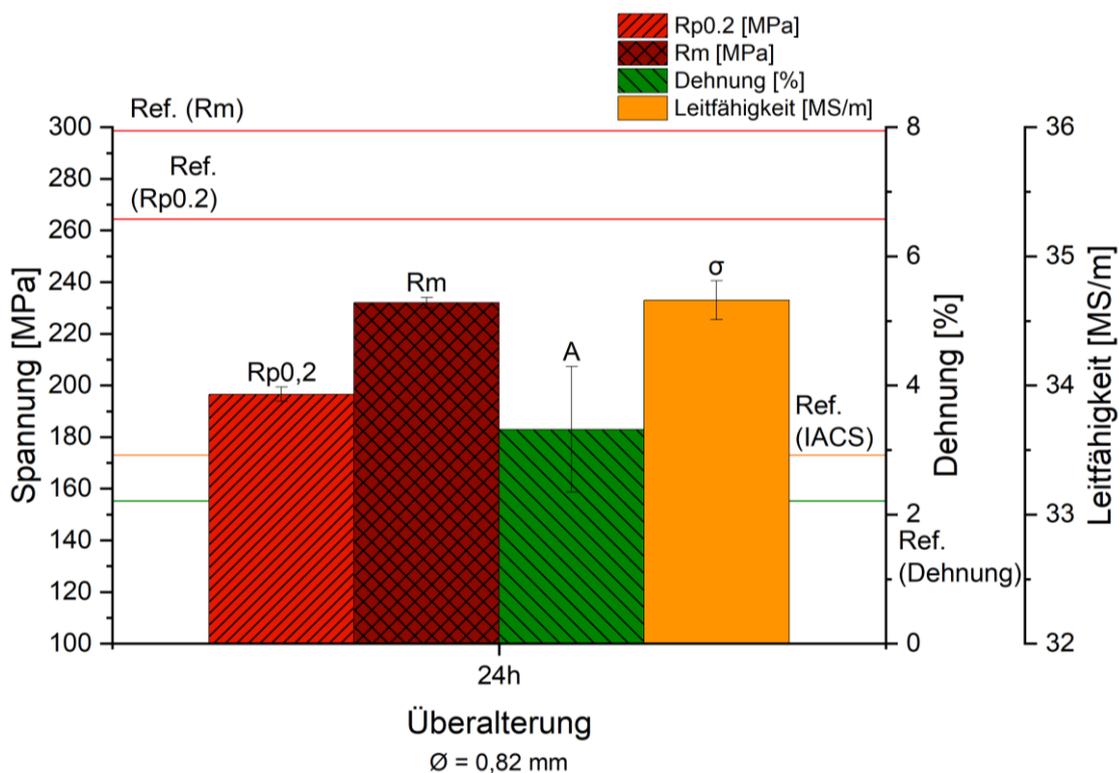


Abbildung 41: Einfluss einer Überalterung (200 °C für 8 h + 175 °C für 24 h) auf die Festigkeit und die Leitfähigkeit [61]

