

DIPLOMARBEIT

Thema:

Einfluss der Homogenisierung und des Lösungsglühens auf die Bruchzähigkeit von Luftfahrtplatten



Ersteller:

Ramona Prillhofer, BSc

Betreuer:

Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Helmut Antrekowitsch

Leoben, Februar 2010

Einfluss der Homogenisierung und des Lösungsglühens auf die Bruchzähigkeit von Luftfahrtplatten

AMAG rolling GmbH, ein Unternehmen der Constantia Packaging AG, erzeugt für die weiterverarbeitende Industrie Aluminium-Halbzeuge in Form von Platten, Blechen und Bändern. Als Zulieferer für die Luftfahrtindustrie wird von der AMAG eine sichere Prozessführung und eine entsprechende Stabilität der Werkstoffkennwerte vorausgesetzt. Um diesen Anforderungen gerecht zu werden, strebt das Unternehmen nach ständiger Verbesserung des vorherrschenden Produktionsprozesses.

Die Luftfahrtlegierung 7075 (AlZnMgCu) gehört zur Gruppe der aushärtbaren Legierungen. Im Werkstoffzustand T7351 zeigt sie neben hohen Festigkeiten, gute Bruchzähigkeitskennwerte und eine entsprechende Beständigkeit gegen Korrosion. Durch eine Änderung bei den Wärmebehandlungen auf dem Prozessweg vom Guss bis zum fertig ausgelagerten Endprodukt, können die mechanischen Kennwerte, insbesondere die Zähigkeit, optimiert werden.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, den Einfluss der Homogenisierung und des Lösungsglühens auf die Eigenschaften (Bruchzähigkeit und Festigkeit) von Luftfahrtplatten der Legierung 7075 im Zustand T7351 zu untersuchen und zähigkeitssteigernde Wärmebehandlungsregime vorzuschlagen. Dabei soll der wirtschaftliche Gesichtspunkt einer Zeit- bzw. Kosteneinsparung berücksichtigt werden. Des Weiteren wird im Zuge der Versuchsreihen ein neues Legierungsdesign der AW-7075 erprobt und deren Einfluss, in Kombination mit den neu festgelegten Wärmebehandlungen, auf die Bruchzähigkeitskennwerte bestimmt.

Leoben, im Februar 2010

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.

Ramona Prillhofer

Danksagung

Mein Dank gilt zu allererst Herrn Ao.Univ.-Prof.Dipl.-Ing.Dr.mont. Helmut Antrekowitsch, Leiter der Nichteisenmetallurgie an der Montanuniversität Leoben, für die Möglichkeit zur Durchführung sowie Begutachtung dieser Diplomarbeit. Herzlichen Dank für die vielen wertvollen Ratschläge und ständige Diskussionsbereitschaft.

Herrn Univ.-Prof.Dipl.-Ing.Dr.mont. Peter J. Uggowitzer, Professor am Departement für Materialwissenschaft der ETH Zürich, gilt ebenso ein herzliches Dankeschön für die vielen Anregungen und fruchtbaren Diskussionen im Zuge dieser Arbeit.

Die vorliegende Diplomarbeit wurde durch die AMAG rolling GmbH ermöglicht. An dieser Stelle bedanke ich mich bei Herrn Priv.Doiz.Dipl.-Ing.Dr.mont. Helmut Kaufmann und Herrn Dr.-Ing. Carsten Melzer für die äußerst interessante Themenstellung und das mir entgegen gebrachte Vertrauen.

Für die kompetente und unermüdliche Unterstützung möchte ich mich besonders bei Herrn Dipl.-Ing. Thomas Ebner bedanken. Zahlreiche Diskussionen und die dadurch gefundenen Ansätze tragen maßgeblich zum Erfolg dieser Arbeit bei. Für die Betreuung bedanke ich mich auch bei Herrn Dr.-Ing. Christoph Henkel, Herrn Dipl.-Ing. Josef Berneder und Herrn Dipl.-Ing. Roland Gstrein.

Bei Herrn Dr.-Ing. Reinhard Rachlitz und seinem Team, insbesondere Frau Petra Mersch, Frau Dagmar Emmer und Herrn Peter Mahal, bedanke ich mich für die sorgfältige und rasche Durchführung der metallographischen Untersuchungen und für die ausgesprochen gute Betreuung.

