



Montanuniversität Leoben – University of Leoben

Department Metallurgie – Department of Metallurgy

Nichteisenmetallurgie – Nonferrous Metallurgy



MASTERARBEIT

Thema:

Einfluss von Wärmebehandlungen auf das Eigenschaftsprofil von Aluminium-Knetlegierungen der 7xxx-Serie



Ersteller:

Dominique Alf, Bsc.

Betreuer:

Dipl.-Ing. Gernot Kolb

Ass.Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Stefan Pogatscher

Leoben, Oktober 2015

Einfluss von Wärmebehandlungen auf das Eigenschaftsprofil von Aluminium-Knetlegierungen der 7xxx-Serie

Die AMAG Austria Metall AG, ist der größte österreichische Aluminiumkonzern und Anbieter von Primäraluminium und Aluminiumhalbzeugen. Als Zulieferer für die Automobil- und Luftfahrtindustrie wird von der AMAG neben einer sicheren Prozessführung auch eine ständige Weiterentwicklung der bestehenden Werkstoffe gefordert. Um diese Anforderungen erfüllen zu können, ist die AMAG stets bestrebt neue Verfahren und Werkstoffe zu entwickeln.

Die Luftfahrtlegierung 7075 (AlZnMgCu) gehört zu der Gruppe der aushärtbaren Werkstoffe. Abhängig von dem jeweiligen Auslagerungszustand ergeben sich hohe Festigkeiten, bei mittelmäßigen Dehnungs- und Korrosionswerten (T6) bis hin zu mittelhohen Festigkeiten mit guten Zähigkeits- und Korrosionseigenschaften (T73). Hervorragende Kombinationen der Kennwerte sind mit einer RRA (Retrogression and Reversion)-Behandlung erzielbar.

Ziel dieser Arbeit ist es, ein neues thermomechanisches Verfahren – eine Kombination eines Umformschrittes mit einer Wärmebehandlung – zu entwickeln und im Vergleich zur konventionellen T6-Auslagerung zu testen. Dabei soll durch Variation entsprechender Parameter die ideale Einstellung des Verfahrens gefunden werden. Das Hauptaugenmerk liegt bei den mechanischen Kennwerten auf Härte, Zugfestigkeit und Streckgrenze. Die Arbeit wird in enger Kooperation mit der AMAG und der ETH Zürich durchgeführt

Eidesstattliche Erklärung

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

Dominique Alf

STATUTORY DECLARATION

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

Dominique Alf

Leoben, Oktober 2015

Danksagung

Zu allererst bedanke ich mich bei Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Helmut Antrekowitsch, Leiter der Nichteisenmetallurgie an der Montanuniversität Leoben, für die Möglichkeit zur Durchführung sowie Begutachtung dieser Masterarbeit.

Herrn Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Peter J. Uggowitzer, Professor am Departement für Materialwissenschaft der ETH Zürich, sowie Ass.Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Stefan Pogatscher spreche ich ganz herzlichen Dank für die Ermöglichung dieser Themenstellung, sowie ihren fruchtbaren Anregungen und Denkanstößen, aus. Des Weiteren bedanke ich mich auch bei der Firma AMAG für die zur Verfügung Stellung des Probenmaterials.

Ganz besonders bedanke ich mich bei Dipl.-Ing. Gernot Kolb für die tatkräftigen Unterstützungen in allen Belangen. Sein unermüdlicher Beistand sowie die zahlreichen Diskussionen tragen maßgeblich zum Erfolg dieser Arbeit bei. Auch ganz besonderen Dank gilt Herrn Erich Troger für zahlreichen Probenzuschnitte sowie Herrn Christian Bartelme für die tatkräftige Unterstützung in der Ofenhalle.

Für die kompetente Unterstützung bedanke ich mich auch bei den Mitarbeitern des Umformtechnikinstitutes, vor allem bei Dipl.-Ing. Andreas Weber sowie Herrn Ralph Ambrosch für die Durchführung der Kaltwalzung.

Zum Abschluss danke ich meiner Familie und meinen Freunden für ihre liebevolle Unterstützung während des Studiums.

Kurzfassung

Ziel dieser vorliegenden Arbeit war es, eine geeignete Wärmebehandlung für 7075-Aluminiumknetlegierungen zu entwickeln, die erhöhte Festigkeits- und Duktilitätswerte bei guten Korrosionseigenschaften, aufweist um diese in der Luftfahrttechnik einsetzen zu können. Die Strategie liegt darin, eine Mikrostruktur herzustellen, welche eine hohe Dichte an Aushärtungsphasen (GP, η'), wenig schädlichen Korngrenzausscheidungen sowie eine kleine Korngröße aufweist. Das entwickelte Prozessschema beinhaltet folgende Verfahrensschritte: Lösungsglühen – Kaltwalzen – 1. Warmauslagerung – Erholungsglühung – 2. Warmauslagerung. Zur Ermittlung der geeignetsten Verfahrensparameter sind einerseits die Höhe des Umformgrades ($\epsilon = 60\%$ oder 40%), die Temperatur im 1. Warmauslagerungsschritt (145 °C , 155 °C und 165 °C) und jene im Erholungsschritt (360 °C , 380 °C und 400 °C) variiert worden. Zur Prüfung des Verfahrens fanden sowohl Härte- als auch Zugprüfungen, sowie lichtmikroskopische Untersuchungen Anwendung. Dabei konnte gezeigt werden, dass, mit zunehmenden Temperaturen in der Erholungsglühung härtere und festere Werkstoffe herstellbar sind. Der Einfluss der Temperatur im 1. Warmauslagerungsschritt spielt eher eine untergeordnete Rolle, während die Höhe des Umformgrades jedoch das Ergebnis positiv beeinflusst.

Abstract

The aim of this thesis was the development of an applicable heat treatment for 7075-aluminium wrought alloy to increase strength and ductility at good corrosion properties for the usage in aviation industries. The idea was to design a microstructure, which provides a high density of precipitates (GP, η'), a reduced amount of grain boundary particles affecting corrosion as well as a small grain size. The developed process consists of: (I) Solution treatment (II) cold rolling (III) 1. artificial ageing (IV) recovery treatment (V) 2. artificial ageing. For the determination of the most suitable parameters, the extent of the degree of the deformation ($\epsilon = 60\%$ or 40%), the temperature in 1. artificial ageing (145 °C , 155 °C und 165 °C) and the temperature in recovery treatment (360 °C , 380 °C und 400 °C) was varied. To analyze the suitability of the process, hardness measurements, tensile tests as well as light microscopically investigations were conducted. Hereby it could be shown, that the higher the temperature in recovery treatment is, the harder and stronger the materials get. Furthermore a higher degree of deformation appears to increase the properties of the aluminium, whereas the effect of different temperatures in 1. artificial ageing is negligible.

Inhaltsverzeichnis

1	EINLEITUNG	1
2	GRUNDLAGEN DER 7XXX-REIHE IN DER LUFTFAHRT.....	2
2.1	Historische Entwicklung	2
2.2	Anforderungen der Luftfahrtbranche	3
2.3	Chemische Zusammensetzung.....	6
3	BEEINFLUSSUNG DER MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN.....	11
3.1	Konzept der Aushärtung	11
3.1.1	Grundlagen der Verfestigung	11
3.1.2	Ablauf einer Ausscheidungshärtung	15
3.1.2.1	Lösungsglügen	17
3.1.2.2	Abschrecken.....	17
3.1.2.3	Auslagern	18
3.1.3	Ausscheidungssequenz einer 7075-Legierung	20
3.2	Einfluss der mechanischen Verformung.....	22
3.3	Einfluss von Glühbehandlungen	23
3.3.1	Erholung	24
3.3.2	Rekristallisation	24
3.4	Werkstoffzustände	25
3.5	Wärmebehandlungskonzepte	28
3.5.1	Reine Wärmebehandlungen	29
3.5.2	Thermomechanische Behandlungen	32
4	EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN	34
4.1	Strategie	34
4.2	Versuchsdarstellung	35

4.3	Werkstoffprüfung	40
4.3.1	Härteprüfung.....	40
4.3.2	Zugprüfung	40
4.3.3	Korngrößenbestimmung mittels Lichtmikroskop.....	41
4.3.4	Chemische Analyse mittels Rasterelektronenmikroskop	41
4.4	Versuchsdurchführung.....	42
4.4.1	Vorversuch	42
4.4.1.1	Ermittlung der Temperaturverteilung im Ofen	43
4.4.1.2	Ermittlung der Aufheizdauern	49
4.4.1.3	Ermittlung der Aufheizdauer der Erholungsglühung	50
4.4.2	Hauptversuche	54
4.4.2.1	ST – Lösungsglühung.....	54
4.4.2.2	CR – Kaltwalzen	56
4.4.2.3	AA – 1. Warmauslagerung.....	57
4.4.2.4	RRS – Erholungsglühung	58
4.4.2.5	AA' – 2. Warmauslagerung	58
5	ERGEBNISSE	60
5.1	Härtemessung	60
5.1.1	Kaltauslagerung.....	60
5.1.2	AA – 1. Warmauslagerung.....	61
5.1.3	AA' – 2. Warmauslagerung	64
5.2	Zugprüfung	68
5.3	Korngrößenbestimmung	76
5.4	Rasterelektronenmikroskop	79
6	DISKUSSION DER ERGEBNISSE.....	81
7	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK.....	83
8	LITERATUR	85
9	ABBILDUNGSVERZEICHNIS	88

10	TABELLENVERZEICHNIS.....	92
11	ANHANG.....	93
11.1	RT–Aufheizkurven	93
11.2	Stichplan.....	104

1 Einleitung

Die Anforderungen in der Luftfahrtindustrie steigen stetig und so sind Werkstoffe mit höchsten Festigkeitswerten bei gleichzeitiger guter Bruchzähigkeit, Korrosionsbeständigkeit und geringer Dichte gefordert. Hier stellen insbesondere die hochfesten, ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen unverzichtbare Leichtbaustoffe für die Luft- und Raumfahrt dar. 7xxx-Aluminiumlegierungen auf Basis von AlZnMg(Cu) in Kombination mit geeigneten Wärmebehandlungen erreichen die von der Luftfahrtindustrie geforderten mechanischen Kennwerte.

Neben einer entsprechenden Optimierung der chemischen Zusammensetzung, stellen Wärmebehandlungsmethoden einen weiteren entscheidenden Faktor hinsichtlich Verbesserung der mechanischen Kennwerte dar. Die traditionelle Wärmebehandlung besteht aus einer Lösungsglühung, einem Abschreckvorgang und einer nachträglichen Warmauslagerung. Durch die Variation der einzelnen Prozessschritte sind unterschiedliche Eigenschaften einstellbar. So wirkt sich eine längere Auslagerung bei höherer Temperatur positiv auf die Bruchzähigkeit und Korrosionsbeständigkeit aus, während nur mittlere Festigkeiten erreichbar sind. Weiters gibt es unterschiedliche Ansätze hinsichtlich zwei- oder dreistufiger Auslagerungen, aber auch Kombinationen mit Umformvorgängen sind möglich.

Ziel dieser Arbeit ist es, nun eine geeignete Wärmebehandlung für 7075-Legierungen zu entwickeln, die erhöhte Festigkeits- und Duktilitätswerte bei guten Korrosionseigenschaften aufweisen.

Der Aufbau dieser Arbeit gliedert sich in einen Theorie- sowie einen experimentellen Teil. Der theoretische Abschnitt erläutert die Grundlagen der 7xxx-Aluminiumlegierungen, insbesondere deren Ausscheidungshärtung. Darüber hinaus liegt der Fokus gezielt auf Wärmebehandlungen, die von konventionellen Methoden abweichen, wie auch thermomechanischen Verfahren, da diese als Grundlage für das in dieser Arbeit entwickelte Verfahren dienen. Das Prozessschema wird in enger Kooperation mit der AMAG und der ETH Zürich erarbeitet und am Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie an der Montanuniversität Leoben getestet.

2 Grundlagen der 7xxx-Reihe in der Luftfahrt

Die 7xxx-Aluminium Legierungen mit der chemischen Grundstruktur von AlZnMg(Cu) sind aushärtbare Legierungen und zeichnen sich als Knetwerkstoffe durch hohe statische Festigkeitseigenschaften aus. Ihre Anwendungen fokussieren sich hauptsächlich auf Hochleistungsbeanspruchung und sind deshalb in der Luft- und Raumfahrt zu finden.

Dieses Kapitel beschäftigt sich mit der zeitlichen Entwicklung dieser Werkstoffe, ihren speziellen Anforderung in der Luftfahrt sowie ihrer chemischen Zusammensetzung.

2.1 Historische Entwicklung

Der erste bemannte Motorflug der Geschichte ist von Karl Jatho am 18. August 1903 in der Nähe von Hannover durchgeführt worden – ganze vier Monate vor den Gebrüder Wright. Die sogenannten „Flugzeuge“ bestanden damals aus Holz, Drähten und Tüchern, gerade einmal die Beschläge waren aus „Magnalium“, eine Aluminiumlegierung aus 10 % Mg mit einer Zugfestigkeit von ca. 210 MPa. [1]

Schon recht früh im 20. Jahrhundert entdeckte man das besonders hohe Aushärtungspotenzial des Mehrkomponentensystems AlZnMg(Cu). Im Jahre 1906 hat Alfred Wilm eine AlCuMnMg-Legierung entwickelt, die unter dem Namen „Duralumin“ bekannt ist. Diese wies schon Festigkeiten von 180-450 MPa auf. Auch im Jahre 1917 haben Rosenhain und seine Kollegen an der „National Physical Laboratory“ in Großbritannien eine Aluminiumlegierung mit einer Zugfestigkeit von 580 MPa hergestellt. Deren chemische Zusammensetzung war: Al-20Zn-2,5Cu-0,5Mg-0,5Mn. Trotz der hohen Festigkeit war sie dennoch für Hochleistungsanwendungen, wie beispielweise die Luftfahrt, aufgrund der starken Anfälligkeit hinsichtlich Spannungsrisskorrosion ungeeignet. In den 1930er und 1940er Jahren forderte die Militärindustrie höhere Festigkeit zu Gewichtsverhältnisse, sodass schließlich eine Reihe von bekannten 7xxx-Legierungen, darunter auch die 7075 Legierung, entwickelt wurden. Dennoch bestand das Problem der Spannungsrisskorrosion nach wie vor, sodass sogar einige Luftfahrthersteller zurück auf die „weicheren“ Legierungen des Systems AlCuMg gingen. Kontinuierliche Optimierungen der chemischen Zusammensetzung und der Auslagerungsparameter waren zentraler Bestandteil der Forschungen. So war schon recht früh bekannt, dass sich eine Auslagerung bei höheren Temperaturen (160-170 °C) positiv auf die Spannungsrisskorrosion auswirkt, jedoch die Festigkeitswerte reduziert. Darauf folgte die Entwicklung einer Duplex-Auslagerung, welche sich als T73 durchsetzte und zu guten Korrosionseigenschaften bei einer nur 15 % Senkung der Festigkeitswerte im Vergleich zu T6 führte. Die T73-Behandlung war so erfolgreich, dass einige Flugzeughersteller hinsichtlich Gewichtskonstanz sogar einige Komponenten abänderten und T6 ausgelagerte Bestandteile

mit T73 behandelten Teilen ersetzt wurden. Andere versuchten mit einer geringen Zugabe von 0,25–0,4 % Silber zum AlZnMgCu-System das Problem der Spannungsrisskorrosion zu beheben. In den USA hat sich eine weitere Legierung durchgesetzt, die einen erhöhten Cu-Anteil aufweist und somit die Aushärtung in der T73-Behandlung verbesserte (7050). Es musste jedoch eine Obergrenze des Cu-Gehaltes gesetzt werden, um das Auftreten von intermetallischen Verbindungen wie etwa Al_2CuMg zu verhindern, welche einen negativen Effekt auf die Duktilität hat. [2]

Bis dato hat sich auf dem Forschungsgebiet der 7xxx-Legierungen viel getan und es gibt die unterschiedlichsten Ansätze hinsichtlich chemischer Zusammensetzung und Optimierung der Auslagerung (zweistufig, dreistufig, thermomechanische Behandlung). Hauptanforderung der Flugzeugindustrie bleibt nach wie vor eine hohe Festigkeit, eine niedrige Dichte sowie eine gute Korrosionsbeständigkeit in Komponenten vereint. Abbildung 1 zeigt die zeitliche Entwicklung verschiedener Aluminiumlegierungen für die Luftfahrt.

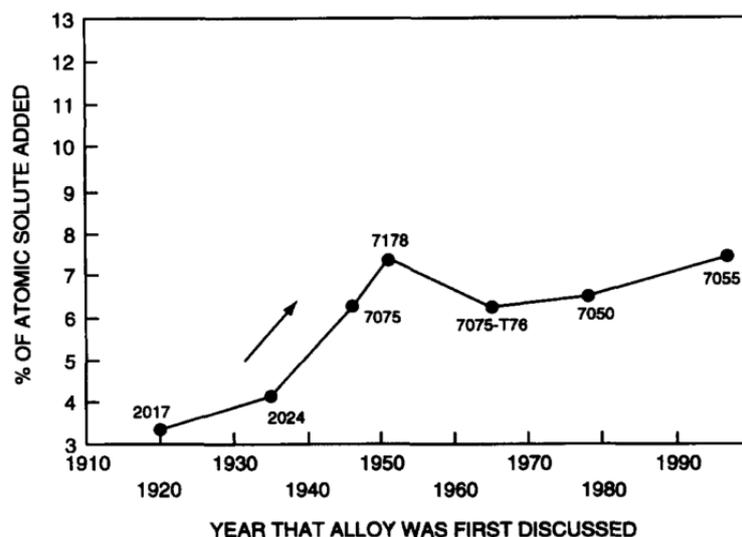


Abbildung 1: Jahr der Erfindung der einzelnen Legierungen für Luftfahrt [3]

2.2 Anforderungen der Luftfahrtbranche

Der Markt der Luftfahrtindustrie wird in der Öffentlichkeit oft als Wachstumsbranche kommuniziert. Jährliche Wachstumsraten von 3 bis 5 % sind durchaus normal und auch die Passagierzahlen steigen stetig. So war Fliegen zum Beispiel in den 70er Jahren eher einer elitären Gruppe vorbehalten, während in den vergangenen Jahrzehnten das Flugzeug Eingang in die Mittelschicht als Transportmittel gefunden hat. Dennoch zeigen die jeweiligen Fluglinienbetreiber durchaus bescheidende Margen. Dies hat einerseits mit der zunehmenden Globalisierung zu tun, durch die auch Billiganbieter auf den Markt drängen, andererseits

stellen verschärfte Sicherheitsauflagen und schwankende Ölpreise die Luftfahrt vor weitere große Herausforderungen. [4]

So sind Luftfahrtbetreiber durch den stetigen Wettbewerbsdruck zu Einsparungen und Rationalisierungen gezwungen und entwickeln unterschiedliche Ansätze zur Kostenreduktion. So führt zum Beispiel ein geringeres Gewicht zu einer Reduktion des Kerosinverbrauches beziehungsweise kann durch belastbarere Werkstoffe zum einen der Verschleiß und somit die Instandhaltung reduziert, zum anderen die Produktlebensdauer verlängert werden. Zum Beispiel hat Campbell in [5] berechnet, dass die Kosten der Wartung und Instandhaltung bei einer Lebensdauer von 30 Jahren die Anschaffungskosten mit einem Faktor von 2 übersteigen. Aus diesem Grund ist es Aufgabe der Flugzeughersteller Werkstoffe zu entwerfen, die geringes Gewicht, erhöhte Schadenstoleranz sowie Ermüdungs- und Korrosionsresistenz harmonisch miteinander zu kombinieren und somit zu erhöhten Produktlebensdauern, als auch geringeren Wartungskosten zu führen. [6]

Seit den 1980er Jahren stellen die Aluminiumlegierungen die primären Strukturbauteile von Flugzeugen dar. Darunter sind jene Komponenten zu verstehen, die im Falle eines Ausfalles zu sicherheitskritischen Konsequenzen führen, während sekundäre Bauteile allen weiteren Komponenten entsprechen. Die wesentlichen primären Strukturbauteile sind der Flugzeugrumpf, die Flügel und das Leitwerk (zum Beispiel Querruder) [3]. Aufgrund der stetigen Forderung nach leichten Bauteilen sind Aluminiumlegierungen ideale Komponenten. Durch ihre geringe Dichte bei gleichzeitig hohen mechanischen Kennwerten erfüllen sie die Anforderungen der Luftfahrt. Weitere wesentliche Parameter neben Dichte und Festigkeit sind die Bruchzähigkeit, Ermüdungsresistenz und Korrosionsbeständigkeit. Typische Aluminiumwerkstoffe in der Luftfahrt sind die 2xxx(AlCu)-, 7xxx(AlZnMg)- und die AlLi-Legierungen. AlCu-Materialien sind aufgrund ihrer hohen Schadenstoleranz in ermüdungskritischen Bauteilen relevant, wozu beispielsweise der Flugzeugrumpf zählt. Dagegen finden AlZnMg-Legierungen vor allem aufgrund ihrer Festigkeit in den Flügeln, den Stringern sowie den vertikalen oder horizontalen Stabilisatoren Anwendung. AlLi-Werkstoffe sind generell aufgrund ihrer hohen Steifigkeit und niedrigen Dichte erwünscht. Li hat eine sehr große Löslichkeit in Al und durch Zugabe von 1 % Li kann die Dichte der Legierung um 3 % gesenkt werden. In Abbildung 2 sind die unterschiedlichen Legierungen in einer Boeing 777 dargestellt. [3]

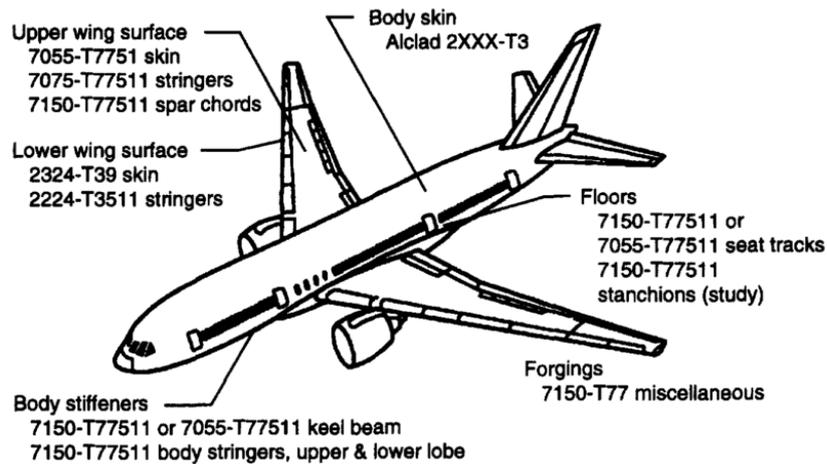


Abbildung 2: Aluminiumlegierungen einer Boeing 777 [3]

Dennoch stehen Aluminiumlegierungen in zunehmender Konkurrenz mit anderen Werkstoffen, wie zum Beispiel Verbunde, die einen zunehmenden Anteil an den verwendeten Materialien stellen. Aufgrund ihrer erhöhten spezifischen Steifigkeit, Festigkeit und auch der guten Ermüdungs- und Korrosionsresistenz sind sie ideale Alternativen. Dennoch weisen Verbundwerkstoffe höhere Zertifizierungs- und Produktionskosten, sowie geringere Stoßzähigkeiten auf, sodass Aluminiumlegierungen nach wie vor Vorteile in der Luftfahrt aufweisen. Abbildung 3 zeigt die unterschiedlichen verwendeten Materialien in verschiedenen Flugzeugen.

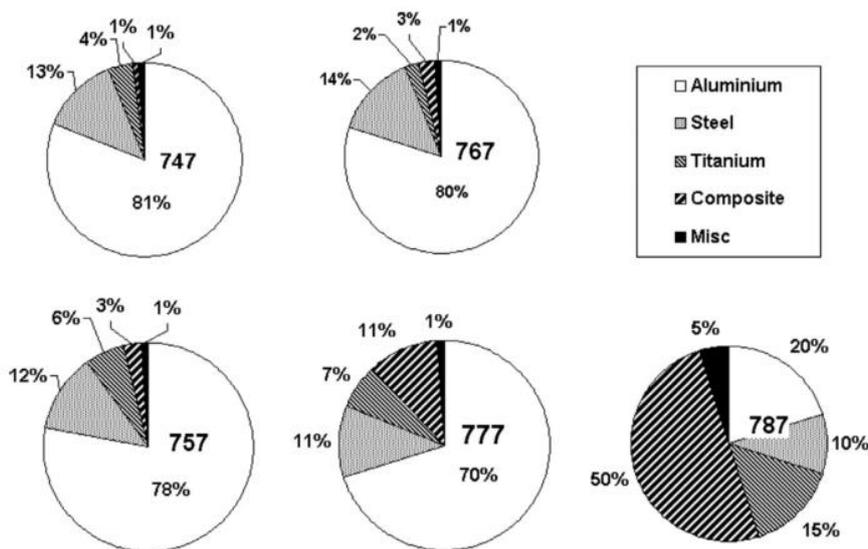


Abbildung 3: Anteile der verschiedenen Werkstoffe in Boeing-Flugzeugen [6]

Innerhalb der Aluminiumlegierungen ist der Fokus dieser Arbeit die 7xxx-Serie, speziell 7075-Werkstoffe. Das nachfolgende Kapitel beschäftigt sich daher mit deren chemischen Zusammensetzungen.

2.3 Chemische Zusammensetzung

Innerhalb der 7xxx-Gruppe sind sowohl Legierungen in dem System AlZnMg als auch jene mit AlZnMgCu vertreten. Das Phasendiagramm für AlZnMg ist in Abbildung 4 ersichtlich.

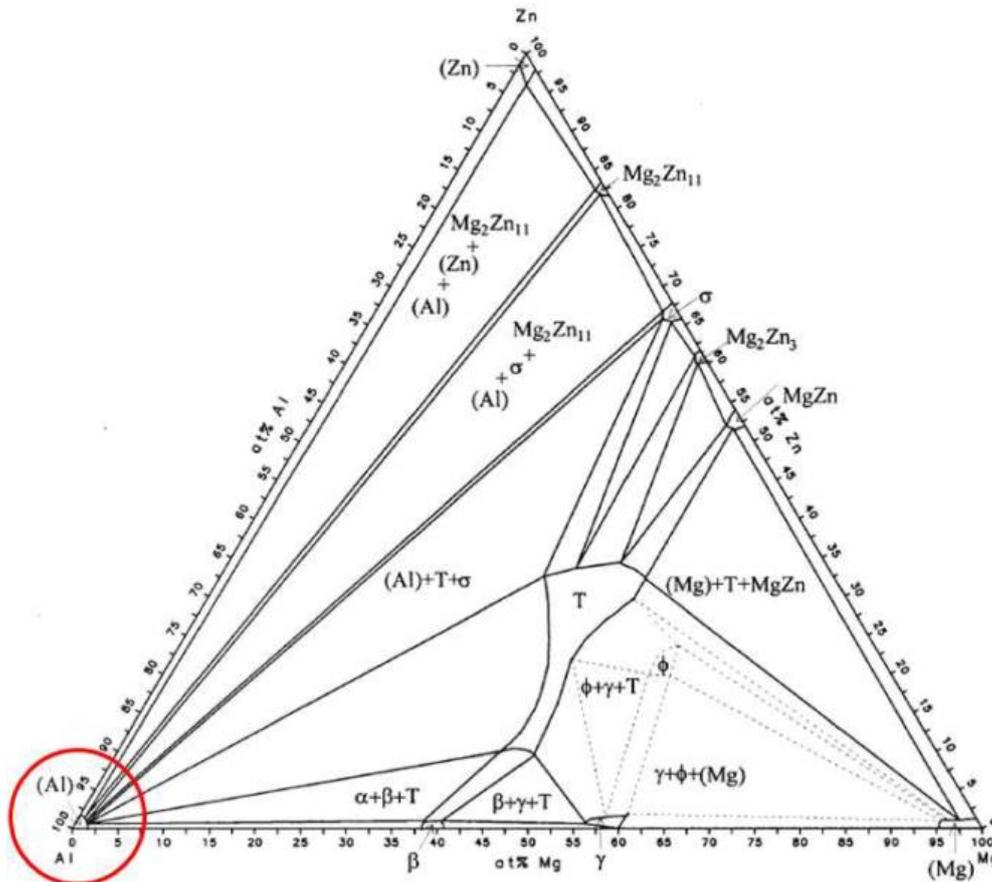


Abbildung 4: Isothermer Schnitt des ternären Phasendiagramms AlMgZn bei Raumtemperatur (Anmerkung: η -Phase ist hier mit σ gekennzeichnet) [7]

In der linken unteren Aluminiumecke sind die binären Randphasen Al_8Mg_5 , MgZn_2 und die ternäre Verbindung T, mit der mittleren Zusammensetzung $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ am Aufbau beteiligt. Die Schnitte Al-MgZn₂ (Abbildung 5) und Al-T können bis zu einem gewissen Grad als quasibinär mit den jeweiligen eutektischen Temperaturen 475 °C und 489 °C betrachtet werden, während Al- Al_8Mg_5 -T als ternär-eutektisch zu sehen ist (eutektische Temperatur 450 °C). Im Bereich von Al-T-Zn wandelt sich bei 475 °C im Rahmen einer Vierphasenreaktion die T-Phase in Mg_2Zn um. Eine weitere Vierphasenreaktion läuft bei hohen Zn-Gehalten ab, bei der $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ aus der Verbindung MgZn_2 entsteht, welche zusammen mit Al und Zn bei 343 °C eutektisch erstarrt. Die Aluminiumecke und das quasibinäre System Al-MgZn₂ sind in Abbildung 5 dargestellt. [8]

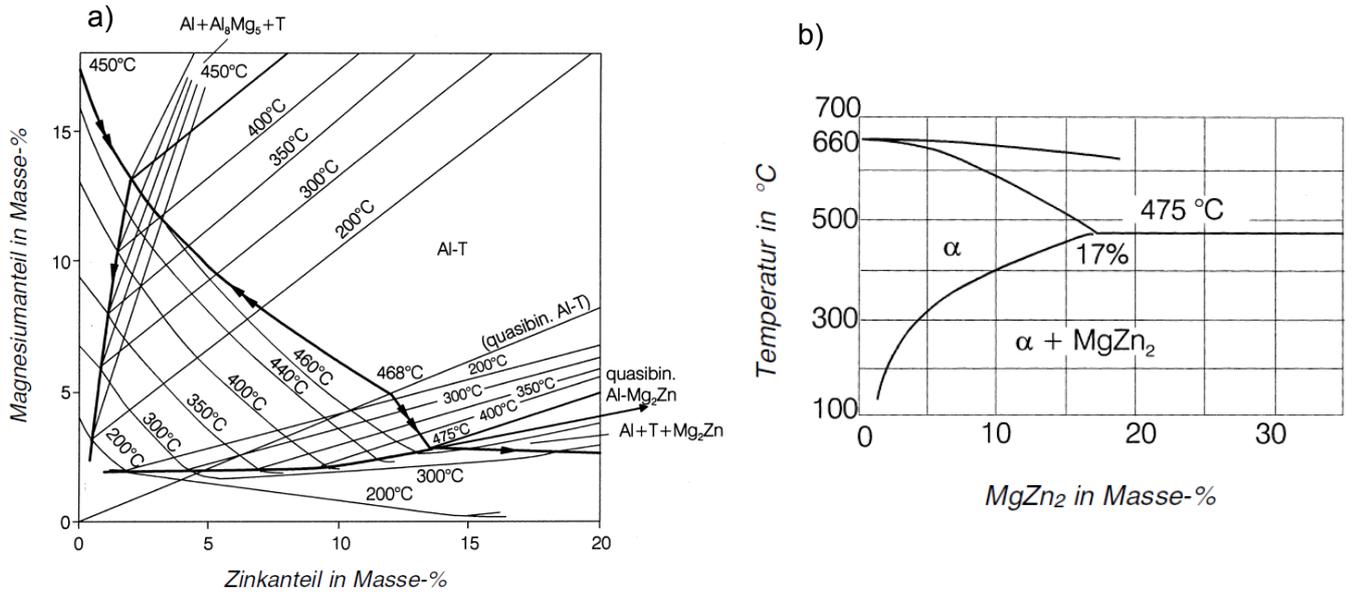


Abbildung 5: a): System Al ZnMg; b): Aluminiumseite des quasibinären Systems Al-MgZn₂ [8]

Zn zeigt eine erhebliche Löslichkeit in Aluminium. Obwohl sich diese stark mit sinkender Temperatur verringert, ist die Festigkeitssteigerung aufgrund von Aushärtung nur gering. Erst durch die Zugabe von Mg, welches die Löslichkeit von Zn im α-Al-Mischkristall weiter reduziert, sind erhöhte Festigkeitswerte möglich. Dieser Sachverhalt ist in Abbildung 6 (AlZnMgCu-Legierung) und Abbildung 7 (AlZnMg-Legierung) verdeutlicht. [8]

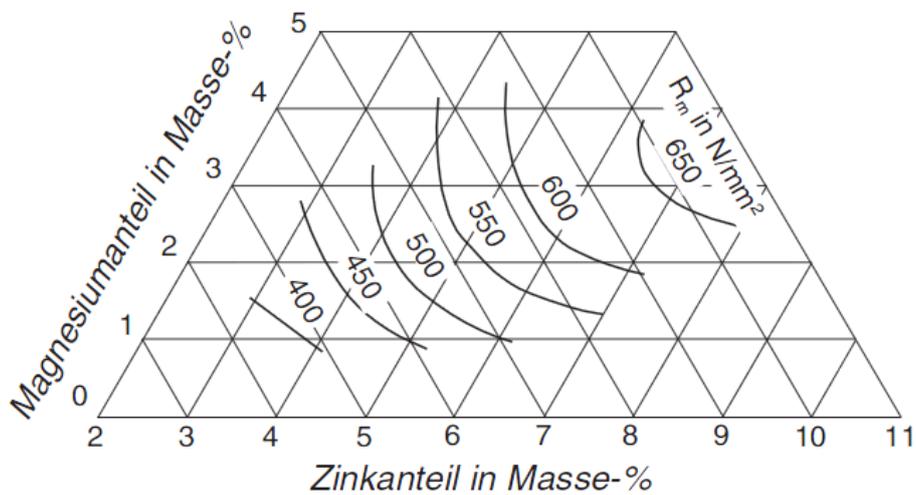


Abbildung 6: Einfluss von Zn und Mg auf die Festigkeit von AlZnMgCu-Legierungen [9]

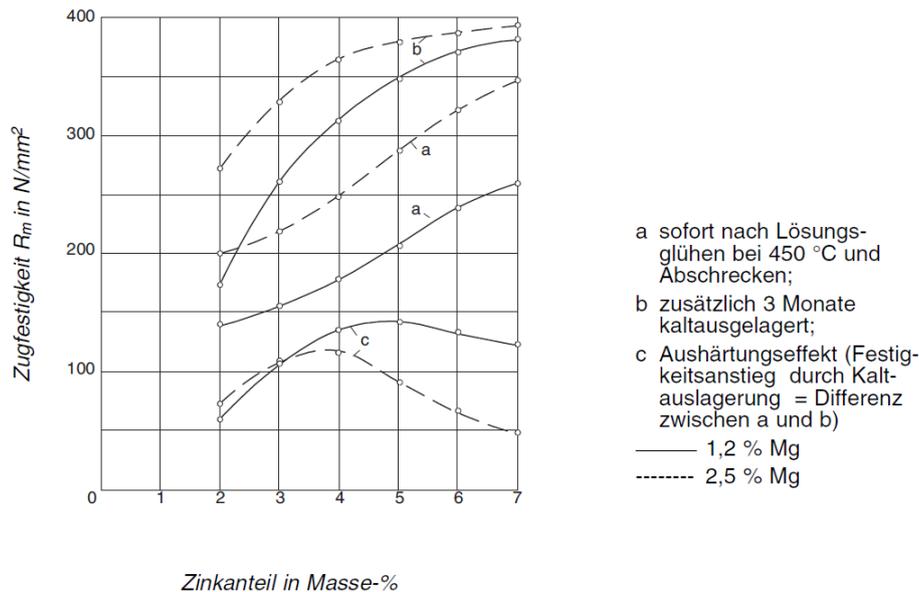


Abbildung 7: Einfluss von Zn und Mg auf die Festigkeit einer AlZnMg-Legierung [9]

Durch die Zugabe von Cu (0,5-2,5 %) bauen sich Cu-Atome in die jeweiligen Gleichgewichtsphasen ein. Dies bewirkt eine Löslichkeitsverringern und vergrößert die thermische Stabilität der Ausscheidungen. Die Bildung von intermetallischen Phasen der Zusammensetzung Al_2CuMg erhöht die Aushärtungsrate, da diese Verbindungen als Keimstellen dienen. AlZnMgCu-Legierungen weisen somit die höchsten Festigkeitswerte von allen Aluminiumwerkstoffen auf. Darüber hinaus sind verbesserte Korrosionseigenschaften durch Cu möglich. [1,8,10]

Enthält die Legierung jedoch kein Cu, so ist die Anfälligkeit gegenüber Spannungsrisskorrosion gegeben. Aus diesem Grund ist die Summe von Zn und Mg in AlZnMg-Werkstoffen auf 6 bis 7 % begrenzt. Der Vorteil in Cu-freien AlZnMg-Materialien liegt in deren geringen Abschrecksensitivität, verbunden mit einem weiten zulässigen Temperaturbereich von 350-450 °C für das Lösungsglühen. Dies bewirkt beim Schweißen, dass die entfestigte Wärmeeinflusszone nahezu ihre volle Aushärtungsfähigkeit wiedererlangt, ohne dass hierzu wie bei anderen aushärtbaren Legierungen eine zusätzliche Lösungsglühung erforderlich ist. [8]

Die sich einstellende Gleichgewichtsphase der Ausscheidungen hängt von der jeweiligen chemischen Zusammensetzung ab. Bei hohem Zn/Mg-Verhältnis tritt die η -Phase ($MgZn_2$) auf, bei höheren Mg-Gehalten die T-Phase ($(Al,Zn)_{49}Mg_{32}$). Der Schmelzpunkt der η -Phase liegt bei 590 °C [5]. Das ternäre System AlZnMg ist in Abbildung 6 ersichtlich.

Die meisten AlZnMg(Cu)-Werkstoffe enthalten je nach Mg-Gehalt Anteile beider Gleichgewichtsphasen. Neben den primären Legierungselementen sind noch geringe Mengen der Dispersionsbildner wie Mn, Cr oder Zr zugefügt, welche einerseits das Gefüge, die Abschreckempfindlichkeit und das Korrosionsverhalten und andererseits die Kinetik der

Kalt- und Warmauslagerung beeinflussen. Jedoch ist mit steigender Festigkeit den Beimengungen erhöhte Aufmerksamkeit zu schenken, da sich grobe Ausscheidungen schwerlöslicher Phasen wie $Al_6(FeMn)$ bilden können, welche die Dauerfestigkeit und Risszähigkeit beeinträchtigen. Dementsprechend sind die Zusätze begrenzt. [1,8,11]

Tabelle 1 zeigt die chemische Zusammensetzung unterschiedlicher Legierungen für die Luftfahrtindustrie. Dabei sind neben den 7xxx- noch 2xxx- (AlCu-System) und 6xxx-Legierungen (AlMgSi-System) angeführt.

Tabelle 1: Zusammensetzung von Flugzeuglegierungen, Angaben in Massen-% [1]

Nummer	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr
2024	0,5	0,5	3,8-4,9	0,3-0,9	1,2-1,8	0,1	0,25	0,15	
2026	0,05	0,07	3,6-4,3	0,3-0,8	1,0-1,6		0,1	0,06	0,05-0,25
6013	0,6-1,0	0,5	0,6-1,1	0,2-0,8	0,8-1,2	0,1	0,25	0,1	
6056	0,7-1,3	0,5	0,5-1,1	0,4-1,0	0,6-1,2	0,25	0,1-0,7		
7050	0,12	0,15	2,0-2,6	0,1	1,9-2,6	0,04	5,7-6,7	0,06	0,08-0,15
7075	0,4	0,5	1,2-2,0	0,3	2,1-2,9	0,18-0,28	5,1-6,1	0,2	

7075-Legierungen im Detail

Die 7075-Legierungen sind zusammen mit den 7050-Legierungen unter den Aluminiumwerkstoffen jene mit den höchsten Festigkeitswerten. Je nach Wärmebehandlung können sie mit Stählen konkurrieren. Festigkeiten bis 700 MPa sind durchaus möglich. Wie des Öfteren schon erwähnt, kommen sie hauptsächlich in der Luft- und Raumfahrt zur Anwendung, was neben den mechanischen Eigenschaften unter anderem auch aufgrund ihres hohen Kostenpunktes zu erklären ist. Weitere Einsatzgebiete sind durch die hervorragende spezifische Festigkeit im Transport-/Marine- oder auch Automobilbereich zu finden. Sogar in der Militärindustrie kommt die 7075-Legierung beim unteren und oberen Verschlussgehäuse des M16-Gewehres zum Einsatz. [12]

Ihre chemische Zusammensetzung ist Tabelle 1 zu entnehmen. Hierbei ist ein erhöhter Cr-Anteil im Vergleich zu den anderen Legierungen ersichtlich, welcher sich positiv auf die Spannungsrissskorrosion auswirkt. Die mechanischen sowie elektrochemischen Eigenschaften

der 7075-Werkstoffe sind von der jeweiligen Wärmebehandlung sowie von den Bauteilgeometrien abhängig. Dies ist in Tabelle 2 näher verdeutlicht.

Tabelle 2: Kennwerte bei verschiedenen Wärmebehandlungen einer 7075-Platte (2 mm) [13]

Auslagerung	Zugfestigkeit	Streckgrenze	Korrosionstiefe
<i>[-]</i>	<i>[MPa]</i>	<i>[MPa]</i>	<i>[mm]</i>
T6	559,8	504,4	0,0635
T73	527,8	464,6	0,0439
RRA	568,2	511,8	0,0361
T6I6	563,0	507,3	0,0517

Die jeweiligen unterschiedlichen Wärmebehandlungen werden in Kapitel 3.5 noch näher verdeutlicht. So zeigt die T6-Auslagerung einer 7075-Platte mit einer Dicke von 2 mm hohe Festigkeitswerte im Bereich von $R_m = 560$ MPa, während die Dehnungswerte von 5-8 % reichen. Im Falle von einer Überalterung (T73-Auslagerung) sinken die Festigkeitswerte auf $R_m = 530$ MPa und weisen teilweise erhöhte Dehnungswerte auf (8 %). Der entscheidende Vorteil in der Überalterung liegt jedoch bei der erhöhten Korrosionsbeständigkeit. Überalterte Legierungen weisen neben verringerter Schichtkorrosion auch Beständigkeit gegenüber Spannungsrisskorrosion auf, während T6-behandelte Legierungen nur gegen Schichtkorrosion ausreichend geschützt sind. Dies ist durch die vergrößerten Gleichgewichtsausscheidungen an den Korngrenzen in der T73-Auslagerung zu verstehen, welche eine geringe Anfälligkeit für elektrochemische Reaktionen zeigen. Sowohl eine RRA-Behandlung (Retrogression and re-ageing) als auch eine T6I6-Auslagerung (unterbrochene Auslagerung) verbessern die Korrosionsbeständigkeit im Vergleich zur klassischen T6-Auslagerung, während beide die Festigkeit auf hohem Niveau halten können. [13]

Das nachfolgende Kapitel widmet sich den Grundlagen der Ausscheidungshärtung sowie den Einflüssen der mechanischen Verformung und Glühbehandlung. Darüber hinaus ist der Fokus auf Alternativen der Wärmebehandlung gelegt, welche dem in dieser Arbeit neu entwickelten Verfahren nahe kommen.

3 Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften

Dieses Kapitel widmet sich den Möglichkeiten, die Aluminiumlegierungen der 7xxx-Serie hinsichtlich deren Eigenschaften zu verbessern. Dabei sei eingangs das Konzept der Ausscheidungshärtung erklärt, sowie nachfolgend Einflussfaktoren wie die mechanische Verformung und Glühbehandlungen verdeutlicht. Weiters sollen auszugsweise exemplarisch die in der Praxis angewendeten Wärmebehandlungskonzepte beschrieben werden. Dabei ist der Hauptfokus auf Methoden gelegt, welche dem in dieser Arbeit entwickelten Verfahren ähneln.

3.1 Konzept der Aushärtung

Gemeinsam mit 2xxx(AlCu)-, 6xxx(AlSiMg)-Legierungen, stellen die 7xxx-Aluminiumwerkstoffe aushärtbare Materialien dar. Das Konzept ist in den nachfolgenden Unterpunkten beschrieben.

3.1.1 Grundlagen der Verfestigung

Ein entscheidender Vorteil von aushärtbaren Aluminiumlegierungen besteht darin, dass einerseits hohe Festigkeitskennwerte und andererseits auch ausreichende Zähigkeitswerte erzielbar sind. Die Steigerung der Festigkeit ist bei metallischen Werkstoffen auf unterschiedliche Art und Weise möglich. Die nachfolgende Abbildung 8 zeigt die verschiedenen Varianten.