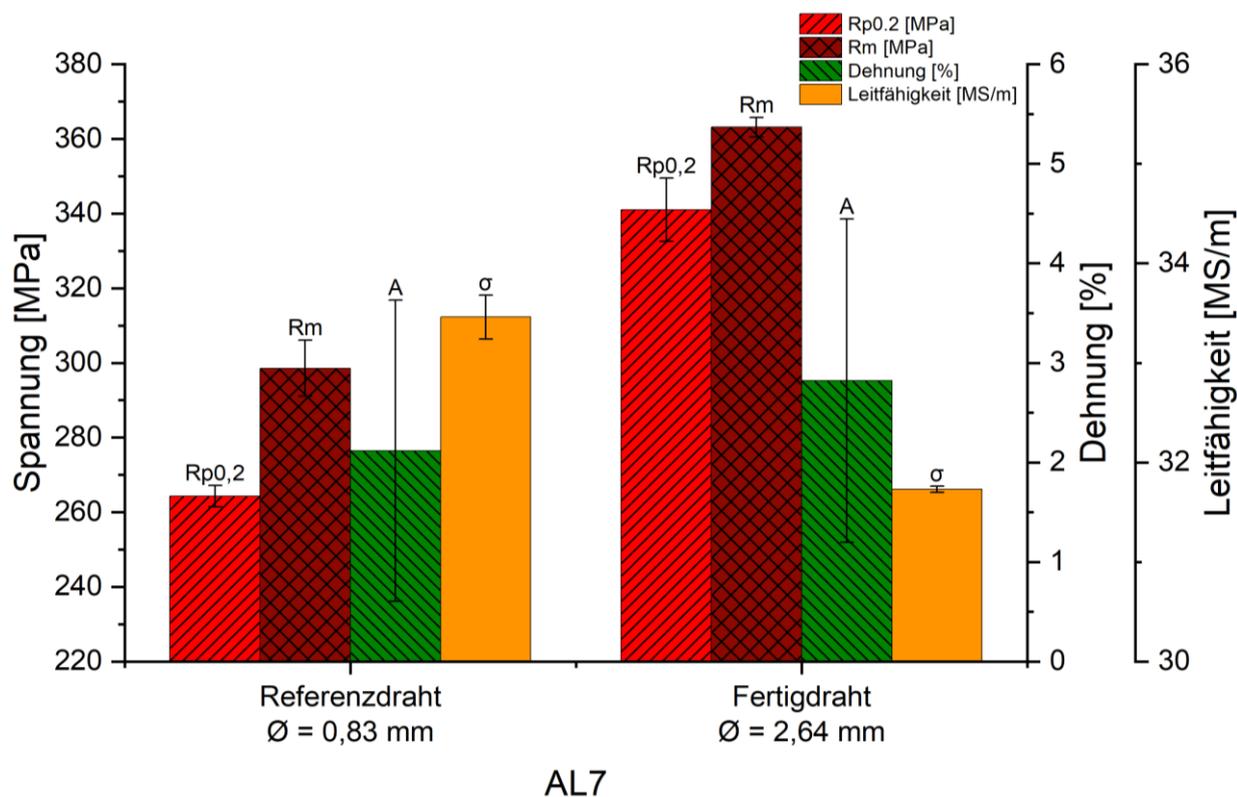


Abbildung 42: Vergleich vom Referenzdraht mit dem Fertigdraht aus dem Unternehmen [61]

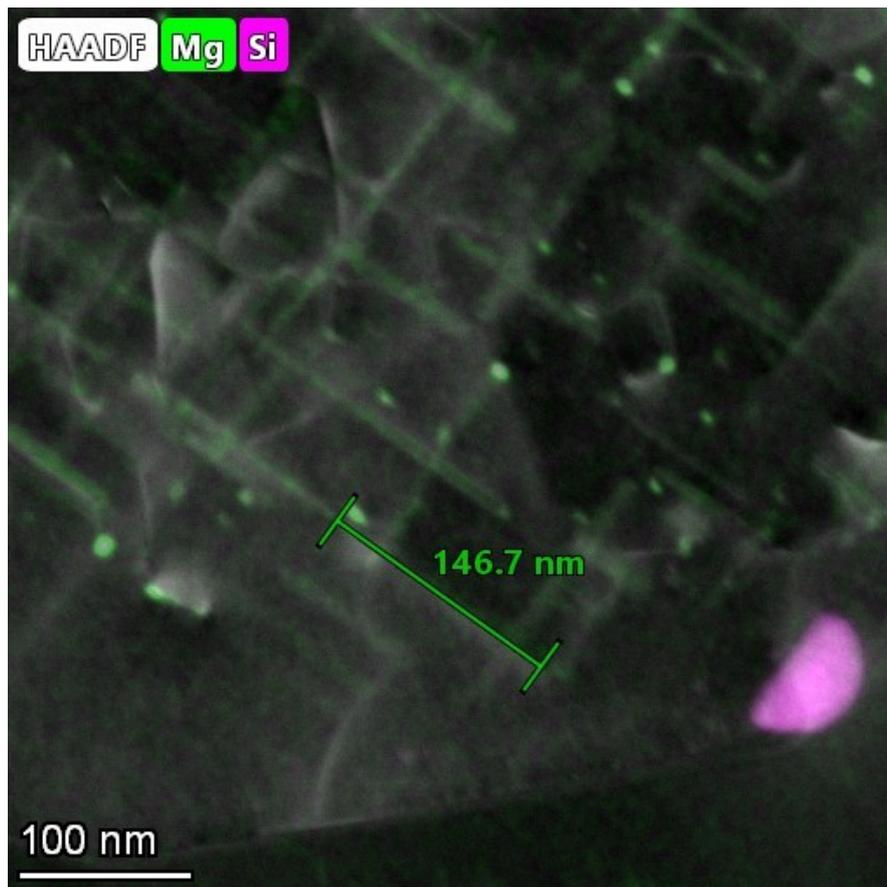


Abbildung 43: EDS-Analyse eines AL7-Korns mit Mg₂Si-Nadeln



Abbildung 44: Zerstörte AL7-Probe nach dem Kaltwalzen (Stichabnahme: 1 mm) [62]