In diesem Sinne möchte ich allen Mitarbeitern der AMAG rolling GmbH, deren tatkräftige und fachliche Unterstützung zum Gelingen dieser Arbeit beitrug, meinen Dank aussprechen.

Ganz besonderer Dank gilt nicht zuletzt meinen Eltern und meinem Freund, die durch liebevolle Unterstützung mein Studium erst ermöglichten.

Kurzfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, den Einfluss der Homogenisierung und des Lösungsglühens auf die Eigenschaften (Bruchzähigkeit und Festigkeit) von Luftfahrtplatten der Legierung 7075 im Zustand T7351 zu untersuchen und zähigkeitssteigernde Wärmebehandlungsregime vorzuschlagen. Dabei sollte der wirtschaftliche Gesichtspunkt der Zeit- und Kosteneinsparung berücksichtigt werden.

Die aushärtbare Knetlegierung 7075 vom Typ AlZnMgCu stellt aufgrund ihrer geringen Dichte und der damit verbundenen hohen spezifischen Festigkeit, guten Korrosionseigenschaften und Bruchzähigkeitskennwerten, eine der wichtigsten Aluminiumwerkstoffe im Flugzeugbau dar. Um den Anforderungen der Luftfahrtindustrie gerecht zu werden, sind eine prozesssichere Fertigung und stabile Bruchzähigkeits- und Festigkeitswerte der Halbzeuge (Platten und Bleche) eine Grundvoraussetzung.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde auf Basis thermodynamischer Berechnungen, DSC-Analysen und der gewonnenen Erkenntnisse aus Versuchsreihen im Labormaßstab, eine neue zweistufige Homogenisierung festgelegt. Diese ermöglicht eine bestmögliche Auflösung niedrig schmelzender Phasen (z.B. S-Phase) des vorliegenden Legierungssystems. Dadurch konnte das Prozessfenster der Lösungsglühung zu höheren Temperaturen und kürzeren Glühzeiten verschoben werden. Nachdem nicht aufgelöste, lösliche Phasen grobe Ausscheidungen darstellen, bewirken sie einen stark negativen Einfluss auf das Werkstoffverhalten, insbesondere auf die Bruchzähigkeit. Durch die optimierten Wärmebehandlungen (Homogenisierung und Lösungsglühung) konnte somit neben einer Zeiteinsparung auch eine steigende Tendenz der Bruchzähigkeitswerte erzielt werden.

Weiters wurde im Zuge der vorliegenden Arbeit eine neu entwickelte Legierung vom Typ AW-7075 erprobt und deren Einfluss auf die Bruchzähigkeit untersucht. Diese Legierung enthält im Vergleich zur bestehenden Versuchscharge einen um 15 % geringeren Cu-Anteil. Durch den neu eingestellten Cu-Gehalt resultiert eine Reduzierung der sich ausbildenden niedrig schmelzenden Phasen während des Gießprozesses. Infolgedessen kann im Zuge der Homogenisierung eine deutlich raschere Auflösung dieser erfolgen. Es hat sich gezeigt, dass mit Hilfe der neu entwickelten Legierung, in Kombination mit den neuen Wärmebehandlungsvarianten, eine Steigerung der Bruchzähigkeit von bis zu 10 % möglich ist.

Abstract

The main task of this work was to investigate the influence of homogenisation and solution heat treatment on material properties (fracture toughness and yield strength) of aircraft-plates made of the aluminium alloy AW-7075-T7351. New heat treatments, which result in an improvement of the fracture toughness should be recommended. Thereby, the economic aspect of time and cost saving should be considered.

Due to the low density in connection with a high specific strength, good corrosion- and fracture toughness properties, the wrought alloy 7075 (AlZnMgCu) represents an important material grade for the aircraft industry. To meet the requirements of this industry, a controlled production-process and stable mechanical properties of the semi-finished products are necessary.

Within this work a new two-staged homogenisation treatment was developed on the basis of thermodynamic simulation, DSC-analyses and on technical expertise of the experimental series, which were made on laboratory scale. The new homogenisation enables the best possible dissolving of low melting phases (e.g. S-phase) in the existing alloy-system. Therefore, the process range of the solution heat treatment could be changed to higher temperatures and a decreased soaking time. The not dissolved, soluble phases affect a negative influence on material properties (particularly on the fracture toughness) because they form coarse precipitates. By the optimised heat treatments (homogenisation and solution heat treatment) a reduction of annealing time and moreover an improved fracture toughness could be achieved.