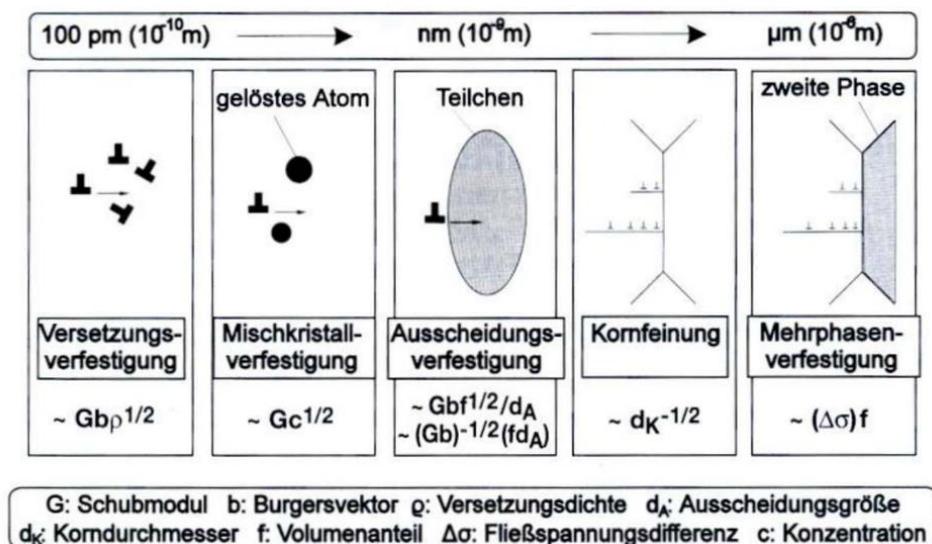


Abbildung 8: Verfestigungsmechanismen [14]

Dabei ergibt sich die Gesamtfestigkeitssteigerung des Werkstoffes aus der Summe der Einzelbeiträge. Die Versetzungsverfestigung tritt im Rahmen einer Kaltverfestigung auf, bei der durch die Verformung des Werkstoffes zusätzlich Versetzungen in das Material eingebracht werden. Da diese eingeschobenen Gleitebenen zu einer Verspannung des Gitters führen, können im Rahmen der Verformung Versetzungen nicht mehr ungehindert wandern, was in einem Festigkeitsanstieg resultiert. Auch die Mischkristallverfestigung führt zu einer Verspannung, da es hier zu einem Einbau von Zwischengitter- oder Substitutionsatomen in die Gitterstruktur des Mischkristalles kommt. Die Feinkorn- und Mehrphasenverfestigung wirken festigkeitssteigernd, da deren neu geschaffene Grenzflächen der Bewegung der Versetzungen entgegenwirken. Zusätzlich führt die Feinkornverfestigung als einzige verfestigungssteigernde Maßnahme auch zu einer Duktilität des Werkstoffes. Durch ein feineres Korn besteht eine höhere Wahrscheinlichkeit, dass mehr Gleitrichtungen günstig zur Richtung der Schubbeanspruchung (Schmid'sches Schubspannungsgesetz) liegen. Dadurch gibt es eine größere Anzahl von möglichen Gleitebenen. [15]

Für die 7xxx Aluminium-Knetlegierungen spielt gerade die Ausscheidungshärtung eine wichtige Rolle, dementsprechend sind sie auch als aushärtbare Legierungen bekannt. Grundlage der Teilchenhärtung ist die Wechselwirkung der Versetzungen mit den Ausscheidungen, wodurch deren Bewegung behindert ist und somit eine größere Spannung für die Verformung des Werkstoffes erforderlich wird. Dies führt folglich zu einem Festigkeitsanstieg. Prinzipiell gibt es zwei verschiedene Arten von Teilchen: Dispersoide und Ausscheidungen. Während Dispersoide inkohärent und thermisch stabil sind und teilweise durch Pulvermetallurgie in den Werkstoff gelangen, entstehen Ausscheidungen durch Phasenumwandlungen im Material, welche sich bei erhöhten Temperaturen wieder auflösen können. Gemäß ihrer Gitterstruktur sind sie entweder kohärent, teilkohärent oder inkohärent [7]. Die Kohärenz beschreibt nun die Abweichung der Kristallstruktur der Ausscheidung von der Matrix. Kohärente Ausscheidungen weisen eine der Grundmatrix idente Kristallstruktur auf und setzen sich auf den kristallographischen Ebenen, auf der sich die Versetzung bewegt, in der Ausscheidung fort. Dagegen weisen inkohärente Teilchen eine von der Matrix abweichende Gitterstruktur auf. Es besteht keine Kontinuität der Netzebene an der Phasengrenzfläche. Abbildung 9 zeigt die unterschiedlichen Grenzflächentypen in der Matrix.

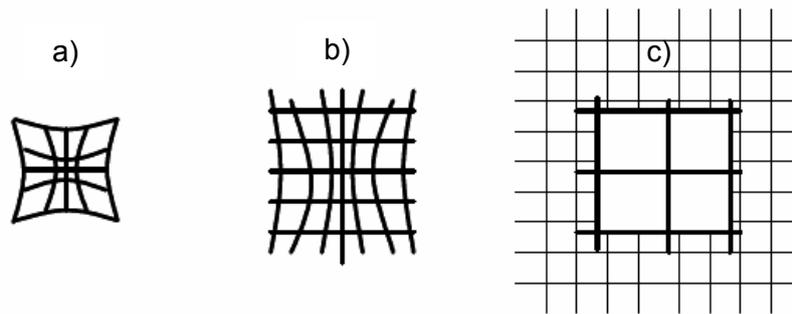


Abbildung 9: Unterschiedliche Grenzflächentypen zwischen Teilchen und Matrix a) kohärent b) teilkohärent c) inkohärent [16]

Für die Bewegung einer Versetzung an den Teilchen sind prinzipiell zwei Mechanismen möglich: Schneiden oder Umgehen (Orowan-Mechanismus). Sind kohärente Teilchen klein genug, können diese von der Versetzung geschnitten und um jeweils einen Burgers-Vektor b abgeschert werden. Dabei entstehen neue Phasengrenzen, deren Energie beim Schneiden zusätzlich aufzubringen ist und somit eine Widerstandskraft darstellt. Dies ist in Abbildung 10 näher verdeutlicht.

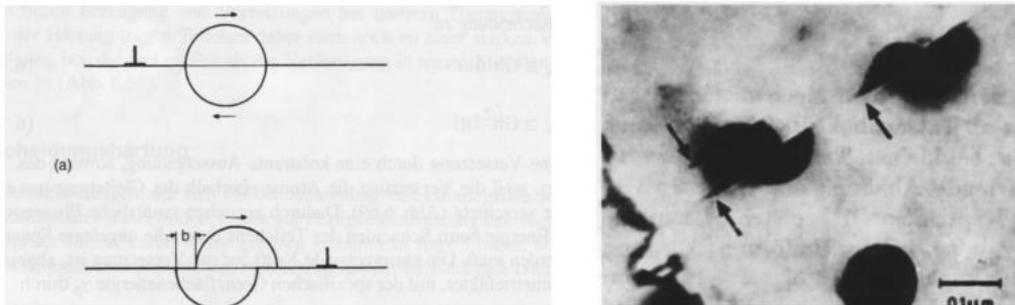


Abbildung 10: Schneiden eines kohärenten Ausscheidungsteilchens [7]

Sind die kohärenten Ausscheidungen für den Schneidemechanismus zu groß, wird der Orowan-Mechanismus angewendet, der nach Passierung des Teilchens einen Versetzungsring hinterlässt. Dabei ist der Abstand zwischen den Teilchen relevant. Je geringer der Teilchenabstand L ist, desto mehr Energie muss die Versetzung für den Umgehungsmechanismus aufbringen, womit die Festigkeit ansteigt. Abbildung 11 und Abbildung 12 verdeutlichen diesen Sachverhalt. [7]

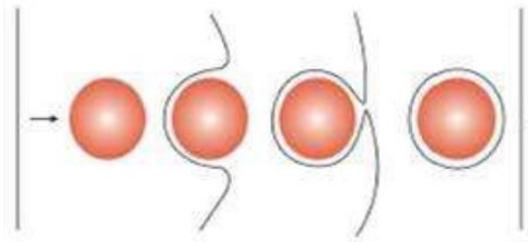


Abbildung 11: Orowan-Mechanismus [7]

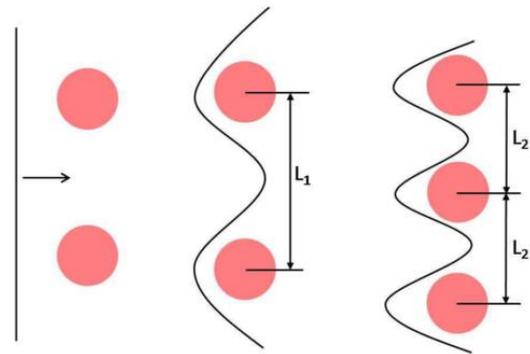
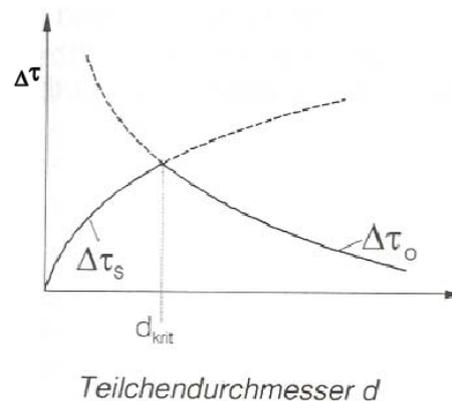


Abbildung 12: Umgehungsmechanismus in Abhängigkeit vom Teilchenabstand L [7]

Welcher Mechanismus nun zur Anwendung kommt, ist von der Größe der jeweiligen Ausscheidung abhängig. Während bis zu einem kritischen Wert das Schneiden bevorzugt wird, ist ab einem bestimmten Durchmesser nur mehr das Umgehen möglich. Es kommt sozusagen jener Mechanismus zur Anwendung, welcher bei einer bestimmten Teilchengröße die geringste zusätzliche Spannung erfordert. Dieser Sachverhalt ist in Abbildung 13 erläutert. [16]



$\Delta\tau_S$.. Spannungsbetrag für den Schneidemechanismus, $\Delta\tau_O$.. Spannungsbetrag für den Orowan-Mechanismus, d_{krit} .. kritischer Teilchendurchmesser

Abbildung 13: Abhängigkeit des zusätzlichen aufzubringenden Spannungsbetrages $\Delta\tau$ vom Teilchendurchmesser [16]

Alle gerade angeführten Erläuterungen gelten nur für kohärente Ausscheidungen, da diese an ihrer Phasengrenzfläche Netzkontinuität aufweisen und die Versetzung die Möglichkeit besitzt, sich auf dieser weiterzubewegen. Im Falle von inkohärenten Ausscheidungen gilt dies jedoch nicht. Somit steht nur der Orowan-Mechanismus zur Verfügung. [7]

3.1.2 Ablauf einer Ausscheidungshärtung

Der generelle Ablauf einer Ausscheidungshärtung ist durch folgende Prozesse gekennzeichnet:

1. Lösungsglühen
2. Abschrecken
3. Auslagern (Altern)

Unter dem Begriff Lösungsglühen ist die Behandlung auf hoher Temperatur im Einphasengebiet des α -Al-Mischkristalles zu verstehen, welche die Herstellung eines homogenen Mischkristalles zum Ziel hat. Es sollen alle zur Aushärtung beitragenden Legierungselemente (im Falle von 7xxx-Werkstoffen sind dies Zn, Mg und Cu) in Lösung gebracht werden. Durch anschließendes rasches Abschrecken auf Raumtemperatur kommt es zu einem „Einfrieren“ des übersättigten Zustandes. Die zuvor gelösten Legierungselemente bleiben zwangsgelöst. Die Rede ist nun von einem übersättigten Mischkristall, der thermodynamisch betrachtet instabil ist. Im nachfolgenden Auslagerungsschritt scheiden sich bei Raumtemperatur (Kaltauslagern) oder erhöhter Temperatur (Warmauslagerung) die Fremdatome aus dem Mischkristall unter Bildung von Teilchen aus, die somit zu den gewünschten Eigenschaften führen. Dieser Ablauf ist in Abbildung 14 näher verdeutlicht. [7]

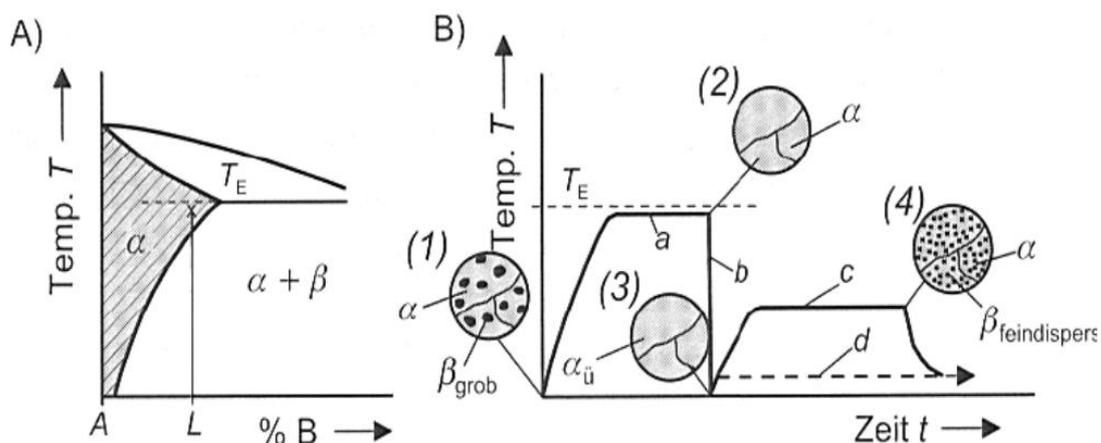


Abbildung 14: A) Ausschnitt aus einem Phasendiagramm B) Temperatur- und Zeitverlauf beim Aushärten [17]

Damit jedoch eine Ausscheidungshärtung ablaufen kann, sind folgende Voraussetzungen notwendig: [18]

- Zwei- oder Mehrstofflegierung mit beschränkter Mischkristallbildung
- Abnahme der Löslichkeit mit fallender Temperatur für die Legierungselemente
- Vorliegen eines homogenen Mischkristalles bei höherer Temperatur
- Beständigkeit des Mischkristalles beim beschleunigten Abkühlen
- Möglichkeit der Bildung von kohärenten, teilkohärenten oder inkohärenten Ausscheidungen während der Auslagerung in hinreichender Menge und Verteilung

Abbildung 15 zeigt einen schematischen Ablauf einer Ausscheidungshärtung. Die einzelnen Prozessschritte sind im folgenden Flussdiagramm nun näher beleuchtet.

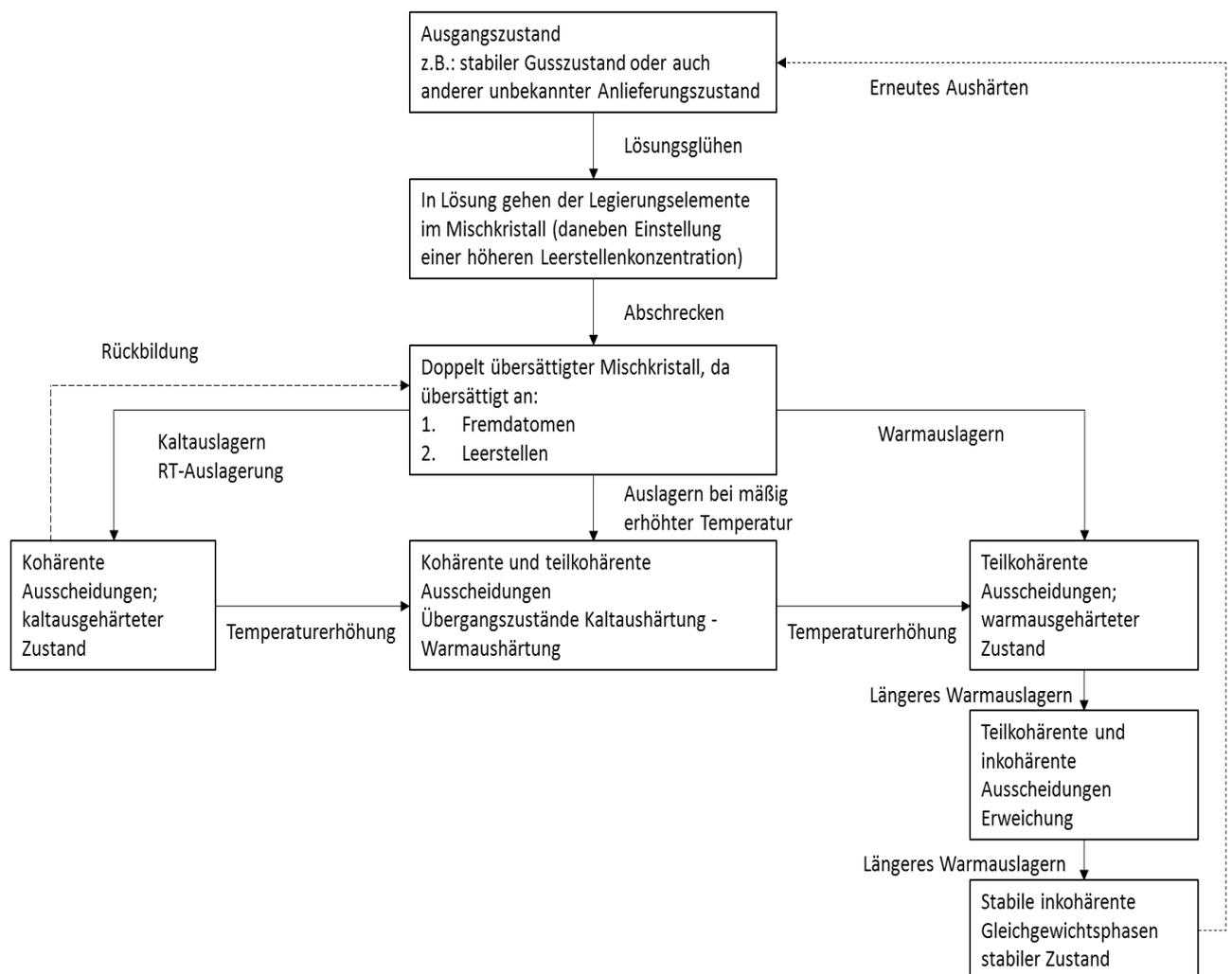


Abbildung 15: Schematischer Ablauf des Aushärtungsvorganges [16]

3.1.2.1 Lösungsglühen

Wie bereits erwähnt, hat die Lösungsglühen das Ziel, die Legierungselemente zu lösen, sodass diese für das spätere Auslagern zur Verfügung stehen. Dementsprechend erhöht sich das Auslagerungspotenzial, je mehr Elemente in Lösung gehen, was hohe Haltetemperaturen erfordert. Weiters verkürzen höhere Haltetemperaturen die notwendigen Glühzeiten und resultieren in einer Energie- und Zeitersparnis. Aus diesem Grund sind diese meist etwa 10–15 °C unterhalb der Solidustemperatur angesetzt. Ist die Glüh Temperatur zu hoch gewählt, kommt es unweigerlich zu Anschmelzungen im Werkstoff. Zusätzlich müssen mögliche Seigerungen berücksichtigt werden, welche zu einer Absenkung der Soliduslinie führen können. Aus diesem Grund geht einer Lösungsglühen eine Homogenisierung voraus (Stufenglühen), welche die Auflösung von niedrigschmelzenden Bestandteilen zum Ziel hat. Die Lösungsglühdauer, also die effektive Haltezeit der Temperatur ohne Anwärmzeit, ist von der jeweiligen Legierung, dem Halbzeug sowie vom Ausgangszustand abhängig.

Im Falle von 7xxx-Legierungen liegen die Temperaturen zwischen 460–500 °C, die Zeiten zwischen 15 Minuten und zwei Stunden. [9,16,19]

3.1.2.2 Abschrecken

Das Abschrecken ermöglicht ein rasches Abkühlen von der Lösungsglüh- auf Raumtemperatur, wobei eine „Einfrierung“ des übersättigten Zustandes des Mischkristalles stattfindet. Dieser ist doppelt übersättigt an eingefrorenen Leerstellen und befindet sich im Ungleichgewicht an gelösten Legierungselementen. Die Leerstellenkonzentration steigt mit zunehmender Temperatur an und ist folglich bei Lösungsglühtemperatur höher als bei Raumtemperatur. Dies hat den Vorteil, dass sich im nachfolgenden Auslagerungsschritt die Ausscheidungen schneller über Diffusion bilden, wobei Leerstellen unterstützend wirken. [1,9,16]

Die unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten sind über das entsprechende Abschreckmedium zu variieren. Es stehen beispielsweise Wasser, Wasserdampf aber auch ein Ölbad zur Verfügung. Durch unterschiedliche Ausgangstemperaturen des Abkühlmittels lassen sich verschiedene Abschreckgeschwindigkeiten einstellen. [16,20]

Generell ist anzumerken, dass zu langsame Abkühlgeschwindigkeiten zu einer vorzeitigen Ausscheidung von Teilchen führen können. Der instabile Mischkristall hat das Bestreben, den Überschuss an Legierungselementen durch Diffusion auszuscheiden, da dieser dadurch einen energetisch günstigeren Gleichgewichtszustand einnimmt. [20]

Das Verlieren an ausscheidungshärtbaren Legierungselementen während der Abschreckung ist unter dem Begriff Abschrecksensitivität einzuordnen. Diese gibt die minimale Abschreckgeschwindigkeit an, bei der es noch zu keinem vorzeitigen Ausscheiden kommt.

Wird diese unterschritten, scheiden sich bereits Teilchen vor der Auslagerung aus. Das Aushärtepotenzial der Legierung sinkt und der Werkstoff ist folglich nicht mehr auf maximale Festigkeitswerte aushärtbar. Die Abschreckempfindlichkeit hängt von der jeweiligen chemischen Zusammensetzung der Legierung ab. So zeigen Zr-haltige 7xxx-Legierungen eine geringere Abschreckempfindlichkeit gegenüber Cr- oder Mn-haltigen Materialien. Grund hierfür ist die Bildung von Al_3Zr -Dispersoiden während der Glühung, welche zur Matrix kohärent stehen und nicht als heterogene Keimstellen für Ausscheidungen während dem Abschrecken fungieren. Hingegen sind Cr-haltige Ausscheidungen während der Homogenisierung als inkohärent einzustufen und können als heterogene Keimstellen fungieren. [21]

Des Weiteren sollte jedoch eine zu hohe Abschreckgeschwindigkeit als Ursache für unerwünschte Eigenspannungen berücksichtigt werden. Durch optimale Quencheinstellungen in Hinblick auf Wassertemperatur, Menge, Düsendruck, Düsendurchmesser und Auftreffwinkel ist dem Verziehen des Bauteiles entgegenzuwirken. [9,16]

3.1.2.3 Auslagern

Das Auslagern läuft bei Raumtemperatur oder erhöhter Temperatur ab und bewirkt ein Ausscheiden aufgrund der zuvor zwangsgelösten Legierungselemente. Die Triebkraft ist das Erreichen eines energetisch günstigeren Zustandes des Mischkristalles durch das Entfernen der überschüssig gelösten Fremdatome. Durch Diffusion der Fremdelemente bilden sich Ausscheidungen an bevorzugten Stellen im Kristall, wie etwa Versetzungen oder Korngrenzen, da hier die Keimbildungsarbeit am geringsten ist. Prinzipiell können sich kohärente, teilkohärente und inkohärente Teilchen bilden, die das Gitter der Matrix unterschiedlich stark verspannen. Die kohärenten Ausscheidungen liegen sehr fein verteilt vor und führen durch ihre Spannungsfelder zu einer Festigkeitszunahme. Dagegen sind inkohärente Teilchen aufgrund ihrer üblicherweise größeren Ausbildung weniger festigkeitssteigernd. Dazu sei auf das schon erwähnte Kapitel 3.1.1 verwiesen. [16]

Die Auslagerung kann nun auf zwei unterschiedliche Arten ablaufen:

1. Kaltauslagerung
2. Warmauslagerung

3.1.2.3.1 Kaltauslagerung

Die Kaltauslagerung läuft bei Raumtemperatur ab. Hierbei zerfällt der übersättigte Mischkristall. Es bilden sich im instabilen homogenen Mischkristall sogenannte Cluster, die eine Ansammlung von Legierungsatomen ohne erkennbare Struktur und Ordnung aufweisen

(regellose Konzentrationsschwankungen im Kristall). Diese Entmischungen entwickeln schließlich eine innere Struktur. In Abhängigkeit vom Unterschied der Gitterparameter zwischen Matrix und Entmischungszone bilden sich stäbchen-, kugel- oder plättchenförmige Anordnungen von Legierungselementen mit einer bestimmten Orientierung zum Kristallgitter der Matrix. Diese sind nur wenige Nanometer dick und werden nach ihren Entdeckern als Guinier-Preston-I-Zonen (GP-I-Zonen) bezeichnet. Sie sind fein über die Matrix verteilt und stellen einatomare Lagen dar. Die Obergrenze für die Bildung der GP-I-Zonen liegt je nach Legierungssystem zwischen 80 und 100 °C. Bei höheren Temperaturen lösen sich diese auf oder wachsen auf Kosten von nicht wachstumsfähigen Zonen und wandeln sich dabei in die nächst stabilere Form (GP-II-Zonen) um. Dies ist die, für die Kaltaushärtung charakteristische Rückbildung bei höheren Temperaturen. [22]

Da die Bildung der GP-I-Zonen diffusionsgetrieben ist, ergibt eine Auslagerung bei Raumtemperatur nur langsame Ausscheidungsprozesse. Demzufolge sind im Falle von 7xxx-Legierungen Kaltauslagerungszeiten von wenigen Tagen bis mehrere Jahre möglich. [7,16,20]

3.1.2.3.2 Warmauslagerung

Bei erhöhten Auslagerungstemperaturen kommt es zur Transformation der kohärenten GP-I-Zonen zu kohärenten GP-II-Zonen und in weiterer Folge zu metastabilen, teilkohärenten Ausscheidungen. GP-II-Zonen sind mehrere einatomare Fremdelementlagen auf {100}-Ebenen der Al-Matrix, zwischen denen sich Al-Lagen befinden. Der Übergang von einer Phase zur nächsten erfolgt durch die Vergrößerung wachstumsfähiger Ausscheidungen auf Kosten von Teilchen mit unterkritischer Größe. Dadurch nehmen die Kohärenzspannungen zu, bis die Gitterkohärenz teilweise oder ganz verloren geht. Bei hoher Auslagerungstemperatur und langer Auslagerungszeit wandeln sich die teilkohärenten Ausscheidungen in die stabile Gleichgewichtsphase um. Bei weiterer Wärmebehandlung kommt es zur Teilchenvergrößerung (Ostwaldreifung), wodurch die Festigkeit wieder abnimmt. Dieses Phänomen wird Überalterung bezeichnet. [7]

Prinzipiell ist der Härteanstieg umso größer, je feiner verteilt die GP-I- und GP-II-Zonen sind. Teilkohärente Phasen führen im Vergleich zu den kohärenten nur zu einer geringeren Verspannung und folglich zu einer schwächeren Verfestigung. Dennoch spielt im Rahmen der Aushärtung auch die jeweilige Größe der Ausscheidungen eine Rolle. Da teilkohärente Teilchen meistens größer als kohärente sind, gleicht dies das schwächere Spannungsfeld aus. Es zeigt sich, dass der größte Härteanstieg im Bereich von teilkohärenten Ausscheidungen zu erzielen ist. [16]

Folgende Faktoren führen zu einer hohen Härtesteigerung bei der Warmauslagerung: [7]

- hohe Teilchenanzahl
- geringer Teilchenabstand
- gleichmäßige Verteilung

3.1.3 Ausscheidungssequenz einer 7075-Legierung

Zu Beginn der Kaltauslagerung bilden sich Zn-reiche Cluster, die sphärisch ausgebildet sind und ein der Matrix ähnliches Gitter aufweisen. Sie stellen die Basis für die weitere Bildung der kohärenten GP-Zonen dar (Zn-Mg-Zonen). Wesentlich für die Clusterbildung und das GP-Zonenwachstum sind Entmischungsvorgänge im Material nach der Abschreckung, welche vorrangig über thermische Leerstellen gesteuert sind. Es hat sich gezeigt, dass bei langsameren Abkühlgeschwindigkeiten ein Teil der Leerstellenübersättigung abgebaut wird, sich somit GP-Zonen erst nach längeren Auslagerungszeiten bilden [11,23]. Die Kaltaushärtung beginnt nach etwa einer Stunde. Abbildung 16 zeigt den zeitlichen Verlauf einer Aushärtung von Blechen mit 3 mm einer 7075 zwischen Raumtemperatur und 100 °C nach 30-minütigem Lösungsglühen bei 460 °C. [1]

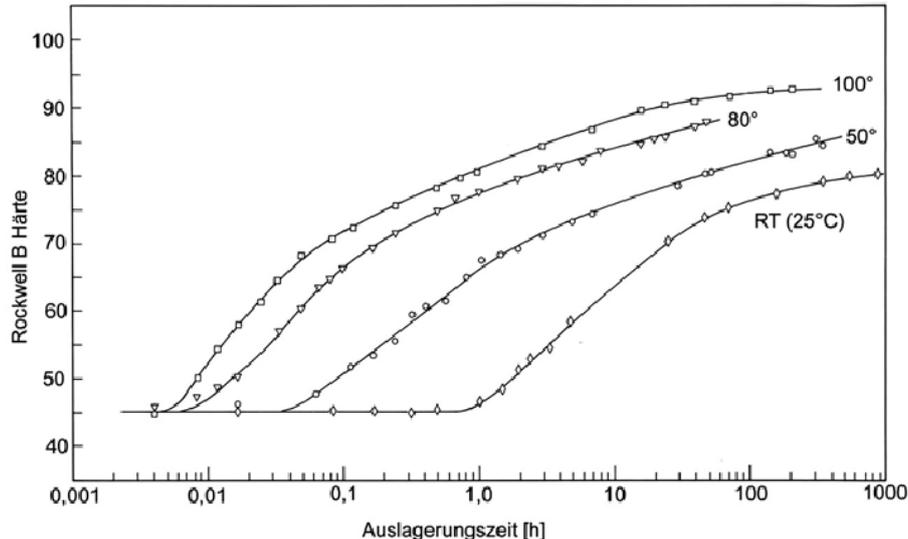


Abbildung 16: Zeitlicher Verlauf einer Aushärtung einer 7075-Legierung als Funktion von unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen [1]

In Abhängigkeit von der Zusammensetzung und der Auslagerungstemperatur können sich zwei verschiedene Arten von GP-Zonen bilden. GP-I-Zonen entstehen bei Auslagerungstemperaturen unter 60 °C und verändern sich im Laufe der Aushärtung durch Mg-Anreicherung über Leerstellendiffusion. Bei Überschreiten ihrer Solvustemperatur durch beispielsweise kurzfristiges Rückbildungsglühen bei 150 °C bilden sie sich vollständig zurück.

Dagegen sind die GP-II-Zonen thermisch stabiler und entstehen auch bei höheren Auslagerungstemperaturen. [24]

Da die Kaltaushärtung bei 7xxx-Legierungen aufgrund der hohen Anfälligkeit auf Spannungsriss- und Schichtkorrosion kein empfohlener Gebrauchszustand ist, erfolgt eine nachfolgende Warmauslagerung. Bei Temperaturen zwischen 100–250 °C, kommt es zum Überschreiten des Existenzbereiches der GP-Zonen. Es erfolgt die Bildung einer metastabilen teilkohärenten η' -Phase, entweder durch Umwandlung der GP-II-Zonen oder durch Keimbildung in den örtlich durch Rückbildung der GP-I-Zonen angereicherten Gebieten [24]. Das Festigkeitsmaximum ist bei Warmauslagerungstemperaturen zwischen 120–130 °C zu erwarten. Abbildung 17 zeigt die Auslagerung einer 7075-Legierung (Bleche mit 3 mm nach 30 Minuten Lösungsglühen bei 460 °C) bei unterschiedlichen Temperaturen. Dabei ist ersichtlich, dass die Auslagerungstemperatur bei 120 °C die höchsten Härtewerte erzielt. Die Abweichung des Kurvenverlaufes bei 120 °C ist durch die Umwandlung der GP-Zonen in η' -Phasen erklärbar. [1]

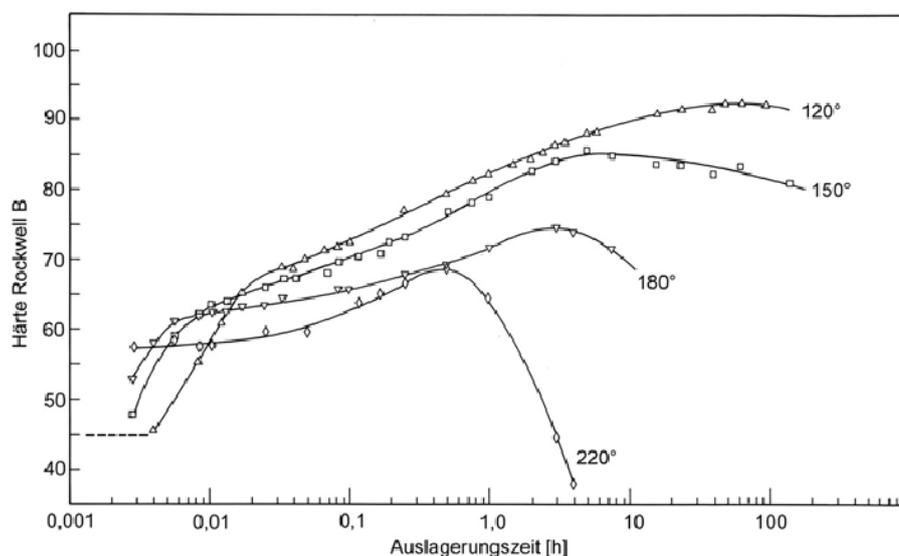
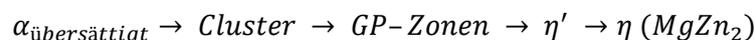


Abbildung 17: Verlauf der Aushärtung einer 7075-Legierung als Funktion von verschiedenen Auslagerungstemperaturen [1]

Bei längerer Auslagerung bzw. bei höheren Auslagerungstemperaturen bildet sich die Gleichgewichtsphase η ($MgZn_2$ bzw. $Mg(Zn,Cu,Al)_2$). Deren Temperaturbereich für die Entstehung erstreckt sich von 150–300 °C. Diese sind inkohärent und führen wieder zu einem Härteabfall (Überalterung). Zusammengefasst kann die Ausscheidungssequenz nun wie folgt dargestellt werden: [1]



Ein weiterer wesentlicher Unterschied ist, dass sich die Gleichgewichtsphasen (η -Phasen) vor allem an Großwinkelkorngrenzen bilden. Im Gegensatz dazu sind die metastabilen η' -Phasen in der Matrix anzutreffen. Dies ist durch die erhöhten Diffusionskoeffizienten der gelösten Legierungselemente entlang den Korngrenzen im Vergleich zur Matrix erklärbar. Somit können Ausscheidungen an Korngrenzen schneller und besser wachsen. Das führt zwangsläufig zu einer Verarmung der gelösten Legierungselemente in den Bereichen um die Korngrenzen. Es handelt sich hierbei um sogenannte „ausscheidungsfreie Zonen“ (PFZ: precipitate-free zones). [21]

Weiters sei noch zu berücksichtigen, dass die sich einstellende Gleichgewichtsphase sehr stark von der chemischen Zusammensetzung abhängt. Im Falle von Cu-freien 7xxx-Legierungen oder jenenen mit einem hohen Mg:Zn-Verhältnis können sich die metastabilen teilkohärenten T'- und die inkohärenten T-Phasen ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) bilden. [25,26]

3.2 Einfluss der mechanischen Verformung

Eine weitere Möglichkeit die mechanischen Eigenschaften der Aluminiumlegierung zu verbessern ist die Kalt- oder Warmumformung. Durch den Prozess der Verformung kann eine gewünschte Gefügestruktur eingestellt werden. Praktische Bedeutung hat vor allem die Kombination der Umformung mit einer Wärmebehandlung, welche in der Literatur als „thermomechanische Behandlung“ (TMB) zu finden ist. Der Vorteil der TMB liegt darin, dass sich die im Rahmen der Verformung eingebrachten Versetzungen positiv auf die Aushärtung auswirken. Diese begünstigen einerseits die Diffusion der jeweiligen Legierungselemente, andererseits dienen sie als Keimstellen. [8]

Unwesentlich ist dabei, dass die Aushärtung und Umformung gleichzeitig ablaufen. Es lässt sich auch derselbe Effekt durch eine nachfolgende Aushärtung erzielen. Dagegen spielt der zeitliche Faktor zwischen Abschrecken und Umformen eine umso größere Rolle, da Ausscheidung und Diffusion unmittelbar nach der Lösungsglühung einsetzen können. [8]

Die positive Wirkung der erhöhten Versetzungsdichte ist auch in einer Verkürzung der maximalen Aushärtezeiten zu sehen. Die erreichbaren Werte von Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze sind bei gegebener Auslagerungstemperatur vom Umformgrad und einer eventuellen vorangegangener Kaltauslagerung bei Raumtemperatur abhängig. [8]

3.3 Einfluss von Glühbehandlungen

Im Rahmen von thermomechanischen Umformungen und Wärmebehandlungskonzepten spielen die Glühbehandlungen eine wesentliche Rolle. Je nach Temperatur und Haltezeit ist in Weich-, Entspannungs-, Homogenisierungs- oder Lösungsglüh zu unterscheiden. Dabei verändert sich das Gefüge dahingehend, dass es zum Abbau der durch Kaltumformung erzielten Festigkeitserhöhung durch Versetzungsverfestigung kommt. Das Ausmaß dieser sogenannten Entfestigung hängt vor allem von der Glüh Temperatur ab. Sobald diese über der Rekristallisationstemperatur liegt, setzen Kornneubildungsprozesse ein (Rekristallisation), während Temperaturen darunter zu einem Kornumbau oder Rearrangement der Versetzungen führen (Erholung). Ein typisches Bild einer Entfestigungskurve ist in Abbildung 18 zu sehen. Dabei sind drei verschiedene Bereiche des 90 % kaltverformten und bei einer Glüh Temperatur von 320 °C ausgelagerten Bleches in Abhängigkeit von der Auslagerungszeit zu sehen: [8]

- Erholung bei niedriger Temperatur/Glühzeit
- Rekristallisation bei mittlerer Temperatur/Glühzeit
- Kornvergrößerung bei hoher Temperatur/Glühzeit

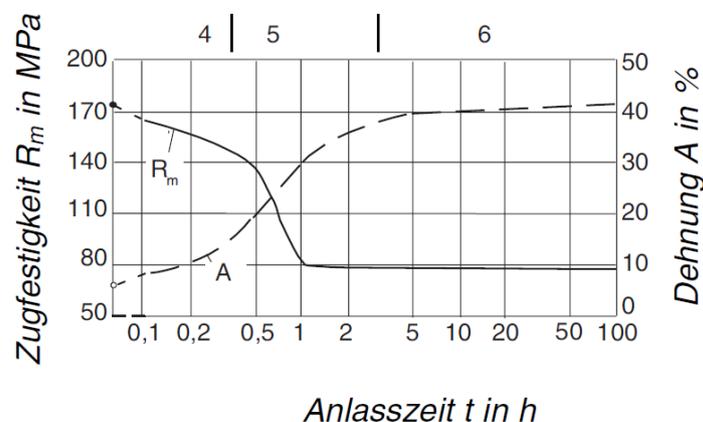


Abbildung 18: Entfestigungskurve von kaltgewalztem Al99,5
4 Erholung, 5 Rekristallisation, 6 Kornvergrößerung [8]

Der entsprechende Verlauf der Entfestigungskurve ist neben der Temperatur und Glühzeit auch von dem vorausgegangenen Umformgrad, dem Legierungsgehalt, dem Gefügestand (durch thermische bzw. mechanische Vorgeschichte) sowie dem Gießverfahren abhängig. [8]

3.3.1 Erholung

Der dem Festigkeitsabbau im Rahmen der Erholung zugrunde liegende Prozess ist die Gefügeänderung. Hierbei sind Platzwechselforgänge von Atomen und Leerstellen sowie die Bewegung von den Versetzungen beteiligt. Diese sind in der Lage, sich in einer gewissen Art und Weise zu arrangieren, sodass durch Zusammenlagerung Wände von Versetzungen entstehen und Subkorngrenzen gebildet werden (Polygonisation). Außerdem können sich Versetzungen gegenseitig auslöschen (Annihilation), bei der es zu einer Abnahme der Fehlerdichte kommt. Diese Prozesse führen zwangsläufig zu einer Reduktion der inneren Energie des Werkstoffes und somit auch zu einer Senkung der mechanischen Kennwerte. [27]

3.3.2 Rekristallisation

Sobald eine Glühung des Werkstoffes oberhalb der Rekristallisationsschwelle stattfindet, setzen Kornneubildungsprozesse ein. Dabei bilden sich neue Kristallkeime bevorzugt an Versetzungen, die im Zuge ihres Wachstums schließlich zusammenstoßen. Ganz wesentlich für die Rekristallisation ist die vorangegangene Kaltumformung sowie Glühtemperatur und Glühdauer. Je höher der Umformgrad angesetzt ist, desto niedriger liegt die Rekristallisationsschwelle und ein umso feineres Gefüge stellt sich ein. Mehr Versetzungen bedeuten mehr potenzielle Keimstellen und eine daraus resultierende höhere Anzahl feinerer Körner. Auf der anderen Seite ist ein bestimmter Umformgrad notwendig, sodass Rekristallisation überhaupt einsetzen kann. Dieser ist als kritischer Kaltumformgrad definiert und liegt in Abhängigkeit vom Werkstoff zwischen 2 und 15 %. [8]

In der betrieblichen Praxis findet das Rekristallisationsdiagramm breite Anwendung, welches den Zusammenhang zwischen rekristallisierter Korngröße, Verformungsgrad und Temperatur zeigt. Dabei ist zu beachten, dass sich die einstellende Korngröße nicht nach vollständig abgelaufener Primärkristallisation, sondern nach einer bestimmten Glühdauer ergibt. Das Rekristallisationsschaubild für Reinaluminium ist in Abbildung 19 gezeigt. [27]

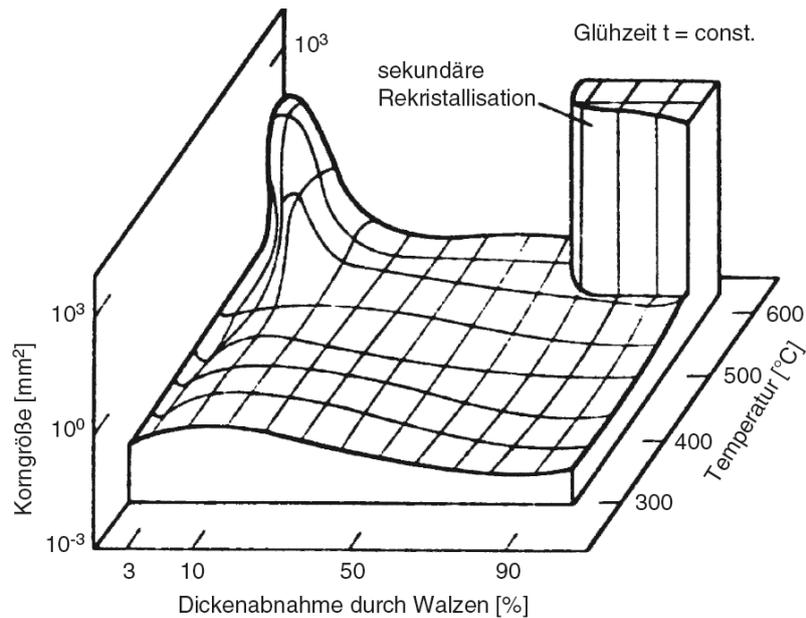


Abbildung 19: Rekristallisationsschaubild von Reinaluminium [27]

Aus dem Schaubild ist ersichtlich, dass die Korngröße mit zunehmender Glüh­temperatur und sinkendem Umformgrad steigt. Wesentlich ist auch, dass die Rekristallisation erst bei einer bestimmten Temperatur anfängt und Korngrößen darunter nicht angegeben sind. Zusätzlich ist zu beachten, dass bei sehr hohen Temperaturen Kornvergrößerungen (sekundäre Rekristallisation) stattfinden, die sich negativ auf die Eigenschaften des Gefüges auswirken. [27]

Einen weiteren Einfluss auf die Rekristallisation haben Legierungselemente, die sich im Rahmen von Wärmebehandlungen ausscheiden und Hindernisse für die Kor­neubildung darstellen. So können sich etwa bei einer 7050-Legierung im Rahmen einer Lösungsglühung Al_3Zr -Ausscheidungen bilden, die Rekristallisationsfronten verankern und an der Weiterbewegung hemmen. Das Resultat ist ein feines Korn. [8]

3.4 Werkstoffzustände

Im Rahmen von Wärmebehandlungen der Aluminiumlegierungen lassen sich je nach Temperaturführung sowie Verformungsvorgängen unterschiedliche Werkstoffzustände einstellen. Die jeweilige Bezeichnung nach der DIN EN 515 setzt sich aus einem Großbuchstaben sowie einer Ziffernkombination zusammen. Nachfolgende Tabelle 3 erläutert den Sachverhalt genauer.