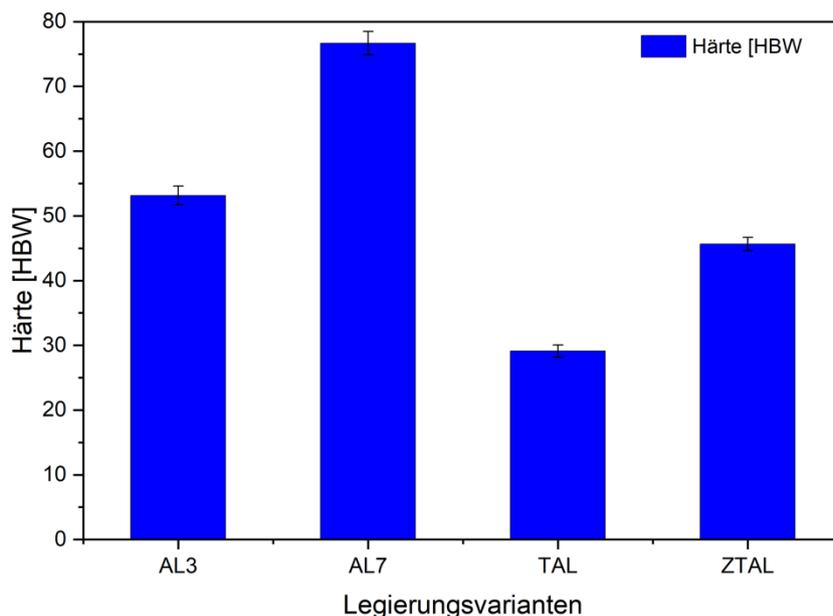


Abbildung 45: Vergleich der Härtewerte zwischen den verschiedenen Legierungen [61]

10.3 Untersuchungen von UFG-ZTAL

Dieser Abschnitt soll Informationen bezüglich der HPT-verformten ZTAL-Probe bieten. Zunächst soll das Diagramm in Abbildung 46 Aufschluss über die Korngrößenverteilung liefern.

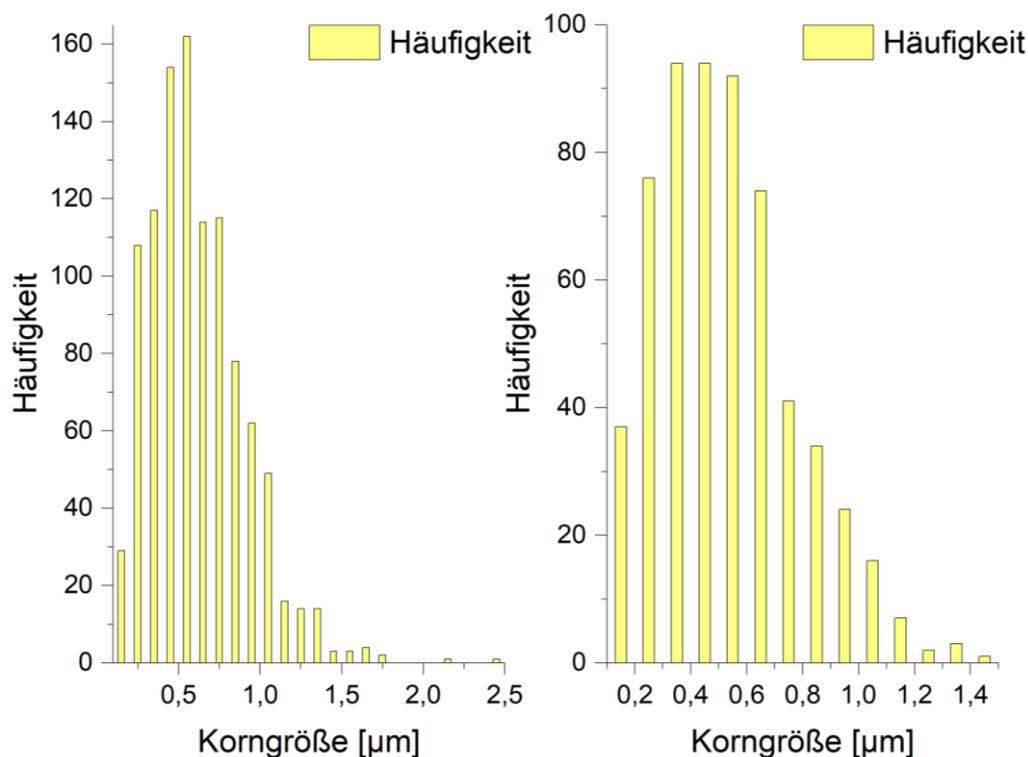


Abbildung 46: Korngrößenverteilung der HPT-verformten ZTAL-Probe, Links: elektrolytisch polierter Bereich, Rechts: OP-S polierter Bereich [61]