Furthermore, a new alloy of the type AW-7075 with a 15 % lower Cu-content in comparison to the existing test-charge was developed. Due to the resulting Cu-content a reduction of low melting phases, which are formed during the casting process, was accomplished. Hence, a faster dissolving of the soluble intermetallic phases during homogenisation could be achieved. The analyses of the material properties show an increase of fracture toughness of 10 % of the new alloy in combination with optimised heat treatments.

Inhaltsverzeichnis

1.	EINLEITUNG	1
2.	GRUNDLAGEN DER AlZnMgCu-LEGIERUNGEN.....	2
2.1	Chemische Zusammensetzung.....	2
2.2	Einfluss der Legierungselemente.....	2
2.2.1	Kupfer.....	3
2.2.2	Kupfer-Magnesium und andere Elemente.....	3
2.2.3	Zink-Magnesium	4
2.2.4	Zink-Magnesium-Kupfer.....	5
2.2.5	Magnesium	5
2.2.6	Magnesium-Mangan	5
2.2.7	Eisen	5
2.2.8	Chrom.....	6
2.2.9	Zirkon	6
2.2.10	Silizium	6
2.2.11	Titan	6
2.3	Phasen und Ausscheidungen	7
2.3.1	Primärphasen	7
2.3.2	Sekundärausscheidungen (Dispersoide)	9
2.3.3	Festigkeitssteigernde Phasen.....	9
2.3.4	Einfluss auf die Zähigkeit.....	10
2.4	Bruchzähigkeit	11
2.5	Herstellroute einer Luftfahrtplatte.....	12
3.	WÄRMEBEHANDLUNGEN VON LUFTFAHRTPLATTEN.....	14
3.1	Homogenisierung	14
3.1.1	Erstarrung im Gleichgewicht	15
3.1.2	Ungleichgewichtszustand nach der Erstarrung	16
3.1.3	Einfluss der Prozessparameter	17
3.1.4	Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften	19
3.1.5	Phasenumwandlungsprozesse	20
3.2	Ausscheidungshärtung	21
3.2.1	Werkstoffzustände.....	23
3.2.2	Lösungsglühung	24
3.2.3	Abschrecken.....	25
3.2.4	Auslagern	26
3.2.5	Ausscheidungssequenzen	28
4.	EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN	30
4.1	Problemstellung/Lösungsansatz	30
4.2	Thermodynamische Berechnungen	31
4.3	Bestimmung der Bruchzähigkeit K_{IC}	36
4.4	Zugprüfung	38

4.5	DSC-Analyse	39
4.6	Metallographie	39
4.7	Homogenisierungsversuche im Labor.....	40
4.7.1	Probenmaterial	40
4.7.2	Versuchsdurchführung – Anschmelzreihe.....	43
4.7.3	Versuchsergebnisse – Anschmelzreihe	43
4.7.4	Versuchsdurchführung – 1. HO-Stufe	45
4.7.5	Versuchsergebnisse – 1. HO-Stufe.....	46
4.7.6	Versuchsdurchführung – 2. HO-Stufe	51
4.7.7	Versuchsergebnisse – 2. HO-Stufe.....	52
4.7.8	Diskussion der Laborversuche.....	54
4.8	Homogenisierungsversuch im Betrieb.....	55
4.8.1	Probenmaterial	55
4.8.2	Versuchsdurchführung.....	56
4.8.3	Versuchsergebnisse	56
4.9	Lösungsglühversuche im Labor	57
4.9.1	Probenmaterial	57
4.9.2	Versuchsdurchführung.....	58
4.9.3	Versuchsergebnisse	60
4.10	Lösungsglühversuche im Betrieb – 7075.4	61
4.10.1	Probenmaterial	61
4.10.2	Versuchsdurchführung.....	62
4.10.3	Versuchsergebnisse	65
4.11	Legierung 7075.5.....	68
4.12	Lösungsglühversuche im Salzbad – 7075.4/7075.5	71
4.12.1	Probenmaterial	71
4.12.2	Versuchsdurchführung.....	72
4.12.3	Versuchsergebnisse	73
4.13	Lösungsglühversuche im Betrieb – 7075.5	75
4.13.1	Probenmaterial	75
4.13.2	Versuchsdurchführung.....	76
4.13.3	Versuchsergebnisse	76
5.	ZUSAMMENFASSUNG.....	81
6.	DISKUSSION UND AUSBLICK	82
7.	LITERATUR	84
8.	TABELLEN- UND ABBILDUNGSVERZEICHNIS	87
8.1	Tabellenverzeichnis	87
8.2	Abbildungsverzeichnis	87
9.	ANHANG.....	92