Tabelle 3: Basiszustände nach Norm DIN EN 515 [28]

Bezeichnung	Zustand	Beschreibung
<i>F</i>	Herstellungszustand	
<i>O</i>	Weichgeglüht	Zustand mit möglichst geringer Festigkeit
<i>H</i>	Kaltverfestigt	Zustand nach Kaltumformung
<i>H1</i>		Nur kaltverfestigt, ohne zusätzliche thermische Behandlung
<i>H2</i>		Kaltverfestigt und rückgeglüht; gering verbesserte Dehnung gegenüber H1
<i>H3</i>		Kaltverfestigt und stabilisiert; verbessertes Umformvermögen
<i>W</i>	Lösungsgeglüht	Instabiler Zustand für aushärtbare Legierungen
<i>T</i>	Wärmebehandelt	Einstellen eines stabilen Zustandes
<i>T1</i>		Abgeschreckt aus der Warmumformungstemperatur und kaltausgelagert
<i>T2</i>		Abgeschreckt aus der Warmumformungstemperatur, kaltumgeformt und kaltausgelagert
<i>T3</i>		Lösungsgeglüht, kaltumgeformt und kaltausgelagert
<i>T4</i>		Lösungsgeglüht und kaltausgelagert
<i>T5</i>		Abgeschreckt aus der Warmumformungstemperatur und warmausgelagert
<i>T6</i>		Lösungsgeglüht und warmausgelagert
<i>T7</i>		Lösungsgeglüht und überhärtet; verbesserte Bruchzähigkeit und Beständigkeit gegen Spannungsriss- und Schichtkorrosion
<i>T8</i>		Lösungsgeglüht, kaltumgeformt und warmausgelagert

Die T6-Wärmebehandlung führt zu den größten Festigkeitswerten. Ein T6-ausgelagerter Werkstoff wird auch als „peak-aged“ bezeichnet. Durch die Warmauslagerung nach dem Abschreckvorgang bilden sich die aushärtenden Phasen viel rascher als im Vergleich zur Kaltaushärtung (T4). Dieser schnellere Anstieg der Härte ist in Abbildung 20 zu sehen. Die Warmauslagerung läuft in der Praxis meistens zweistufig ab, bei der sich teilkohärente Ausscheidungen bilden. Trotz ihrer geringeren Kohärenzspannung gegenüber den kohärenten Teilchen führen sie aufgrund ihres höheren Ausscheidungsvolumen zu einer Festigkeitszunahme. [21]

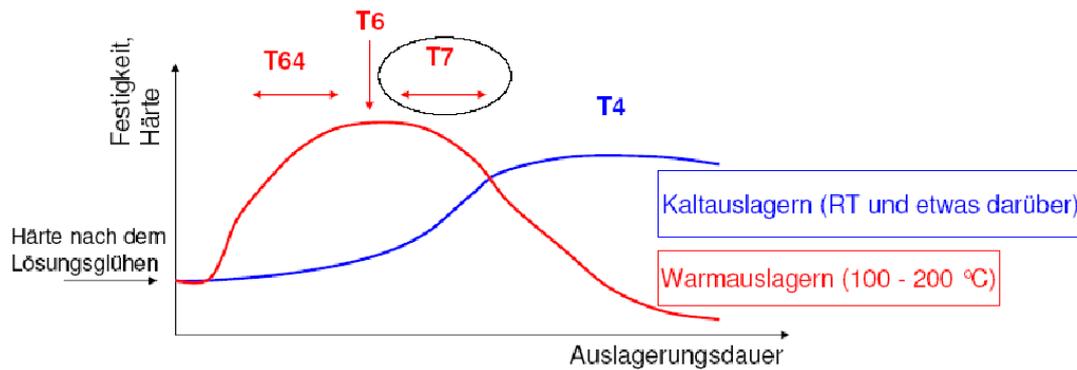


Abbildung 20: Unterschied zwischen Warm- und Kaltauslagerung [29]

Obwohl die T6-Wärmebehandlung hohe Festigkeitswerte aufweist, sind diese Werkstoffe in der Luftfahrt nur begrenzt einsetzbar, da sie eine durchaus erhöhte Anfälligkeit auf korrosionsbedingtes Versagen, wie etwa Spannungsriss-, Schicht- oder interkristalline Korrosion, aufweisen. Beispielsweise liegt im Falle der interkristallinen Korrosion die Ausbildung einer mikrogalvanischen Zelle dem Versagensprozess zu Grunde. Es entsteht eine Potenzialdifferenz zwischen den Ausscheidungen an den Korngrenzen und jenen in der Matrix, welche zum Auflösen der unedleren Phasen führt. [30]

Dies hat zwangsläufig Alternativen hervorgerufen. In den 1960er kam es zur Entwicklung der Gruppe der T7X-Wärmebehandlungen. Hier ist der Werkstoff als „überaltert“ zu bezeichnen, bei dem über die maximale Härte (Peak-Härte) ausgelagert wird und dadurch eine erhöhte Spannungsrisskorrosions-Resistenz aufweist. Der nachteilige Effekt liegt hier jedoch in der 10-15 % Senkung der Festigkeitswerte (siehe Abbildung 20). Bei der Überalterung des Werkstoffes von T6 auf T7 ergeben sich folgende mikrostrukturelle Änderungen:

- Vergrößerung der Matrix-Ausscheidungen
- Vergrößerung der Korngrenzen-Ausscheidungen sowie Erhöhung deren Anteile
- Verbreiterung der ausscheidungs-freien Zonen (PFZ)

Die Auswirkung zunehmender Überalterung auf die Materialeigenschaften ist in Abbildung 21 zu sehen. Dabei sind die Werkstoffzustände von T79 bis T73 angeführt, welche die Intensität der Überalterung widerspiegeln, beginnend mit einer minimalen Überalterung bei T79 bis hin zur Maximalen bei T73.

Eigenschaft/Zustand	T6	T79	T76	T74	T73
Zugfestigkeit					
Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion					
Beständigkeit gegen Schichtkorrosion					
Bruchzähigkeit					
Elektrische Leitfähigkeit					

Abbildung 21: Auswirkung der Überalterung auf die Materialeigenschaften [29]

3.5 Wärmebehandlungskonzepte

Neben den in Kapitel 3.4 angeführten normgemäßen Werkstoffzuständen haben sich in der Praxis die unterschiedlichsten Wärmebehandlungskonzepte etabliert. Immer unter dem Gesichtspunkt der späteren Verwendung des jeweiligen Materials ist der Fokus auf Festigkeit, Zähigkeit, Korrosionsbeständigkeit oder andere diverse Kennwerte gelegt. Da die einzelnen Materialeigenschaften teilweise konkurrierend aufeinander wirken können, stellt die Kompromisslösung die beste Alternative dar. So weist zum Beispiel die T6-Auslagerung die höchsten Festigkeitswerte auf, ist jedoch sehr anfällig auf Spannungsrisskorrosion. Der Spagat die geforderten Zielwerte zu erreichen, stellt die Aluminiumhersteller bzw. die gesamte Metallindustrie vor große Herausforderungen, sodass sich unterschiedlichste Varianten der Wärmebehandlung entwickelt haben. Eine graphische Beschreibung, welche Alternativmöglichkeiten es gibt, zeigt Abbildung 22.

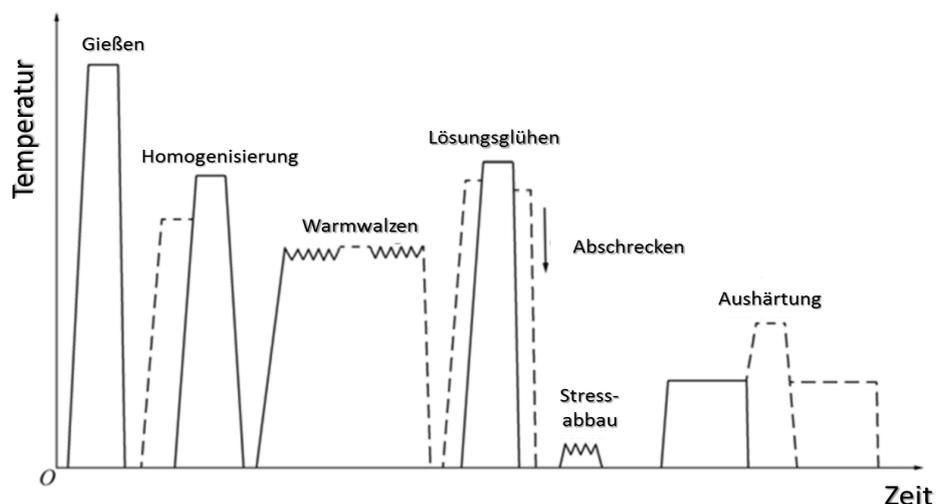


Abbildung 22: Prozessroute von hochfesten Al-Zn-Mg-Cu-Platten (kommerzielle und experimentelle Ansätze (strichliert)) [21]

3.5.1 Reine Wärmebehandlungen

Die klassische T6-Auslagerung, welche zu den höchsten Festigkeitswerten führt, ist im Falle von 7075-Legierungen als Glühung bei 121 °C für 24 Stunden definiert [21]. Aufgrund von Kosteneinsparungs- sowie Produktionsoptimierungszielen wird eine Verkürzung der Auslagerung gefordert. Dies ist in der Praxis durch eine zweistufige Wärmebehandlung realisierbar, die im Vergleich zu einer einstufigen Aushärtung eine Zeitreduktion bis zu einem Faktor 36 bringen kann, ohne signifikante Minderung der Härte. [31]

Die zweistufige Auslagerung, in der Literatur auch als „double aging“ bezeichnet, setzt sich aus dem Lösungsglühen mit nachfolgender Abschreckung auf Raumtemperatur sowie der hintereinander geschalteten Auslagerung auf zwei unterschiedlichen Temperaturen zusammen. Abbildung 23 verdeutlicht dieses Prozessschema.

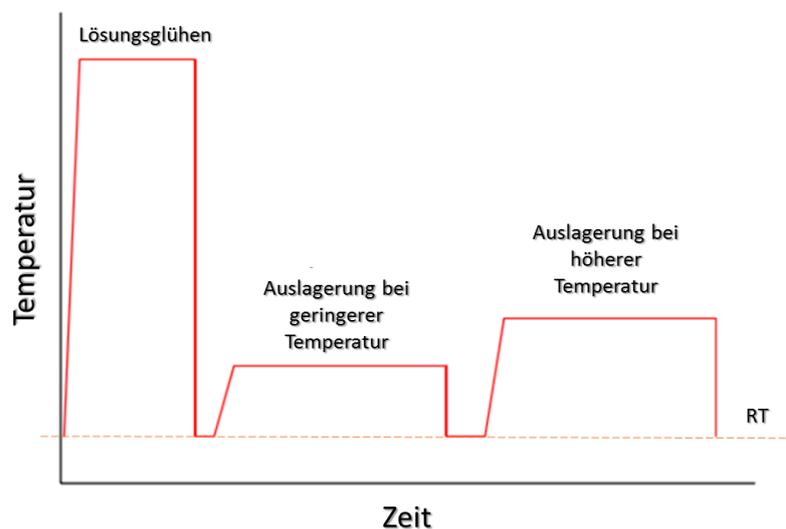


Abbildung 23: Zweifache Auslagerung – Wärmeprofil (Double Aging) [31]

Optimale Ergebnisse sind durch eine erste 55-minütige Auslagerung bei 121 °C gefolgt von einer etwa einstündigen zweiten Aushärtung bei 171 °C erzielbar. Hierbei kommt es zu einer ähnlich feinen Mikrostruktur mit 5 nm großen η' -Ausscheidungen, wie es bei einer einstufigen Auslagerung bei 121 °C der Fall ist. Die erste Auslagerung führt zur Bildung der GP-Zonen und teilweise zur Umwandlung in η' -Phasen, während die zweite Auslagerung die Umwandlung beschleunigt (da sie bei höherer Temperatur abläuft). [31]

Normalerweise sollte die erste Temperatur niedriger als die zweite sein. Sobald es durch eine zu hohe Temperatur zur Bildung von Gleichgewichtsphasen kommt, ist deren Auflösung nicht mehr möglich. Außerdem führt eine niedrigere erste Temperatur zu einer dichten GP-I- bzw. GP-II-Struktur, welche in der zweiten Auslagerung als Keimstellen für die η' -Phasen dienen. [31]

Ein ganz wesentlicher Parameter ist die Auslagerungszeit in der ersten Stufe, welche bei 55 Minuten ein Optimum zeigt. Dies ist dadurch erklärbar, dass aufgrund einer längeren ersten Auslagerungszeit der Volumenanteil der Ausscheidungen steigt, aber nach Überschreitung der Zeit, der Typ der Ausscheidung sich von den GP-Zonen zu η' -Phasen ändert und mit einer Vergrößerung der Partikel verbunden ist. Dies wiederum beeinflusst die Größe und Verteilung der Ausscheidungen in der zweiten Stufe. [31]

Ein weiterer wichtiger Parameter ist die Temperaturführung in der zweiten Auslagerung. Abhängig von der chemischen Zusammensetzung der 7075-Legierung ergibt sich laut Literatur eine Solvustemperatur für GP-Zonen von 130–160 °C. Diese darf in keiner Weise überschritten werden, sonst kommt es zu deren Auflösung, welche aber für die maximale Aushärtung notwendig sind.

Zusammenfassend liegt der entscheidende Vorteil darin, dass die Struktur und die Verteilung der Ausscheidungen gleich bleiben und dementsprechend kein Härteverlust vorliegt, gleichzeitig sich aber der Zeitaufwand verringert ist. [31]

Eine andere Auslagerungsalternative, die sich in der Praxis durchgesetzt hat und zu verbesserten Eigenschaften führt, ist unter dem Namen „Interrupted aging“ bekannt. Hierbei ist die Auslagerung bei erhöhter Temperatur durch eine Periode niedriger Temperatur unterbrochen. Der folgende Prozessablauf ist in Abbildung 24 dargestellt.

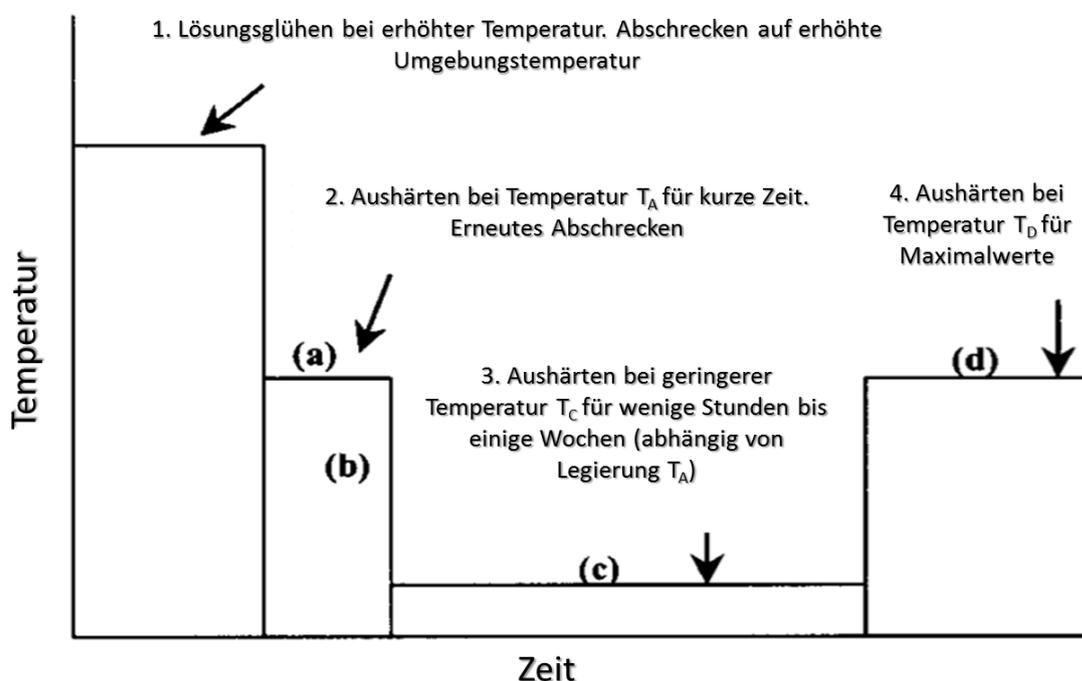


Abbildung 24: Darstellung der Wärmebehandlung mit unterbrochene Auslagerung (Interrupted Aging) [32]

Da sich die Auslagerungstemperaturen in der Phase a und d (Abbildung 24) an der T6-Auslagerung orientieren, wird diese spezielle Wärmebehandlung auch als „T6I6“ bezeichnet, wobei das „I“ für „interrupted“ steht. Der Vorteil der unterbrochenen Auslagerung liegt in der sekundären Ausscheidung von feinen Phasen im Bereich c, wodurch sich am Ende der Wärmebehandlung ein viel feineres Ausscheidungsmuster im Gefüge ergibt. Der Anstieg der Härte im Vergleich zu einer T6-Auslagerung ist in Abbildung 25 gezeigt. [32]

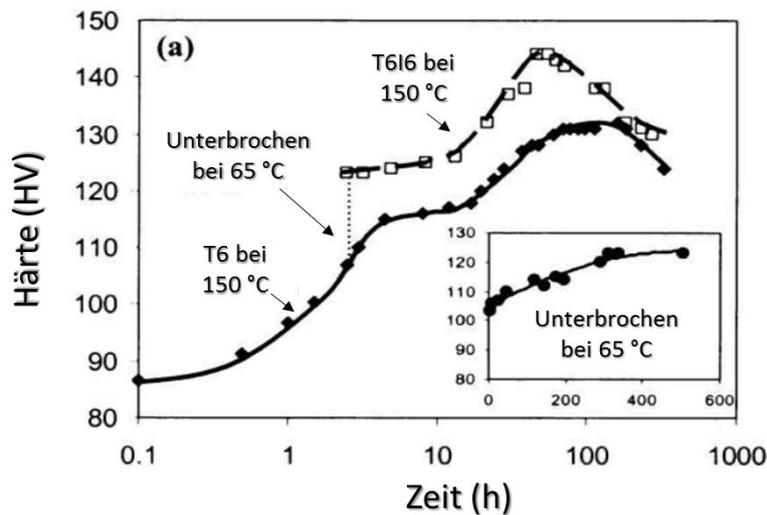


Abbildung 25: Vergleich der Wärmebehandlung T6 mit T6I6 [32]

Ein wesentlicher Nachteil der T6-Auslagerung ist die erhöhte Anfälligkeit auf Spannungsrisse sowie Schichtkorrosion. Überalterte Auslagerungszustände senken diese Empfindlichkeit, gehen jedoch mit einer Reduktion der Festigkeitswerte einher. In der Industrie hat sich ein Kompromiss von hohen Härtewerten bei guten Korrosionseigenschaften ergeben. Dieser ist besser bekannt als RRA (Retrogression and reaging) und diese kann als inverse Alternative zu „Interrupted aging“ gesehen werden, da statt einer Auslagerungsunterbrechung mit geringer Temperatur eine Phase mit erhöhten Werten angesetzt ist. Die folgende Abbildung 26 soll den Verfahrensablauf näher beschreiben.

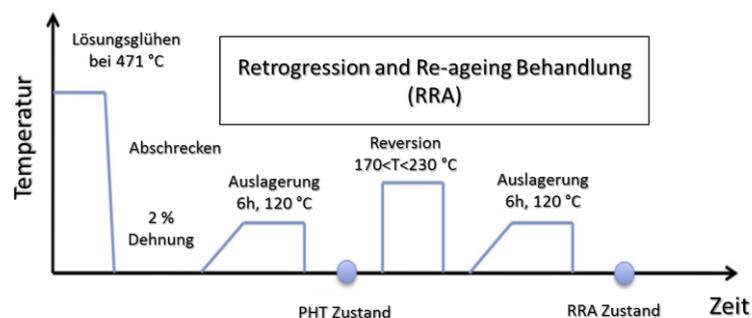


Abbildung 26: Darstellung der RRA-Wärmebehandlung [33]

Hierbei folgt nach einer Lösungsglühung bei 471 °C, einer Abschreckung und einer Reckung mit 2 % eine erste Auslagerung bei 120 °C für sechs Stunden. Anschließend setzt der Schritt der Reversion, eine Auslagerung bei erhöhter Temperatur (z.B. 185 °C bei 20 Minuten) ein und mündet nachträglich in einer zweiten Auslagerung bei 120 °C für 6 Stunden. [33]

Während des Prozessschrittes der „Reversion“ sinkt durch die erhöhte Temperatur zunächst der Volumenanteil der zuvor gebildeten Ausscheidungen in der Matrix (GP-Zonen bzw. η' -Phasen). Dagegen verändern sich die gröberen Korngrenzausscheidungen nicht. Generell bleibt der mittlere Radius der Ausscheidungen gleich, aber der Abstand zwischen den Ausscheidungen steigt. Dies ist durch ein Wachsen von großen (stabileren) Ausscheidungen und ein Auflösen von kleineren (instabileren) erklärbar. Das Ende der „Reversion“ sollte durch den Punkt der maximalen Härte festgelegt sein. Ein Glühen darüber hinaus würde zu einer Vergrößerung der verbleibenden Körner und folglich zu einer Reduktion der Härtewerte führen. [33]

Die Zunahme der Resistenz gegenüber Spannungsrisskorrosion ist durch einen erhöhten Cu-Gehalt in den Korngrenzausscheidungen bedingt. Es hat sich gezeigt, dass bei einem geringeren Cu-Gehalt eine größere Potenzialdifferenz zwischen den Ausscheidungen (z.B.: $MgZn_{2-x}Cu_x$) und den umliegenden Bereichen vorliegt, was zu einer erhöhten Rate der kathodischen bzw. anodischen Reaktion führt. Demnach schützt ein erhöhter Cu-Gehalt vor Korrosion. Durch den kurzen Reversionsschritt bei hoher Temperatur löst sich die S-Phase (Al_2CuMg), deren Cu schließlich in den Korngrenzausscheidungen zu finden ist und die Anfälligkeit für Spannungsrisskorrosion herabsetzt. Wesentlich ist jedoch, dass Cu eine um einen Faktor 40 geringere Diffusionsgeschwindigkeit als Zn aufweist. Dementsprechend sind ausreichend hohe Temperaturen notwendig [21]. Der erhöhte Cu-Anteil in den Korngrenzausscheidungen ist auch der Grund für die verbesserte Korrosionsbeständigkeit von überalterten Werkstoffen (T7), da es hier genügend Zeit zum Diffundieren hat. [21]

3.5.2 Thermomechanische Behandlungen

Neben der reinen Wärmeauslagerung besteht nun auch die Möglichkeit der Kombination mit einem Umformprozess, eine sogenannte thermomechanische Behandlung. Abhängig von der jeweiligen Verformungstemperatur (Kalt- oder Warmumformung) stellt sich eine bestimmte Versetzungsdichte im Gefüge ein. Diese fungiert als Keimstellen und beschleunigt den Prozess der Ausscheidung. Der Umformprozess muss jedoch immer in Kombination mit dem nachfolgenden Auslagerungsschritt gesehen werden, da eine mögliche Erholung bzw. Rekristallisation in Abhängigkeit vom jeweiligen Umformgrad auftreten und das Gefüge sowie die mechanischen Eigenschaften maßgeblich verändern kann.

In der Literatur als auch in der Praxis ergeben sich unterschiedliche Kombinationen von Warm- bzw. Kaltverformungen mit Auslagerungsschritten, sodass hier nur ausgewählte Verfahren darstellbar sind.

So weist, wie in Kapitel 3.5.1 bereits angeführt, die zweistufige Auslagerung bei unterschiedlichen Temperaturen erhöhte Festigkeitswerte bei verkürzten Auslagerungszeiten auf. Hier führt die Kombination mit einem Kaltumformungsvorgang (TMDA – thermomechanical double aging) zusätzlich zu verkürzten Zeiten. Den folgenden Prozessablauf zeigt Abbildung 27.

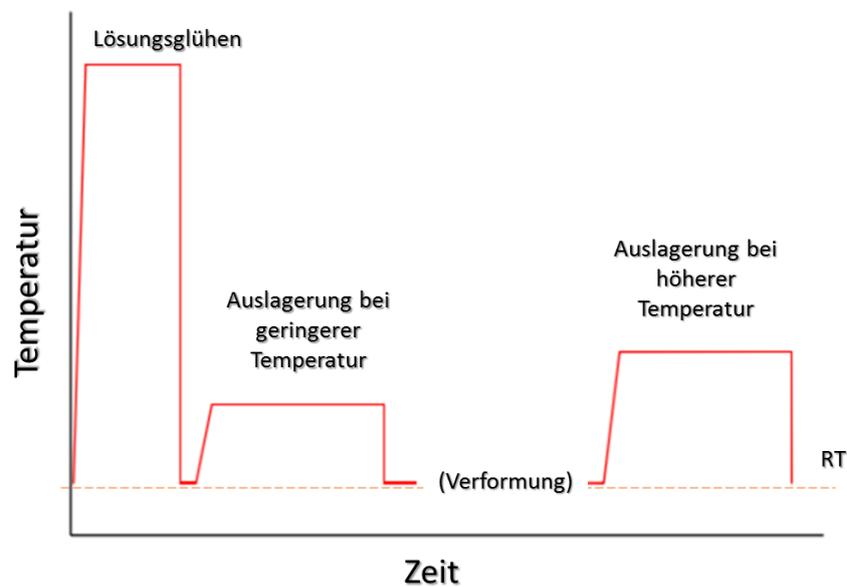


Abbildung 27: Darstellung der thermomechanischen Behandlung kombiniert mit einer zweistufigen Auslagerung [31]

Während beim zweistufigen Auslagern die maximalen Härtewerte mit einer ersten Auslagerung bei 121 °C für 55 Minuten zu erzielen sind, bringt eine dazwischen gelagerte Kaltverformung eine Reduktion der Wärmebehandlungsdauer auf 25 Minuten, ohne dabei die Härtewerte maßgeblich zu verringern. Wesentlich ist, dass im nachgeschalteten Auslagerungsprozess zunächst in den ersten 10–20 Minuten keine Steigerung der Härtewerte auftritt. Dies ist auf die gegenseitige Wirkung von Erholung und Ausscheidung zurückzuführen. Erst nachdem die Erholung abgeschlossen ist, erfolgt ein Härteanstieg. [31]

4 Experimentelle Untersuchungen

Um das Eigenschaftsprofil von 7075-Aluminiumlegierungen hinsichtlich mechanischer und elektrochemischer Kennwerte zu verbessern, ist im Rahmen dieser Masterarbeit ein neues thermomechanisches Verfahren entwickelt worden.

Dieses Kapitel widmet sich der Verfahrensentwicklung, der Versuchsdurchführung und der Prüfung der Ergebnisse. Die Auswertung und Interpretation der Ergebnisse sind im Kapitel 5 Ergebnisse erläutert.

4.1 Strategie

Ziel ist es, auf Basis konventioneller Legierungen (ohne Lithium oder Scandium) vom Typ 7075 hohe Festigkeit bei gleichzeitig guter Duktilität und guter Korrosionsbeständigkeit zu erreichen. Der Leitgedanke ist, eine Mikrostruktur herzustellen, welche eine hohe Dichte von Aushärtungsphasen (GP, η'), keine schädlichen Korngrenzausscheidungen sowie eine kleine Korngröße aufweist. Darüber hinaus soll die Erholung gegenüber der Rekristallisation dominieren. In Abbildung 28 ist das entwickelte Prozessschema verdeutlicht.

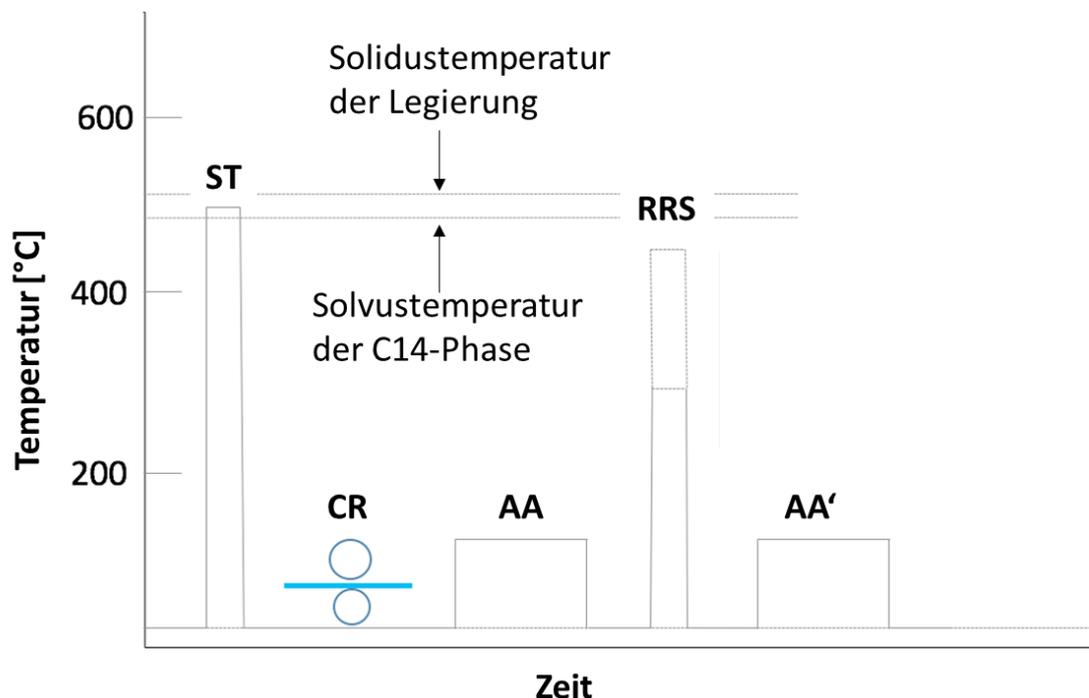


Abbildung 28: Darstellung des entwickelten Prozessschemas für verbesserte Eigenschaften von 7075-Legierungen; Abkürzungen (ST – Lösungsglühen/solution treatment, AA – Warmauslagerung/artificial ageing, CR – Kaltwalzen/cold rolling, RRS – Erholungsglühen/recovery and resolution, AA' – Warmauslagerung/artificial ageing)

Der Prozess beginnt mit einer klassischen Lösungsglühung (ST), an die sich ein Kaltumformschritt (CR) anschließt. Dieser hat eine Steigerung der Defektdichte zum Ziel,

welche bei der nachfolgenden Warmauslagerung (AA) die Dichte von GP-Phasen und η' -Phasen erhöhen soll. Infolge heterogener Keimbildung an den Versetzungen bzw. Versetzungsknoten ist die Entstehung von Ausscheidungsphasen begünstigt. Im Vergleich bilden sich bei der klassischen Wärmebehandlung mit Lösungsglühung und anschließender Warmauslagerung feine GP-Zonen und η' -Phasen in der Matrix, während sich gröbere η' - und η -Phasen an den Korngrenzen ausscheiden. Nach dem Schritt der Warmauslagerung (AA) folgt eine Erholungsglühung (RRS – Recovery and Re-Solution Treatment), die knapp unter der Solvustemperatur der sich ausscheidenden Phasen angesetzt ist. Dabei sollen sich GP-Zonen und feine η' -Phasen wieder auflösen, während gröbere η' - und η -Ausscheidungen zurückbleiben und die Kornstruktur stabilisieren bzw. die Rekristallisation erschweren. Bei der anschließenden zweiten Warmauslagerung (AA') scheiden sich GP-Zonen wie auch η' -Phasen wieder aus, um die gewünschte Härtewirkung zu erzielen. Die feinere Verteilung der gröberen η' - und η -Ausscheidungen sollen zu einer Verbesserung hinsichtlich der Korrosionsbeständigkeit führen.

Die Prozessschritte AA + RRS + AA' haben eine gewisse Ähnlichkeit mit dem RRA-Behandlung (Retrogression and Reageing), welcher schon in Kapitel 3.5 erklärt wurde. Hierbei folgt nach einer ersten Warmauslagerung bei moderater Temperatur (130 °C) eine kurze Glühbehandlung bei 220–280 °C (Retrogression) mit dem Ziel, die Matrixausscheidungen aufzulösen, die Korngrenzausscheidungen jedoch überleben zu lassen. Beim abschließenden zweiten Warmauslagerungsschritt (Reageing) soll schließlich eine höhere Dichte von η -Phasen an den Korngrenzen vorliegen, um die Empfindlichkeit gegenüber Schicht-, interkristalline- und Spannungsrisskorrosion zu reduzieren. [36]

Der entscheidende Unterschied zur RRA-Methode liegt nun im vorausgehenden Kaltumformungsschritt. Hierdurch sind ein feineres Korn, ausscheidungsarme Korngrenzen sowie eine Abwesenheit von ausscheidungsfreien Zonen (PFZ) zu erwarten, die zu einer Verbesserung der mechanischen und elektrochemischen Eigenschaften führen sollen.

4.2 Versuchsdarstellung

Aufbauend auf der im Kapitel 4.1 vorgestellten Verfahrensstrategie widmet sich dieses Unterkapitel der Festlegung der einzelnen Versuchsparameter. An dieser Stelle sei erwähnt, dass diese Studie in Anlehnung an die in der Industrie üblichen Parameter ausgelegt ist.

Beim vorliegenden Prozessschema (Abbildung 28) ergeben sich folgende Fragestellungen, die im Folgenden kurz andiskutiert werden:

1. Höhe des Umformgrades?
2. Dauer und Höhe der ersten Warmauslagerung (AA)?
3. Dauer und Höhe der Erholungsglühung (RRS)?

Der Kaltumformungsschritt (CR) nach der Lösungsglühung (ST) stellt das entscheidende Unterscheidungsmerkmal zum RRA-Prozess dar. Hierbei ergibt sich nun die Frage nach dem notwendigen Umformgrad, um eine homogene Verteilung der hohen Defektdichte zu gewährleisten. Tajally et al. [37] zufolge ergibt sich im Falle einer Kaltverformung von 7075-Blechen eine Sättigung bereits bei einem Umformgrad von etwa 70 %. Dies ist in Tabelle 4 verdeutlicht und soll als Orientierungswert dienen. Der Umformgrad in Tabelle 4, sowie in weiterer Folge dieser Arbeit wird wie folgt berechnet:

$$\varepsilon = \frac{d_1 - d_0}{d_0}$$

Der Parameter d_1 gibt die Enddicke des Bleches nach Verformung an, d_0 die Ausgangsdicke des Bleches.

Tabelle 4: Mechanische Eigenschaften einer 7075-Legierung nach dem Kaltwalzen von 5 mm dickem Blech; RD – Walzrichtung, TD – quer zur Walzrichtung [37]

Proben	Zustand	Härte [HV]	Zugfestigkeit [MPa]	0,2%-Dehngrenze [MPa]	Dehnung [%]
S-0	Startmaterial	70	234	125	15,5
S1-1L	58 % CW/(RD)	105	321	274	9,3
S1-1T	58 % CW/(TD)	108,5	343	290	9,1
S2-1L	71 % CW/(RD)	109	341	290	9,1
S2-1T	71 % CW/(TD)	114	371	310	8,9

Ein zweiter wesentlicher Schritt ist die erste Warmauslagerung (AA) nach der Kaltumformung. Diese hat zum Ziel, die Ausscheidungsdichte von GP-Zonen sowie η' -Phasen zu erhöhen, welche sich an Versetzungen bzw. Versetzungsknoten bilden. Im nachfolgenden Schritt der Erholungsglühung (RRS) lösen sich jedoch feinere Ausscheidungen wieder auf, während größere zurückbleiben. Gerade diese größeren Teilchen sind aber notwendig, um die Gefügestruktur während der Glühung (RRS) zu stabilisieren und einer Rekristallisation zu groben Körnern gemäß dem „Zener Drag“ entgegenzuwirken. Da sich Ausscheidungen neben Versetzungen auch an Korngrenzen aufgrund der heterogenen Keimbildung anlagern und demzufolge eine erhöhte Energieaufwendung zur Bewegung der Korngrenzen erforderlich ist, wirken somit ausgeschiedene Teilchen als rekristallisationshemmend [38]. Dementsprechend sind in dem ersten Warmauslagerungsschritt (AA) höhere Temperaturen zu wählen, um eine

bestimmte Menge an größeren Ausscheidungen zu gewährleisten. Hier ist das Ziel ein teilweise überaltertes Gefüge herzustellen.

Die letzte entscheidende Fragestellung behandelt das Thema der Erholungsglühung (RRS). Hierfür ist einerseits die Höhe der Temperatur, andererseits deren Dauer entscheidend. Da dieser Schritt jedoch dem „Retgressionsschritt“ der RRA-Behandlung ähnelt, erfolgt die Parameterwahl in Anlehnung daran. Zuzufolge Park und Ardell [39] ergeben sich die besten mechanischen Eigenschaften im Rahmen einer RRA-Behandlung durch eine Retrogression bei 240 °C und 30 Sekunden. Eine weitere Hilfestellung bei der Festlegung der Konstanten bietet auch das Time-Temperature-Transformation-Diagramm (TTT) von 7075-Legierungen, welches in Abbildung 29 gezeigt ist.

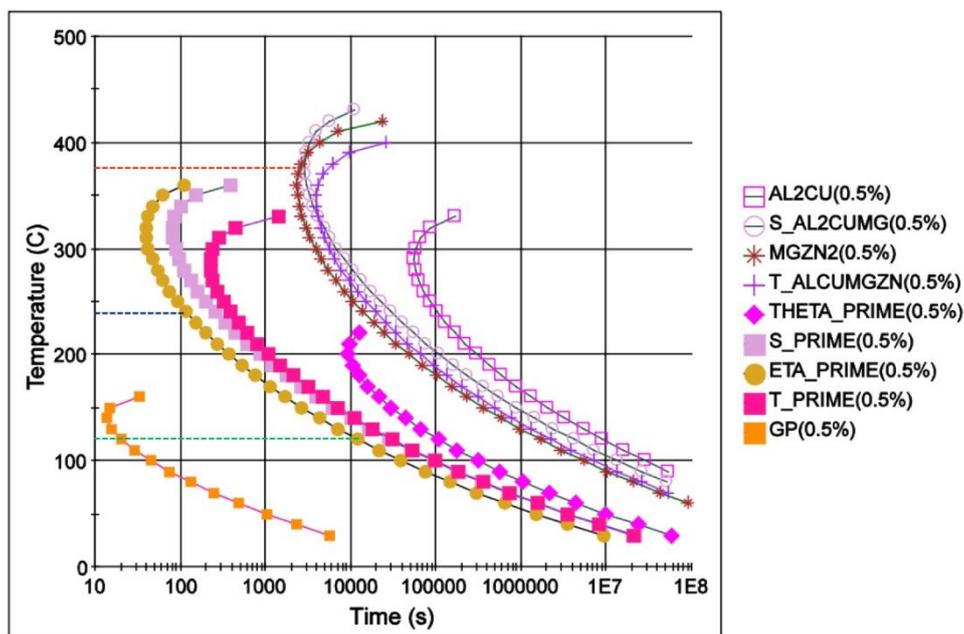


Abbildung 29: Berechnetes TTT-Diagramm einer 7075-Legierung [40]

Hierbei ist ersichtlich, dass im Falle von 240 °C ein Zeitfenster für neue Ausscheidungsbildungen in vergleichbarer Größenordnung liegt (blaue Gerade; < 100 Sekunden). Die Erholungsglühung (RT) muss jedoch bei höherer Temperatur ablaufen, da bei 240 °C noch keine ausreichende Erholung gewährleistet ist. Dies ist in Abbildung 30 näher verdeutlicht. In einem Temperaturbereich von 225 °C bis 345 °C nach fünf-minütiger Glühbehandlung ist mit einer monoton fallenden Härte zu rechnen. Geeignet erscheint eine Temperatur bei 380 °C, welche im TTT-Diagramm durch die rote Gerade angedeutet ist. Dabei ergibt sich ein Zeitfenster von etwa 2000 Sekunden bzw. einer halben Stunde, um die Erholungsbehandlung durchzuführen. Es ist jedoch davon auszugehen, dass binnen kürzester Zeit (wenige Minuten) ein erholt Gefüge herstellbar ist und es somit keine zeitliche Limitierung ergibt. Umso mehr muss sichergestellt sein, dass sich im Rahmen der

Erholungsglühung (RRS) die η' - bzw. η -Phasen nicht vollständig auflösen, um die Hemmung des Kornwachstumes nach Zener nicht zu verlieren. Aus diesem Grund ist, wie oben bereits beschrieben, eine leichtere Überalterung in der ersten Warmauslagerung (AA) sinnvoll. [37,40]

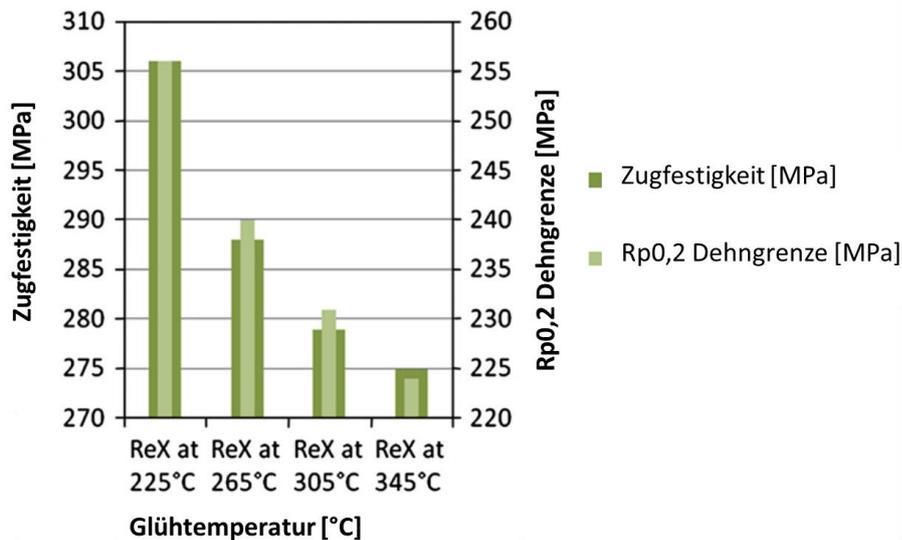


Abbildung 30: Mechanische Eigenschaften einer 7075-Legierung nach einer Glühbehandlung für 5 min [37]

Durch die Variation des Umformgrades soll gezeigt werden, inwiefern dieser einen Einflussfaktor auf das Endergebnis darstellt. Anlehnend an den bereits vorne angeführten Orientierungswert von 70 %, sind Versuche mit einem Umformgrad von 60 % und 40 % durchzuführen [37]. Eine Erhöhung des Verformungsgrades ist aufgrund des geringen Umformvermögens von 7xxx-Legierungen nicht sinnvoll.

Durch unterschiedliche Temperaturen im ersten Warmauslagerungsschritt (AA), soll eine verschieden starke Überalterung im Material gewährleistet sein. Dies erfolgt unter der Annahme, dass überalterte größere Ausscheidungen entlang der Korngrenzen rekristallisationshemmend wirken und somit keine Vergrößerung des Kornes in der nachgelagerten Erholungsglühung (RRS) stattfindet. Durch unterschiedlich hohe Temperaturen bei einer konstant gehaltenen Auslagerungszeit sind eben diese verschiedenen Überalterungszustände realisierbar. In dieser Arbeit fällt die Wahl auf 145, 155 und 165 °C. Der letzte Variationsparameter ist die Temperatur der Erholungsglühung (RRS). Hierbei steht wieder der Einfluss von unterschiedlichen Temperaturen auf das Endergebnis im Vordergrund. Wie schon beschrieben, lösen sich während dieser Stoßglühung die feinen Partikel auf, während die größeren bestehen bleiben sollen. Die aufgelösten Teilchen besitzen im nachträglichen zweiten Auslagerungsschritt (AA') erneut ein Ausscheidungspotenzial. Die hier gewählten verschiedenen Temperaturen sind 360, 380 und 400 °C.

Ableitend aus diesen Variationsparametern ergeben sich somit 18 verschiedene Versuche, die in Tabelle 5 gezeigt sind. Folgende Prozessschritte umfasst die Versuchsreihe:

- Lösungsglühen – ST (Solution Treatment)
- Kaltverformung – CR (Cold processing)
- 1. Warmauslagerung – AA (Artificial ageing)
- Erholungsglühung – RRS (Recovery and Resolution)
- 2. Warmauslagerung – AA' (Artificial Ageing)

Tabelle 5: Darstellung des Versuchsplanes für das neu entwickelte Verfahrensschema

Versuch	Lösungsglühen	Kaltverformung	1. Warmauslagerung	Erholungsglühung	2. Warmauslagerung
1	485 °C/ 45 Minuten	5 auf 2 mm	165 °C/ 2 Stunden	400 °C/ 1 Minute	125 °C/ 24 Stunden
2				380 °C/ 1Minute	
3			360 °C/ 1 Minute		
4			400 °C/ 1 Minute		
5			380 °C/ 1Minute		
6			360 °C/ 1 Minute		
7		145 °C/ 2 Stunden	155 °C/ 2 Stunden	400 °C/ 1 Minute	
8				380 °C/ 1Minute	
9			360 °C/ 1 Minute		
10			400 °C/ 1 Minute		
11			380 °C/ 1Minute		
12			360 °C/ 1 Minute		
13		5 auf 3 mm	165 °C/ 2 Stunden	400 °C/ 1 Minute	
14				380 °C/ 1Minute	
15			360 °C/ 1 Minute		
16			400 °C/ 1 Minute		
17			380 °C/ 1Minute		
18			360 °C/ 1 Minute		

Probenmaterial

Das zu untersuchende Probenmaterial ist eine 7075-Legierung, welche von der Firma AMAG zur Verfügung gestellt wird. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 6 angegeben.

Tabelle 6: Chemische Zusammensetzung der 7075-Legierung nach DIN EN 573-3 in Massen-%

Bezeichnung	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
EN-AW-7075	0,40	0,50	1,2–2,0	0,30	2,1–2,9	0,18–0,28	5,1–6,1	0,20	Rest

Die angelieferten Probenformen sind 5 mm dicke Bleche mit einem Querschnitt von 1350 x 1000 mm und befinden sich im Zustand F.