Die linke Diagrammhälfte zeigt die Korngrößenverteilung im elektrolytisch polierten Bereich der Probe, während die rechte Seite den OP-S polierten Bereich veranschaulicht. Letztere ist für die Angabe der Korngröße sowie für weitere Untersuchungen vorzuziehen, da hier die Detektionsrate höher und sich damit vertrauenswürdigere Resultate erzielen lassen. Aus der oben gezeigten Darstellung lässt sich für die mittlere Korngröße des OP-S polierten Bereichs von $0,53 \mu\text{m}$ mit einer Standardabweichung von $0,25 \mu\text{m}$ angeben. Bei der elektrolytisch polierten Oberfläche ist mit einer geringeren Schrittweite gemessen worden bei gleichzeitig langer Belichtungszeit. Die Konsequenz daraus ist, dass sich die Probe aufgeladen hat und sich dadurch der Elektronenstrahl ablenkt. Es stimmt somit die Position der Messung nicht mehr überein, obwohl sich eine Orientierung gemäß den Kikuchi-Linien messen lässt. Es ist somit erforderlich, diesen Bereich bei der Auswertung zu entfernen, um keine Missinterpretation der Korngrößenverteilung zu verursachen. Diese Analyse stammt aus der Oxford-Tango-Software, nach dreimaliger Durchführung einer Noise-Reduction mit mindestens drei Nachbarn. Neben der Auswertung der Korngrößenverteilung ist in Abbildung 47 auch der Vergleich zwischen der HPT-verformten ZTAL-Probe bei RT sowie nach einer Glühbehandlung bei $350 \text{ }^\circ\text{C}$ für 24 h dargestellt.