1. Einleitung

Aluminium zählt zu den vielseitigsten Werkstoffen der heutigen Weltwirtschaft. Das breit gefächerte Anwendungsspektrum von Aluminium reicht vom Einsatz in der Automobil- und Luftfahrtindustrie, im Schiffs- und Maschinenbau, als Konstruktionswerkstoff im Bauwesen bis hin zur Verwendung in der Verpackungsindustrie.

Die aushärtbaren Knetlegierungen vom Typ AlCuMg (z.B. 2024) und AlZnMgCu (z. B. 7075) stellen aufgrund ihrer geringen Dichte und der damit verbundenen hohen spezifischen Festigkeit und guten Bruchzähigkeitskennwerten die wichtigsten Aluminiumwerkstoffe im Flugzeugbau dar. Seit Mitte der 1940-iger Jahre wird die Legierung 7075 bereits für hochbeanspruchte Flugzeugkomponenten verwendet und bildet heute die Basis für alle hochfesten Al-Luftfahrtwerkstoffe [1]. Die Legierung bietet in überalterten Zuständen (T7x) eine sehr gute Kombination von Festigkeit, Bruchzähigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Durch die Legierungselemente Cr, Mn bzw. Zr, einer Reduzierung der Verunreinigungselemente Fe und Si sowie einer gezielt eingestellten Wärmebehandlung, können mechanische Kennwerte (insbesondere die Zähigkeit) optimiert werden.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, den Einfluss der Homogenisierung und des Lösungsglühens auf die Eigenschaften von Luftfahrtplatten der Legierung 7075 im Zustand T7351 zu untersuchen und zähigkeitssteigernde Wärmebehandlungsregime vorzuschlagen. In einem ersten Schritt soll dabei die bestehende Homogenisierung entsprechend abgeändert werden, dass kritische niedrig schmelzende Phasen des vorliegenden Legierungssystems (Al-Zn-Mg-Cu) auf ein Minimum reduziert werden. Dadurch kann das Prozessfenster der Lösungsglühung zu höheren Temperaturen verschoben werden, ohne dass eutektische Anschmelzungen auftreten. Diese gilt es in einem zweiten Schritt entsprechend zu optimieren, sodass durch eine erhöhte Lösungsglühetemperatur kürzere Glühzeiten realisierbar sind. Zusammengefasst, sollen durch Optimierung der notwendigen Wärmebehandlungen die mechanischen Kennwerte gesteigert und zudem eine wirtschaftliche Einsparung erzielt werden.

Den Ausgangspunkt der Arbeit bilden die grundlegende Beschreibung der kommerziellen 7xxx-Legierungen sowie die theoretische Darstellung der konventionellen Wärmebehandlungen und deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Basierend auf den theoretischen Grundlagen sowie bereits in der Literatur dokumentierten Erkenntnissen, erfolgt in einem zweiten Teil eine genaue Beschreibung der experimentellen Untersuchungen. Hierbei werden neue Lösungsansätze für die definierte Problemstellung sowie die resultierenden Ergebnisse diskutiert.

2. Grundlagen der AlZnMgCu-Legierungen

Die hochfesten Aluminiumknetlegierungen mit den Hauptlegierungselementen Zn, Mg und Cu zählen zur Familie der 7xxx-Legierungen. Durch ihre geringe Dichte und der damit verbundenen höheren spezifischen Festigkeit weisen diese Legierungen einen entscheidenden Vorteil gegenüber anderen aushärtbaren Knetlegierungen auf und so kommen sie bevorzugt in der Luftfahrtindustrie zur Anwendung. Nachfolgend sind die wichtigsten Vertreter dieser Legierungsgruppe angeführt. In den darauf folgenden Kapiteln wird anschließend auf deren Konstitution und auf den Einfluss der einzelnen Legierungselemente näher eingegangen.