4.3 Werkstoffprüfung

Zur Überprüfung der Qualität der Versuchsreihe sind folgende Prüfungen vorgesehen:

- Härteprüfung
- Zugprüfung
- Korngrößenbestimmung mittels Lichtmikroskop
- Chemische Analyse mittels Rasterelektronenmikroskop

Zu Beginn ist eine Untersuchung der Eignung des Verfahrens hinsichtlich der mechanischen Kennwerte. Erst nach dessen Bestätigung kann in einem weiteren Vorgehen das Verhalten in korrosiven Medien geprüft werden.

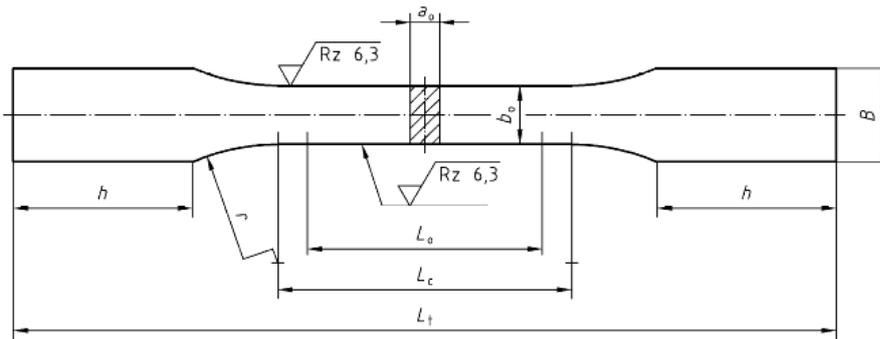
4.3.1 Härteprüfung

Die Härteprüfung erfolgt am Härtemessgerät EMCO-Test M4 am Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie. Wie für Aluminiumlegierungen typisch, ist die Prüfung nach Brinell mit der Einstellung HBW 2,5/62,5/15 anzuwenden. Zur statistischen Sicherheit sind pro Prüfung mindestens drei Prüfvorgänge durchzuführen. Des Weiteren ergaben sich keine signifikanten Härteunterschiede zwischen der oberen und unteren Seite der Bleche.

4.3.2 Zugprüfung

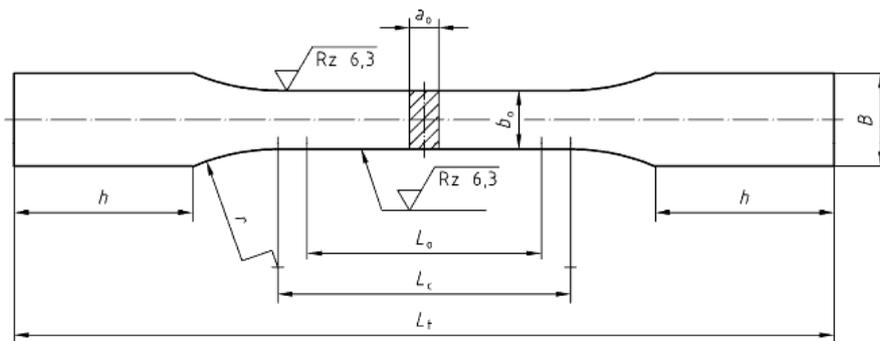
Die Zugprüfung der thermomechanisch behandelten Bleche erfolgt an der lehrstuhleigenen Zugprüfmaschine der Firma Zwick/Roell. Dabei stützt sich die Materialprüfung auf die Norm „DIN EN ISO 6892-1:2009“. [41]

Die jeweilige Normprobenform für 2 mm und 3 mm Bleche sind den Abbildungen 31 bis 32 zu entnehmen, welche auf der „DIN 50125“ basieren. [42]

**Legende**

a_o	Probendicke (= Erzeugnisdicke)	L_o	Anfangsmesslänge
b_o	Probenbreite	L_c	Versuchslänge ($L_c = L_o + 2 b$)
B	Kopfbreite	L_t	Gesamtlänge
h	Kopfhöhe		

Abbildung 31: Zugprobenform H für Proben mit 2 mm Dicke

**Legende**

a_o	Probendicke	L_o	Anfangsmesslänge ($L_o = 5,65 \sqrt{a_o \times b_o}$)
b_o	Probenbreite	L_c	Versuchslänge ($L_c \geq L_o + 1,5 \sqrt{a_o \times b_o}$)
B	Kopfbreite ($\approx 1,2 b + 3 \text{ mm}$)	L_t	Gesamtlänge
h	Kopfhöhe ($\approx 2 b + 10 \text{ mm}$)		

Abbildung 32: Zugprobenform E für Proben mit 3 mm Dicke

4.3.3 Korngrößenbestimmung mittels Lichtmikroskop

Zur Korngrößenbestimmung erfolgt zunächst die Herstellung der Schriffe mit der zugehörigen Ätzung nach Barker. Mittels vollmotorischem Zeiss-Auflichtmikroskop Axio Imager M1m werden geeignete Aufnahmen der Mikrostruktur angefertigt, um die Korngrößen ermitteln zu können.

4.3.4 Chemische Analyse mittels Rasterelektronenmikroskop

Nach Herstellung der Schriffe kann am lehrstuhleigenen Rasterelektronenmikroskop JSM-IT300 von der Firma JEQL die chemische Analyse der Materialien überprüft werden.

4.4 Versuchsdurchführung

Dieses Kapitel widmet sich der Durchführung der Testreihen, gemäß dem Versuchsplan in Tabelle 5. Bevor jedoch mit den eigentlichen Experimenten gestartet werden konnte, sind noch Vorversuche bezüglich Temperaturverteilung im Ofen sowie Aufheizraten zu tätigen.

Wie bereits erwähnt, umfasst die gelieferte Probenform folgende Abmessungen: 1350 x 1000 x 5 mm. Dieses Blech wird durch eine Schlagschere in 5 mm dicke 250 x 100 mm große Proben geschnitten, welche die Ausgangsgeometrie darstellen. Abbildung 33 zeigt die zugeschnittene Probenform.



Abbildung 33: Darstellung der zugeschnittenen Probenform

4.4.1 Vorversuch

Dieses Unterkapitel erläutert die unterschiedlichen Vorversuche, welche notwendig sind, um korrekte Hauptexperimente durchführen zu können. Dazu wird hauptsächlich der lehrstuhleigene Kammerumluftofen der Firma Nabetherm vom Typ N60 65 HA verwendet. Für Temperaturaufzeichnungen stehen ICP-Module sowie ein Computer mit erforderlicher Software zur Verfügung (Abbildung 34).



Abbildung 34: Ofen und Computer zur Temperaturaufzeichnung

4.4.1.1 Ermittlung der Temperaturverteilung im Ofen

Im Kammerumluftofen sind drei Roste in unterschiedlicher Höhe angebracht – oben, mittig und unten (Abbildung 35). Dadurch ergeben sich verschiedene Temperaturprofile, die einen potenziellen Einflussfaktor auf das Endergebnis darstellen könnten. Aus diesem Grund sind zunächst die unterschiedlichen Temperaturverteilungen im Ofen zu messen. Dazu wurde auf jeder Zone jeweils ein Thermoelement des „Typus K“ angebracht und die Werte aufgezeichnet. Untersuchte Daten sind einerseits die Auslagerungstemperaturen (125 °C und 165 °C), andererseits auch die Lösungsglüh- (485 °C) und Erholungsglüh- (380 °C). Um dies in einem Zuge zu überprüfen, erfolgte die Messung durch ein Thermoelement jeweils auf jeder Rostebene gemäß Abbildung 35.

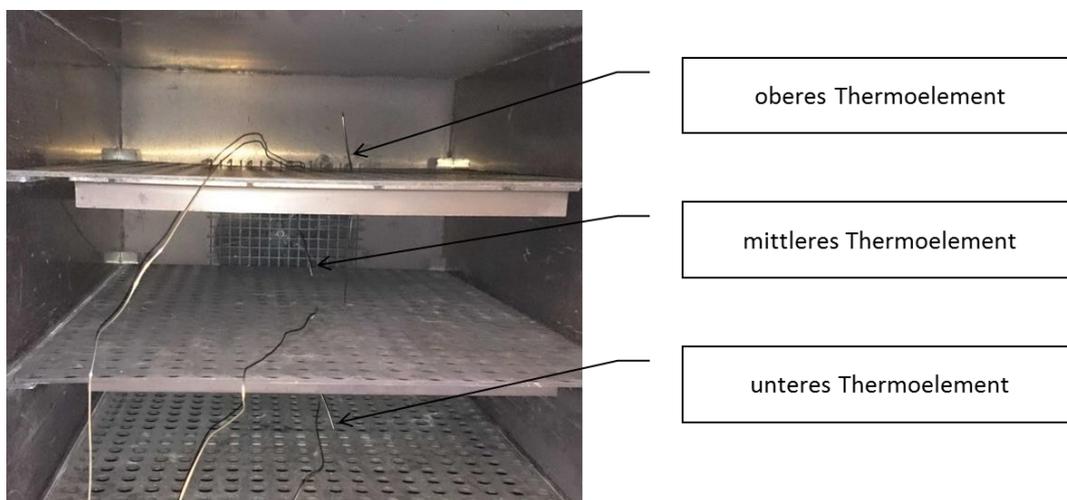


Abbildung 35: Anordnung des Versuchsaufbaues für Temperaturverteilung

Anschließend wurde dem Ofen ein Temperaturprofil einprogrammiert, bei dem dieser jeweils auf 125 °C, 165 °C, 380 °C sowie 485 °C für fünf Minuten verweilte. Dabei ergaben sich folgende Temperaturverteilungen (Abbildung 36 bis 39).

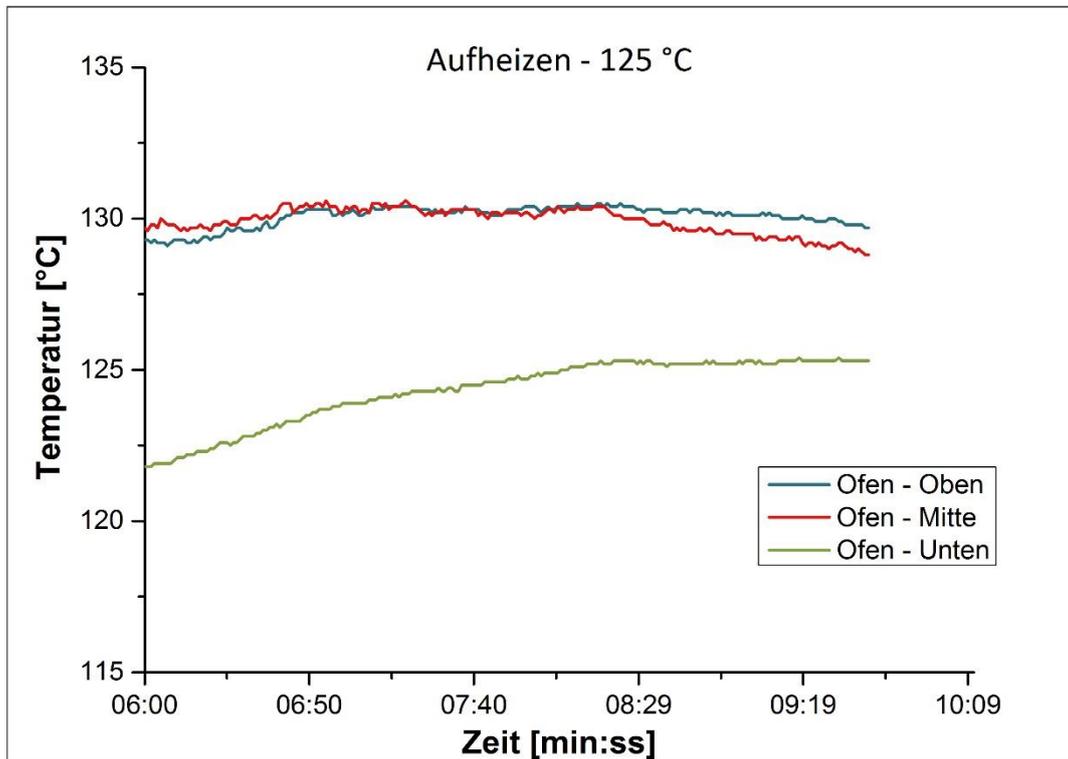


Abbildung 36: Temperaturverteilung im Ofen bei 125 °C

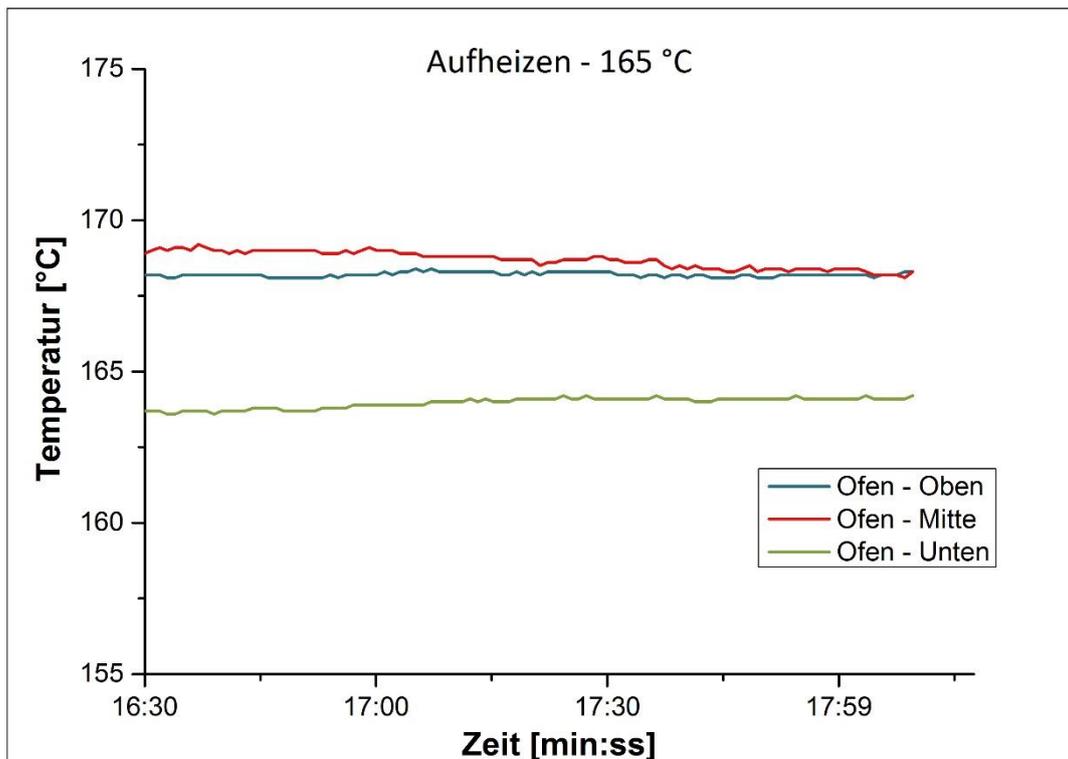


Abbildung 37: Temperaturverteilung im Ofen bei 165 °C

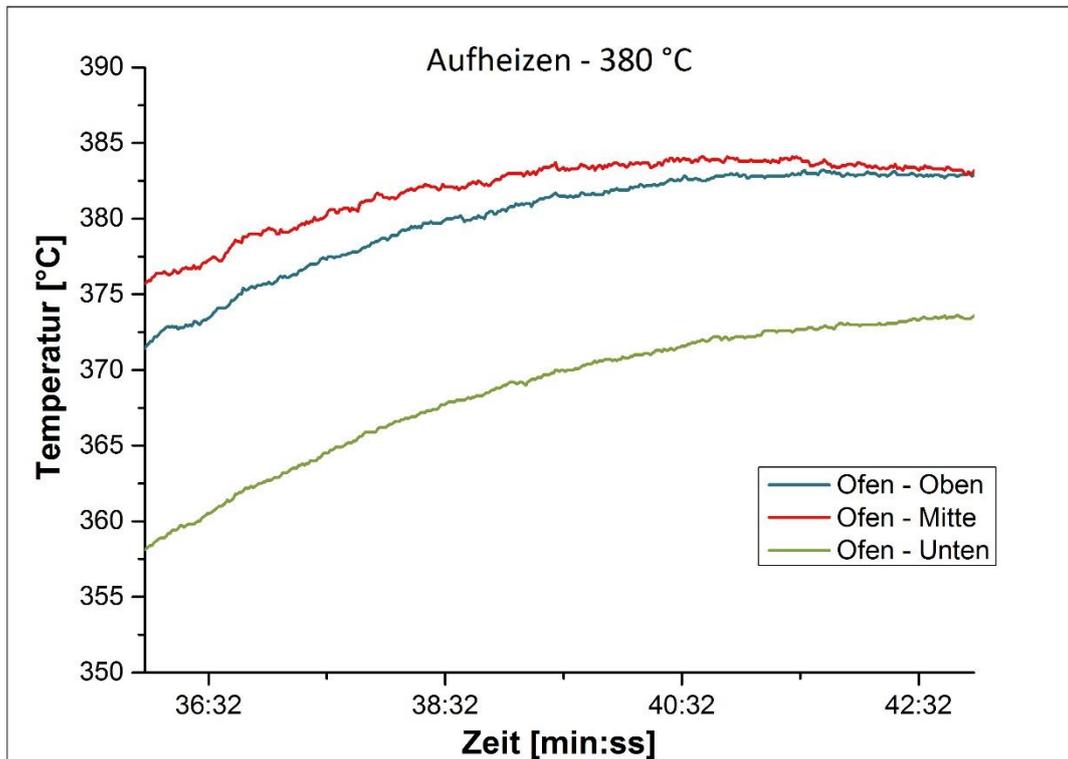


Abbildung 38: Temperaturverteilung im Ofen bei 380 °C

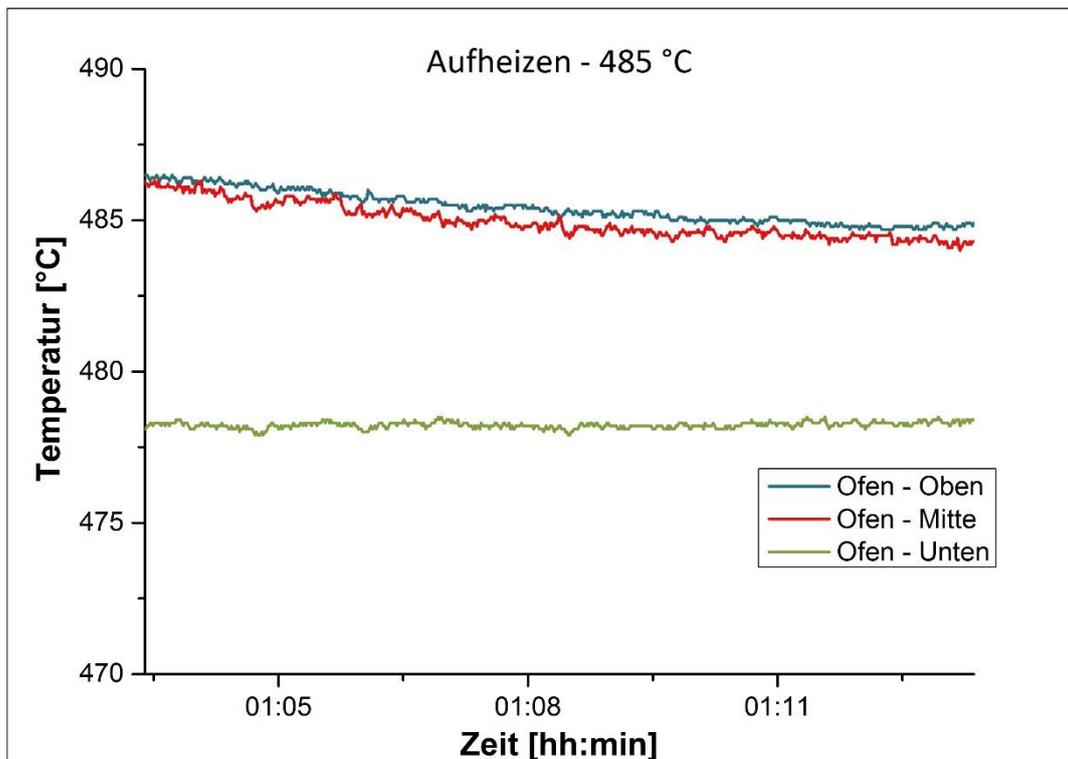


Abbildung 39: Temperaturverteilung im Ofen bei 485 °C

Wie zu erwarten, herrschen im oberen Bereich des Kammerumluftofens die höchsten Temperaturen. Auf mittigem Rost sind durch eine optimale Umluft ähnliche Werte erreichbar. Die Differenz schwankt zwischen 0–1,5 °C aufgrund des im Ofen befindlichen Ventilators, der für optimale Strömungsverhältnisse sorgt.

Neben der reinen Temperaturverteilung, sollte auch deren Auswirkung auf die Proben temperatur überprüft werden. Dazu sind dieselben Aufheizkurven mit Vorproben, sogenannten „Dummy-Proben“, durchzuführen. Diese sind Blechzuschnitte mit einem Querschnitt von 100 x 50 mm und einer Dicke von 5 mm. Zur Temperaturmessung der Vorprobe wird ein kleines Loch ($\varnothing = 1,1 \text{ mm}$) gebohrt, welches das Thermoelement aufnimmt (Abbildung 40).



Abbildung 40: Dummy-Probe mit Loch zur Aufnahme des Thermoelementes

In Summe sind drei Dummy-Proben auf dem oberen, mittleren und unteren Rost im Ofen angeordnet. Die Temperatur wird gemäß dem zuvor angewendeten Temperaturprofil gemessen. Es ist lediglich eine längere Haltezeit auf der jeweiligen Zieltemperatur einzustellen (statt fünf Minuten 30 Minuten). Die Versuchsanordnung ist in Abbildung 41 dargestellt.

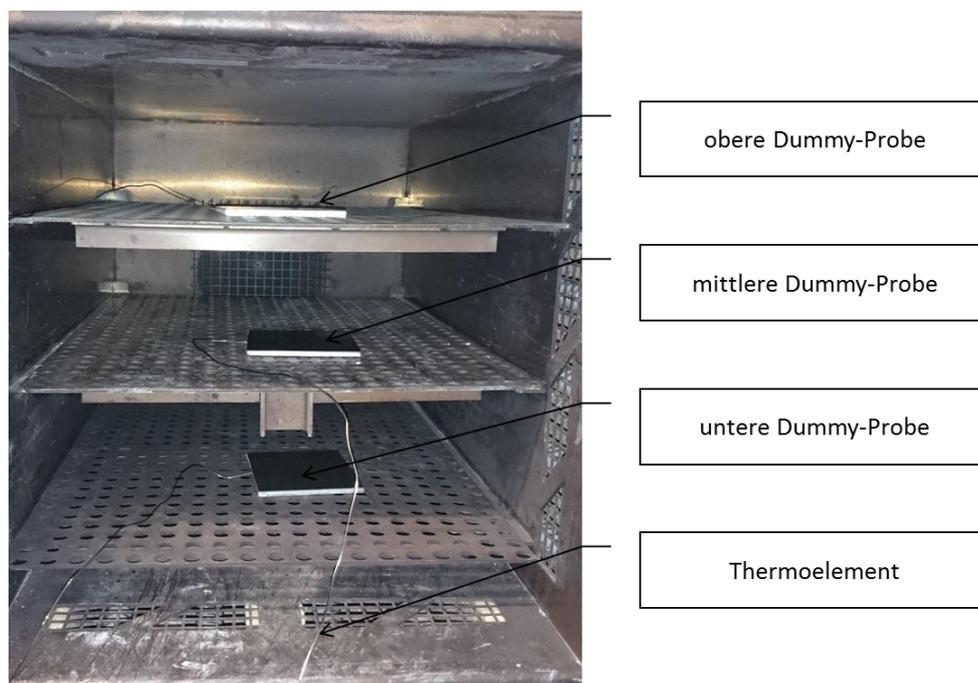


Abbildung 41: Versuchsaufbau Dummy-Proben – Aufheizkurve

Dabei ergeben sich minimale Temperaturdifferenzen im Bereich von weniger als 5 °C zwischen den verschiedenen Rosten. Wie zuvor auch bei den Aufheizkurven ohne Dummy-Proben, weist der obere Bereich des Ofens höhere Temperaturen als der mittlere und untere Teil auf.

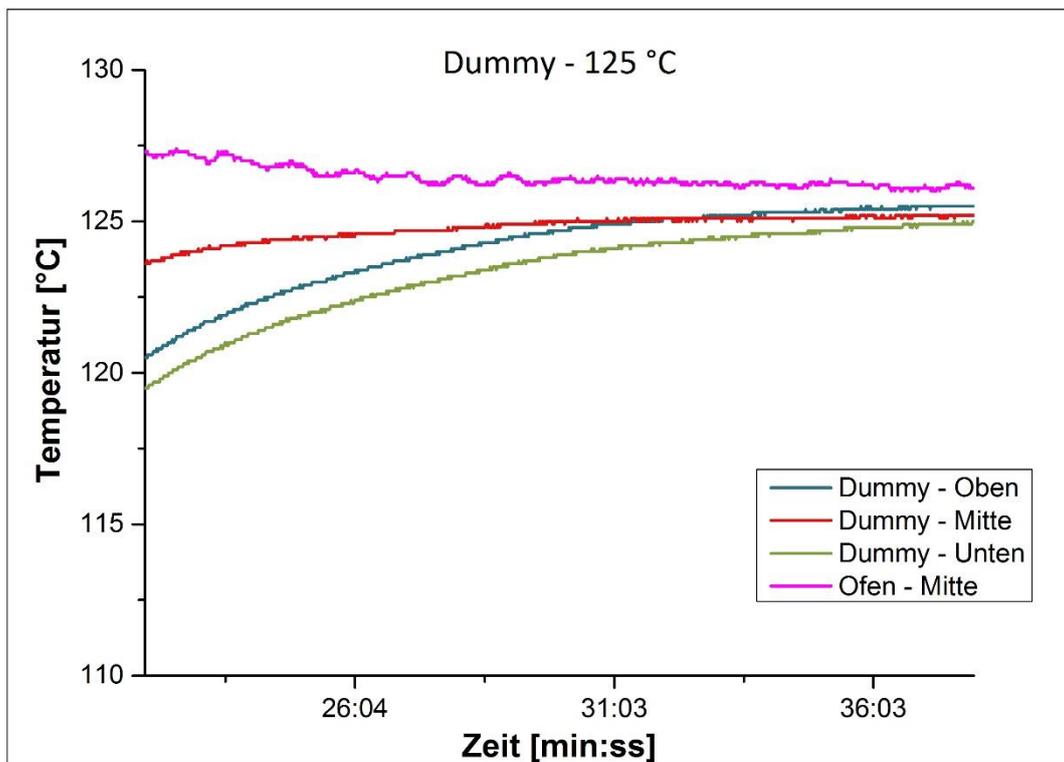


Abbildung 42: Aufheizkurve für die Dummyprobe bei 125 °C

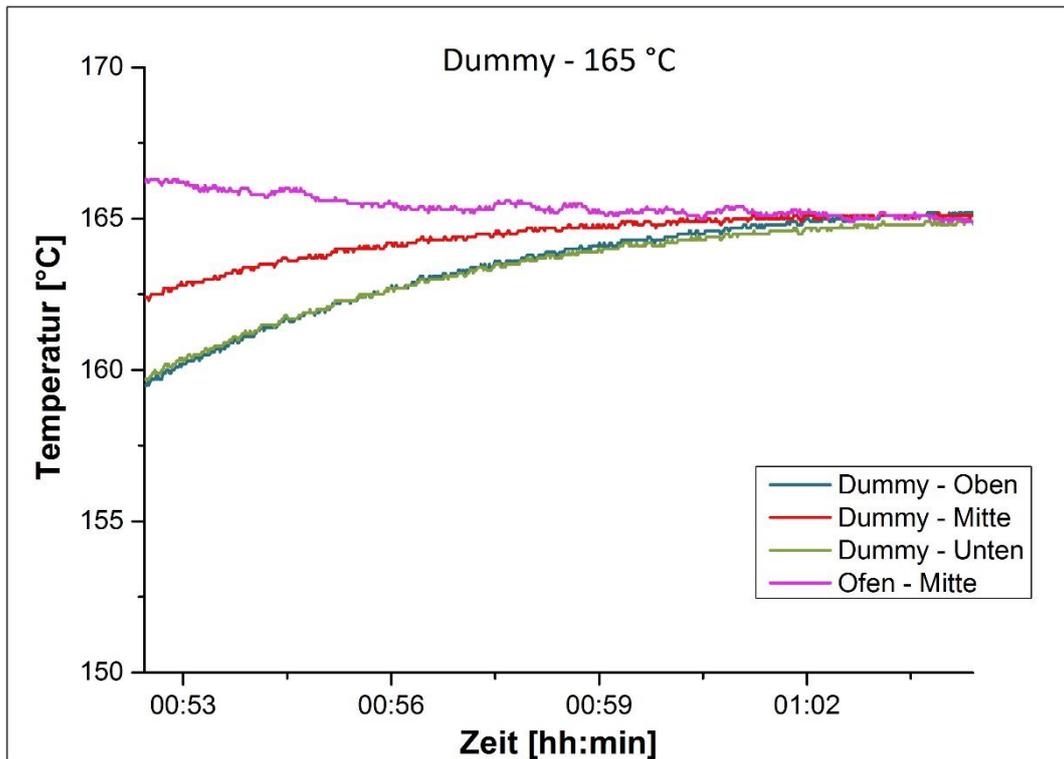


Abbildung 43: Aufheizkurve für die Dummyprobe bei 165 °C

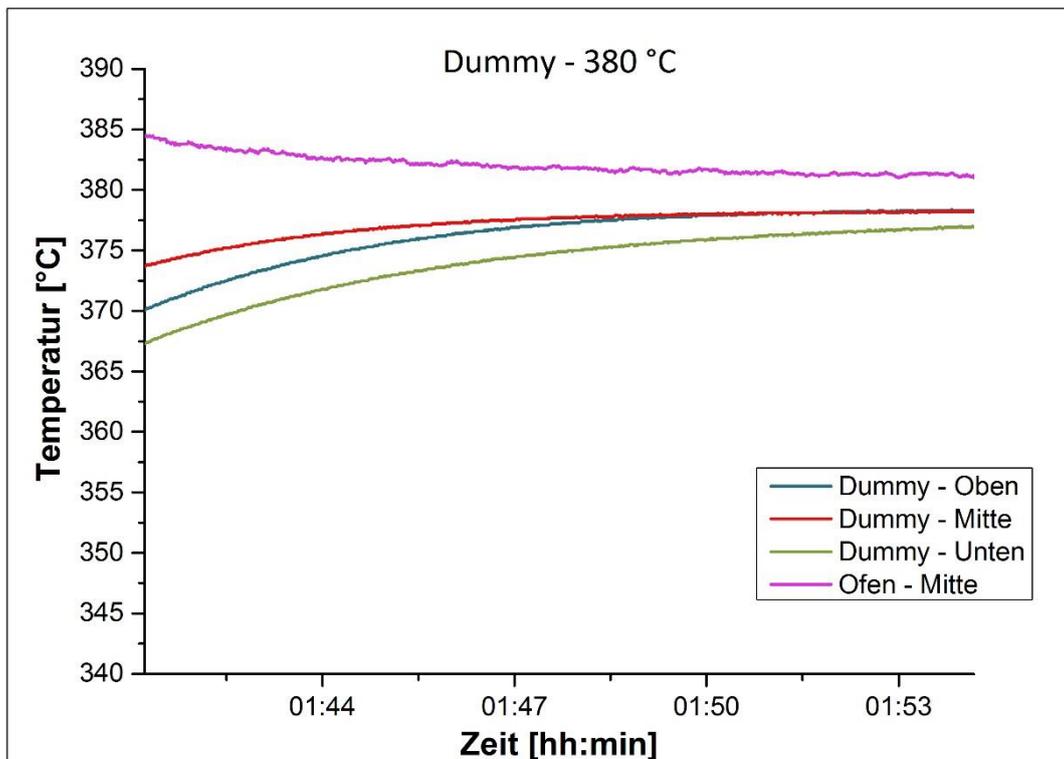


Abbildung 44: Aufheizkurve für die Dummyprobe bei 380 °C

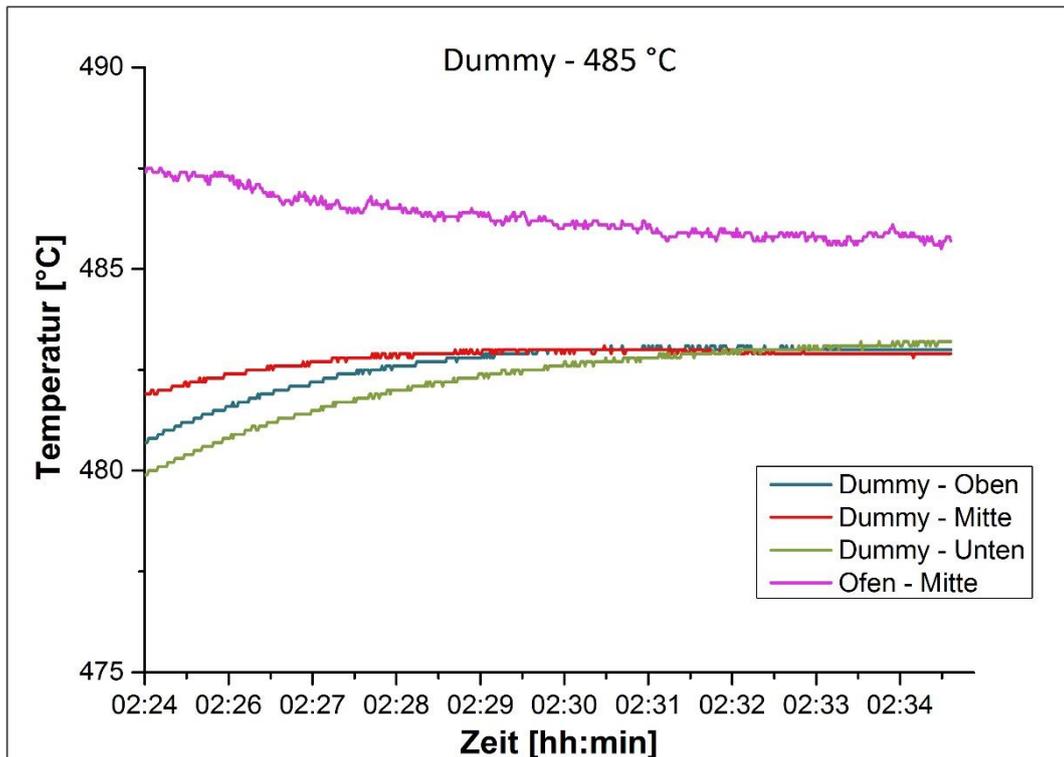


Abbildung 45: Aufheizkurve für die Dummyprobe bei 485 °C

Ableitend aus diesen Vorversuchen ergeben sich kaum Temperaturunterschiede zwischen den einzelnen Bereichen im Ofen. Bei 125 °C und 165 °C weisen alle Dummy-Proben die Solltemperatur auf. Bei 380 °C und 485 °C sind Abweichungen von bis zu 3 °C möglich. Dennoch sollte die Genauigkeit der Messungen kritisch betrachtet werden. Die Thermoelemente des Typus K können Toleranzen im Bereich von 1–3 °C aufweisen. Darüber hinaus entspricht die Tiefe der Bohrung für die Aufnahme des Thermoelementes im Material einer weiteren wichtigen Einflussgröße. Obwohl der Fokus auf Gleichmäßigkeit der Bohrungen im Vordergrund steht, kann niemals eine absolute Vergleichbarkeit gewährleistet werden. Dennoch geben diese Vorversuche brauchbare Informationen bezüglich der Temperaturverteilung im Ofen an, sodass bei der Durchführung der Hauptversuche hauptsächlich der mittlere Rost zu verwenden ist.

4.4.1.2 Ermittlung der Aufheizdauern

Die Aufheizkurven und die damit verbundenen jeweiligen Aufheizdauern sind insofern wichtig, da sie bei der Versuchsplanerstellung eine essentielle Planungsgröße darstellen. Speziell beim Schritt der Lösungsglühung sowie der Erholungsglühung ist eine genaue Ermittlung notwendig. Im Gegensatz dazu stellt die Aufheizdauer bei den Warmauslagerungsschritten (AA + AA') keinen notwendigen Parameter dar, weil einerseits die Temperaturen niedriger angesetzt sind und sich somit kürzere Zeiten ergeben. Andererseits werden diese für eine

längere Dauer ausgelagert (AA – 2 Stunden; AA' – 24 Stunden) und demnach die Aufheizdauer nur einen Bruchteil der Auslagerungszeit darstellt. Die Ermittlung der Aufheizdauer erfolgt über die Messung des Zeitbedarfes, der notwendig ist, um eine Dummy-Probe von Raumtemperatur auf den gewünschten Wert in einem auf Zieltemperatur befindlichen Ofen aufzuheizen. Tabelle 7 zeigt die folgenden Ergebnisse.

Tabelle 7: Ermittelte Aufheizdauern für verschiedene Temperaturen im Kammerumluftofen

Zieltemperatur	Aufheizdauer [min:ss]
480 °C (Lösungsglühung)	16:32
360 °C (1. Erholungsglühung)	12:48
380 °C (2. Erholungsglühung)	13:16
400 °C (3. Erholungsglühung)	13:59
165 °C (1. Warmauslagerung)	10:02
155 °C (1. Warmauslagerung)	7:34
145 °C (1. Warmauslagerung)	5:12

4.4.1.3 Ermittlung der Aufheizdauer der Erholungsglühung

Bei der Erholungsglühung (RRS) ist die rasche Einstellung der Zieltemperatur der Proben wesentlich, da die anschließende Haltezeit nur eine Minute beträgt. Wie in Tabelle 7 zu sehen ist, sind die Aufheizdauern viel zu lang im Vergleich zur ein-minütigen Haltezeit. Rasche Aufheizraten werden in der Industrie durch Banddurchzugsöfen mit mehreren Temperaturzonen bewerkstelligt. Da ein solcher Labordurchzugsofen nicht vorhanden ist, sind alternative Überlegungen notwendig. Eine Möglichkeit wären Ölbäder, dessen Öle jedoch nur für Temperaturen bis etwa 300 °C geeignet sind. Eine andere Alternative bestünde in Salzbadöfen, welche aber am Lehrstuf nicht vorhanden sind. Dementsprechend wurde im Rahmen dieser Arbeit mit zwei Öfen parallel gearbeitet, wobei der erste für die rasche Aufheizphase notwendig ist und der zweite für die entsprechende Haltephase. Um eine möglichst große Aufheizrate erzielen zu können, sind hohe Temperaturen im ersten Ofen notwendig. In vielen Vorversuchen fand die Ermittlung der optimalen Versuchsparameter wie Ofentemperaturen und Verweilzeiten statt. Dazu erfolgte die Aufzeichnung der Temperatur von Dummy-Proben, deren Dimensionen der gewalzten Bleche entsprechen (2 mm und 3 mm). Die genaue Auswertung ist im Anhang ersichtlich.

Tabelle 8 zeigt die gewählten Versuchsparameter für Proben mit 2 mm. Die Verweildauern in der Tabelle sind als fortlaufende Zeit zu lesen. Somit finden exemplarisch für den Versuch mit 360 °C die Beschickung des ersten Ofens beim Zeitpunkt 0 statt, der Wechsel von Ofen 1 zu Ofen 2 bei 1:39 Minuten und die Abschreckung aus Ofen 2 nach insgesamt 3 Minuten.

Tabelle 8: Versuchsparameter für Erholungsglühung Proben mit für 2 mm

Zieltemperatur	Ofen-Temp. 1	Dauer Ofen 1	Ofen-Temp. 2	Dauer Ofen 2
360 °C	500 °C	1:39	360 °C	3:00
380 °C	500 °C	1:53	381 °C	3:30
400 °C	500 °C	2:05	405 °C	4:00

Daraus ergeben sich folgende Aufheizdauern, die in Tabelle 9 zusammengefasst sind.

Tabelle 9: Versuchskonstanten der Erholungsglühung für Proben mit 2 mm

Zieltemperatur	Aufheizdauer	Haltezeit
360 °C	2:00 Minuten	1 Minute
380 °C	2:30 Minuten	1 Minute
400 °C	3:00 Minuten	1 Minute

Die Abbildungen 46 bis 48 zeigen die jeweiligen Temperaturverläufe. Weiters ist auch erkennbar, dass sobald die Zieltemperatur erreicht ist, diese auch über die Phase der Haltezeit hinweg konstant gehalten werden kann.

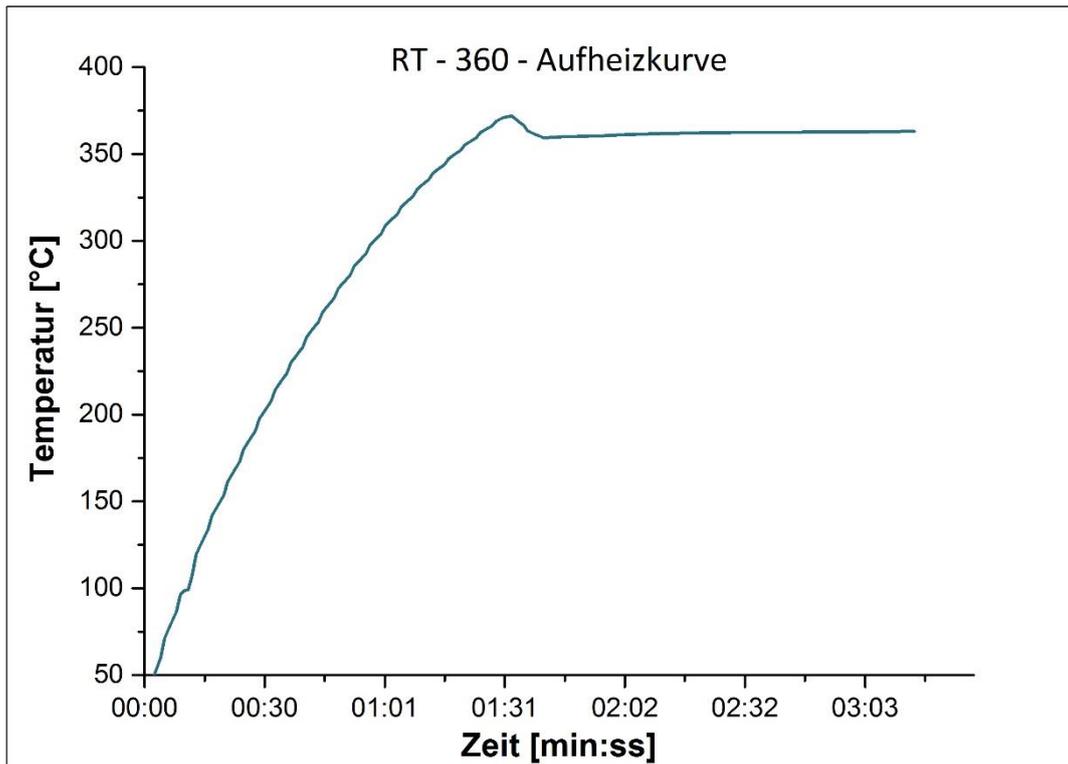


Abbildung 46: Aufheizdauer der Probe mit 2 mm auf 360 °C

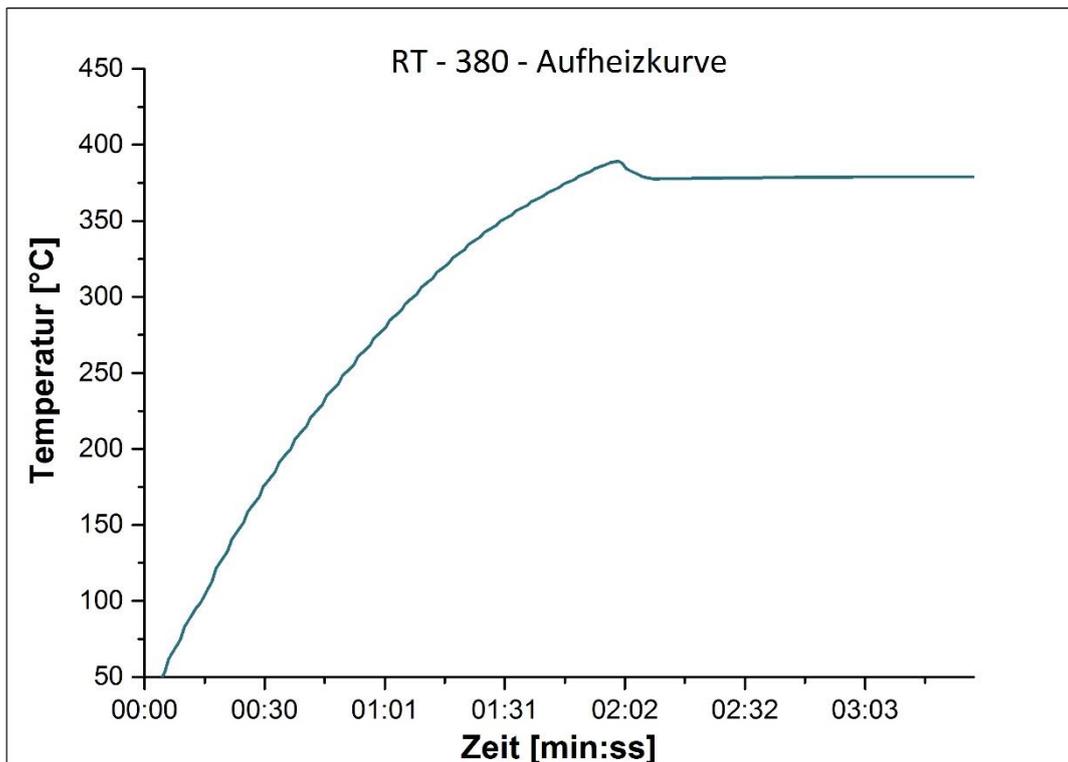


Abbildung 47: Aufheizdauer der Probe mit 2 mm auf 380 °C

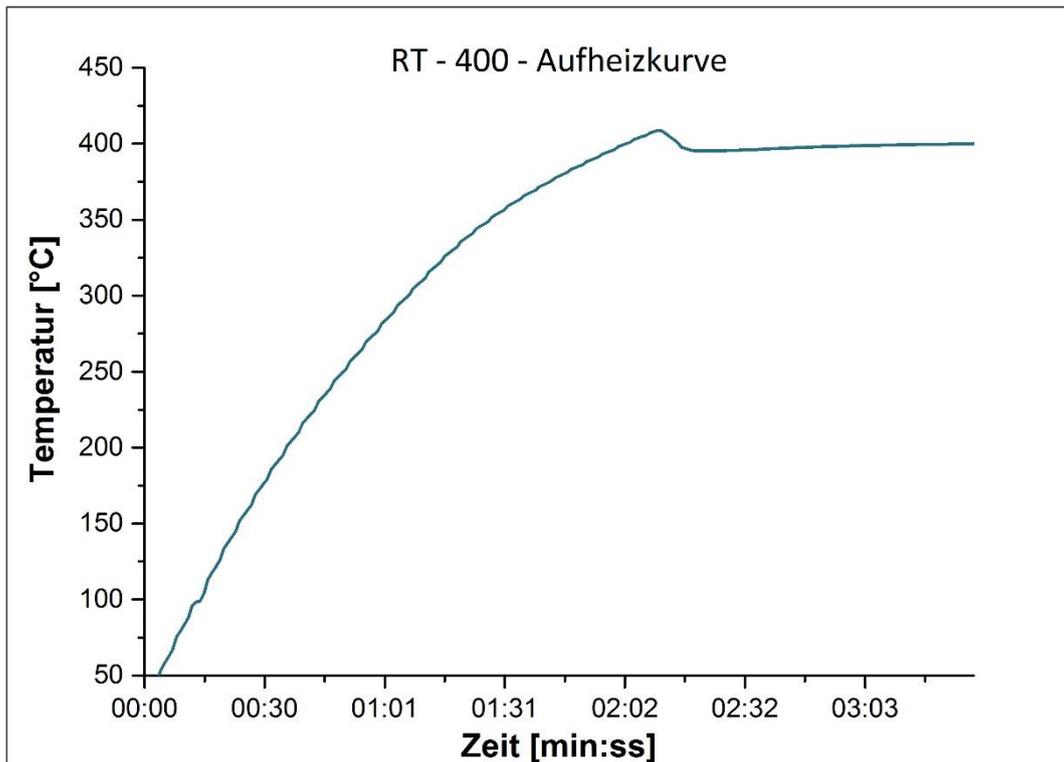


Abbildung 48: Aufheizdauer der Probe mit 2 mm auf 400 °C

Für Proben mit 3 mm ergeben sich erhebliche Abweichungen der Versuchsparameter, welche in Tabelle 10 zu sehen sind.