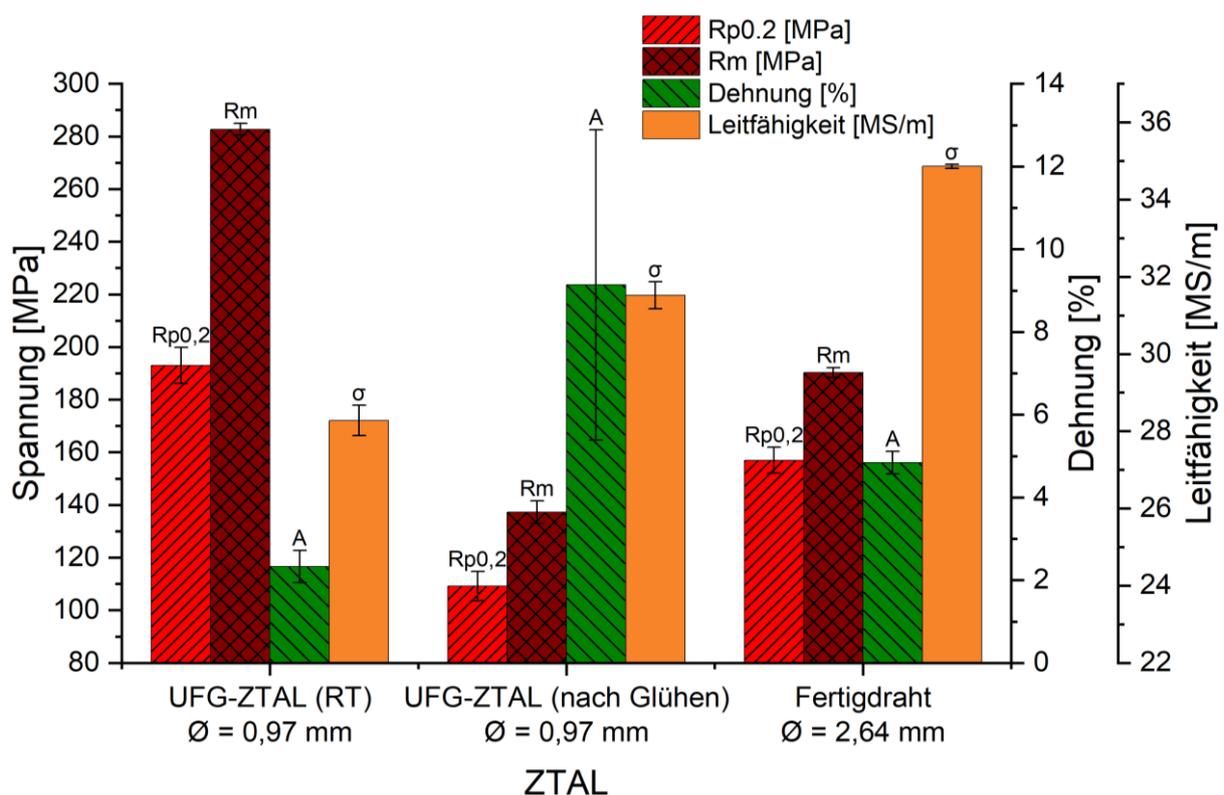


Abbildung 47: Vergleich verschiedener ZTAL-Proben

10.4 Zusammenfassung der Messergebnisse

In diesem Abschnitt soll eine Zusammenfassung der gesammelten Ergebnisse tabellarisch gelistet sein. Dies soll einen Überblick über alle Experimente verschaffen. Die Werte finden sich in Tabelle 18 wieder.

Tabelle 18: Zusammenfassung aller Messergebnisse

Vergleich der Mittelwerte	Elektrische Kennwerte			Mechanische Kennwerte		
	R [mΩ]	σ [MS/m]	%IACS [-]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
Referenzdraht Ø = 0,83 mm	50,5852	33,4604	57,69	264,31	298,56	2,21
T _{LSG} =500 °C Ø = 0,76 mm	72,4686	33,5814	57,90	251,48	273,99	2,66
T _{LSG} =530 °C Ø = 0,76 mm	72,3519	33,6765	58,06	254,60	279,66	3,44
Ziehprozess unterbrochen Ø = 0,78 mm	60,9379	35,0392	60,41	262,13	289,95	1,71
Ziehprozess vollständig durchgeführt Ø = 0,78 mm	62,1974	32,8472	56,63	279,81	306,96	3,68
Überalterung Ø = 0,82 mm	59,3067	34,6553	59,75	196,60	232,03	3,32
UFG-ZTAL (RT) Ø = 0,97 mm	18,4489	28,4601	48,76	193,00	282,71	2,33
UFG-ZTAL (nach Glühen bei 350 °C für 24 h) Ø = 0,97 mm	7,3377	31,5155	54,34	109,20	137,30	9,14

11 Chemische Analyse der Drahtmuster

11.1 AL3-Legierung

Methode: Al-01-M
Kommentar: Al - Legierungen Global
Einzelabfunktung(en)

122481/07

30.09.2019

Elemente: Konzentrationen

Proben Bez.: AL3
Werkstoff Komm.: AlMgSi0.5

Qualität: 3.3206
Prüfer:

Nr	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %
1	0.51	0.234	0.018	0.0019	0.484	<0.0003	0.0038
2	0.50	0.236	0.018	0.0018	0.478	<0.0003	0.0039
3	0.497	0.230	0.018	0.0018	0.475	<0.0003	0.0039
4	0.494	0.236	0.018	0.0019	0.481	<0.0003	0.0041

Nr	Zn %	Ti %	Ag %	B %	Ba %	Be %	Bi %
1	0.0011	0.0069	<0.0001	0.0016	<0.0001	0.0001	<0.0010
2	<0.0010	0.0075	<0.0001	0.0017	<0.0001	0.0001	<0.0010
3	<0.0010	0.0067	<0.0001	0.0015	<0.0001	0.0001	0.0011
4	0.0010	0.0071	<0.0001	0.0018	<0.0001	0.0001	0.0011

Nr	Ca %	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	In %	Li %
1	0.0005	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.013	<0.0003	<0.0001
2	0.0012	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.012	<0.0003	<0.0001
3	0.0007	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.013	<0.0003	<0.0001
4	0.0009	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.013	<0.0003	<0.0001

Nr	Na %	P %	Pb %	Sb %	Sn %	Sr %	V %
1	0.0003	<0.0010	0.0022	0.010	<0.0010	<0.0001	0.0040
2	0.0003	0.0015	0.0020	<0.0020	<0.0010	<0.0001	0.0037
3	0.0003	<0.0010	0.0021	<0.0020	<0.0010	<0.0001	0.0040
4	0.0003	0.0026	0.0021	0.0023	<0.0010	<0.0001	0.0040

Nr	Zr %	Hg %	Al %
1	<0.0003	<0.0020	98.71
2	<0.0003	<0.0020	98.73
3	<0.0003	<0.0020	98.74
4	<0.0003	<0.0020	98.73