2.1 Chemische Zusammensetzung

In Tab. 1 sind die chemischen Zusammensetzungen der wichtigsten Vertreter der AlZnMgCu-Legierungen zusammengefasst. Sie entsprechen der DIN EN 573-3.

DIN EN 573.3	Zn [%]	Mg [%]	Cu [%]	Si [%]	Fe [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ti [%]	Zr [%]	Sonst. [%]
AW-7075	5,1 6,1	2,1 2,9	1,2 2,0	0,40	0,50	0,30	0,18 0,28	0,20		0,15
AW-7175	5,1 6,1	2,1 2,9	1,2 2,0	0,15	0,20	0,10	0,18 0,28	0,10		0,15
AW-7475	5,2 6,2	1,9 2,6	1,2 1,9	0,10	0,12	0,06	0,18 0,25	0,06		0,15
AW-7050	5,7 6,7	1,9 2,6	2,0 2,6	0,12	0,15	0,10	0,04	0,06	0,08 0,15	0,15

Tab. 1: Chemische Zusammensetzung der AlZnMgCu-Legierungen nach DIN EN 573-3

2.2 Einfluss der Legierungselemente

Jedes der in Tab. 1 angeführten Legierungselemente übt in Abhängigkeit des vorherrschenden Wärmebehandlungszustandes einen unterschiedlichen Einfluss auf die sich einstellenden Eigenschaften der Aluminiumlegierungen aus. Durch die Hauptlegierungselemente, deren Löslichkeit im festen Aluminium mit steigender Temperatur zunimmt, wird die Aushärtbarkeit der Legierungen bewirkt. In Abb. 1 sind die Löslichkeitskurven der wichtigsten Zusatzmetalle dargestellt.

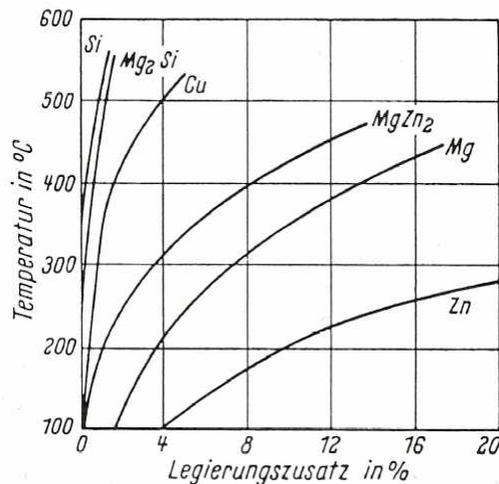


Abb. 1: Löslichkeit von Legierungszusätzen in Al als Funktion der Temperatur [1]

Durch das Einbringen zweier oder mehrere Legierungsmetalle in geeigneter Kombination, verläuft die Löslichkeitskurve in abgeänderter Form, als wenn nur ein Metall alleine legiert wird. Erfolgt beispielsweise die Zugabe von Mg und Zn im Verhältnis 1:2, so bildet sich die intermetallische Verbindung $MgZn_2$ aus und die Löslichkeit von Zn in der Aluminiummatrix nimmt ab [1]. Nachfolgend werden die Einflüsse einzelner Elemente bzw. Legierungskombinationen näher erläutert.

2.2.1 Kupfer

Durch den Zusatz von Kupfer, der je nach Legierung zwischen 1,2 und 2,6 % liegen kann, bilden sich in Verbindung mit anderen Legierungselementen bei der Auslagerung Ausscheidungen, welche zu einer Erhöhung der Festigkeit und der Härte führen. Entsprechend der Festigkeitserhöhung reduziert sich jedoch die Bruchdehnung. Des Weiteren wirkt der Cu-Gehalt der Spannungsrisskorrosion entgegen. Daher kann im Vergleich zu den kupferfreien AlZnMg-Legierungen der Bereich für Zn + Mg erweitert werden. Voraussetzung dafür ist die gleichzeitige Zugabe von Chrom, um die Zähigkeitseigenschaften zu verbessern [2,3].