Tabelle 11 zeigt daraus ableitend die Aufheizdauern.

Tabelle 10: Versuchsparameter für Erholungsglühung für Proben mit 3 mm

Zieltemperatur	Ofen-Temp. 1	Dauer Ofen 1	Ofen-Temp. 2	Dauer Ofen 2
360 °C	550 °C	1:42	363 °C	3:20
380 °C	550 °C	1:50	385 °C	3:20
400 °C	550 °C	2:00	405 °C	3:30

Tabelle 11: Versuchskonstanten der Erholungsglühung für Proben mit 3 mm

Zieltemperatur	Aufheizdauer	Haltezeit
360 °C	2:20 Minuten	1 Minute
380 °C	2:20 Minuten	1 Minute
400 °C	2:30 Minuten	1 Minute

Die jeweiligen Aufheizgrafen für Proben mit 3 mm sind dem Anhang zu entnehmen.

4.4.2 Hauptversuche

Dieses Kapitel widmet sich der Abarbeitung der Versuchsreihe. Dabei ergeben sich folgende Prozessschritte:

- Lösungsglühen (ST)
- Kaltwalzen (CR)
- Warmauslagerung (AA)
- Erholungsglühung (RRS)
- Warmauslagerung (AA')

4.4.2.1 ST – Lösungsglühung

Nach Bestimmung der Aufheizdauer der Proben wird die Lösungsglühung durchgeführt. Dabei ist der Ofen auf 485 °C vorzuheizen, alle Roste im Ofen sind bis auf den mittleren zu entfernen, um ein leichteres Beschicken und Entfernen der Proben zu ermöglichen. Die Wahl des mittleren Rostes erfolgt in der Form, dass hier das homogenste Temperaturprofil sowie die korrekteste Temperatur herrschen. Bei Erreichen der Temperatur, kann das Beschicken des Ofens beginnen. Hierbei sind pro Lösungsglühvorgang jeweils fünf Proben auf den mittleren Rost zu legen. Um eine möglichst hohe Vergleichbarkeit der Versuche zu gewährleisten, ist die gewählte Anordnung der Proben einzuhalten (siehe Abbildung 49).



Abbildung 49: Probenanordnung beim Lösungsglühen

Die Dauer der Beschickung sollte möglichst kurz sein, um beim Öffnen der Ofentür wenig Hitze zu verlieren.

Gemäß den Vorversuchen brauchen die Proben etwa 16 Minuten, um von Raumtemperatur auf etwa 480 °C aufgeheizt zu werden. Sobald diese Temperatur erreicht ist, beginnt die

Haltephase, welche 30 Minuten beträgt. Der Grund für den verfrühten Beginn der Haltedauer (480 °C statt 485 °C) liegt in der Zeitersparnis. Da es sich hier um industriennahe Versuche handelt, sind alle Experimente unter dem Gesichtspunkt der Zeitreduktion und damit Kostenersparnis durchzuführen.

Nach der 30-minütigen Verweildauer der Proben bei 485 °C folgt die Abschreckung in einem Wasserbad, dessen Temperatur etwa bei 17 °C liegt. Auch hier soll der Abschreckvorgang möglichst schnell vonstattengehen. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 50 dargestellt.



Abbildung 50: Kammerumluftofen mit dem davorstehenden Wasserbad

Nach erfolgreicher Abschreckung werden die Proben getrocknet und bei konstanter Temperatur (23 °C) kaltausgelagert. Dieser Schritt ist im Prozessschema nicht explizit dargestellt. Dennoch soll dieses Verfahren unter Industriebedingungen ablaufen, da an die Lösungsglühung oft anschließende Walzvorgänge nicht direkt möglich sind. Somit soll der zwischengeschobene Kaltauslagerungsschritt, der sich in etwa über acht Tage erstreckt, die Industrietauglichkeit widerspiegeln.

Während der Kaltauslagerung sind in regelmäßigen Abständen die Härtekenwerte nach Brinell aufgenommen worden. Dabei sind die Prüfpunkte auf den Proben gemäß Abbildung 51 verteilt.

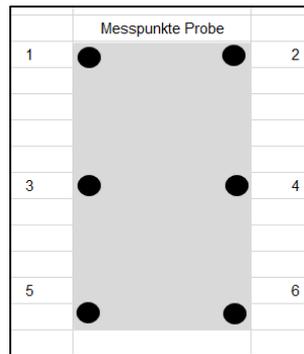


Abbildung 51: Verteilung der Prüfpunkte auf den Proben für die Härtebestimmung

4.4.2.2 CR – Kaltwalzen

Der nächste Schritt der Versuchsreihe ist das Kaltwalzen. Dieser stellt bei 7xxx-Legierungen große Probleme dar. 25 Proben sind auf 2 mm und 25 Proben auf 3 mm am Lehrstuhl für Umformtechnik zu walzen. Abbildung 52 zeigt das verwendete Walzgerüst.



Abbildung 52: Walzgerüst am Lehrstuhl für Umformtechnik

Die Walzung der Proben auf eine Enddicke von 2 mm zur Erreichung eines Umformgrades von $\epsilon = 60\%$ scheint sehr problematisch, denn ab einer Probendicke von 3 mm beginnen die Ränder einzureißen. Durch weiteres Walzen verlängern sich die Risse in Richtung Mitte, sodass bei vielen Proben kaum mehr unbeschädigtes Material vorliegt. Zusätzlich muss bedacht werden, dass nur die oberflächlichen Risse zu sehen sind, während die inneren versteckt bleiben. Abbildung 53 zeigt das Ausmaß der Randrisse, die bei vielen Proben auftreten.

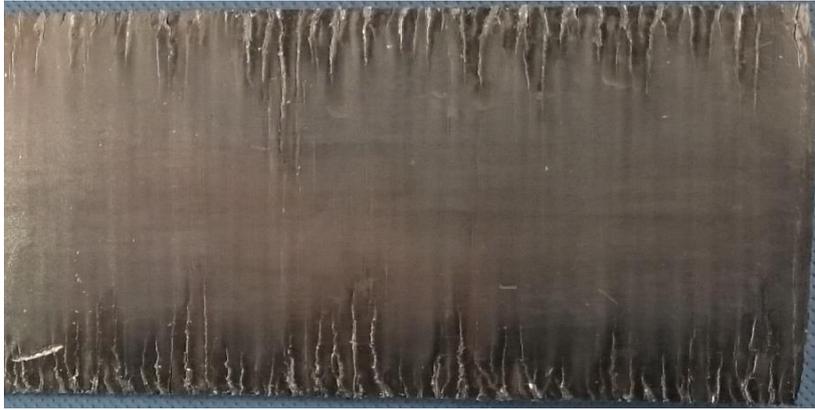


Abbildung 53: Randrisse bei Umformgrad $\epsilon = 60 \%$

Dementsprechend liegt ein hoher Ausschuss vor, sodass nur ein mittlerer Probenstreifen verwendbar ist. Insgesamt konnten 42 Proben der Form 150 x 60 mm zugeschnitten werden, welche zur weiteren Versuchsdurchführung geeignet sind.

Im Falle des geringeren Umformgrades von $\epsilon = 40 \%$ ist eine Enddicke von 3 mm erforderlich. Hier ergeben sich weniger Randeinrisse (Abbildung 54). Auch hier sind die Proben der Form 150 x 60 mm zu zuschneiden.



Abbildung 54: Randeinrisse bei Umformgrad $\epsilon = 40 \%$

4.4.2.3 AA – 1. Warmauslagerung

Nach der Kaltumformung schließt sich der erste Schritt der zweistufigen Warmauslagerung an. Diese wird wie eingangs erwähnt, bei 145 °C, 155 °C und 165 °C für zwei Stunden auf mittlerem Rost im Ofen durchgeführt. Je nach Solltemperatur ergeben sich unterschiedliche Aufheizdauern, die in Tabelle 7 angegeben sind.

Zusätzlich ist der Härteverlauf während der zweistündigen Auslagerung aufzunehmen. Dazu sind für jede Temperatur vier kleine gewalzte Probenstücke auf mittlerem Rost im Ofen bei Zieltemperatur zu platzieren, welche nach Intervallen von 30 Minuten nacheinander von Ofen auf Raumtemperatur in einem Wasserbad abgeschreckt werden, um den momentanen Zustand einzufrieren. Anschließend sind pro Probenstück mehrere Härtemessungen

durchzuführen. Der sich ergebende Verlauf ist im Kapitel 5 bei der Auswertung der Versuchsergebnisse angeführt (Abbildung 57 und Abbildung 60).

Nach der Warmauslagerung kühlen die Proben bei Raumtemperatur ab und liegen für einen Tag bis zum nächsten Schritt, der Erholungsglühung. Dies soll erneut die Industrietauglichkeit repräsentieren.

4.4.2.4 RRS – Erholungsglühung

Der vorletzte Schritt ist die Erholungsglühung, die bei drei verschiedenen Temperaturen, von 360 °C, 380 °C und 400 °C, durchgeführt wird. Dabei sind die in Tabelle 8 und Tabelle 10 gefundenen Versuchssparameter einzuhalten, um die geforderten Aufheizraten zu erzielen. Die Erholungsglühung erfolgte gemäß dem Versuchsschema für 2 mm und 3 mm gewalzte Bleche. Um die Luftabkühlung beim Wechseln zwischen den Öfen zu minimieren, ist der Glühzyklus jeweils nur mit zwei Blechen durchzuführen.

Nach der Glühung sind die Proben wie auch schon beim Lösungsglühen in einem Wasserbad abzuschrecken. Danach liegen die Bleche nochmals für einen Tag bevor der abschließende Schritt der Warmauslagerung stattfindet.

4.4.2.5 AA' – 2. Warmauslagerung

Die zweite Warmauslagerung findet bei 125 °C statt. Für die Bestimmung des Härteverlaufs sind kleine Härteproben notwendig (siehe Abbildung 55). Insgesamt werden für jede Versuchsreihe neun Härteintervalle getestet. In der nachfolgenden Abbildung 55 ergeben die Spalten jeweils eine Versuchsreihe und die Zeilen die dazugehörigen unterschiedlichen Prüfintervalle.



Abbildung 55: Härteproben für Auslagerungskurve für Proben mit 2 mm

Der Rost wird zum Zeitpunkt 0 in den auf 125 °C vorgeheizten Ofen gegeben. Nach den in Tabelle 12 dargestellten Prüfintervallen ist jeweils die vorderste Reihe aus dem Ofen in ein Wasserbad abzuschrecken. Unmittelbar darauf soll die Härte geprüft werden. Der Härteverlauf ist in der Auswertung in Kapitel 5 beschrieben.

Tabelle 12: Härte – Prüfintervalle für Proben mit 2 mm

Prüfnummer	Intervall [min]	Intervall [h]
1	15	0,25
2	30	0,5
3	60	1
4	120	2
5	240	4
6	480	8
7	960	16
8	1440	24
9	4320	72

5 Ergebnisse

Dieses Kapitel beschäftigt sich mit der Auswertung der gemessenen Daten und ihrer Interpretation. Dabei basiert die Qualitätsüberprüfung hauptsächlich auf Härtemessung, Zugprüfung und Korngrößenbestimmung im Lichtmikroskop.

5.1 Härtemessung

Alle Härtebestimmungen sind am lehrstuhleigenen Gerät EMCO-Test M4 durchgeführt worden.

5.1.1 Kaltauslagerung

Abbildung 56 zeigt den Anstieg des Härteverlaufs über die Zeit von sieben Tagen. Anschließend folgt der Prozess der Kaltumformung. Wie ersichtlich ist, steigt die Härte von 115 HBW unmittelbar nach dem Lösungsglühen auf über 135 HBW nach einer Woche. Obwohl der Prozess der Kaltauslagerung im Prozessschema nicht vorgesehen ist, spiegelt er dennoch eine gewisse Industrietauglichkeit wider und muss bei der Interpretation der Ergebnisse berücksichtigt werden.

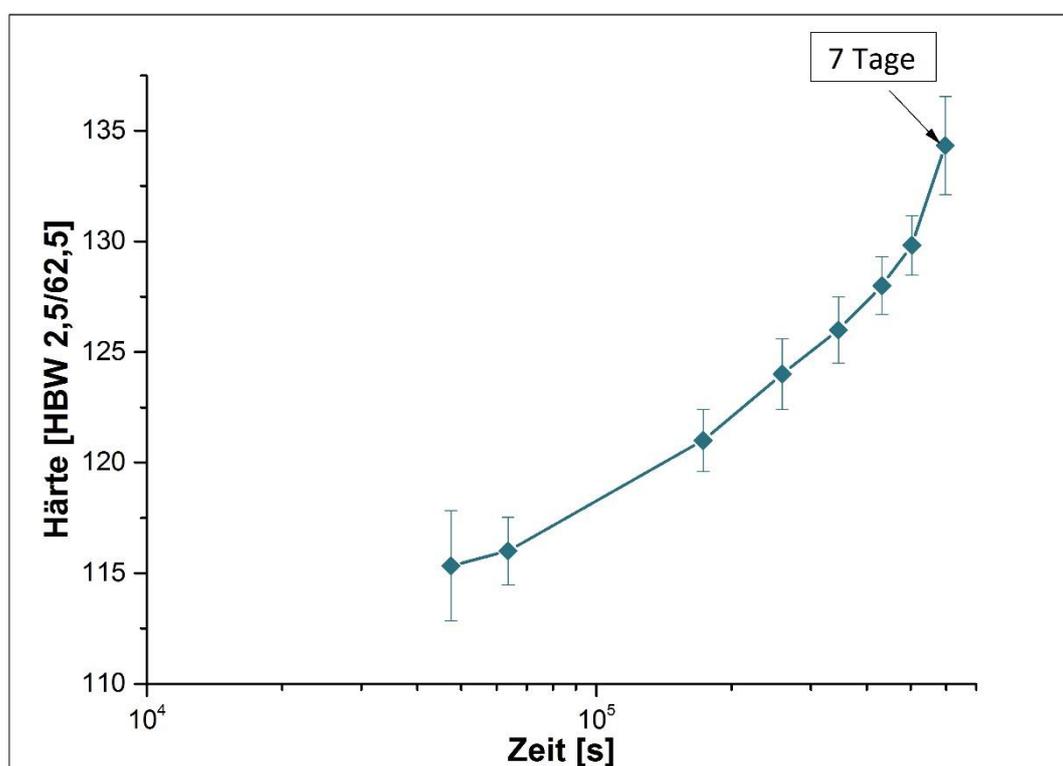


Abbildung 56: Härteverlauf einer 7075-Legierung während Kaltauslagerung nach Lösungsglühen

5.1.2 AA – 1. Warmauslagerung

Ziel der ersten Warmauslagerung ist es, sowohl feine als auch gröbere Ausscheidungen an den Korngrenzen zu bilden, welche den nachfolgenden Schritt der Erholungsglühung überstehen. Zur Überprüfung wurde demnach der Härteverlauf während der Warmauslagerung aufgenommen. Abbildung 57 zeigt diesen für ein auf 2 mm gewalztes Blech bei unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen.

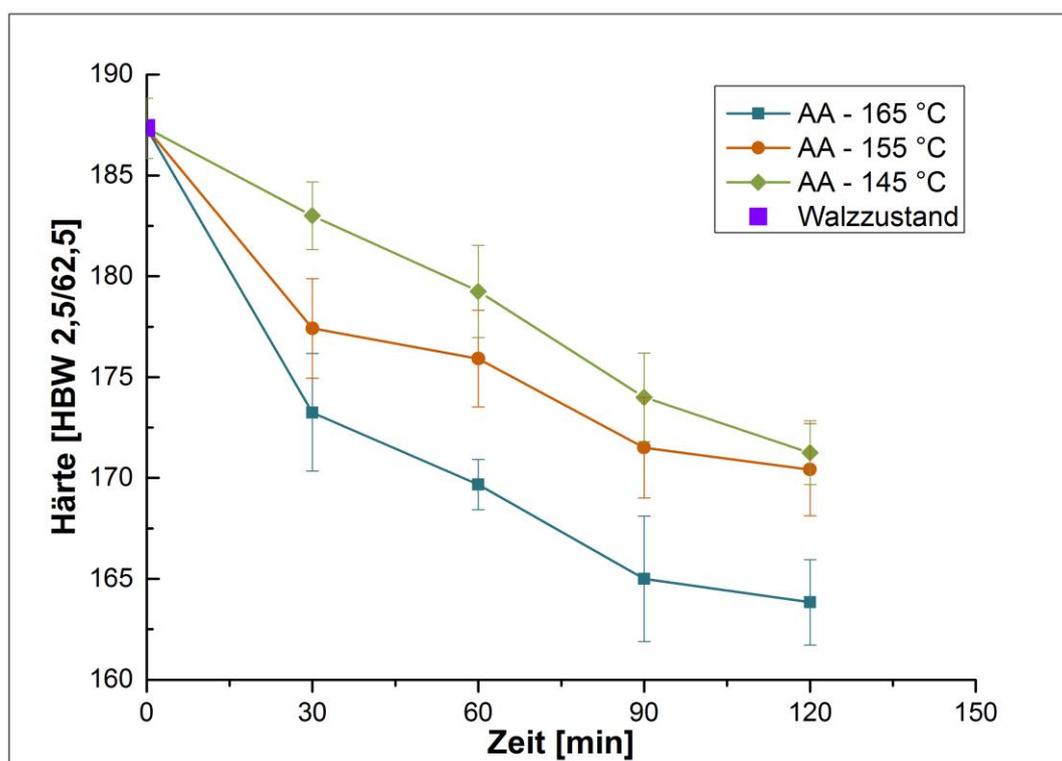


Abbildung 57: 1. Warmauslagerungskurve von 2 mm gewalzten 7075-Blechen bei unterschiedlicher Temperatur für insgesamt zwei Stunden

Es ist bei allen Kurven deutlich zu erkennen, dass ein starker Abfall der Härte stattfindet. Dies ist dadurch zu erklären, dass einerseits die 8-tägige Kaltauslagerung nach dem Lösungsglühen, sowie eine anschließende Kaltumformung maßgeblich die Härtewerte des Ausgangsmaterials gesteigert haben. Durch die erhöhte Auslagerungstemperatur bilden sich zwar weitere Ausscheidungen, doch diese vergrößern mit der Zeit und bewirken einen Härteabfall. Grobe Verbindungen sind teilweise an den Korngrenzen in Abbildung 58 zu sehen.

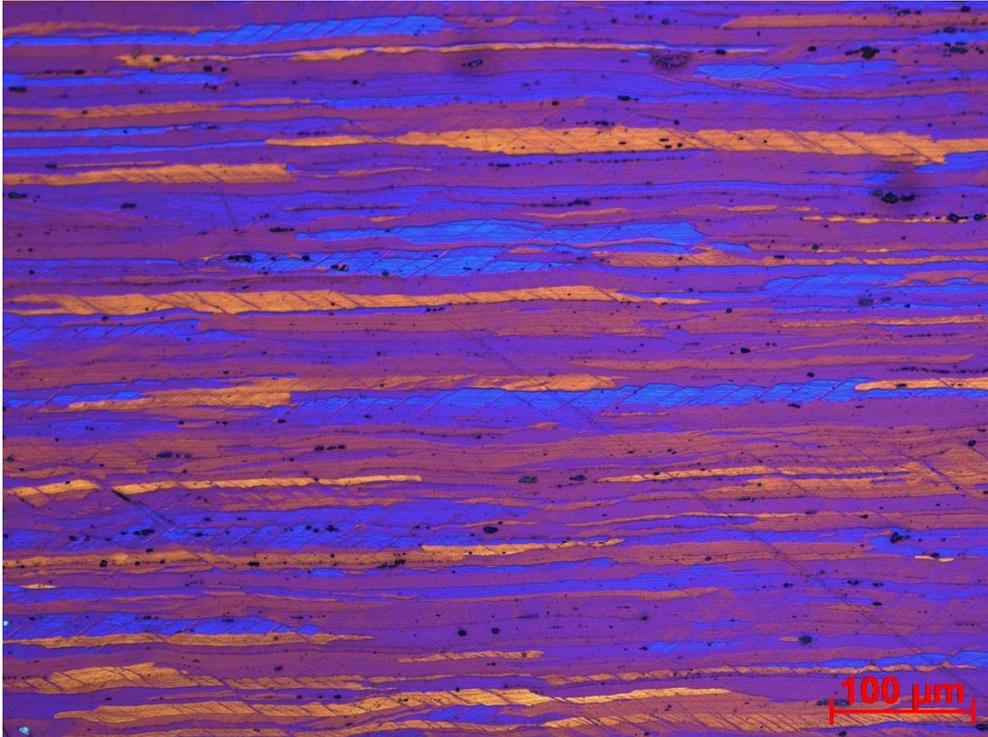


Abbildung 58: Lichtmikroskopische Aufnahme einer 7075-Probe nach 1. Warmauslagerung bei 145 °C mit Barker-Ätzung (Vergrößerung: 200x)

Das dazugehörige Gefüge mittels Weck-Ätzung ist in Abbildung 59 ersichtlich. Hierbei fällt wie bei Abbildung 58 das eindeutig zeilige Gefüge durch die Kaltumformung auf.

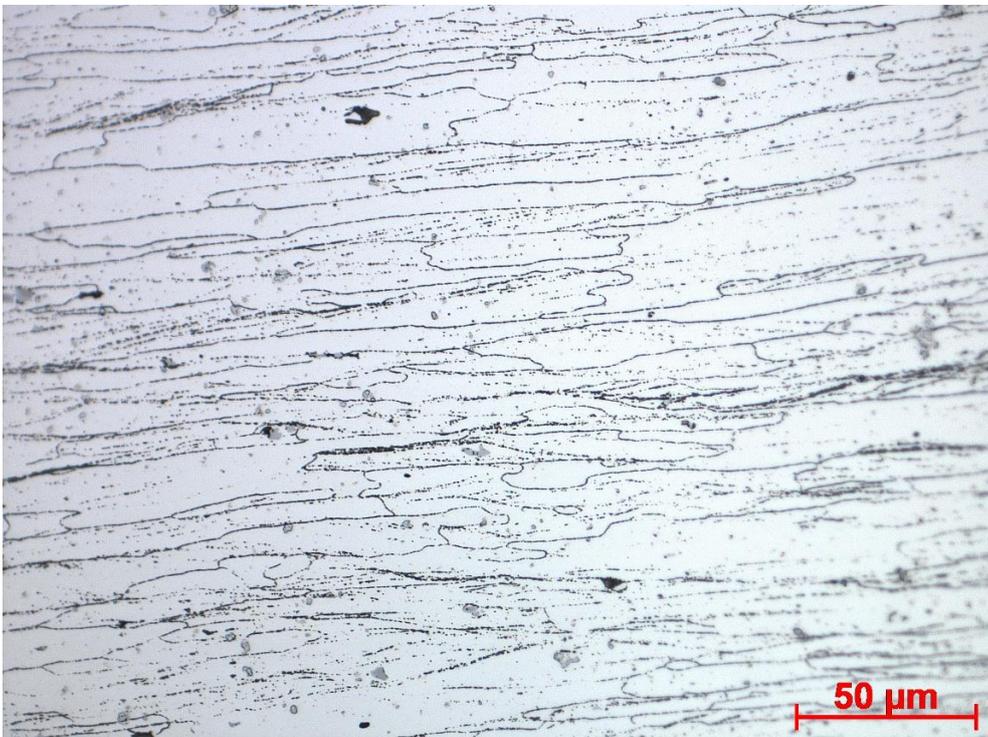


Abbildung 59: Lichtmikroskopische Aufnahme einer 7075-Probe nach 1. Warmauslagerung bei 145 °C mit Weck-Ätzung (Vergrößerung: 500x)

Die Verringerung der Härte in Abbildung 57 fällt in Abhängigkeit von der Auslagerungstemperatur unterschiedlich stark aus. Wie zu erwarten ist die Erholung bei der höchsten Temperatur von 165 °C am größten, während 145 °C den geringsten Härteabfall aufweist. Weiters ist noch anzumerken, dass bei 165 °C und 155 °C der Abfall der Härte in den ersten 30 Minuten am stärksten ausfällt und dann allmählich abflacht, während sich dieser bei 145 °C bei allen Zeitintervallen gleich verhält. Außerdem erscheint es, dass sich nach 90 Minuten bei allen drei Versuchen mehr oder weniger eine Plateauphase durch die gleichzeitige Ausscheidungsbildung einstellt.

Nach den zwei Stunden Auslagerung stellt sich bei 145 °C und 155 °C nahezu ein gleicher Härtewert von 171 bzw. 170 HBW ein, während dieser bei 165 °C mit einem Wert von 163 HBW geringer ausfällt.

Im Vergleich dazu zeigt die Abbildung 60 den Härteabfall während der ersten Warmauslagerung (AA) für gewalzte Bleche mit 3 mm.

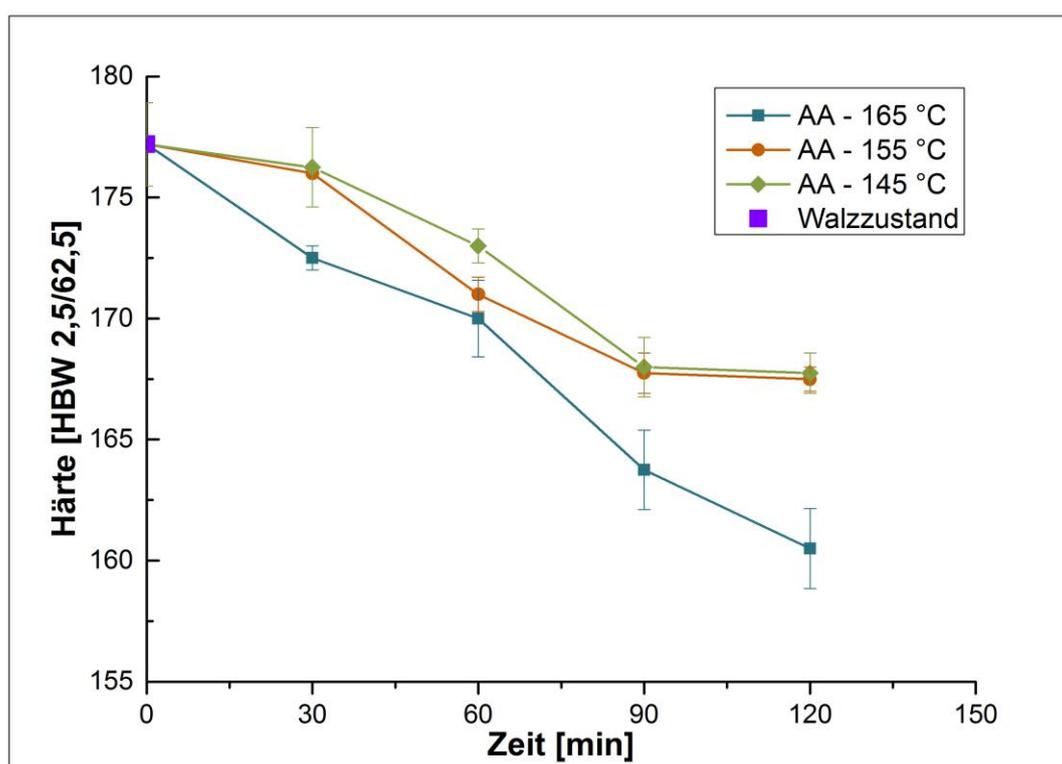


Abbildung 60: Härte während der 1. Warmauslagerung von gewalzten 7075 Blechen mit 3 mm bei unterschiedlicher Temperatur

Auch hier bestätigt sich die Tatsache, dass mit steigender Temperatur die Härte stärker sinkt. Wesentlich ist auch, dass der Effekt der Erholung bei 145 °C und 155 °C ähnlich ausfällt, während 165 °C einen signifikant größeren Härteabfall aufweist. Nach zwei Stunden Warmauslagerung weisen die Kurven bei 145 °C und 155 °C Härtewerte von etwa 167 HBW auf, hingegen die 165 °C-Kurve nur 160 HBW. Außerdem stellt sich bei 145 °C und 155 °C

eine Plateauphase bereits nach 90 Minuten ein, hingegen fällt die Kurve bei 165 °C noch stetig ab.

Bei dem Vergleich von Proben mit 2 mm und 3 mm ist zu sehen, dass sich durch den höheren Umformgrad ein größerer Härteausgangswert einstellt, 187 HBW bei 2 mm und 177 HBW bei 3 mm. Zusätzlich sind die Härten bei höherem Umformgrad am Ende der Warmauslagerung auch höher.

5.1.3 AA' – 2. Warmauslagerung

Die zweite Warmauslagerung stellt den letzten Schritt im Versuchsschema dar. Dabei soll die Legierung auf ihre maximale Härte ausgelagert werden. Der Härteverlauf für 2 mm gewalzte Proben bei 125 °C ist in Abbildung 61 ersichtlich.

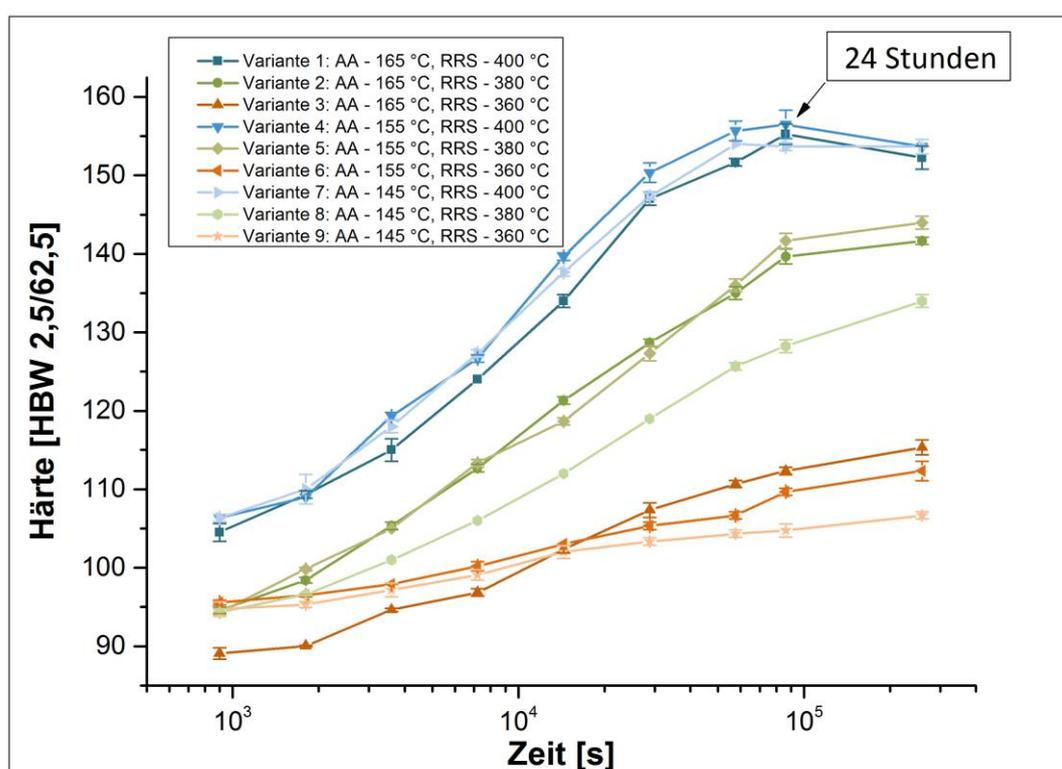


Abbildung 61: Härte bei der 2. Warmauslagerung bei 125 °C der gewalzten Proben mit 2 mm in Abhängigkeit von unterschiedlicher Vorbehandlung

Gemäß der Legende sind die unterschiedlichen Parameter der einzelnen Versuche dargestellt. Die Warmauslagerung ist genau einen Tag nach der Erholungsglühung durchgeführt worden. Wie in Abbildung 61 beschrieben, zeigen Versuch 1, 4 und 7 die höchsten Härtewerte. Alle drei Experimente sind bei 400 °C gegläht worden und unterscheiden sich nur hinsichtlich der vorangegangenen ersten Warmauslagerungstemperatur AA. Generell ist abzuleiten, dass alle drei Tests ihr Peak-Maximum bei etwa 24 Stunden zeigen und dass deren Peak-Werte nur

geringe Unterschiede aufweisen. Der Versuch 4 besitzt die größten Härtewerte mit 157 HBW, während Versuch 1 bei 155 HBW und Versuch 7 bei 154 HBW liegt.

Im Vergleich zu den anderen Härtekurven sind deutliche Differenzen zu sehen. Wie zu erwarten, führt eine Senkung der Erholungsglühtemperatur auch zu einer Minderung der erzielbaren Härtewerte. Dies ist auf ein geringeres Aushärtepotenzial zurückzuführen, da weniger zuvor ausgeschiedene Teilchen wieder in Lösung gehen. So zeigen Experimente mit einer Glühtemperatur von 380 °C deutlich geringere Werte im Fall des Versuches 5 von 144 HBW. Weiters ist interessant, dass die Untersuchungen 2, 5 und 8 ihr Peak-Maximum nicht bei 24 Stunden aufweisen, sondern auch nach drei Tagen nicht erreicht haben. Dennoch ist der Aushärteversuch nach drei Tagen abgebrochen worden, da einerseits die Warmauslagerung unter Berücksichtigung des Zeitfaktors erfolgen soll und andererseits ersichtlich ist, dass die Versuche mit Glühungen bei 400 °C deutlich höhere Härtewerte aufweisen. Zusätzlich ist auch der Unterschied der Härtewerte innerhalb der Gruppe mit 380 °C größer. Während sich die Härtewerte der geglühten Proben bei 400 °C innerhalb von drei Härtepunkten abspielen, sind in der Gruppe der geglühten Bleche bei 380 °C 10 Härtepunkte Unterschied möglich. Versuch 2 und 5 zeigen ähnliche Werte von 141 und 144 HBW, hingegen weist Versuch 8 nur 134 HBW auf. Hier ist der deutliche Einfluss einer unterschiedlichen ersten Warmauslagerungstemperatur ersichtlich.

Im Falle der letzten Gruppe von Untersuchungen mit einer Glühtemperatur von 360 °C sind die geringsten Härtewerte erreichbar. Auch hier liegt die maximale Aushärtezeit weit über 24 Stunden und die Warmauslagerung wurde nach drei Tagen abgebrochen. Die Unterschiede zwischen den einzelnen Kurven fallen geringer aus als zuvor bei der zweiten Gruppe. Dennoch sind Differenzen von acht Härtewerten zwischen Versuch 3 und 9 möglich.

Die Ableitung aus Abbildung 61 lässt sich nun folgendermaßen formulieren: Je höher die Glühtemperatur im Erholungsschritt ist, desto größere und ähnlichere Härtewerte sind erzielbar. Außerdem sind diese auch in kürzerer Zeit erreichbar. Sobald es zu einer Erniedrigung der Glühtemperatur kommt, sinken automatisch auch die maximalen Härtewerte ab und der Unterschied zwischen den einzelnen Versuchen wird größer. Der Einfluss der Temperatur in der ersten Warmauslagerung steigt, wobei tendenziell eine noch höhere vorteilhafter ist. Darüber hinaus nimmt die maximale Aushärtezeit mit sinkender Glühtemperatur zu.

Im Vergleich dazu zeigt Abbildung 62 den Härteverlauf der 2. Warmauslagerung für Proben mit 3 mm.

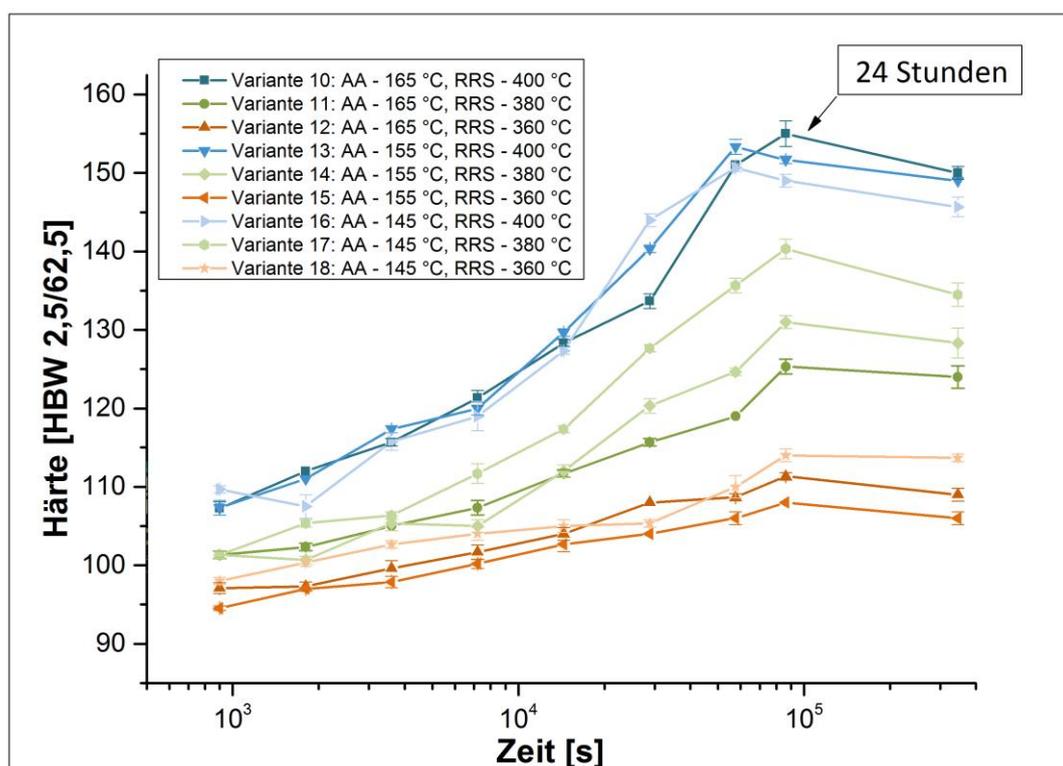


Abbildung 62: Härte bei der 2. Warmauslagerung bei 125 °C der gewalzten Proben mit 3 mm in Abhängigkeit von unterschiedlicher Vorbehandlung

Hierbei verhält es sich ähnlich wie bei den Proben mit 2 mm: Je höher die Erholungsglühtemperatur ist, desto größere erzielbare Härtewerte sind möglich. Somit ergeben sich auch hier drei verschiedene Gruppen gemäß 400 °C, 380 °C und 360 °C. Für die jene bei 400 °C sind maximale Härtewerte im Bereich von 149 HBW (Versuch 16) bis 155 HBW (Versuch 10) erreichbar. Auch hier gilt wiederum, dass durch eine höhere erste Warmauslagerung auch eine größere Härte erzielbar ist. Dieser Sachverhalt dreht sich jedoch für die Gruppe bei Glühung bei 380 °C und 360 °C um. Hier sind jene Versuche höher aushärtbar, die eine geringere erste Warmauslagerungstemperatur aufweisen. Für die Versuche 11, 14 und 17 (Gruppe 380 °C) fällt der Unterschied recht deutlich mit einer Differenz von 10 HBW aus (Versuch 17 – 134 HBW zu Versuch 11 – 124 HBW). In der 360 °C Gruppe liegt der Unterschied bei 7 HBW (Versuch 18 – 113 HBW zu Versuch 15 – 106 HBW). Generell weisen alle Untersuchungen eine maximale Aushärtezeit von 24 Stunden auf und zeigen bei einer Warmauslagerung von drei Tagen eine mehr oder weniger deutliche Überalterung.

Um nun die Versuchsreihen mit bestehenden Auslagerungsverfahren zu vergleichen, wurde zusätzlich eine T6-Auslagerungskurve aufgenommen. Die T6-Behandlung bei 7075-Legierungen setzt sich aus einer 45-minütigen Lösungsglühung bei 485 °C und einer

anschließenden Warmauslagerung bei 125 °C zusammen. Der Vergleich der besten Versuchsreihe für Proben mit 2 mm und 3 mm (Versuch 4 und Versuch 10) mit T6-Auslagerung ist in Abbildung 63 zu sehen.

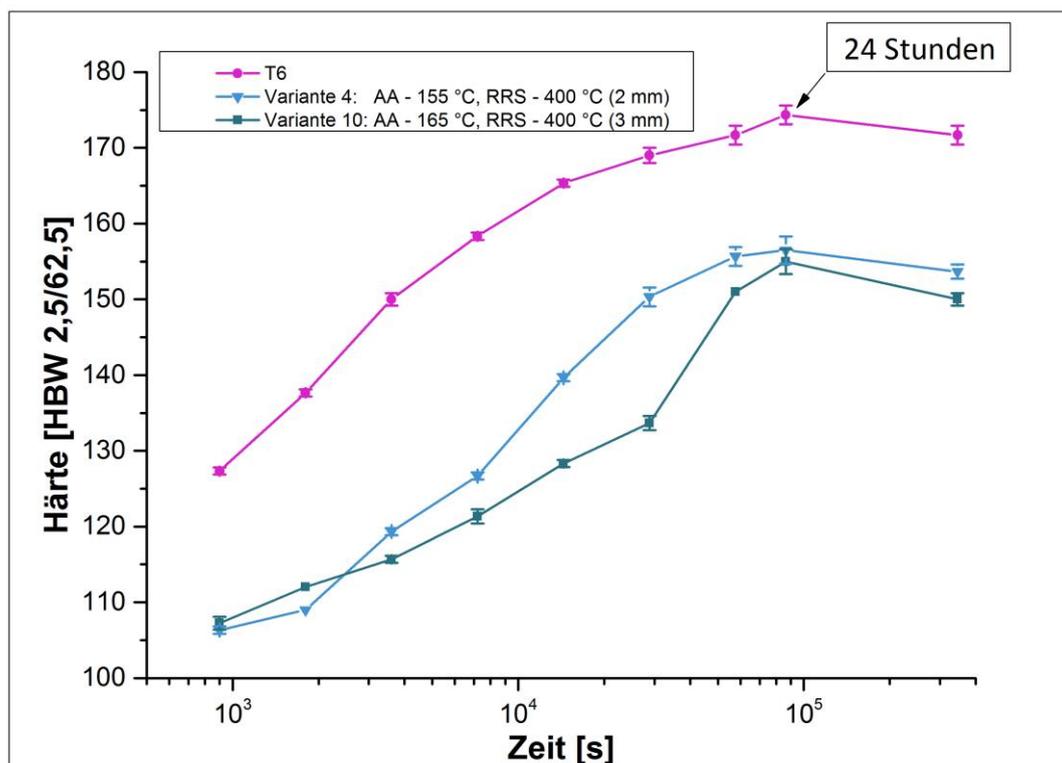


Abbildung 63: Vergleich der T6-Auslagerung von 7075-Proben mit den jeweils besten Versuchsvarianten für Proben mit 2 mm (Variante 4) und 3 mm (Variante 10)

Hier ist ein deutlicher Härteunterschied zwischen der T6-Auslagerung und den Versuchen 4 sowie 10 zu sehen. Während beide Untersuchungen sehr ähnliche Peak-Härtewerte von 156 HBW und 155 HBW aufweisen, zeigt die T6-Behandlung erreichbare Werte von bis zu 174 HBW. Weiters fällt auf, dass alle drei Kurven eine maximale Aushärtung nach 24 Stunden zeigen. Aus der Abbildung 63 ist abzuleiten, dass die T6-Auslagerung ein eindeutig höheres Aushärtungspotenzial aufweist. Darüber hinaus kann kein signifikanter Unterschied bezüglich dem Versuch 4 (Proben mit 2 mm) und Versuch 10 (Proben mit 3 mm) nachgewiesen werden. Daraus lässt sich ableiten, dass durch einen höheren Umformgrad (bei 2 mm etwa 60 % und bei 3 mm etwa 40 %) keine zusätzliche Steigerung der Härte erreicht wird.