Methode: Al-01-M
Kommentar: Al - Legierungen Global
Mittelwert und RSD (n=4)

122481/07

30.09.2019

Elemente: Konzentrationen

Proben Bez.: AL3
Werkstoff Komm.: AlMgSi0.5

Qualität: 3.3206
Prüfer:

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %
\bar{x}	0.50	0.234	0.018	0.0018	0.480	<0.0003	0.0039
s	0.0058	0.0027	0.0001	0.0000	0.0040	0.0001	0.0001
sr	1.161	1.134	0.662	2.694	0.836	25.180	2.738

	Zn %	Ti %	Ag %	B %	Ba %	Be %	Bi %
\bar{x}	<0.0010	0.0070	<0.0001	0.0017	<0.0001	0.0001	0.0010
s	0.0001	0.0003	0.0000	0.0001	0.0000	0.0000	0.0001
sr	14.519	4.930	6.652	5.814	14.376	1.620	13.950

	Ca %	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	In %	Li %
\bar{x}	0.0008	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.012	<0.0003	<0.0001
s	0.0003	0.0001	0.0005	0.0001	0.0001	0.0001	0.0000
sr	36.949	62.259	30.797	22.630	0.451	36.727	0.389

	Na %	P %	Pb %	Sb %	Sn %	Sr %	V %
\bar{x}	0.0003	0.0015	0.0021	0.0031	<0.0010	<0.0001	0.0039
s	0.0000	0.0008	0.0001	0.0050	0.0002	0.0000	0.0002
sr	9.169	52.570	2.969	159.861	18.501	11.213	4.362

	Zr %	Hg %	Al %
\bar{x}	<0.0003	<0.0020	98.73
s	0.0001	0.0001	0.013
sr	27.368	7.098	0.013

11.2 AL7-Legierung

Methode: Al-01-M		122481/07		30.09.2019			
Kommentar: Al - Legierungen Global				Elemente: Konzentrationen			
Einzelabfunktung(en)							
Proben Bez.: Super B		Qualität: 3.3206					
Werkstoff Komm.: AlMgSi0.5		Prüfer:					
Nr	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %
1	0.485	0.187	0.0002	0.0009	0.460	<0.0003	0.0025
2	0.484	0.188	0.0001	0.0010	0.459	<0.0003	0.0027
3	0.487	0.187	<0.0001	0.0009	0.460	<0.0003	0.0025
4	0.477	0.178	<0.0001	0.0008	0.456	<0.0003	0.0024
Nr	Zn %	Ti %	Ag %	B %	Ba %	Be %	Bi %
1	<0.0010	0.017	<0.0001	0.0079	<0.0001	<0.0000	<0.0010
2	<0.0010	0.018	<0.0001	0.0084	<0.0001	<0.0000	<0.0010
3	<0.0010	0.016	<0.0001	0.0075	<0.0001	<0.0000	<0.0010
4	<0.0010	0.016	<0.0001	0.0076	<0.0001	<0.0000	<0.0010
Nr	Ca %	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	In %	Li %
1	0.0007	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.012	<0.0003	<0.0001
2	0.0009	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.012	<0.0003	<0.0001
3	0.0006	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.012	<0.0003	<0.0001
4	0.0004	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.012	<0.0003	<0.0001
Nr	Na %	P %	Pb %	Sb %	Sn %	Sr %	V %
1	0.0001	0.0016	0.0030	<0.0020	<0.0010	<0.0001	<0.0005
2	0.0001	0.0015	0.0031	<0.0020	<0.0010	<0.0001	<0.0005
3	0.0002	<0.0010	0.0030	0.0050	<0.0010	<0.0001	<0.0005
4	<0.0001	<0.0010	0.0030	<0.0020	<0.0010	<0.0001	<0.0005
Nr	Zr %	Hg %	Al %				
1	<0.0003	<0.0020	98.82				
2	<0.0003	<0.0020	98.82				
3	<0.0003	<0.0020	98.82				
4	<0.0003	<0.0020	98.84				