2.2.2 Kupfer-Magnesium und andere Elemente

In Aluminiumknetlegierungen mit hohem Fe-Gehalt und geringem Si-Gehalt bilden sich bevorzugt spröde Al_3Fe -Phasen aus. Außerdem kann es durch den Überschuss von Eisen zur Bildung von Cu_2FeAl_7 kommen, wodurch der zur Festigkeitssteigerung benötigte Cu-Gehalt abgebunden wird. Aus diesem Grund ist ein Fe-Gehalt $< 0,5\%$ anzustreben, damit sich das Eisen mit dem Silizium vollständig zu α -FeSi-Phasen formieren kann.

Überschüssiges Silizium bildet gemeinsam mit Magnesium eine aushärtbare Mg_2Si -Phase. Mangan bewirkt einerseits eine Festigkeitssteigerung und andererseits auch eine Verbesserung der Dehnungseigenschaften (bis 0,5 % Mn) [2,3].

2.2.3 Zink-Magnesium

Zink- und Magnesiumzusätze führen zu den eigentlichen Härtungseffekt der AlZnMgCu-Legierungen. Die Festigkeitssteigerung resultiert aus der Bildung von $MgZn_2$ und $Al_2Mg_3Zn_3$ [2]. Überschüssiges Magnesium wirkt durch Mischkristallverfestigung zusätzlich festigkeits-erhöhend. Abbildung 2 zeigt den Einfluss von Zn und Mg auf die Festigkeit bei einem konstanten Cu-Gehalt von 1,5 %. Daraus ist deutlich zu erkennen, dass sich mit zunehmenden Gehalten beider Legierungselementen die Festigkeit erhöht.

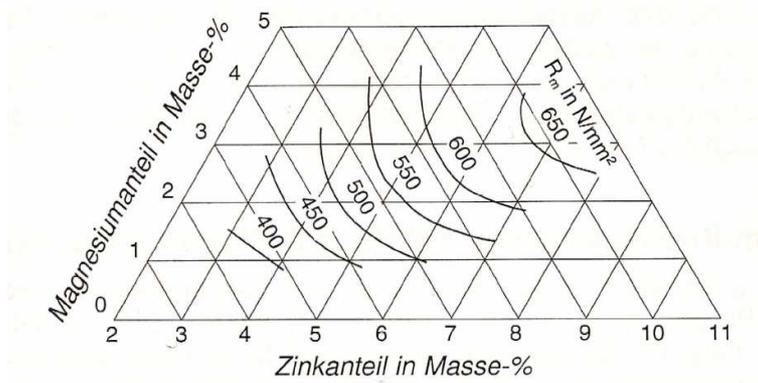


Abb. 2: Einfluss von Zn und Mg auf die Festigkeit von AlZnMgCu-Legierungen, warmausgehärtet; 1,5 % Cu, 0,2 % Mn, 0,2 % Cr [3]

Mit zunehmenden Mg- und Zn-Gehalt nimmt allerdings auch die Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion (SpRK) und Schichtkorrosion deutlich ab. Durch nachfolgende Maßnahmen kann der SpRK gezielt entgegengewirkt werden [2]:

- Überalterung
- Reduktion der Wasserkühlung nach dem Lösungsglühen
- Stufenauslagerung nach dem Lösungsglühen
- Zusatz von Kupfer und Chrom
- Das Zink:Magnesium-Verhältnis sollte zwischen 2 und 3 liegen
- Zusatz von Zirkon als Rekristallisationshemmer

2.2.4 Zink-Magnesium-Kupfer

Mittels des Systems Zink-Magnesium-Kupfer kann die höchste Festigkeit der aushärtbaren Knetlegierungen erzielt werden. Der Auslagerungsprozess wird durch Mg und Zn kontrolliert, während Kupfer die Aushärtungsrate erhöht und über die Bildung von Al_2CuMg (S-Phase) als Keim für die Aushärtungsphasen wirkt [3]. Kupfer reduziert die Empfindlichkeit gegen SpRK durch die Verminderung der Potenzialdifferenz zwischen Korn und Korngrenzen [4], senkt allerdings die allgemeine Korrosionsbeständigkeit ein wenig ab.

2.2.5 Magnesium

Bei Abkühlung auf Raumtemperatur scheidet sich Magnesium bevorzugt an den Korngrenzen in Form von Mg_5Al_3 oder Mg_5Al_8 aus. Daher rührt auch die Anfälligkeit der AlZnMgCu-Legierungen auf interkristalline Risse und Spannungsrisskorrosion [2].