Um die Ergebnisse der Härteprüfung zu bestätigen, wird zusätzlich eine Zugprüfung durchgeführt.

5.2 Zugprüfung

Abbildung 64 zeigt die aufgenommenen Spannungs-Dehnungskurven für Proben mit 2 mm.

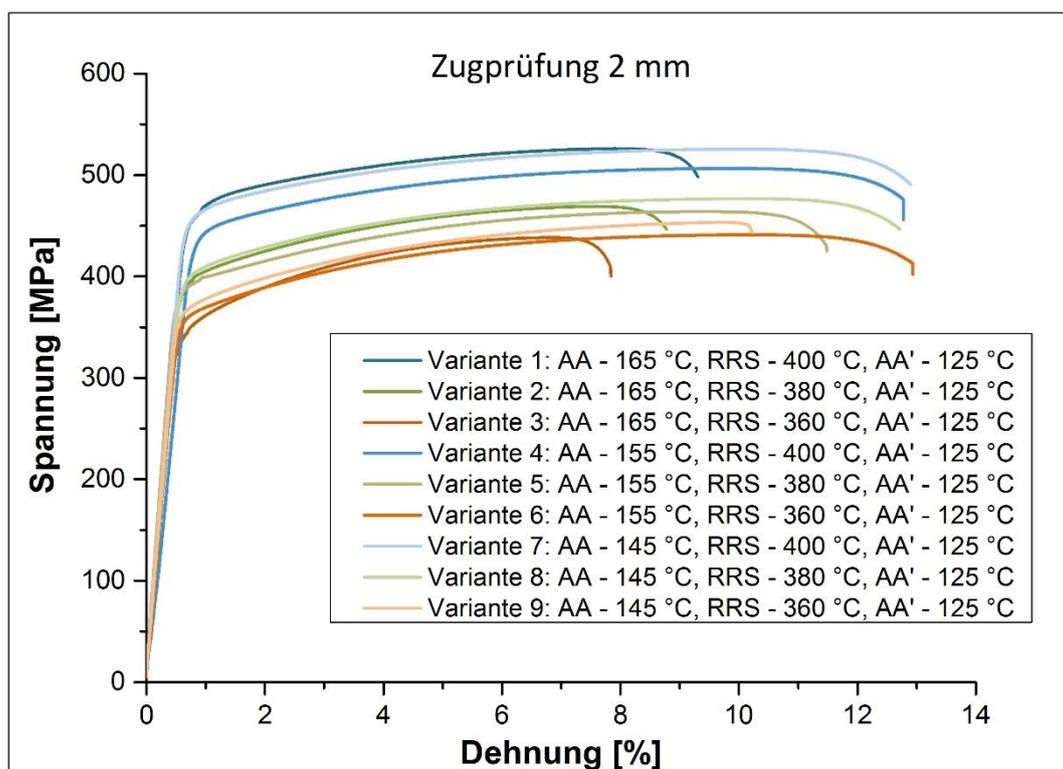


Abbildung 64: Spannungsdehnungsdiagramme der Proben mit 2 mm bei unterschiedlichen Verfahrensparametern

Wie in Abbildung 64 erkennbar ist, sind bei den Spannungsdehnungskurven keine ausgeprägten Streckgrenzen vorhanden. Zur Auswertung wurde deshalb die Ermittlung der Dehngrenze $R_{p0,2}$ herangezogen, deren Ergebnisse die Abbildung 65 zeigt.

Es ist ersichtlich, dass sich die höchsten Festigkeitswerte für Versuch 1, 4 und 7 ergeben, welche eine Erholungsglühung RRS von 400 °C aufweisen. Dies deckt sich auch mit den maximalen ermittelten Härtewerten nach der AA'-Auslagerung. Nachfolgend weisen die Experimente 2, 5 und 8 mit einer Glühtemperatur von 380 °C die zweithöchsten $R_{p0,2}$ -Werte auf. Zuletzt zeigen die Untersuchungen 3, 6 und 9 aufgrund der geringsten RRS-Temperatur von 360 °C die niedrigsten Festigkeitswerte auf.

Innerhalb einer Gruppe von gleicher Glühtemperatur sind die Einflüsse der vorausgehenden AA-Auslagerungstemperatur nur gering zu sehen. So weist zum Beispiel die Gruppe der RRS-Glühungen mit 400 °C (Versuch 1, 3 und 7, entspricht der blauen Gruppe) ähnliche Werte im Bereich von 423–460 MPa auf. Dasselbe gilt auch für die Gruppen bei 380 °C (grüne Gruppe) und der 360 °C (braune Gruppe). Die Empfehlung für eine höhere 1. Warmauslagerungstemperatur AA, wie sie etwa aus den Härteergebnissen ersichtlich ist, kann hier nicht ausgesprochen werden.

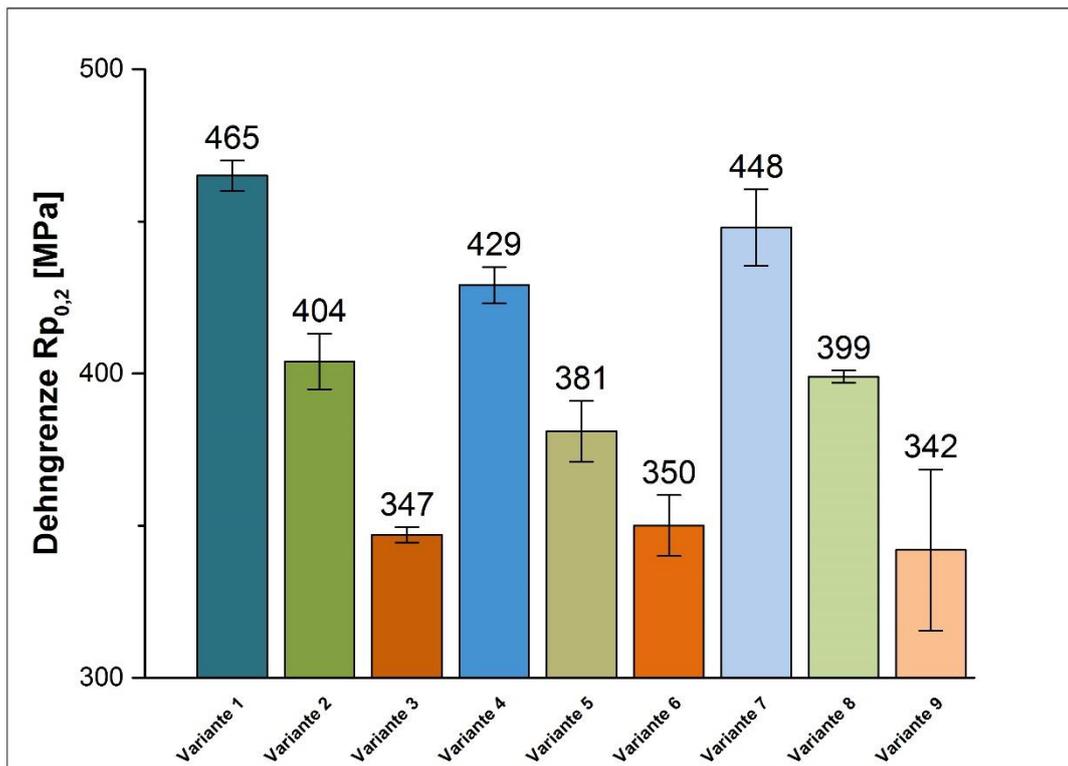


Abbildung 65: Dehngrenze $R_{p_{0,2}}$ der Proben mit 2 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern

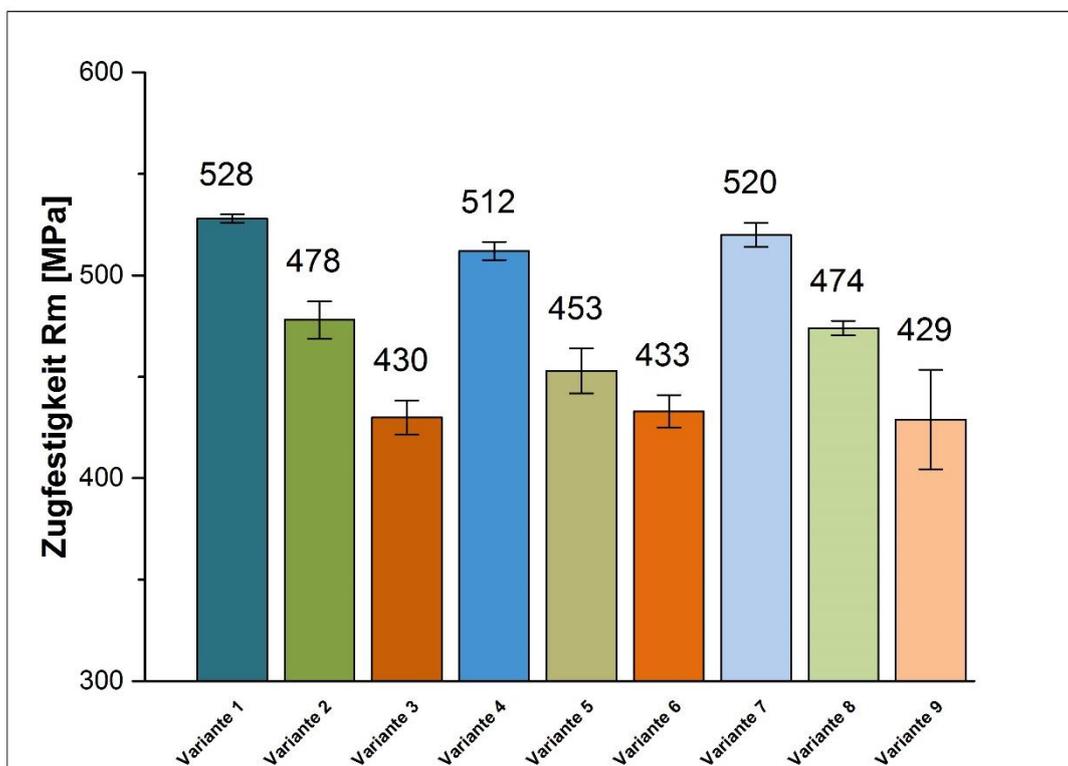


Abbildung 66: Zugfestigkeit R_m der Proben mit 2 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern

Die abgeleiteten Interpretationen für die Dehngrenze gelten in ähnlicher Weise auch für die Ergebnisse der Zugfestigkeit R_m , welche in Abbildung 66 zu sehen sind. Auch hier erzielen höhere Glühtemperaturen größere Festigkeitsergebnisse, wie etwa Versuch 1, 4 und 7 in einem Bereich von 507 bis 526 MPa. Des Weiteren wirkt sich eine unterschiedliche AA-Auslagerungstemperatur kaum auf die Zugfestigkeit aus.

Das Verhältnis von Dehngrenze zu Zugfestigkeit liegt für alle Versuche in einem Bereich von 0,78–0,87.

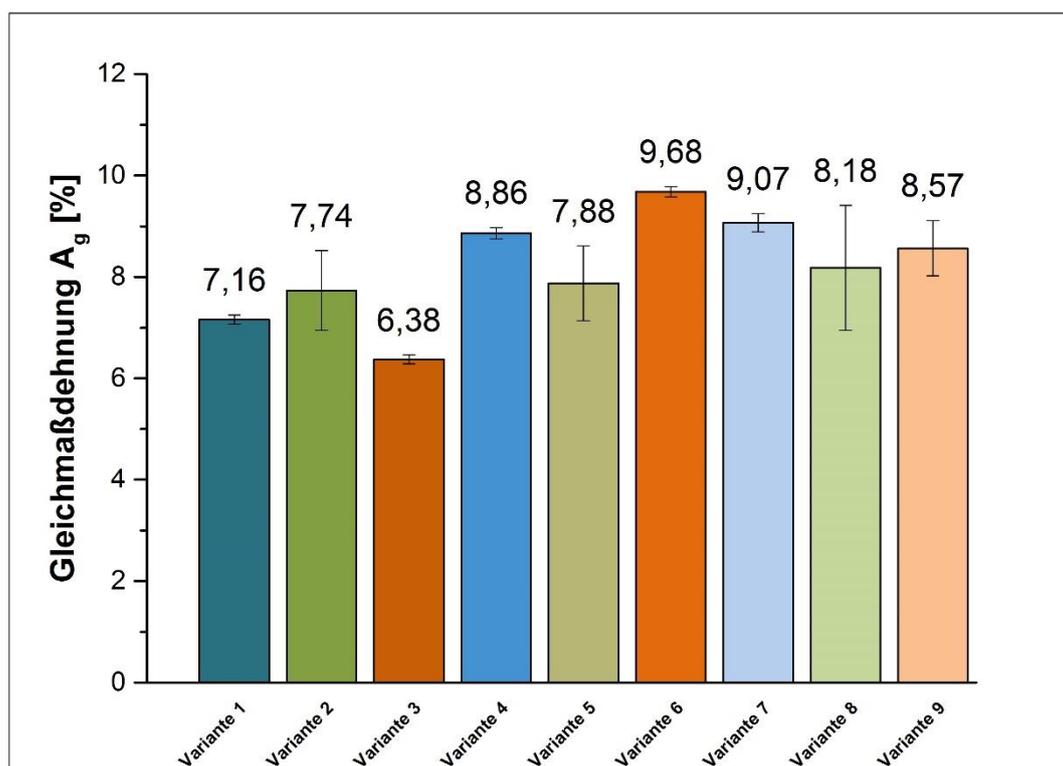


Abbildung 67: Gleichmaßdehnung A_g der Proben mit 2 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern

Abbildung 67 zeigt die Ergebnisse der Gleichmaßdehnung A_g . Hierbei fällt deutlich auf, dass sich die Versuche 1, 2 und 3 (AA-Temperatur 165 °C) maßgeblich von den restlichen unterscheiden. Diese weisen Gleichmaßdehnungen im Bereich von 7 % auf, während sich die Dehnungswerte der anderen Experimente etwa um 9 % bewegen. Analoges gilt auch für die Bruchdehnung, welche in Abbildung 68 zu sehen ist. Auch hier haben die Untersuchungen 1, 2 und 3 deutlich niedrigere Werte, etwa 8 % im Gegensatz zu 11–12 %. Im Falle eines hohen Umformgrades sollte Auslagerungstemperaturen bei 165 °C vermieden werden. Abgesehen davon lässt sich jedoch kein eindeutiger Trend in Bezug auf RRS-Glühtemperatur erkennen. Prinzipiell ist jedoch für alle Versuche das Bruchverhalten als spröde einzustufen.

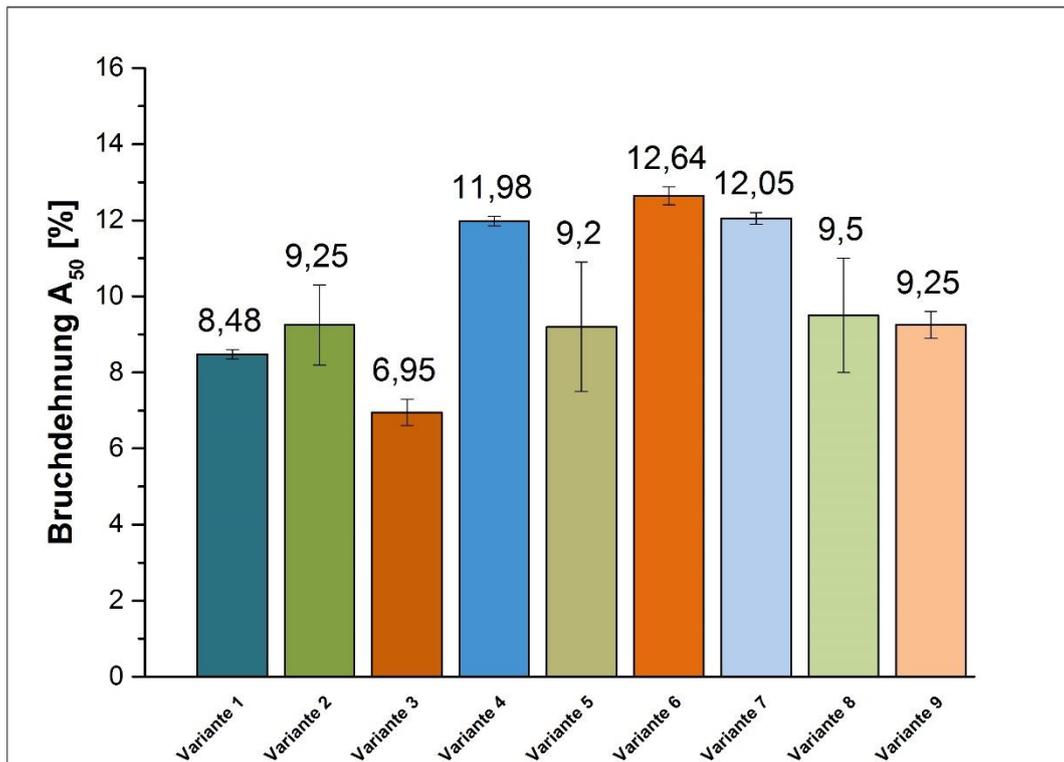


Abbildung 68: Bruchdehnung A_{50} der Proben mit 2 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern

Aus den Ergebnissen der Zugprüfung der Proben mit 2 mm lässt sich ableiten, dass unter dem Gesichtspunkt der Festigkeit höhere Glühtemperaturen im RRS-Schritt zu empfehlen sind. Für eine verbesserte Duktilität wirken sich niedrige Warmauslagerungstemperaturen im AA-Schritt positiv aus. Als optimal erweisen sich die Versuche 4 und 7, welche beide eine RT-Glühtemperatur von 400 °C aufweisen und sich nur durch eine verschiedene AA-Auslagerungstemperatur (155 °C und 145 °C) unterscheiden.

Für die Prüfung der Proben mit 3 mm ergeben sich folgende Spannungsdehnungsdiagramme (Abbildung 69).

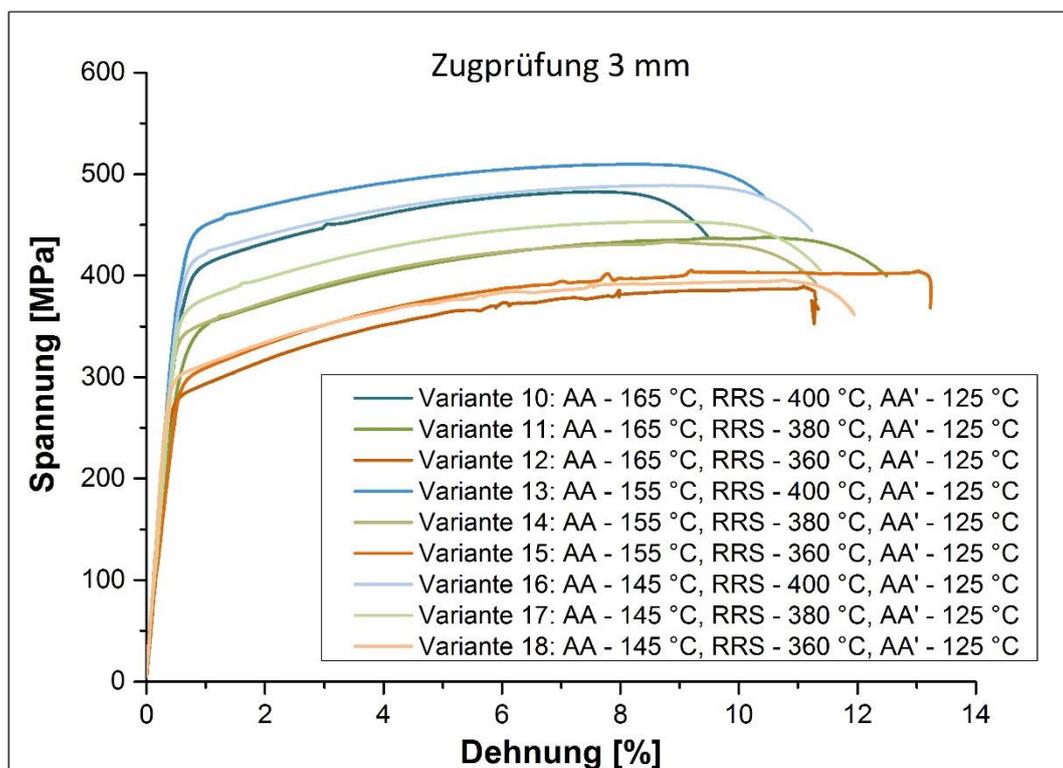


Abbildung 69: Spannungsdehnungsdiagramme der Proben mit 3 mm bei unterschiedlichen Verfahrensparametern

Auch hier liegt keine ausgeprägte Streckgrenze vor, sodass abermals die Dehngrenze $R_{p0,2}$ zur Auswertung herangezogen wurde. Die jeweiligen $R_{p0,2}$ -Werte der Versuche der Proben mit 3 mm sind der Abbildung 70 zu entnehmen, die Zugfestigkeitswerte der Abbildung 71. Dabei setzt sich der gleiche Trend, wie zuvor bei den Proben mit 2 mm beschrieben, hinsichtlich der Festigkeit fort. Mit erhöhter Glühtemperatur steigen die Festigkeitswerte. Die Gruppe mit 400 °C (blaue Balken) zeigt höhere $R_{p0,2}$ -Werte und R_m -Werte als jene mit 380 °C (grüne Balken) und mit 360 °C (braune Balken). Außerdem fallen die Unterschiede innerhalb der einzelnen Gruppen (blaue, grüne und braune Balken) sehr gering aus. Das trifft sich auch mit der Ableitung aus den Ergebnissen der Proben mit 2 mm, dass eine unterschiedliche AA-Auslagerungstemperatur kaum Einfluss auf die Festigkeit zeigt.

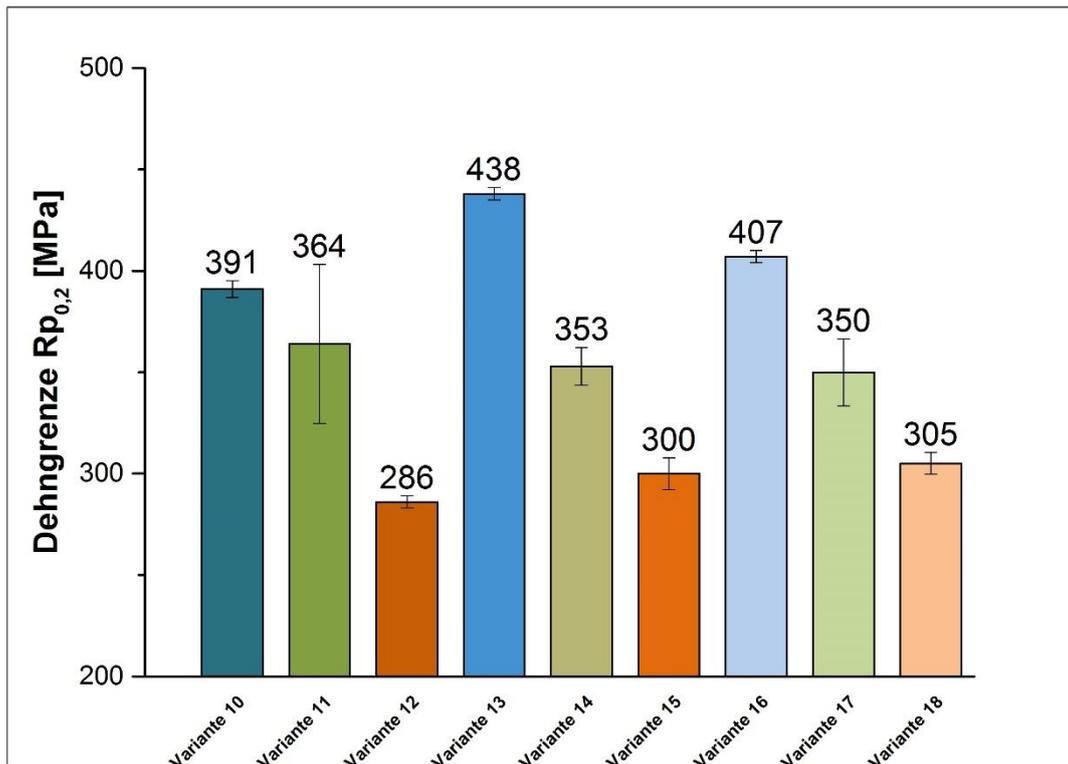


Abbildung 70: Dehngrenze $R_{p_{0,2}}$ der Proben mit 3 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern

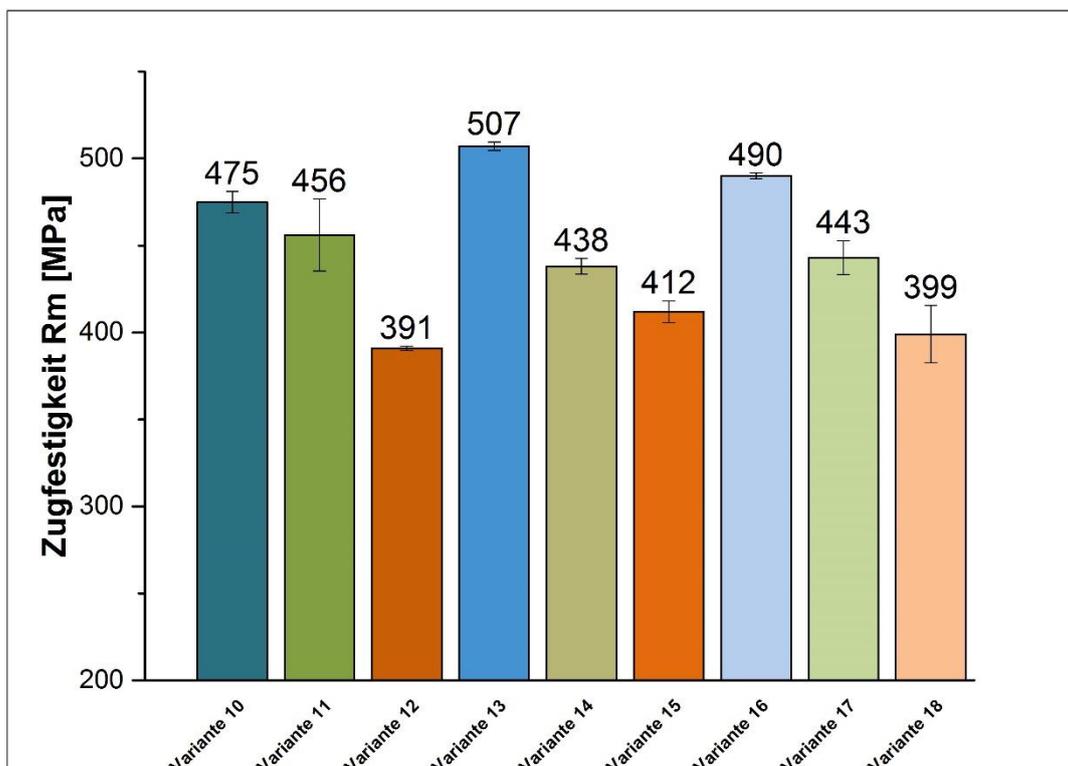


Abbildung 71: Zugfestigkeit R_m der Proben mit 3 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern

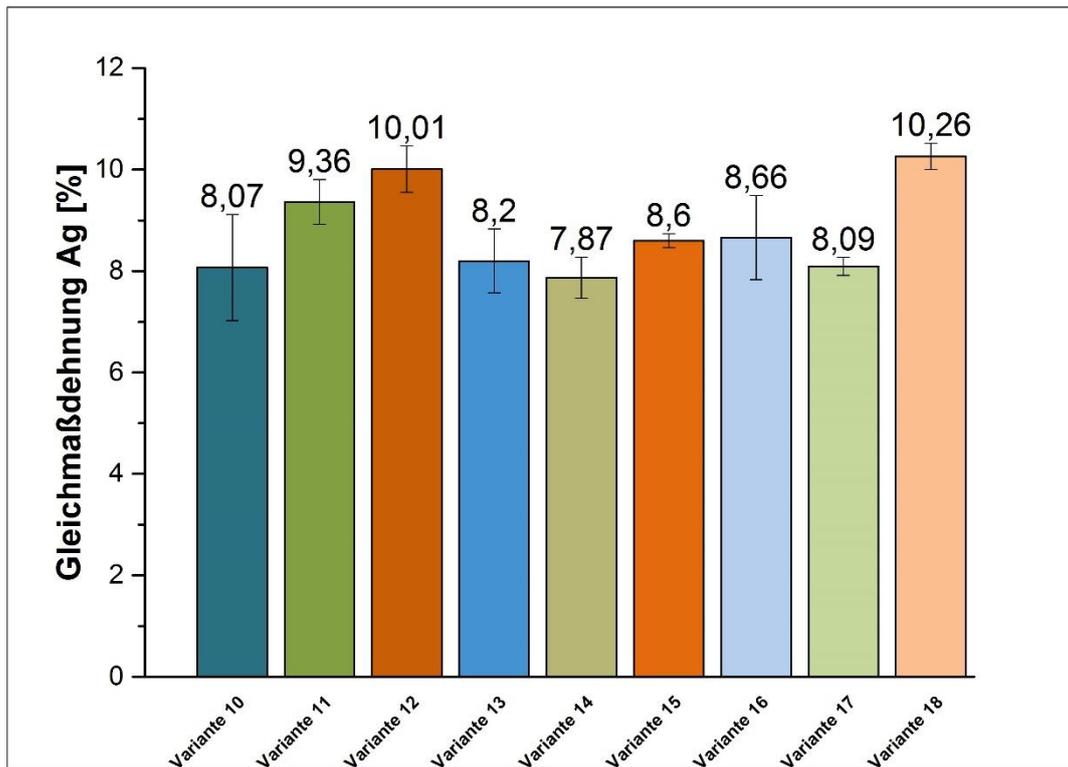


Abbildung 72: Gleichmaßdehnung A_g der Proben mit 3 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern

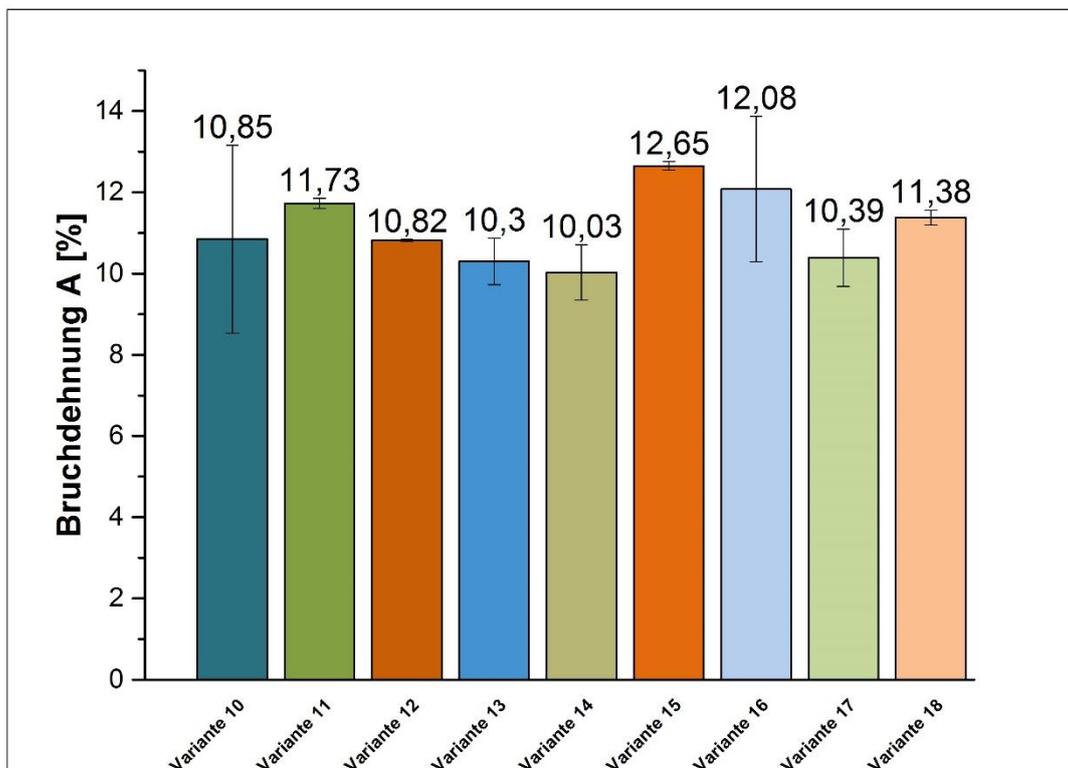


Abbildung 73: Bruchdehnung A_{25} der Proben mit 3 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern

Die Gleichmaß- (A_g) und die Bruchdehnung (A_{25}) sind den Abbildungen 72 bis 73 zu entnehmen. Dabei verhalten sich im Gegensatz zu den Proben mit 2 mm alle Versuche ähnlich. Die A_g -Werte variieren zwischen 8,2–10,2 %, die Bruchdehnung zwischen 10,1–11,7 %. Auch hier ist der Bruch als spröde zu charakterisieren.

Ableitend aus den Ergebnissen der Zugprüfung der Proben mit 3 mm lässt sich folgende Schlussfolgerung formulieren:

Für höhere Festigkeiten sind wie auch bei den Proben mit 2 mm höhere Glühtemperaturen im RRS-Schritt erforderlich. Der Einfluss der Temperatur in der AA-Warmauslagerung kann als gering eingestuft werden. Außerdem besteht eine konstant hohe Duktilität im Bereich von 10–12 % (Bruchdehnung), unabhängig davon, welche Versuchsparameter miteinander kombiniert sind. Daraus ergeben sich die optimalen Versuche 10, 13 und 16, welche alle eine RRS-Temperatur von 400 °C aufweisen und sich nur durch die AA-Auslagerungstemperatur unterscheiden.

Abschließend zeigt Abbildung 74 noch den Vergleich zwischen den „besten“ Varianten der Proben mit 2 und 3 mm und einer T6-Referenzprobe mit experimentellen Daten sowie Literaturwerte. Dafür sind die Variante 7 und 13 herangezogen worden.

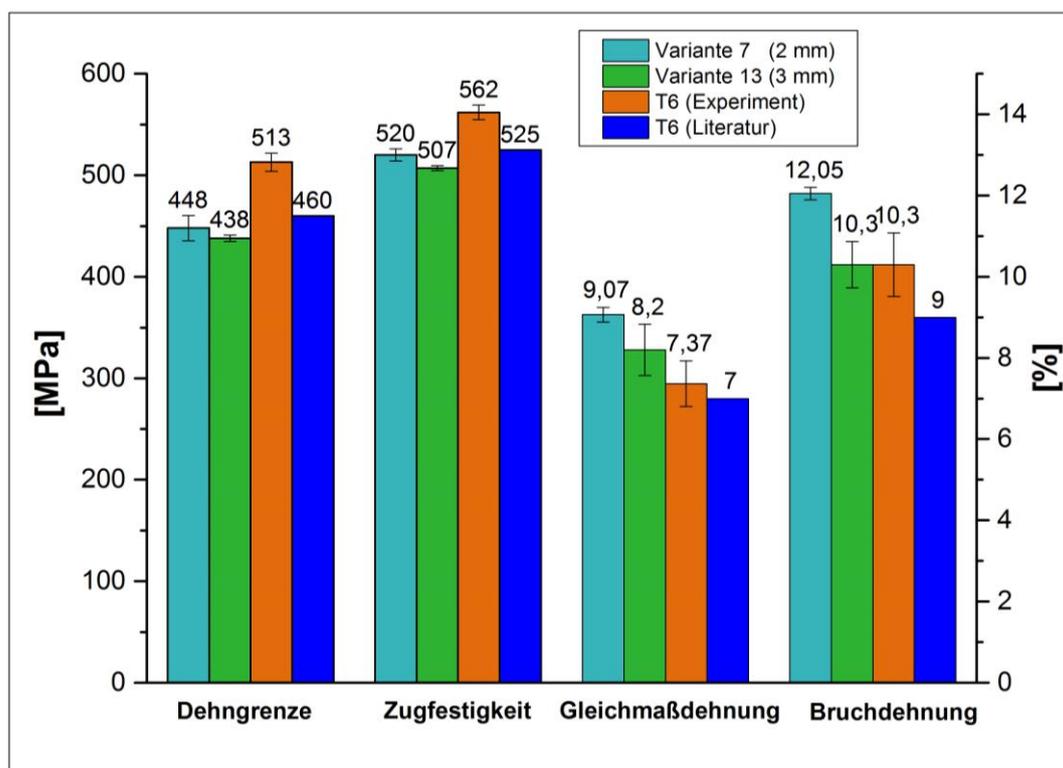


Abbildung 74: Vergleich der Zugprüfkennwerte zwischen Proben mit 2 mm und 3 mm, einer T6-Referenzprobe sowie Literaturwerte [43]

Während beim Härtevergleich zwischen den Proben mit 2 mm und 3 mm kaum ein Unterschied zu sehen war, zeigt sich hier, dass ein höherer Umformgrad zu empfehlen ist. In allen

Kennwerten von der Dehngrenze bis zur Bruchdehnung ergeben sich größere Werte bei den Proben mit 2 mm. Auch im Vergleich zur T6-Referenzprobe zeigt sich eine eindeutige Empfehlung für einen hohen Umformgrad [43]. Während hinsichtlich der Festigkeitswerte nur geringere Ergebnisse zu erzielen sind, zeigt sich eine signifikante Verbesserung der Duktilität durch das neue Verfahren.

5.3 Korngrößenbestimmung

Der Einfluss der Temperatur während der Erholungsglühung kann unter anderem durch die Kornvergrößerung gemessen werden. Dazu sind Schlibfbilder für die jeweiligen Temperaturen von 360 °C, 380 °C und 400 °C anzufertigen. Als Referenzprobe fungiert ein ungeglühtes Probenmaterial. Da es sich um gewalztes Gefüge handelt, wurden sowohl Schlibfbilder in Walzrichtung (L) als auch quer dazu (LT) aufgenommen. Die Abbildungen 75 bis 78 zeigen die Mikrostruktur nach einer Barker-Ätzung.

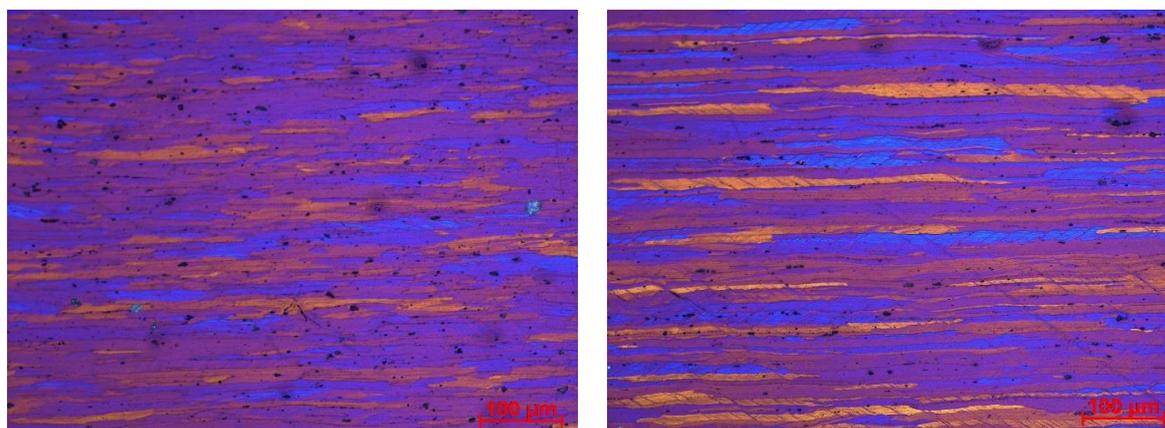


Abbildung 75: Darstellung des Gefüges einer ungeglühten 7075-Referenzprobe
Links: LT; Rechts: L

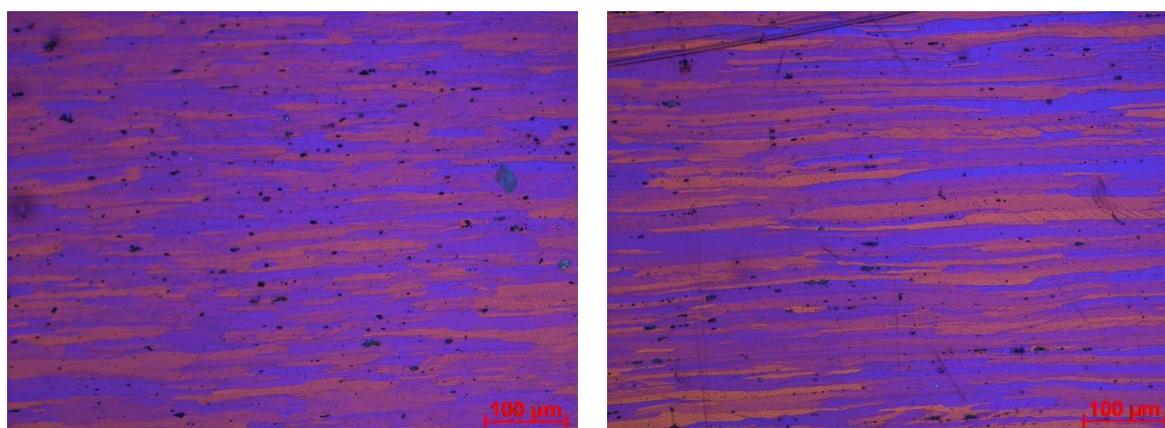


Abbildung 76: Darstellung des Gefüges einer 7075-Probe bei 360 °C geglähten Probe
Links: LT; Rechts: L

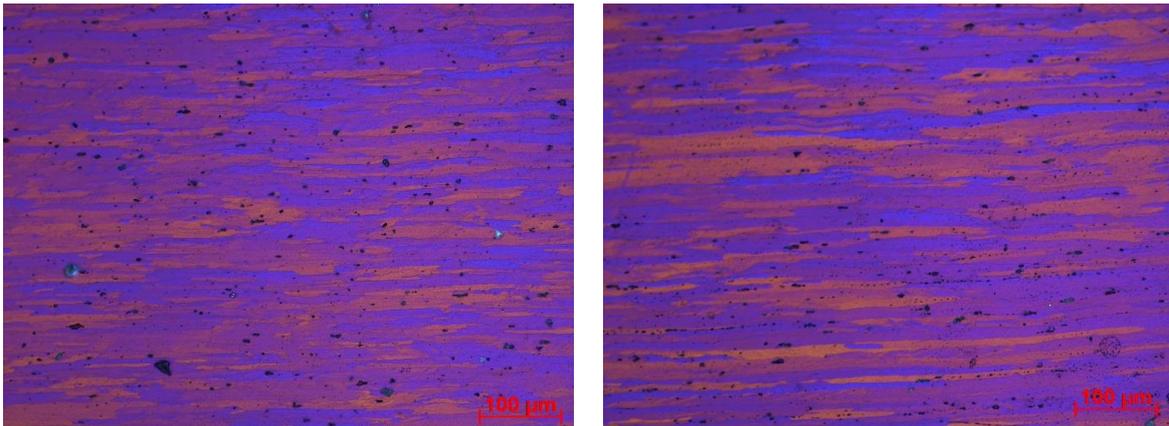


Abbildung 77: Darstellung des Gefüges einer 7075-Probe bei 380 °C geglähten Probe
Links: LT; Rechts: L

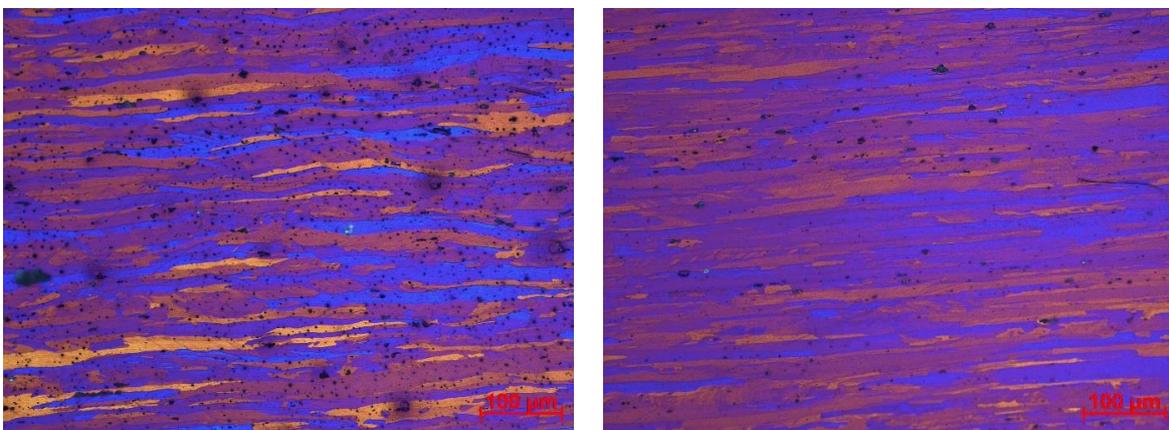


Abbildung 78: Darstellung des Gefüges einer 7075-Probe bei 400 °C geglähten Probe
Links: LT; Rechts: L

Zum Vergleich sind in Abbildung 79 die nach Barker geätzten T6-Referenzproben zu sehen.