Methode: Al-01-M		122481/07		30.09.2019			
Kommentar: Al - Legierungen Global				Elemente: Konzentrationen			
Mittelwert und RSD (n=4)							
Proben Bez.: Super B		Qualität: 3.3206					
Werkstoff Komm.: AlMgSi0.5		Prüfer:					
	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %
-	0.483	0.185	<0.0001	0.0009	0.459	<0.0003	0.0025
s	0.0042	0.0045	0.0001	0.0001	0.0019	0.0003	0.0001
sr	0.873	2.460	146.981	8.967	0.409	98.870	4.296
	Zn %	Ti %	Ag %	B %	Ba %	Be %	Bi %
-	<0.0010	0.017	<0.0001	0.0078	<0.0001	<0.0000	<0.0010
s	0.0005	0.0007	0.0000	0.0004	0.0000	0.0000	0.0001
sr	47.745	4.148	6.509	5.240	23.626	1.325	9.706
	Ca %	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	In %	Li %
-	0.0006	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.012	<0.0003	<0.0001
s	0.0002	0.0002	0.0004	0.0001	0.0000	0.0001	0.0000
sr	34.683	207.098	23.888	13.502	0.163	38.489	0.147
	Na %	P %	Pb %	Sb %	Sn %	Sr %	V %
-	0.0001	<0.0010	0.0030	<0.0020	<0.0010	<0.0001	<0.0005
s	0.0000	0.0012	0.0001	0.0069	0.0002	0.0000	0.0001
sr	21.035	122.487	1.820	344.409	15.177	48.392	25.107
	Zr %	Hg %	Al %				
-	<0.0003	<0.0020	98.83				
s	0.0001	0.0002	0.013				
sr	31.566	8.712	0.013				

11.3 TAL-Legierung

Methode: Af-01-M		122481/07		30.09.2019			
Kommentar: Al - Legierungen Global Einzelabfunktung(en)				Elemente: Konzentrationen			
Proben Bez.: TAL		Qualität: 3.0255					
Werkstoff Komm.: Al99.5		Prüfer:					
Nr	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %
1	0.063	0.189	0.0011	0.0020	0.0019	0.0007	0.0027
2	0.062	0.187	0.0012	0.0020	0.0014	0.0005	0.0028
3	0.063	0.196	0.0018	0.0023	0.0016	0.0014	0.0034
4	0.062	0.180	0.0027	0.0020	0.0016	0.0003	0.0028
Nr	Zn %	Ti %	Ag %	B %	Ba %	Be %	Bi %
1	<0.0010	0.0007	<0.0001	0.0040	<0.0001	0.0001	<0.0010
2	0.0019	0.0006	<0.0001	0.0036	<0.0001	0.0001	<0.0010
3	0.0022	0.0011	<0.0001	0.0040	<0.0001	0.0001	<0.0010
4	0.0017	<0.0004	<0.0001	0.0033	<0.0001	0.0001	0.0010
Nr	Ca %	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	In %	Li %
1	0.0025	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.010	<0.0003	<0.0001
2	0.0018	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.0099	<0.0003	<0.0001
3	0.0025	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.010	<0.0003	<0.0001
4	0.0025	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.0100	<0.0003	<0.0001
Nr	Na %	P %	Pb %	Sb %	Sn %	Sr %	V %
1	0.0002	<0.0010	0.0022	0.0087	<0.0010	<0.0001	0.0016
2	0.0002	<0.0010	0.0025	<0.0020	<0.0010	<0.0001	0.0014
3	0.0003	0.0014	0.0023	0.012	<0.0010	<0.0001	0.0021
4	0.0003	<0.0010	0.0025	<0.0020	<0.0010	<0.0001	0.0017
Nr	Zr %	Hg %	Al %				
1	0.041	<0.0020	99.667				
2	0.040	<0.0020	99.680				
3	0.041	<0.0020	99.648				
4	0.041	<0.0020	99.683				

Methode: Af-01-M		122481/07		30.09.2019			
Kommentar: Al - Legierungen Global Mittelwert und RSD (n=4)				Elemente: Konzentrationen			
Proben Bez.: TAL		Qualität: 3.0255					
Werkstoff Komm.: Al99.5		Prüfer:					
	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %
x	0.063	0.188	0.0017	0.0021	0.0016	0.0007	0.0029
s	0.0009	0.0069	0.0007	0.0002	0.0002	0.0005	0.0003
sr	1.411	3.685	43.792	7.220	13.594	68.390	10.290
	Zn %	Ti %	Ag %	B %	Ba %	Be %	Bi %
x	0.0015	0.0006	<0.0001	0.0037	<0.0001	0.0001	<0.0010
s	0.0009	0.0004	0.0000	0.0003	0.0000	0.0000	0.0019
sr	59.911	60.755	4.391	8.815	45.193	1.866	188.809
	Ca %	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	In %	Li %
x	0.0023	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.010	<0.0003	<0.0001
s	0.0004	0.0001	0.0007	0.0001	0.0001	0.0001	0.0000
sr	15.895	110.850	47.786	24.866	1.292	46.864	1.072
	Na %	P %	Pb %	Sb %	Sn %	Sr %	V %
x	0.0003	<0.0010	0.0024	0.0041	<0.0010	<0.0001	0.0017
s	0.0000	0.0010	0.0001	0.0078	0.0041	0.0000	0.0003
sr	16.691	97.575	5.847	193.252	407.332	12.665	15.776
	Zr %	Hg %	Al %				
x	0.041	<0.0020	99.672				
s	0.0008	0.0002	0.016				
sr	2.025	11.638	0.016				