2.2.6 Magnesium-Mangan

Durch die Zugabe von Mangan kann eine Steigerung der Härte und eine Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit erzielt werden, jedoch sinkt die Bruchdehnung in dieser Kombination. Ein zu hoher Mn-Gehalt wirkt sich zudem negativ auf die Rissbildung beim Warmwalzen aus. Mangan kann die Rekristallisationstemperatur erhöhen und behindert dadurch in ausgeschiedener Form das Kornwachstum [2].

2.2.7 Eisen

Das Eisen stellt in Aluminium ein klassisches Verunreinigungselement dar, das durch Einschmelzen verunreinigter Schrotte in die Legierungen gelangen kann. Bei den Knetlegierungen führt es zu einer Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften und der Korrosionsbeständigkeit. Im flüssigen Metall besitzt das Fe eine sehr gute Löslichkeit, was im festen Zustand nicht gegeben ist ($\sim 0,04$ Gew.%). Aus diesem Grund scheidet sich das Eisen in Form einer spröden intermetallischen Phase Al_3Fe aus. Für die Verformbarkeit der Knetlegierungen sind daher Fe-Gehalte von $< 0,5$ Gew.% erstrebenswert. Bei den AlZnMgCu-Legierungen scheidet sich das Eisen bevorzugt in Form der intermetallischen Phase $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ aus [5].

2.2.8 Chrom

Chrom bewirkt eine starke Erhöhung des elektrischen Widerstandes von Aluminium. Durch den Zusatz von Chrom, das eine sehr geringe Diffusionsrate aufweist, bildet sich in den Knetlegierungen eine feindisperse, inkohärente Phase $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$. Diese ist zum einen festigkeitssteigernd und zum anderen bewirkt sie eine Hemmung der Rekristallisation. Dies wird insbesondere bei der Warmumformung und bei den Wärmebehandlungen ausgenutzt. Der Cr-Gehalt der Legierungen sollte $< 0,35$ Gew.% betragen, da sich ansonsten bevorzugt grobe intermetallische Phasen mit anderen Elementen (z.B. Fe, Mn) bilden. Zusätzlich fördert Chrom die Beständigkeit gegen SpRK und führt zur Verbesserung der Bruchzähigkeitseigenschaften [2].

2.2.9 Zirkon

Ähnlich wie das Chrom bildet auch Zirkon feinste Ausscheidungen von intermetallischen Partikeln (Al_3Zr). Diesen führen zur einer Erhöhung der Rekristallisationstemperatur und infolgedessen zur Behinderung von Erholungs- und Rekristallisationsvorgängen. Durch die Zugabe von hohen Gehalten an Zirkon kann die Kornfeinungswirkung des Titanborides beeinträchtigt und die Bildung von vorerstarrenden Zirkonaluminiden verursacht werden [2].

2.2.10 Silizium

Neben Eisen wirkt auch das Silizium in den AlZnMgCu-Legierungen als Verunreinigungselement. Die Bildung von Mg_2Si -Ausscheidungen setzt die Festigkeitseigenschaften herab, da das darin abgebundene Magnesium zur Bildung der ausscheidungshärtenden Phase MgZn_2 nicht mehr zur Verfügung steht [2].

2.2.11 Titan

In Kombination mit Bor in Form von TiB_2 führt Titan zu einer deutlichen Kornfeinung. Der Vorteil von Titanborid im Vergleich zu reinem Titan liegt darin begründet, dass bei Umschmelzvorgängen sowie bei längeren Verweilzeiten der Legierung im flüssigen Zustand, das TiB_2 seine Kornfeinungswirkung großteils nicht verliert [2].

2.3 Phasen und Ausscheidungen

Die Phasenausbildung bei AlZnMgCu-Legierungen, hängt in erster Linie von den Gehalten der Hauptlegierungselemente sowie jener der Nebenlegierungselemente (z.B. Mn, Cr, Fe) ab. Des Weiteren spielen auch die Erstarrungsbedingungen und die Wärmebehandlungsparameter beim Homogenisieren und Aushärtungsprozess eine entscheidende Rolle. Die Zähigkeit wird dabei entscheidend von Primärphasen, von der Kornstruktur und Kornform sowie von der Matrix- und Korngrenzstruktur im ausgehärteten Zustand beeinflusst.