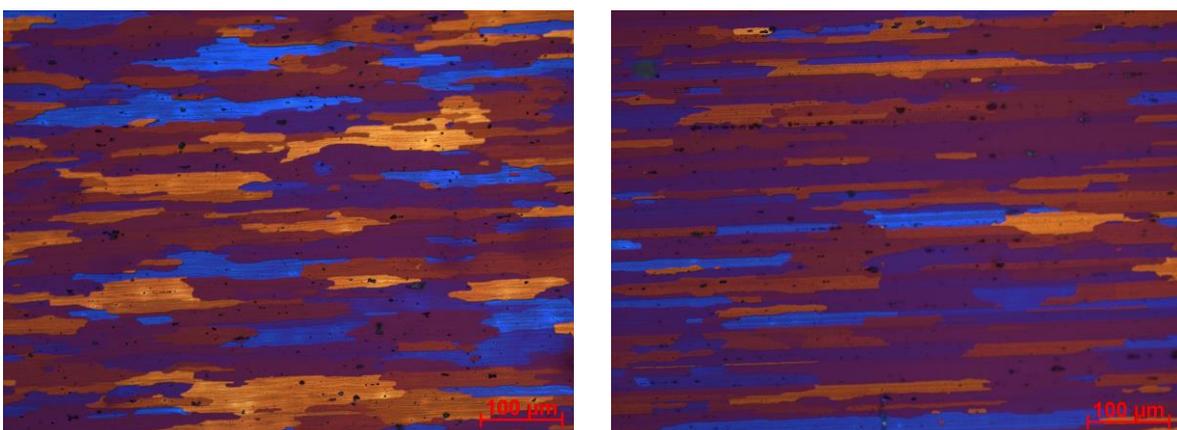


Abbildung 79: Darstellung des Gefüges einer T6 behandelten 7075-Probe
Links: LT; Rechts: L

Auf Basis dieser Abbildungen wurden die jeweiligen Korngrößen für die senkrechte und waagrechte Richtung nach dem Linienschnittverfahren ermittelt. Tabelle 13 zeigt die Ergebnisse der Bestimmung der Korngröße und Tabelle 14 die sich einstellenden Vergrößerungen in Prozent.

Tabelle 13: Korngrößen für verschiedene RRS-Temperaturen in verschiedene Richtungen in μm

Temperatur	In Walzrichtung		Quer zur Walzrichtung	
	<i>waagrecht</i>	<i>senkrecht</i>	<i>waagrecht</i>	<i>senkrecht</i>
<i>Referenzprobe</i>	190,29	9,68	74,46	11,12
360 °C	190,29	10,02	107,04	11,19
380 °C	190,29	11,49	126,86	11,57
400 °C	190,29	12,97	171,26	12,15
T6	285,44	15,29	155,69	15,43

Tabelle 14: Kornvergrößerung in %, basierend auf der Referenzprobe

Temperatur	Veränderung in Walzrichtung		Veränderung quer zur Walzrichtung	
	<i>waagrecht</i>	<i>senkrecht</i>	<i>waagrecht</i>	<i>senkrecht</i>
360 °C	0,00	3,39	30,43	0,65
380 °C	0,00	15,82	41,30	3,90
400 °C	0,00	25,42	56,52	8,44

Aus Tabelle 13 sowie auch aus den Abbildungen 75 bis 78 lässt sich ein ganz klar zeitliches Gefüge erkennen. Grundsätzlich zeichnet sich mit Erhöhung der Erholungsglühtemperatur eine Kornvergrößerung ab. In waagrechter Walzrichtung sind die Körner bereits schon lang gestreckt, sodass hier keine Verlängerung stattfindet. Im Gegensatz dazu zeigt sich quer dazu eine Verbreiterung des Kornes. In senkrechter Richtung vergrößert das Korn mit erhöhter Temperatur sowohl quer zur als auch in Walzrichtung, wobei letztere ein größeres Ausmaß zeigt. Dies ist auf die konstant gebliebene waagrechte Kornlänge in Walzrichtung zurückzuführen.

Obwohl die Haltezeit von einer Minute während der Erholungsglühung recht kurz ausfällt, ist eine eindeutige Vergrößerung ersichtlich (siehe Tabelle 14). Theoretisch sollte mit kleinerem Korndurchmesser eine größere Festigkeit erzielt werden. Dennoch hat die Korngröße auf die sich am Ende des Prozessschemas einstellende Härte und Festigkeit kaum einen Einfluss, da diese noch immer relativ groß ist. Versuchsreihen mit einer Glühung von 400 °C zeigen immer die höchsten Härte- und Festigkeitswerte. Dies ist durch den viel größeren Einfluss der Ausscheidungshärtung im Rahmen der 2. Warmauslagerung (AA') zu erklären.

Im Vergleich zur T6-Referenzprobe ist ersichtlich, dass die zusätzliche Kaltumformung zu einem verstärkten zeiligen Gefüge führt. Das Korn des T6-ausgelagerten Material ist deutlich größer als im neuen Prozessschema und weist demnach geringere Zähigkeitswerte auf. Hingegen zeigen T6-Proben trotz des größeren Kornes größere Härtewerte, was wiederum die untergeordnete Rolle der Korngröße auf die Festigkeit beweist und eher die erhöhte Ausscheidungshärtung in der T6-Auslagerung unterstreicht.

Generell sollten die berechneten Korngrößen immer unter dem Gesichtspunkt der sehr einfachen experimentellen Bestimmung gesehen werden. Die errechneten Werte können in einem erheblichen Maße variieren und sollen maximal einen Trend aufzeigen.

5.4 Rasterelektronenmikroskop

Die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der groben Ausscheidungen wurde mittels dem institutseigenen Rasterelektronenmikroskop durchgeführt. Abbildung 80 zeigt den untersuchten Bereich mit mehreren Spektren.

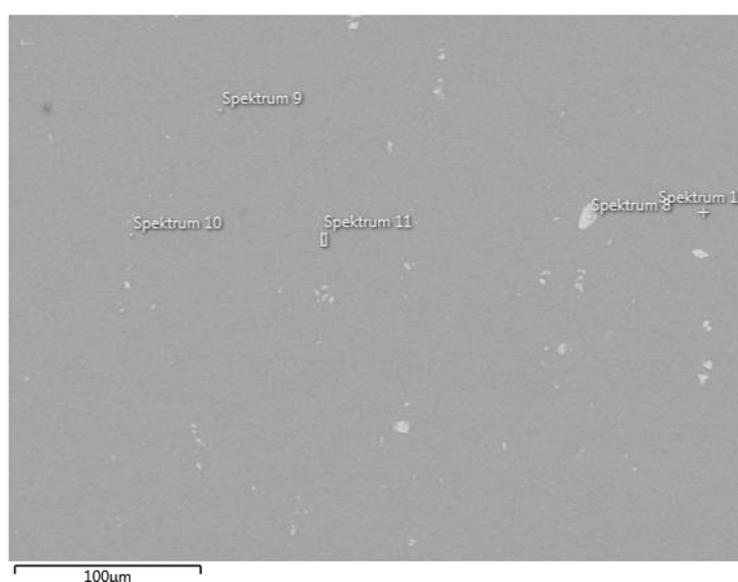


Abbildung 80: Ausgewählter Bereich im Rasterelektronenmikroskop einer 7075-Probe nach der 2. Warmauslagerung

Tabelle 15 zeigt die zugehörige chemische Zusammensetzung der Spektren in Abbildung 80. Die Hauptbestandteile der Ausscheidungen sind neben dem Matrixelement Aluminium grundsätzlich Zn, Mg und Cu. Teilweise sind Fe-haltige Verbindungen auch möglich. In manchen Fällen kann auch Si in den Teilchen detektiert werden. Die gemessene chemische Zusammensetzung deckt sich mit der Probenzusammensetzung von 7075-Legierungen sowie der Tatsache, dass die Gleichgewichtsphase η folgende Verbindungen aufweist: $MgZn_2$ und $Mg(Zn,Cu,Al)_2$.

Tabelle 15: Chemische Zusammensetzung für die Spektren in Abbildung 80 in Massenprozent

Spektrum 8		Spektrum 9		Spektrum 10		Spektrum 11		Spektrum 12	
<i>Al</i>	81,4	<i>Al</i>	89,7	<i>Al</i>	90,1	<i>Al</i>	87,4	<i>Al</i>	88,6
<i>Fe</i>	9,8	<i>Zn</i>	5,6	<i>Zn</i>	5,3	<i>Zn</i>	5,2	<i>Zn</i>	5,6
<i>Zn</i>	4,4	<i>Mg</i>	3,0	<i>Mg</i>	2,8	<i>Fe</i>	3,5	<i>Mg</i>	3,6
<i>Cu</i>	2,7	<i>Cu</i>	1,3	<i>Cu</i>	1,2	<i>Mg</i>	2,1	<i>Cu</i>	1,1
<i>Mg</i>	1,7	<i>Si</i>	0,4	<i>Si</i>	0,5	<i>Cu</i>	1,8	<i>Si</i>	1,1

6 Diskussion der Ergebnisse

Im Rahmen dieser Arbeit sind durch Härte- und Zugprüfungen sowie licht- und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen die Einflüsse des Umformgrades, der Höhe der AA-Warmauslagerungs- und der RRS-Temperatur überprüft worden.

Der wesentlichste Einflussparameter auf die Härte ist die Temperatur im Erholungsschritt RRS. Hierbei ergeben sich signifikante Unterschiede zwischen 400 °C, 380 °C und 360 °C. Dies gilt sowohl für einen hohen Umformgrad von $\epsilon = 60\%$ (2 mm) als auch einen niedrigeren von $\epsilon = 40\%$ (3 mm). Die Ursache liegt in dem bei höherer Temperatur vergrößertem Ausscheidungspotential. Durch Steigerung der Glüh-Temperatur kann ein höherer Anteil der zuvor im AA-Schritt ausgeschiedenen Teilchen wieder in Lösung gebracht werden und stellt ein erneutes Ausscheidungspotenzial dar.

Außerdem verringert sich im Fall des hohen Umformgrades die maximale Aushärtezeit von über drei Tagen auf 24 Stunden, wenn die Temperatur von 360 °C auf 400 °C angehoben wird. Bei niedrigem Umformgrad bleibt die maximale Aushärtezeit konstant bei 24 Stunden.

Der Einfluss der Temperatur während der ersten Warmauslagerung AA auf die am Ende vorliegende Härte kann hingegen als untergeordnete Rolle betrachtet werden. Zwar ergeben sich bei Glüh-Temperaturen bei 380 °C bzw. 360 °C im RRS-Schritt gewisse Abhängigkeiten von der AA-Temperatur, dennoch sind die Effekte deutlich geringer als im Fall eines unterschiedlichen RRS-Wertes.

Bei einem Umformgrad von $\epsilon = 60\%$ (2 mm) zeigt sich, dass höhere AA-Temperaturen in den Gruppen mit 380 °C und 360 °C sich positiv auf die Härte auswirken. Dieser Sachverhalt verhält sich genau umgekehrt bei geringerem Umformgrad ($\epsilon = 40\%$). Hier wirkt sich eine niedrigere AA-Temperatur positiv auf die Härte aus.

Die Festigkeitswerte, im Speziellen Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m , zeigen eine ganz deutliche Abhängigkeit von der Glüh-Temperatur im RRS-Schritt. Bei höheren Temperaturen lassen sich größere Festigkeitswerte erreichen. Dies ist, wie bereits bei der Härte erwähnt, auf das unterschiedliche Ausscheidungspotenzial zurückzuführen. Hingegen führen verschiedene AA-Temperaturen nur zu geringen Veränderungen in der Festigkeit. Erklärbar ist dies durch eine zu kurze Auslagerungszeit bei der 1. Warmauslagerung, was zur Ausscheidung von zu kleinen Teilchen führt. Diese Partikel widerstehen dem nachgelagerten Glühprozess RRS nicht und werden demnach wieder aufgelöst. Der Hintergrund in diesem Prozessschema war es, durch einen unmittelbaren Kaltumformungsschritt nach der Lösungsglühung, ein möglichst feines Korn herzustellen. Anscheinend benötigen jedoch die Teilchen mehr Zeit, um auf eine

Partikelgröße anzuwachsen, welche den nachfolgenden Schritt der RRS überleben. In anschließenden Arbeiten ist nun zu untersuchen, ob eine Verlängerung der 1. Warmauslagerungsdauer sich positiv auf die Festigkeit auswirkt.

Ein Einfluss der AA-Temperatur zeigt sich hingegen bei der Duktilität. Bei einem Umformgrad von $\epsilon = 60\%$ (2 mm) ergeben sich signifikant niedrigere Dehnungswerte bei einer 1. Warmauslagerungstemperatur von 165 °C als die Versuche mit 155 °C und 145 °C zeigen. Dieser Einfluss kann jedoch bei niedrigerem Umformgrad $\epsilon = 40\%$ (3 mm) nicht nachgewiesen werden. Hier weisen alle Versuchsvarianten (10–18) ähnliche Gleichmaß- und Bruchdehnungen auf. Auch aus unterschiedlichen RRS-Temperaturen lässt sich kein Trend ableiten.

Der Vergleich der verschiedenen Qualitätsmerkmale bei Proben mit hohem Umformgrad ($\epsilon = 60\%$) und jenen mit niedrigerem ($\epsilon = 40\%$) zeigt eine leichte Empfehlung für Proben mit höheren Verformungen. Dennoch fallen die Unterschiede gering aus und können auf ein Erreichen des Sättigungsniveaus deuten. Laut Tajally et al. in [37] ergibt sich zwar erst eine Sättigung bei $\epsilon = 70\%$, jedoch ergeben $\epsilon = 40\%$ und $\epsilon = 60\%$ bereits ähnliche Festigkeitswerte. Eine Erhöhung des Verformungsgrades könnte zu einer weiteren Steigerung der Dehngrenze und Zugfestigkeit führen, dennoch sollte beachtet werden, dass 7xxx-Legierungen aufgrund ihres schlechten Kaltumformvermögens zu Randrissen neigen und dies die Prozessbeherrschbarkeit beeinflussen könnte.

Die Gegenüberstellung des neuen Prozessschemas mit der T6-Auslagerung zeigt geringfügig niedrigere Festigkeitswerte, jedoch klar verbesserte Duktilitäten. Dies spricht für ein eindeutiges Potenzial des neuen Verfahrens. Aus diesem Grund sollte in nachfolgenden Arbeiten einerseits die Tauglichkeit auf Korrosionsbeständigkeit und andererseits auch Faktoren wie die Dauer der AA-Auslagerung sowie den minimal notwendigen Verformungsgrad zur Erreichung der geforderten Kennwerte bei Reduzierung der Randrisse geprüft werden.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel dieser vorliegenden Arbeit war es, eine geeignete Wärmebehandlung für 7075-Legierungen zu entwickeln, die erhöhte Festigkeits- und Duktilitätswerte bei guten Korrosionseigenschaften aufweist. Die Strategie beinhaltet die Herstellung einer Mikrostruktur, welche eine hohe Dichte an Aushärtungsphasen (GP, η'), wenig schädliche Korngrenzausscheidungen sowie eine kleine Korngröße aufweist. Zur Erreichung dieser Anforderung fällt die Wahl auf folgende Prozessschritte:

- Lösungsglühen – ST
- Kaltverformung – CR
- 1. Warmauslagerung – AA
- Erholungsglühung – RRS
- 2. Warmauslagerung – AA'

Der Hintergrund der Kaltverformung im Anschluss an die Lösungsglühung liegt in der Tatsache, dass durch eine Steigerung der Defektdichte die heterogene Keimbildung in der nachgelagerten Warmauslagerung begünstigt ist und sich somit die Dichte von GP-Phasen und η' -Teilchen erhöhen soll. Im anschließenden Schritt der Erholungsglühung, welche knapp unter der Solvustemperatur der sich ausscheidenden Phasen angesetzt ist, sollen sich GP-Zonen und feine η' -Phasen wieder auflösen, während gröbere η' - und η -Ausscheidungen zurückbleiben und die Kornstruktur stabilisieren bzw. die Rekristallisation erschweren. Bei der anschließenden zweiten Warmauslagerung scheiden sich GP-Zonen wie auch η' -Phasen wieder aus, um die gewünschte Härtewirkung zu erzielen.

Zur Ermittlung der geeignetsten Verfahrensparameter sind einerseits die Höhe des Umformgrades ($\varepsilon = 60\%$ oder 40%), die Temperatur im 1. Warmauslagerungsschritt ($145\text{ }^\circ\text{C}$, $155\text{ }^\circ\text{C}$ und $165\text{ }^\circ\text{C}$) und jene im Erholungsschritt ($360\text{ }^\circ\text{C}$, $380\text{ }^\circ\text{C}$ und $400\text{ }^\circ\text{C}$) variiert worden. Durch die Kombination aller Parameter ergab dies 18 unterschiedliche Versuche. Zur Prüfung des Prozesses sind sowohl Härte- als auch Zugprüfungen, sowie lichtmikroskopische Untersuchungen durchgeführt worden. Zusätzlich wurde die chemische Zusammensetzung der Ausscheidungen analysiert.

Bei der Beurteilung der Prüfergebnisse zeigt sich, dass eine eindeutige Abhängigkeit der Härte bzw. Festigkeit von der Temperatur im Erholungsschritt vorliegt. Je höher die Glüh Temperatur, desto härtere und festere Werkstoffe sind zu erwarten. So sind $R_{p0,2}$ -Werte bis zu 460 MPa und R_m bis zu 526 MPa möglich. Zusätzlich wirkt sich eine höhere Temperatur im RRS-Schritt

auch förderlich auf eine Reduktion der maximalen Aushärtezeit auf 24 Stunden aus. Die Duktilität beeinflusst die Glüh Temperatur hingegen kaum. Maximale Bruchdehnungen sind im Bereich von 10–12 % möglich.

Der Einfluss der 1. Warmauslagerungstemperatur spielt auf die Härte bzw. Festigkeit eher eine untergeordnete Rolle. Auch bei der Duktilität ist kaum eine Abhängigkeit zu sehen. Nur bei einem Umformgrad von $\epsilon = 60\%$ wirkt sich offensichtlich eine Temperatur von 165 °C negativ auf die Zähigkeit aus.

Beim Vergleich der verschiedenen Umformgrade zeigt sich, dass eine leichte Empfehlung für einen höheren Verformungsgrad auszusprechen ist. In allen Bereichen von Dehnungsgrenze $R_{p0,2}$ bis zur Bruchdehnung A weisen die stärker umgeformten Proben höhere Kennwerte auf. Im Vergleich zur Referenzprobe einer T6-Auslagerung zeigt sich, dass zwar geringere Härtewerte erreichbar sind, jedoch aus den Resultaten der Zugprüfung eine deutliche Verbesserung der Dehnungen bei gleichbleibenden Festigkeiten möglich ist.

Die Ergebnisse zeigen, dass dieses neu entwickelte Verfahren im Vergleich zur Referenz-Wärmebehandlung T6 vom Standpunkt der mechanischen Kennwerte Potenzial aufweist. Aus diesem Grunde ist es zielführend, in anschließenden Arbeiten die Korrosionsbeständigkeit zu untersuchen. Eine Möglichkeit besteht im „Slow Strain Rate Testing“ (SSRT). Außerdem sind weitere Versuchsdurchgänge notwendig, um die optimalen Versuchsparameter festzulegen. Ein weiterer wichtiger Punkt aus prozesstechnischer Sicht sind die Randeinrisse der Bleche während der Umformung. Wie gezeigt worden ist, wirkt sich ein höherer Umformgrad positiv auf Festigkeits- und Duktilitätswerte aus, führt jedoch zu einem erhöhten Ausschuss. Somit sollte auch in anschließenden Arbeiten geprüft werden, welcher minimale Verformungsgrad ausreicht.

8 Literatur

- [1] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, 2. Auflage, Springer Berlin Heidelberg New York, 2007.
- [2] Polmear, I.: Light Alloys - From traditional alloys to nanocrystals, 4. Auflage, Elsevier Ltd, 2006.
- [3] Jr, E.S., Staley, J.: Application of modern aluminum alloys to aircraft, Prog. Aerosp. Sci. 32 (1996), 131–172.
- [4] ARD: Luftfahrtbranche zwischen Hoffen und Bangen, (2014). Online im Internet: <http://boerse.ard.de/anlagestrategie/branchen/luftfahrtbranche-zwischen-hoffen-und-bangen100.html>, Abruf: 8.3.2015.
- [5] Campell, F.C.C. Jr.: Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials, Elsevier, 2011.
- [6] Dursun, T., Soutis, C.: Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys, Mater. Des. 56 (2014), 862–871.
- [7] Kaune, V. et al.: Aushärtung von Aluminiumlegierungen, Technische Universität Darmstadt, 2012.
- [8] Kammer, D.C.: Aluminium Taschenbuch Band 1, 16. Auflage, Aluminium Verlag, 2002.
- [9] Altenpohl, D.: Aluminium von Innen - Das Profil eines modernen Metalls, 5. Auflage, Aluminium Verlag, 2005.
- [10] T.U.I. Fakult, Aushärtung einer Aluminiumlegierung - WE 2, (2008) 1–6.
- [11] Bryant, A.J.: Einfluss von Abschreckgeschwindigkeit auf die Auslagerungsbedingungen von Aluminium-Zink-Magnesium-Legierungen, Metallkunde. 58 (1967), 684–691.
- [12] ASM International: Properties of Wrought Aluminum and Aluminum Alloys: 7075, Vol. 2, ASM International, 1990.
- [13] Li, J.F. et al.: Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy with various aging treatments, Trans. Nonferrous Met. Soc. China 18 (2008), 755–762.
- [14] Bleck, W. et al.: Stahl und Eisen 117, Verlag Stahleisen GmbH Vol. 4 (1997), 39–46.
- [15] Kimura, Y., Pope, D.P.: Ductility and toughness in intermetallics, Intermetallics. 6 (1998), 567–571.
- [16] Kammer, C.: Aluminium Taschenbuch Band 2, 16. Auflage, Aluminium Verlag, 2002.
- [17] Paulitsch, H. et al.: Wärmebehandlung von Al-Legierungen mit besonderem Augenmerk auf 6xxx- und 7xxx-Legierungen, Montanuniversität Leoben, 2012.

-
- [18] Laska, R., Felsch, C.: Werkstoffkunde für Ingenieure, 3. Auflage, Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, 1992.
- [19] Krist, T.: Leichtmetalle kurz und bündig, Vogel-Verlag, 1. Auflage, 1969.
- [20] Aluminindustry.org: Wärmebehandlung von Aluminium-Knetlegierungen, (2015). Online im Internet: <http://www.aluminiumindustry.org/en/basics-age-hardening.html>, Abruf: 8.3.2015
- [21] Rometsch, P., et al.: Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys—Some recent developments, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 24 (2014), 2003–2017.
- [22] Fro, Tipp : Aushärtung einer Aluminiumlegierung, Skriptum, TU Ilmenau (2014).
- [23] Hatch, J.E.: Aluminium Properties and Physical Metallurgy, ASM International, 1984, 134-199
- [24] Dupasquier, M.M. et al.: Early solute clustering in an AlZnMg alloy, *Mater. Sci. Forum.* 445 (2004), 16–20.
- [25] Lendvai, J.: Precipitation and strengthening in aluminium alloy, *Mater. Sci. Forum.* (1996), 43–56.
- [26] Sheikh, A.M.El.: Precipitation hardening and structure features in Al-Zn-Mg alloy, *Strength Met. Alloy.* (1985), 483–488.
- [27] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Metallkunde, Springer, 1. Auflage, 1998.
- [28] Honsel International Technologies: Handbuch der Knetwerkstoffe, (2014). Online im Internet: http://www.eloxal-muenchen.de/downloads/Handbuch_Knetwerkstoffe.pdf, Abruf: 15.3.2015
- [29] Prillhofer, R.: Lösungsglühens auf die Bruchzähigkeit von Luftfahrtplatten, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2010.
- [30] El-Amoush, A.S.: Intergranular corrosion behavior of the 7075-T6 aluminum alloy under different annealing conditions, *Mater. Chem. Phys.* 126 (2011), 607–613.
- [31] Emani, S.V. et al.: Double aging and thermomechanical heat treatment of AA7075 aluminum alloy extrusions, *J. Mater. Sci.* 44 (2009), 6384–6391.
- [32] Lumley, R.N. et al.: Interrupted aging and secondary precipitation in aluminium alloys, *Mater. Sci. Technol.* 19 (2003), 1483–1490.
- [33] Marlaud, T. et al.: Evolution of precipitate microstructures during the retrogression and re-ageing heat treatment of an Al–Zn–Mg–Cu alloy, *Acta Mater.* 58 (2010), 4814–4826.
- [34] El-Baradie, Z.M., El-Sayed, M.: Effect of double thermomechanical treatments on the properties of 7075 Al alloy, *J. Mater. Process. Technol.* 62 (1996), 76–80.
- [35] Xinggang, J. et al.: A new grain-refinement process for superplasticity of high-strength 7075 aluminium alloy, *J. Mater. Sci.* 28 (1993), 6035–6039
-

-
- [36] Srinivasamurthy, P.L. et al.: Effect of Retrogression and Reaging Heat Treatment on Microstructure and Corrosion properties of Al-7075, IJRSET. 2 (2004), 6434–6441.
- [37] Tajally, M. et al.: A comparative analysis of tensile and impact-toughness behavior of cold-worked and annealed 7075 aluminum alloy, Int. J. Impact Eng. 37 (2010), 425–432.
- [38] University of Cambridge: Zener Drag, (2015). Online im Internet: <http://www.doitpoms.ac.uk/grainGrowth-dev/grainGrowth/zenerdrag.php>, Abruf 30.3.2015.
- [39] Park, J.K., Ardell, A.J.: Effect of retrogression and reaging treatments on the microstructure of Al-7075-T651, Metall. Trans. A. 15 (1984), 1531–1543.
- [40] Chinella, J.F., Guo, Z.: Computational Thermodynamics Characterization of 7075, 7039 and 7020 Aluminum Alloys Using JMatPro, Army Research Laboratory (2011), 78.
- [41] ÖNORM, ÖNORM EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch, 2009.
- [42] Deutsche Norm, DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben, 2009.
- [43] Herrmann Buntmetall: Werkstoffdatenblatt 7075, (2013). Online im Internet: <http://www.herrmann-buntmetall.de/files/layout/downloads/werkstoffinformationen/AlZn5.5MgCu.pdf>, Abruf: 18.3.2015

9 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Jahr der Erfindung der einzelnen Legierungen für Luftfahrt [3].....	3
Abbildung 2: Aluminiumlegierungen einer Boeing 777 [3].....	5
Abbildung 3: Anteile der verschiedenen Werkstoffe in Boeing-Flugzeugen [6]	5
Abbildung 4: Isothermer Schnitt des ternären Phasendiagramms AlMgZn bei Raumtemperatur (η -Phase ist hier mit σ gekennzeichnet) [7]	6
Abbildung 5: a): System Al ZnMg; b): Aluminiumseite des quasibinären Systems Al-MgZn ₂ [8].....	7
Abbildung 6: Einfluss von Zn und Mg auf die Festigkeit von AlZnMgCu-Legierungen [9].....	7
Abbildung 7: Einfluss von Zn und Mg auf die Festigkeit einer AlZnMg-Legierung [9]	8
Abbildung 8: Verfestigungsmechanismen [14].....	11
Abbildung 9: Unterschiedliche Grenzflächentypen zwischen Teilchen und Matrix a) kohärent b) teilkohärent c) inkohärent [16].....	13
Abbildung 10: Schneiden eines kohärenten Ausscheidungsteilchens [7].....	13
Abbildung 11: Orowan-Mechanismus [7].....	14
Abbildung 12: Umgehungsmechanismus in Abhängigkeit vom Teilchenabstand L [7].....	14
Abbildung 13: Abhängigkeit des zusätzlichen aufzubringenden Spannungsbetrages $\Delta\tau$ vom Teilchendurchmesser [16].....	14
Abbildung 14: A) Ausschnitt aus einem Phasendiagramm B) Temperatur- und Zeitverlauf beim Aushärten [17]	15
Abbildung 15: Schematischer Ablauf des Aushärtungsvorganges [16]	16
Abbildung 16: Zeitlicher Verlauf einer Aushärtung einer 7075-Legierung als Funktion von unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen [1].....	20
Abbildung 17: Verlauf der Aushärtung einer 7075-Legierung als Funktion von verschiedenen Auslagerungstemperaturen [1].....	21
Abbildung 18: Entfestigungskurve von kaltgewalztem Al99,5 4 Erholung, 5 Rekristallisation, 6 Kornvergrößerung [8]	23
Abbildung 19: Rekristallisationsschaubild von Reinaluminium [27]	25
Abbildung 20: Unterschied zwischen Warm- und Kaltauslagerung [29]	27
Abbildung 21: Auswirkung der Überalterung auf die Materialeigenschaften [29].....	28
Abbildung 22: Prozessroute von hochfesten Al-Zn-Mg-Cu-Platten (kommerzielle und experimentelle Ansätze (strichliert)) [21].....	28
Abbildung 23: Zweifache Auslagerung – Wärmeprofil (Double Aging) [31]	29

Abbildung 24: Darstellung der Wärmebehandlung mit unterbrochene Auslagerung (Interrupted Aging) [32].....	30
Abbildung 25: Vergleich der Wärmebehandlung T6 mit T6I6 [32]	31
Abbildung 26: Darstellung der RRA-Wärmebehandlung [33].....	31
Abbildung 27: Darstellung der thermomechanischen Behandlung kombiniert mit einer zweistufigen Auslagerung [31]	33
Abbildung 28: Darstellung des entwickelten Prozessschemas für verbesserte Eigenschaften von 7075-Legierungen; Abkürzungen (ST – Lösungsglühen/solution treatment, AA – Warmauslagerung/artificial ageing, CR – Kaltwalzen/cold rolling, RRS – Erholungsglühung/recovery and resolution, AA' – Warmauslagerung/artificial ageing)	34
Abbildung 29: Berechnetes TTT-Diagramm einer 7075-Legierung [40]	37
Abbildung 30: Mechanische Eigenschaften einer 7075-Legierung nach einer Glühbehandlung für 5 min [37].....	38
Abbildung 31: Zugprobenform H für Proben mit 2 mm Dicke	41
Abbildung 32: Zugprobenform E für Proben mit 3 mm Dicke	41
Abbildung 33: Darstellung der zugeschnittenen Probenform	42
Abbildung 34: Ofen und Computer zur Temperaturlaufzeichnung	42
Abbildung 35: Anordnung des Versuchsaufbaues für Temperaturverteilung.....	43
Abbildung 36: Temperaturverteilung im Ofen bei 125 °C	44
Abbildung 37: Temperaturverteilung im Ofen bei 165 °C	44
Abbildung 38: Temperaturverteilung im Ofen bei 380 °C	45
Abbildung 39: Temperaturverteilung im Ofen bei 485 °C	45
Abbildung 40: Dummy-Probe mit Loch zur Aufnahme des Thermoelementes	46
Abbildung 41: Versuchsaufbau Dummy-Proben – Aufheizkurve.....	46
Abbildung 42: Aufheizkurve für die Dummyprobe bei 125 °C	47
Abbildung 43: Aufheizkurve für die Dummyprobe bei 165 °C	48
Abbildung 44: Aufheizkurve für die Dummyprobe bei 380 °C	48
Abbildung 45: Aufheizkurve für die Dummyprobe bei 485 °C	49
Abbildung 46: Aufheizdauer der Probe mit 2 mm auf 360 °C.....	52
Abbildung 47: Aufheizdauer der Probe mit 2 mm auf 380 °C	52
Abbildung 48: Aufheizdauer der Probe mit 2 mm auf 400 °C	53
Abbildung 49: Probenanordnung beim Lösungsglühen	54
Abbildung 50: Kammerumluftofen mit dem davorstehenden Wasserbad	55
Abbildung 51: Verteilung der Prüfpunkte auf den Proben für die Härtebestimmung.....	56
Abbildung 52: Walzgerüst am Lehrstuhl für Umformtechnik	56
Abbildung 53: Randrisse bei Umformgrad $\epsilon = 60\%$	57

Abbildung 54: Randeinrisse bei Umformgrad $\epsilon = 40\%$	57
Abbildung 55: Härteproben für Auslagerungskurve für Proben mit 2 mm	59
Abbildung 56: Härtewerte einer 7075-Legierung während Kaltauslagerung nach Lösungsglühen	60
Abbildung 57: 1. Warmauslagerungskurve von 2 mm gewalzten 7075-Blechen bei unterschiedlicher Temperatur für insgesamt zwei Stunden	61
Abbildung 58: Lichtmikroskopische Aufnahme einer 7075-Probe nach 1. Warmauslagerung bei 145 °C mit Barker-Ätzung (Vergrößerung: 200x)	62
Abbildung 59: Lichtmikroskopische Aufnahme einer 7075-Probe nach 1. Warmauslagerung bei 145 °C mit Weck-Ätzung (Vergrößerung: 500x)	62
Abbildung 60: Härte während der 1. Warmauslagerung von gewalzten 7075 Blechen mit 3 mm bei unterschiedlicher Temperatur	63
Abbildung 61: Härte bei der 2. Warmauslagerung bei 125 °C der gewalzten Proben mit 2 mm in Abhängigkeit von unterschiedlicher Vorbehandlung	64
Abbildung 62: Härte bei der 2. Warmauslagerung bei 125 °C der gewalzten Proben mit 3 mm in Abhängigkeit von unterschiedlicher Vorbehandlung	66
Abbildung 63: Vergleich der T6-Auslagerung von 7075-Proben mit den jeweils besten Versuchsvarianten für Proben mit 2 mm (Variante 4) und 3 mm (Variante 10).....	67
Abbildung 64: Spannungsdehnungsdiagramme der Proben mit 2 mm bei unterschiedlichen Verfahrensparametern	68
Abbildung 65: Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Proben mit 2 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern	69
Abbildung 66: Zugfestigkeit R_m der Proben mit 2 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern	69
Abbildung 67: Gleichmaßdehnung A_g der Proben mit 2 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern	70
Abbildung 68: Bruchdehnung A_{50} der Proben mit 2 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern	71
Abbildung 69: Spannungsdehnungsdiagramme der Proben mit 3 mm bei unterschiedlichen Verfahrensparametern	72
Abbildung 70: Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Proben mit 3 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern	73
Abbildung 71: Zugfestigkeit R_m der Proben mit 3 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern	73
Abbildung 72: Gleichmaßdehnung A_g der Proben mit 3 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern	74

Abbildung 73: Bruchdehnung A_{25} der Proben mit 3 mm in Abhängigkeit von unterschiedlichen Verfahrensparametern	74
Abbildung 74: Vergleich der Zugprüfkennwerte zwischen Proben mit 2 mm und 3 mm ,einer T6-Referenzprobe sowie Literaturwerte [43]	75
Abbildung 75: Darstellung des Gefüges einer ungeglühten 7075-Referenzprobe Links: LT; Rechts: L	76
Abbildung 76: Darstellung des Gefüges einer 7075-Probe bei 360 °C geglähten Probe Links: LT; Rechts: L	76
Abbildung 77: Darstellung des Gefüges einer 7075-Probe bei 380 °C geglähten Probe Links: LT; Rechts: L	77
Abbildung 78: Darstellung des Gefüges einer 7075-Probe bei 400 °C geglähten Probe Links: LT; Rechts: L	77
Abbildung 79: Darstellung des Gefüges einer T6 behandelten 7075-Probe Links: LT; Rechts: L	77
Abbildung 80: Ausgewählter Bereich im Rasterelektronenmikroskop einer 7075-Probe nach der 2. Warmauslagerung	79
Abbildung 81: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 360 °C – Versuch 1	94
Abbildung 82: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 360 °C – Versuch 2	94
Abbildung 83: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 360 °C – Versuch 3	95
Abbildung 84: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 380 °C – Versuch 4	95
Abbildung 85: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 380 °C – Versuch 5	96
Abbildung 86: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 380 °C – Versuch 6	96
Abbildung 87: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 400 °C – Versuch 7	97
Abbildung 88: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 400 °C – Versuch 8	97
Abbildung 89: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 400 °C – Versuch 9	98
Abbildung 90: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 360 °C – Versuch 10	99
Abbildung 91: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 360 °C – Versuch 11	99
Abbildung 92: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 360 °C – Versuch 12	100
Abbildung 93: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 380 °C – Versuch 13	100
Abbildung 94: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 380 °C – Versuch 14	101
Abbildung 95: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 380 °C – Versuch 15	101
Abbildung 96: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 400 °C – Versuch 16	102
Abbildung 97: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 400 °C – Versuch 17	102
Abbildung 98: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 400 °C – Versuch 18	103

10 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Zusammensetzung von Flugzeuglegierungen, Angaben in Massen-% [1]	9
Tabelle 2: Kennwerte bei verschiedenen Wärmebehandlungen einer 7075-Platte (2mm) [13].....	10
Tabelle 3: Basiszustände nach Norm DIN EN 515 [28].....	26
Tabelle 4: Mechanische Eigenschaften einer 7075-Legierung nach dem Kaltwalzen von 5 mm dickem Blech; RD – Walzrichtung, TD – quer zur Walzrichtung [37].....	36
Tabelle 5: Darstellung des Versuchsplanes für das neu entwickelte Verfahrensschema	39
Tabelle 6: Chemische Zusammensetzung der 7075-Legierung nach DIN EN 573-3 in Massen-%	39
Tabelle 7: Ermittelte Aufheizdauern für verschiedene Temperaturen im Kammerumluftofen	50
Tabelle 8: Versuchsparameter für Erholungsglühung Proben mit für 2 mm	51
Tabelle 9: Versuchsparameter der Erholungsglühung für Proben mit 2 mm	51
Tabelle 10: Versuchsparameter für Erholungsglühung für Proben mit 3 mm	53
Tabelle 11: Versuchsparameter der Erholungsglühung für Proben mit 3 mm	53
Tabelle 12: Härte – Prüfintervalle für Proben mit 2 mm	59
Tabelle 13: Korngrößen für verschiedene RRS-Temperaturen in verschiedene Richtungen in μm	78
Tabelle 14: Kornvergrößerung in %, basierend auf der Referenzprobe	78
Tabelle 15: Chemische Zusammensetzung für die Spektren in Abbildung 80 in Massenprozent.....	80
Tabelle 16: Aufheizdauern für 7075- Proben mit 2 mm als Funktion der Zieltemperatur	93
Tabelle 17: Aufheizdauern für 7075- Proben mit 3 mm als Funktion der Zieltemperatur	98
Tabelle 18: Angabe-Werte für die Berechnungen im Stichplan in Tabelle 19.....	104
Tabelle 19: Berechneter Stichplan für das Kaltwalzen	104
Tabelle 20: Legende für den Stichplan in Tabelle 19	104

11 Anhang

11.1 RT–Aufheizkurven

Die nachfolgenden Abbildungen 81 bis 89 sind exemplarische Aufheizkurven für Proben mit 2 mm auf die jeweilige Zieltemperatur. In Tabelle 16 sind die dazugehörigen Aufheizdauern angegeben.