11.4 ZTAL-Legierung

Methode: AI-01-M		30.09.2019					
Kommentar: AI - Legierungen Global		122481/07					
Einzelabfunktung(en)		Elemente: Konzentrationen					
Proben Bez.: ZTAL		Qualität: 3.0255					
Werkstoff Komm.: AI99.5		Prüfer:					
Nr	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %
1	0.047	0.199	0.0003	0.0059	0.0036	0.0004	0.0037
2	0.046	0.180	<0.0001	0.0059	0.0031	<0.0003	0.0036
3	0.046	0.178	<0.0001	0.0057	0.0028	<0.0003	0.0036
4	0.046	0.183	<0.0001	0.0059	0.0033	0.0003	0.0032
Nr	Zn %	Ti %	Ag %	B %	Ba %	Be %	Bi %
1	0.014	0.0013	0.0006	0.0016	0.0007	0.0001	<0.0010
2	0.016	0.0007	0.0006	0.0014	0.0006	0.0001	0.0012
3	0.017	0.0007	0.0006	0.0014	0.0006	0.0001	0.0014
4	0.014	<0.0004	0.0006	0.0015	0.0006	0.0001	0.0014
Nr	Ca %	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	In %	Li %
1	0.0042	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.0096	<0.0003	<0.0001
2	0.0016	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.0098	<0.0003	<0.0001
3	0.0011	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.0098	<0.0003	<0.0001
4	0.0023	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.0098	<0.0003	<0.0001
Nr	Na %	P %	Pb %	Sb %	Sn %	Sr %	V %
1	0.0002	<0.0010	0.0016	0.0033	<0.0010	<0.0001	0.012
2	0.0001	<0.0010	0.0018	<0.0020	<0.0010	<0.0001	0.013
3	0.0001	0.0010	0.0019	<0.0020	<0.0010	<0.0001	0.012
4	0.0002	0.0013	0.0015	<0.0020	<0.0010	<0.0001	0.013
Nr	Zr %	Hg %	Al %				
1	>0.300	<0.0020	99.320				
2	>0.300	<0.0020	99.353				
3	>0.300	<0.0020	99.358				
4	>0.300	<0.0020	99.351				

Methode: AI-01-M		30.09.2019					
Kommentar: AI - Legierungen Global		122481/07					
Mittelwert und RSD (n=4)		Elemente: Konzentrationen					
Proben Bez.: ZTAL		Qualität: 3.0255					
Werkstoff Komm.: AI99.5		Prüfer:					
	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %
\bar{x}	0.046	0.185	<0.0001	0.0058	0.0032	<0.0003	0.0035
s	0.0007	0.0098	0.0003	0.0001	0.0003	0.0001	0.0002
sr	1.533	5.316	303.664	1.630	10.422	36.624	5.645
	Zn %	Ti %	Ag %	B %	Ba %	Be %	Bi %
\bar{x}	0.015	0.0008	0.0006	0.0015	0.0006	0.0001	<0.0010
s	0.0014	0.0004	0.0000	0.0001	0.0000	0.0000	0.0020
sr	9.313	48.695	3.778	7.382	7.106	1.418	199.611
	Ca %	Cd %	Ce %	Co %	Ga %	In %	Li %
\bar{x}	0.0023	<0.0001	<0.0015	<0.0005	0.0098	<0.0003	<0.0001
s	0.0014	0.0003	0.0012	0.0002	0.0001	0.0002	0.0000
sr	60.190	250.961	78.821	49.564	1.042	72.477	1.071
	Na %	P %	Pb %	Sb %	Sn %	Sr %	V %
\bar{x}	0.0002	<0.0010	0.0017	<0.0020	<0.0010	<0.0001	0.013
s	0.0001	0.0009	0.0002	0.0042	0.0037	0.0000	0.0002
sr	29.569	90.662	11.948	209.120	372.155	16.959	1.442
	Zr %	Hg %	Al %				
\bar{x}	>0.300	<0.0020	99.348				
s	0.0055	0.0001	0.017				
sr	1.829	5.126	0.017				