Tabelle 16: Aufheizdauern für 7075- Proben mit 2 mm als Funktion der Zieltemperatur

Versuchsnummer	Aufheizdauer [min:ss]	Zieltemperatur
1	1:47	360 °C
2	1:57	360 °C
3	1:59	360 °C
4	2:18	380 °C
5	2:08	380 °C
6	2:08	380 °C
7	2:47	400 °C
8	2:52	400 °C
9	3:00	400 °C

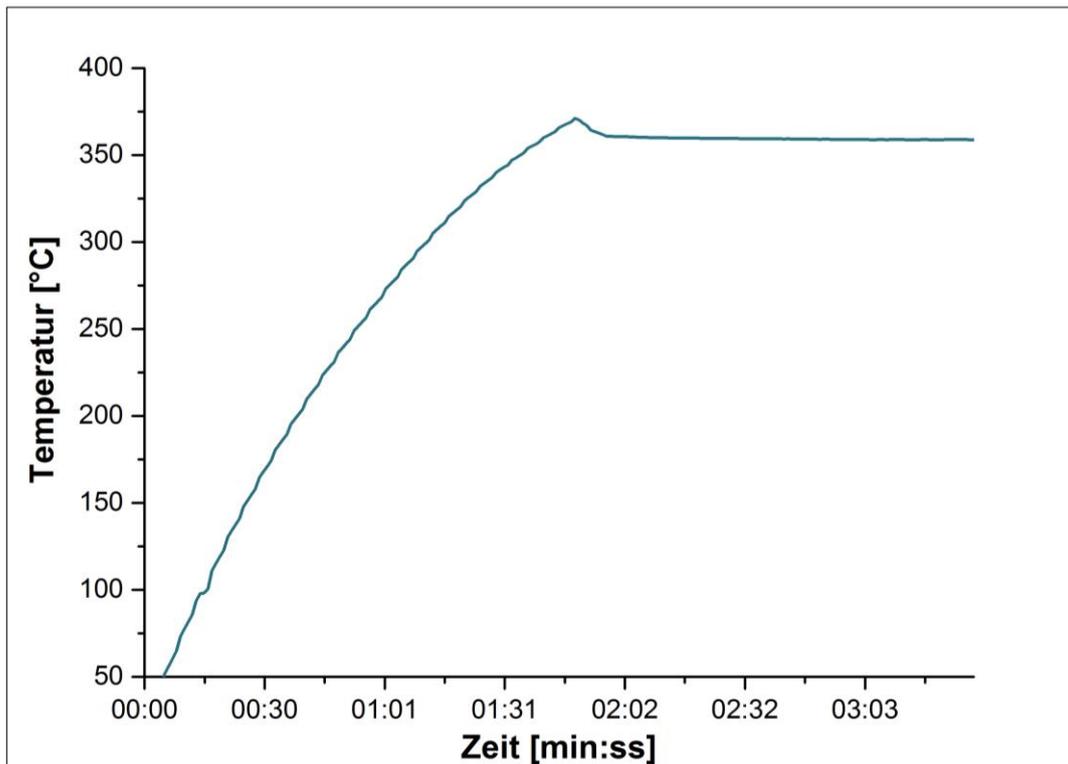


Abbildung 81: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 360 °C – Versuch 1

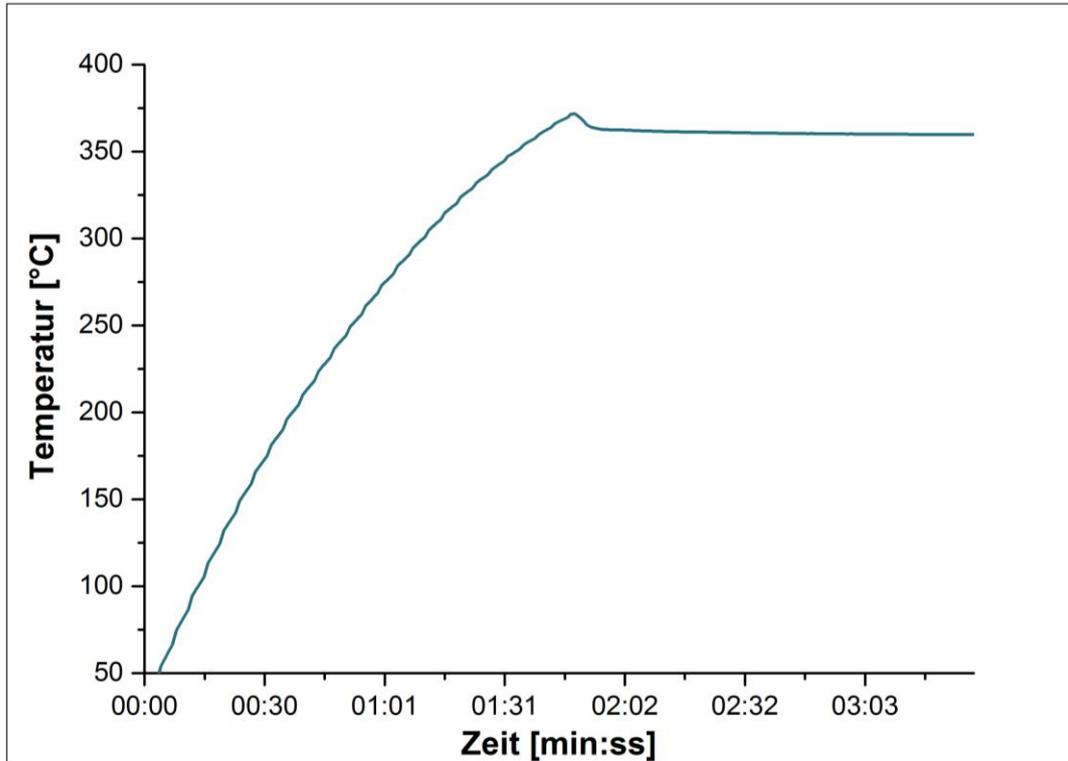


Abbildung 82: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 360 °C – Versuch 2

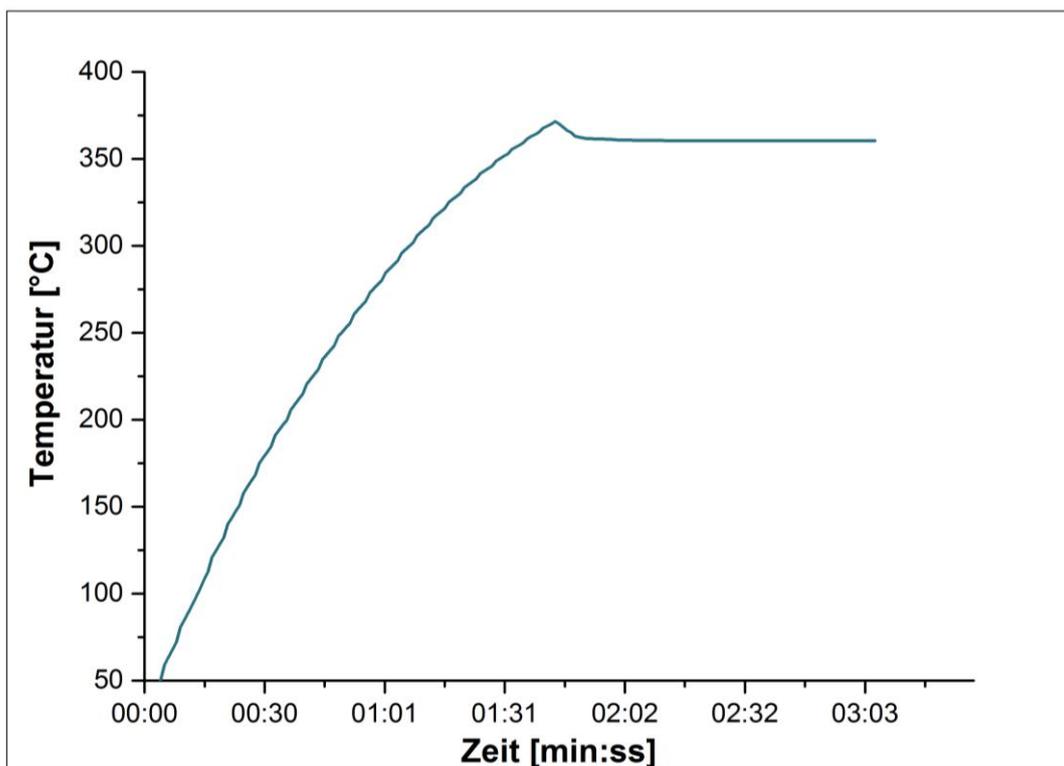


Abbildung 83: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 360 °C – Versuch 3

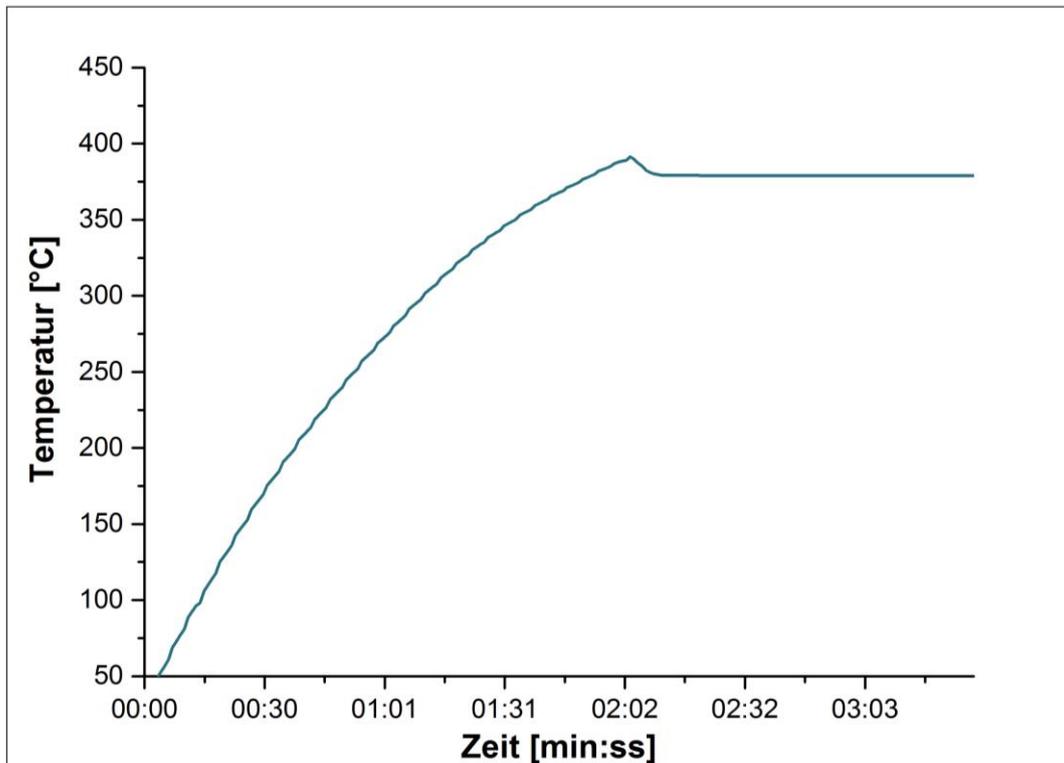


Abbildung 84: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 380 °C – Versuch 4

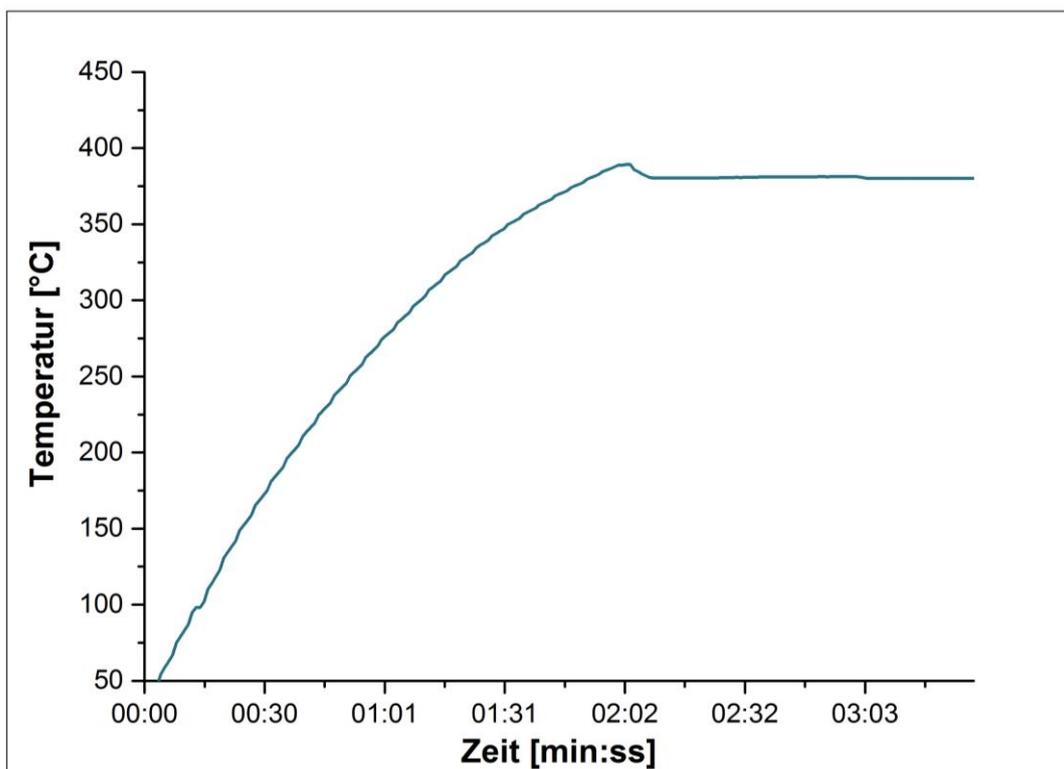


Abbildung 85: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 380 °C – Versuch 5

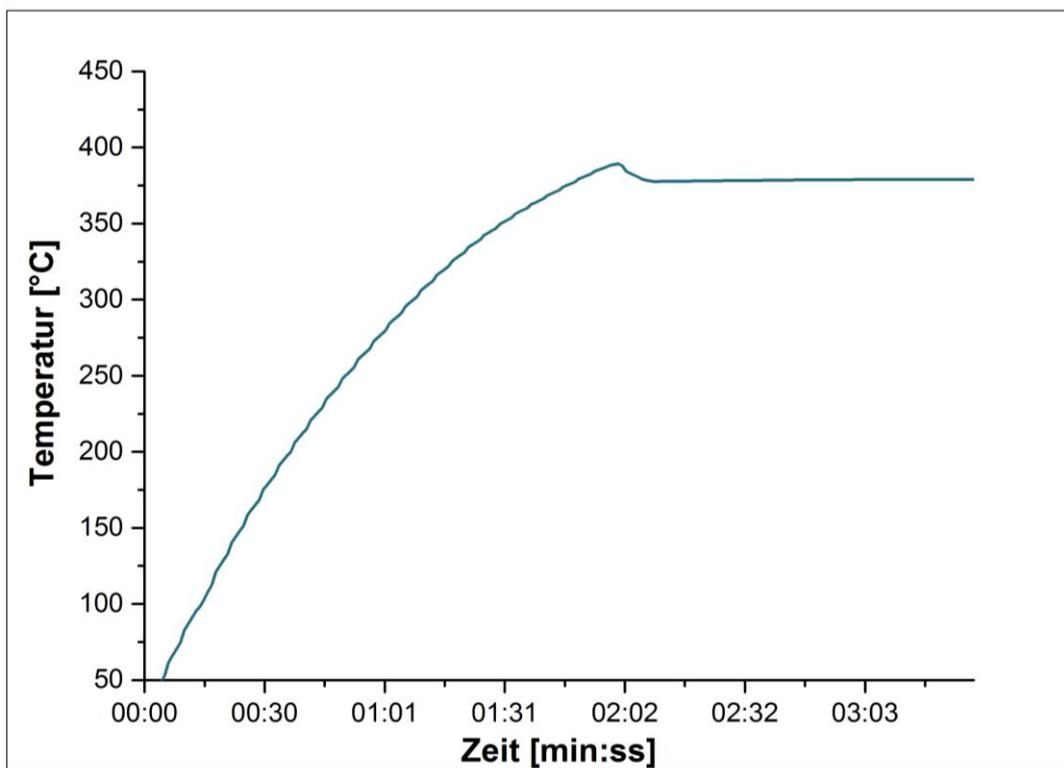


Abbildung 86: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 380 °C – Versuch 6

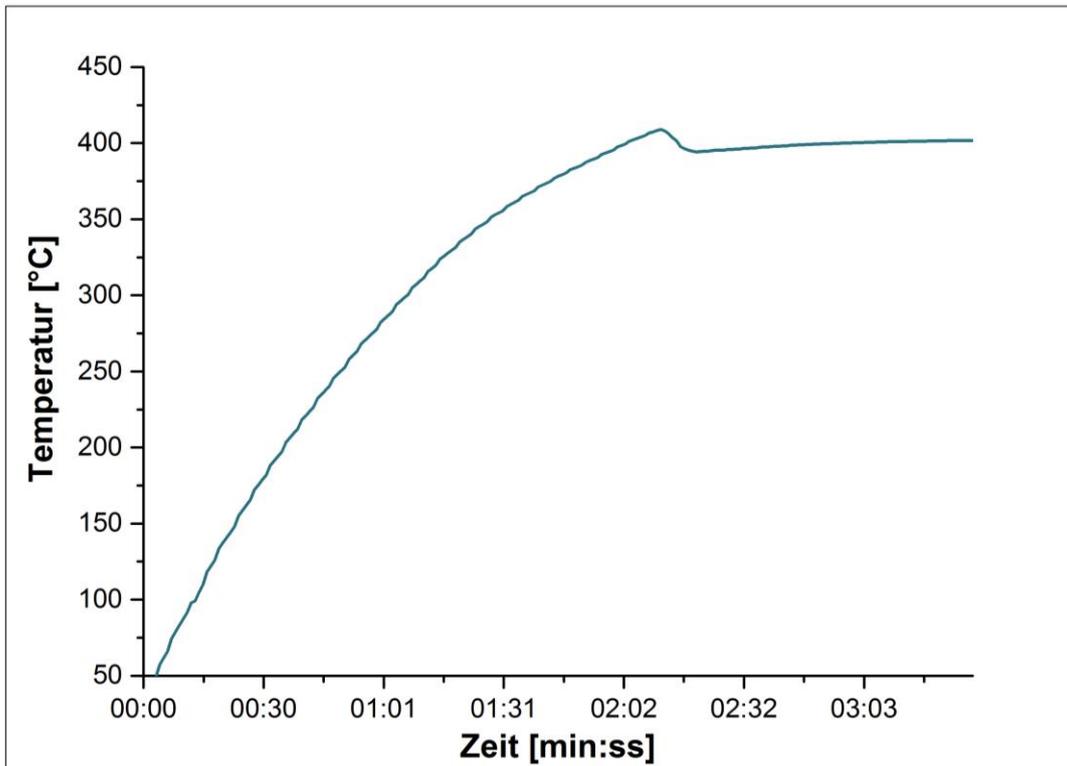


Abbildung 87: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 400 °C – Versuch 7

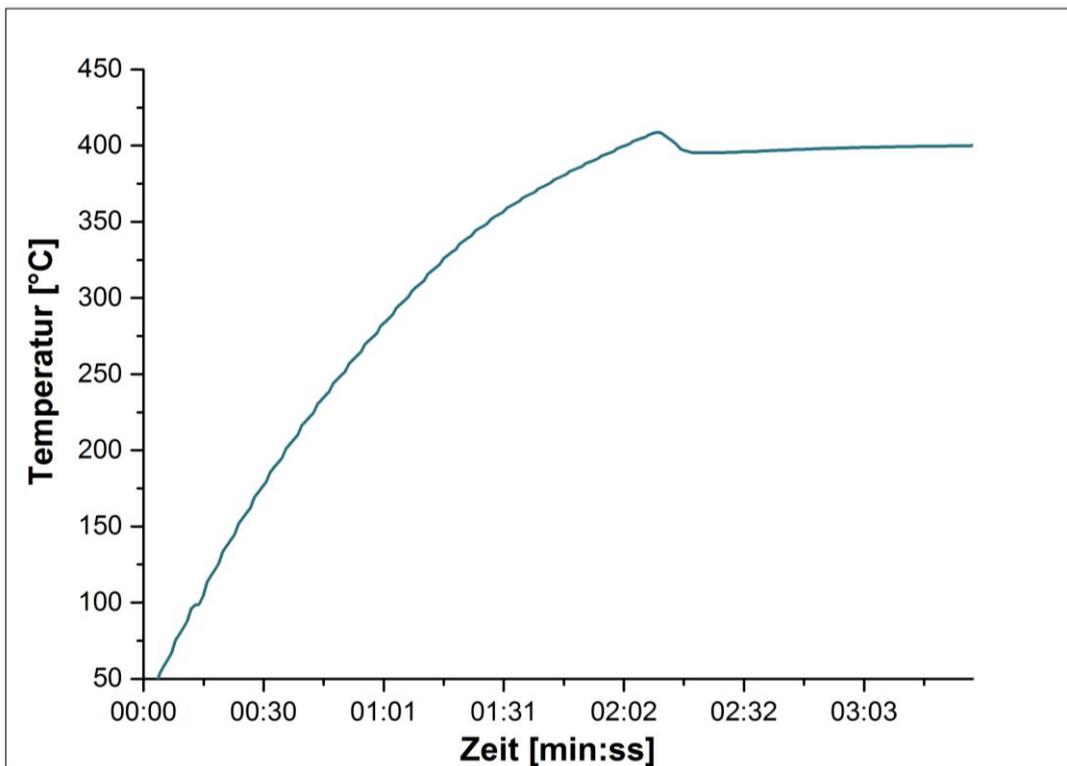


Abbildung 88: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 400 °C – Versuch 8

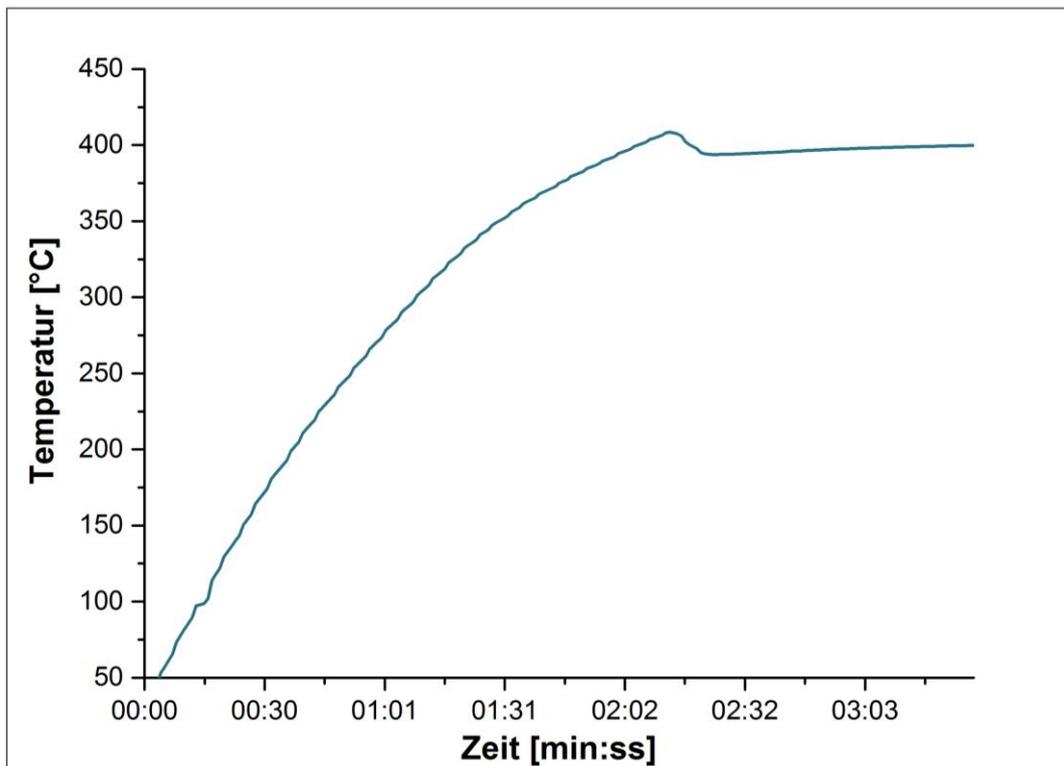


Abbildung 89: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 2 mm auf 400 °C – Versuch 9

Für die Proben mit 3 mm sind die Aufheizdauern der Tabelle 17 zu entnehmen. Die dazugehörigen Aufheizkurven sind in den Abbildungen 90 bis 98 angeführt.

Tabelle 17: Aufheizdauern für 7075- Proben mit 3 mm als Funktion der Zieltemperatur

Versuchsnummer	Aufheizdauer [min:ss]	Zieltemperatur
10	2:19	360 °C
11	2:19	360 °C
12	2:29	360 °C
13	1:56	380 °C
14	2:13	380 °C
15	2:07	380 °C
16	2:30	400 °C
17	2:29	400 °C
18	2:22	400 °C

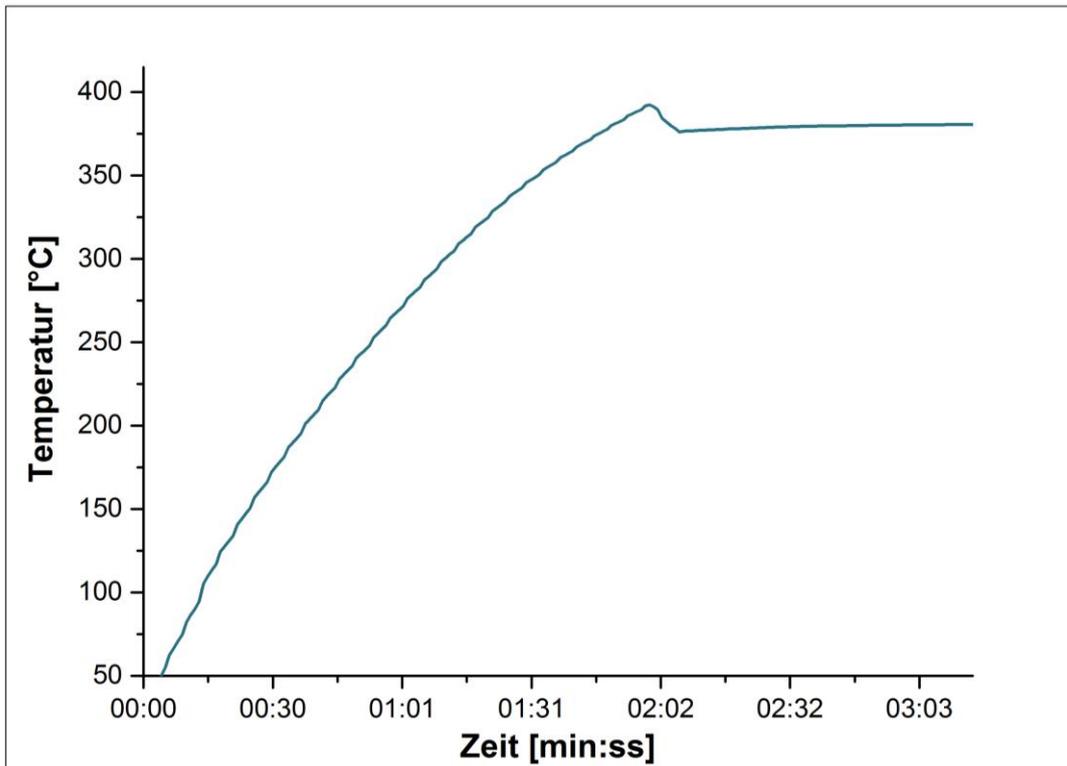


Abbildung 90: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 360 °C – Versuch 10

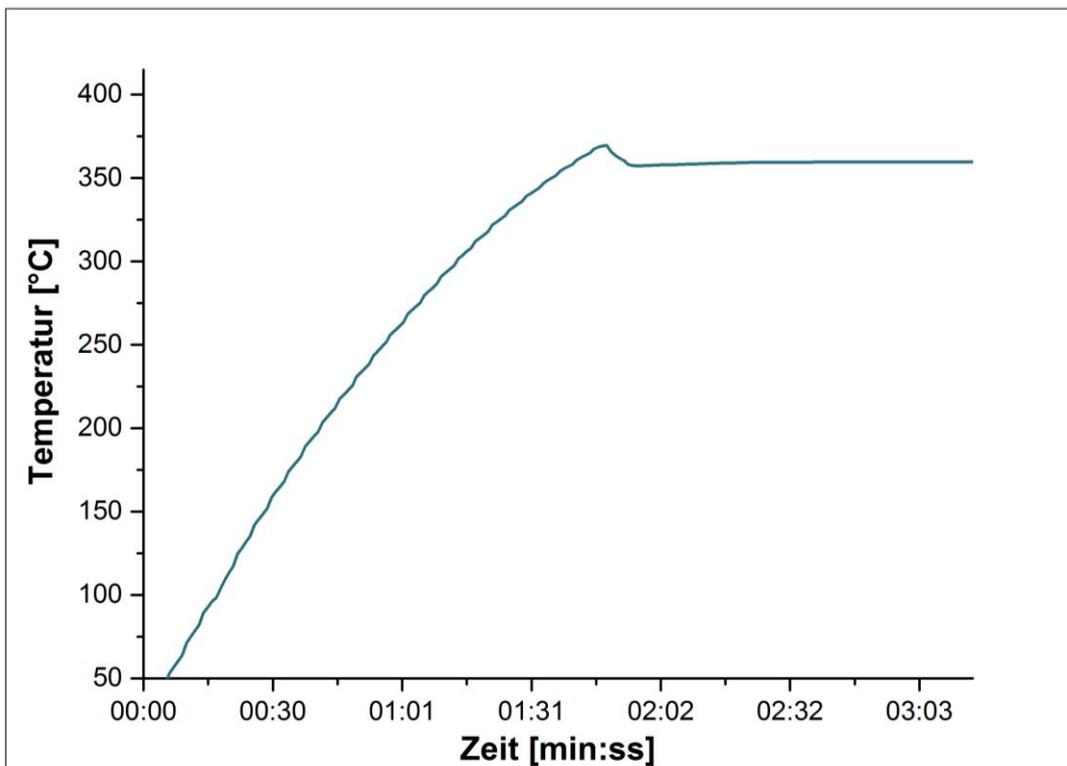


Abbildung 91: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 360 °C – Versuch 11

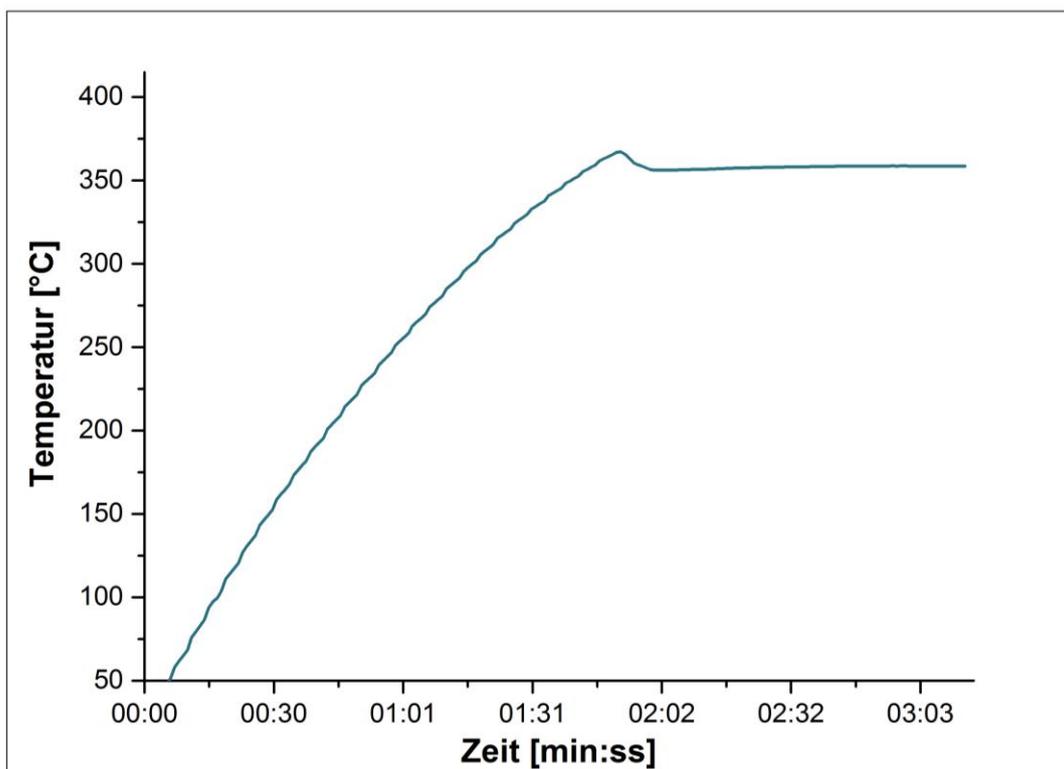


Abbildung 92: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 360 °C – Versuch 12

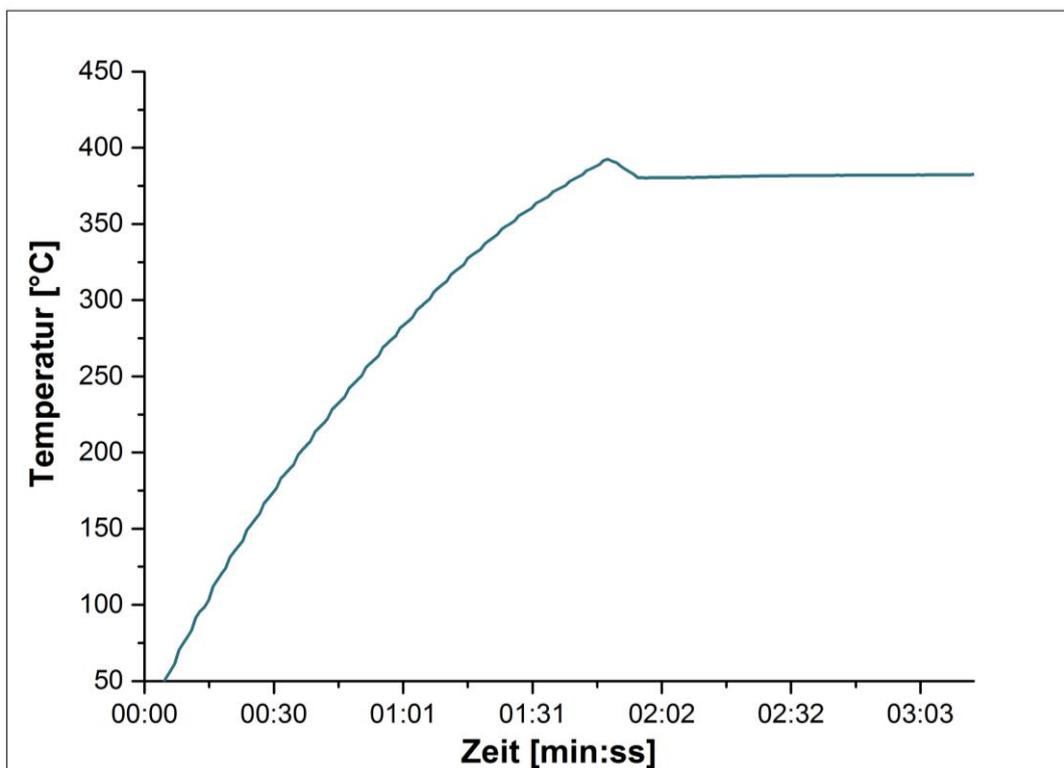


Abbildung 93: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 380 °C – Versuch 13

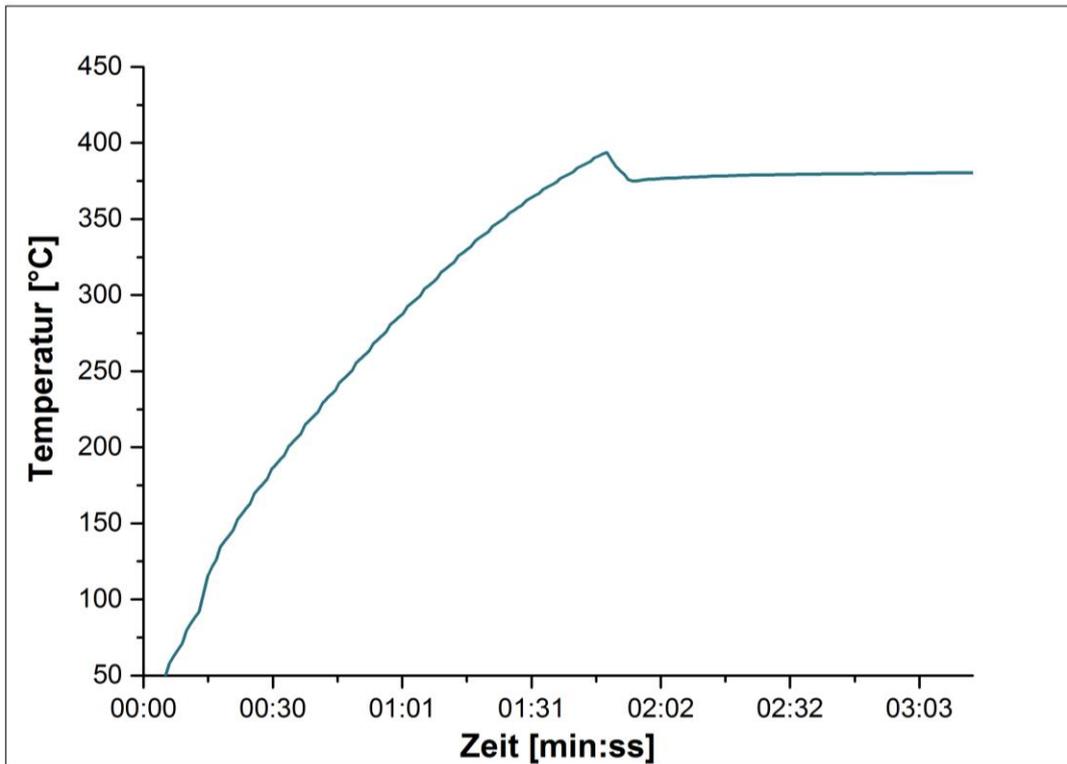


Abbildung 94: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 380 °C – Versuch 14

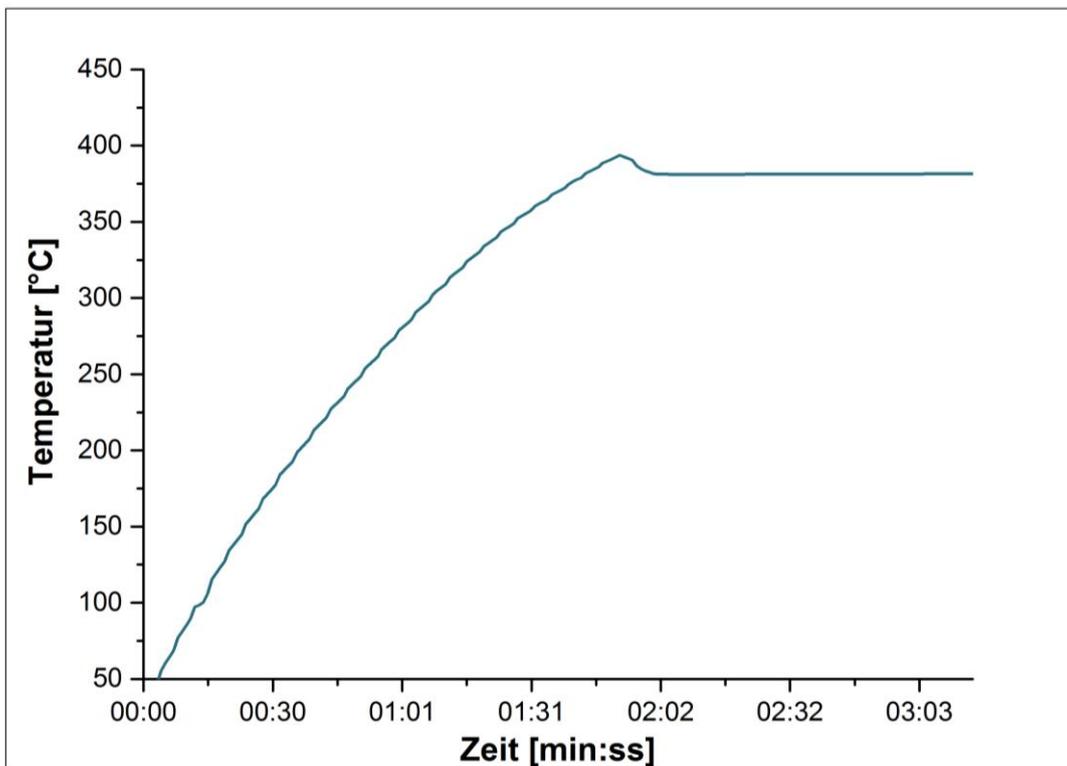


Abbildung 95: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 380 °C – Versuch 15

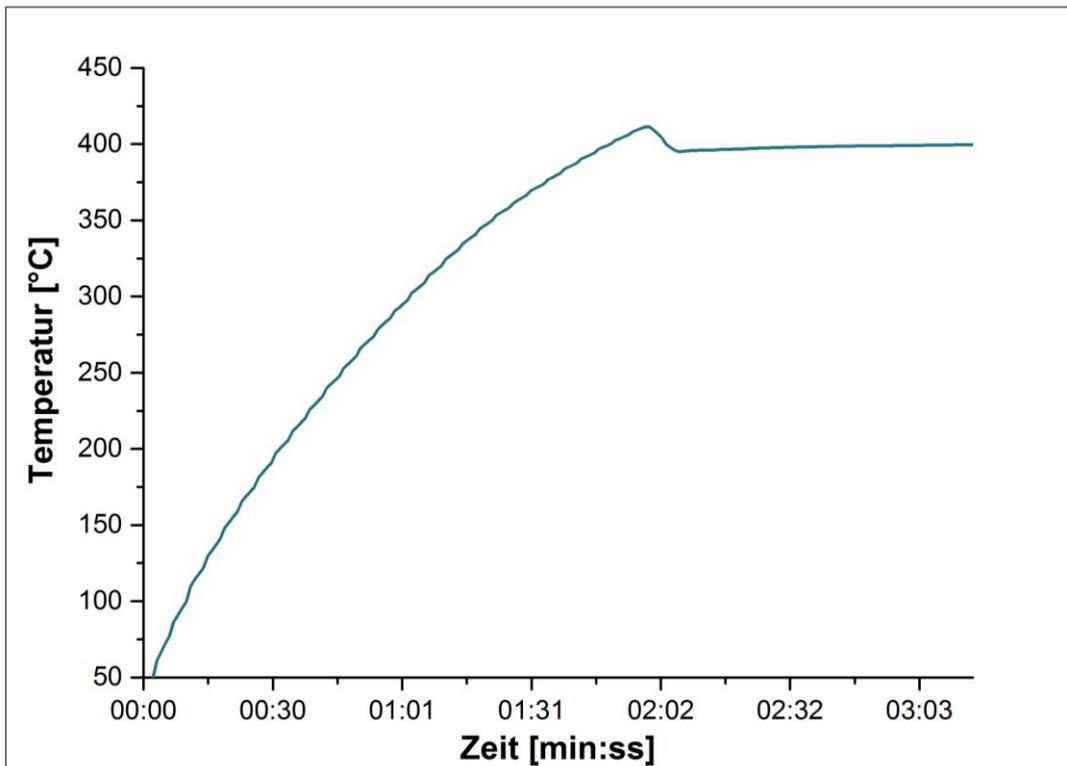


Abbildung 96: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 400 °C – Versuch 16

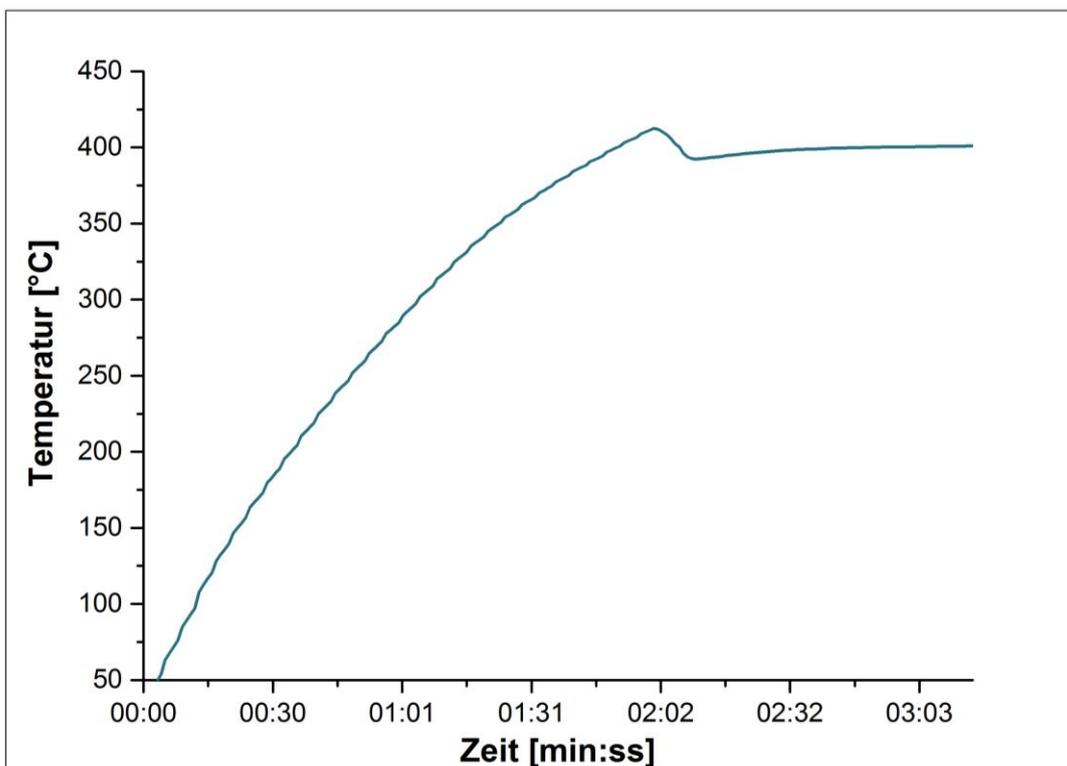


Abbildung 97: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 400 °C – Versuch 17

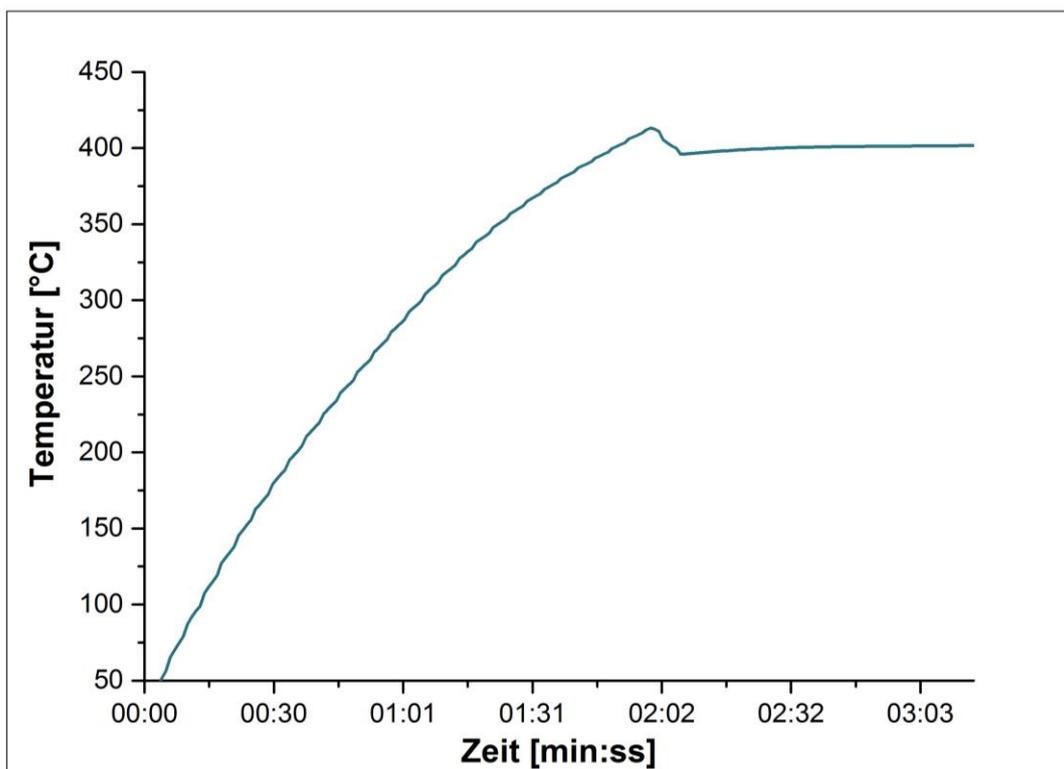


Abbildung 98: Aufheizdauer einer 7075-Probe mit 3 mm auf 400 °C – Versuch 18

11.2 Stichplan

Tabelle 18: Angabe-Werte für die Berechnungen im Stichplan

DA	R	F _{max}	M _{max}	b ₀	Reibwert	Hebelarmbeiwert	kf ₁	n	C	Zahn
[mm]	[mm]	[kN]	[Nm]	[mm]	[1]	[1]	[kN/mm ²]		[kN/mm]	[1]
203	101,5	300	2500	100	0,11	0,5	0,7	0,5	330,2	0,08

Tabelle 19: Berechneter Stichplan für das Kaltwalzen

Stich	h ₀	Δh _{max}	h ₁	Δh	α _{zul}	α	ld	a	bm	φ	φ _{ges}	k _{fm}	Fw	Mw	s ₀	Zähne
	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[°]	[°]	[mm]	[mm]	[mm]	[1]	[1]	[kN/mm ²]	[kN]	[Nm]	[mm]	[1]
1	5,00	1,23	4,00	1,00	6,31	5,69	10,07	5,04	100	0,22	0,22	0,22	222	2238	3,33	13
2	4,00	1,23	3,50	0,50	6,31	4,02	7,12	3,56	100	0,13	0,36	0,38	268	1909	2,69	6
3	3,50	1,23	3,25	0,25	6,31	2,84	5,04	2,52	100	0,07	0,43	0,44	221	1114	2,58	3
4	3,25	1,23	3,00	0,25	6,31	2,84	5,04	2,52	100	0,08	0,51	0,48	242	1218	2,27	3
5	3,00	1,23	2,75	0,25	6,31	2,84	5,04	2,52	100	0,09	0,60	0,52	262	1322	1,96	3
6	2,75	1,23	2,50	0,25	6,31	2,84	5,04	2,52	100	0,10	0,69	0,56	283	1427	1,64	3
7	2,50	1,23	2,30	0,20	6,31	2,54	4,51	2,25	100	0,08	0,78	0,60	270	1218	1,48	3
8	2,30	1,23	2,15	0,15	6,31	2,20	3,90	1,95	100	0,07	0,84	0,63	246	959	1,41	2
9	2,15	1,23	2,00	0,15	6,31	2,20	3,90	1,95	100	0,07	0,92	0,66	256	1000	1,22	2

Tabelle 20: Legende für den Stichplan

DA	Durchmesser
F _{max}	max. Walzkraft
M _{max}	max. Walzmoment
b ₀	Anfangsbreite
C	Gerüstmodul
h ₀	Anfangsdicke
Δh _{max}	max. abnehmbare Dicke
h ₁	Enddicke
Δh	abnehmbare Dicke
α _{zul}	max. Greifwinkel
α	Greifwinkel
ld	gedrückte Länge
a	Hebelarm
bm	mittlere Breite
φ	Umformgrad
φ _{ges}	ges. Umformgrad
k _{fm}	Formänderungsfestigkeit
s ₀	Anstellung