2.3.1 Primärphasen

Primärphasen stellen makroskopisch gesehen, grobe Teilchen der Größe 1 – 20 µm dar [6]. Hierzu gehören primäre Phasen, die sich einerseits aus der Schmelze ausscheiden, während das restliche Metall noch flüssig ist und andererseits können diese durch eutektische Reaktionen beim Gießen entstehen. Es sind dies vor allem unlösliche intermetallische Verbindungen der Verunreinigungselemente Fe und Si mit Aluminium oder anderen Hauptlegierungselementen. Auch Zusatzelemente wie Cr oder Mn können solche Phasen bilden. Erst nach Erstarrungsbeginn entstehen Cluster sekundärer, tertiärer und anderer intermetallischen Verbindungen, die im Vergleich zu den Primärphasen homogener verteilt sind [2,6].

Abbildung 3 zeigt das Vierstoffsystem Al-Zn-Mg-Cu. Es enthält für das vorliegende Legierungssystem folgende stabile Phasen, die in Tabelle 2 zusammengefasst sind:

Bezeichnung	Chemische Verbindung
T	$\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3 - \text{Al}_6\text{CuMg}_4$
M = η	$\text{MgZn}_2 - \text{AlCuMg}$
Z	$\text{Mg}_2\text{Zn}_{11} - \text{Al}_5\text{Cu}_6\text{Mg}_2$
S	Al_2CuMg
Θ	Al_2Cu

Tab. 2: Stabile Phasen des Systems Al-Zn-Mg-Cu [6]

Die ternäre T-Phase ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) im Dreistoffsystem Al-Zn-Mg ist isomorph mit der T-Phase (Al_6CuMg_4) im Randsystem Al-Cu-Mg. Zwischen diesen beiden Phasen ist eine durchgehende Mischkristallreihe vorzufinden. Innerhalb der binären Phase MgZn_2 und der ternären Phase AlCuMg erstreckt sich die feste M-Phase (oder η). Die S-Phase entspricht einer ternären Phase, welche nur wenig Zink (< 1 Gew.%) löst. Al_2Cu (Θ -Phase) tritt nur bei geringen Mg-Gehalten auf. Die Z-Phase formiert sich in kommerziellen Legierungen

aufgrund des zu hohen Mg-Gehaltes nicht. Infolge betriebsüblicher Erstarrungsbedingungen entstehen meist metastabile Phasen. Diese können entweder noch während der Erstarrung durch peritektische Reaktionen oder bei einer anschließenden Homogenisierung durch peritektoidartige Umwandlungen in stabilere Phasen transformiert werden. Die Erstarrung einer AlZnMgCu-Legierung beginnt mit der Ausscheidung primärer Al-Mischkristalle und endet mit der Bildung eines quasibinären Eutektikums. Dieses setzt sich aus Al-Mischkristallen und der M-Phase sowie T-Phase zusammen. Mittels einer Homogenisierung nach dem Gießprozess kann das Eutektikum wieder aufgelöst werden. Abhängig von der Konzentration und Homogenisierungstemperatur, können die Hauptlegierungselemente vollständig oder nur teilweise gelöst sein. Liegt ein Überschuss an Kupfer vor, so tritt immer eine S-Phase (Al_2CuMg) auf, die durch eine Festphasenreaktion aus der T- bzw. M-Phase entsteht [7]. Zusatzelemente, wie Fe, Si, Ti, Cr, Mn und Zr werden nur in sehr kleinen Gehalten legiert. Demzufolge geben die entsprechenden Zweistoffsysteme (Al-Fe, Al-Si, etc.) auch für Legierungen eines Vierstoffsystems ausreichend Auskunft über deren Löslichkeit. Bei höheren Gehalten kommt es zur Bildung der Primärphasen Al_6Mn , Al_7Cr und Al_3Zr . Aufgrund der Unlöslichkeit von Fe im festen Aluminium, scheidet sich das Fe immer primär als Al_3Fe aus. Wenn der Cu-Gehalt hoch ist, entsteht im Gleichgewicht die stabile N-Phase ($\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$) und bei Anwesenheit von Si bildet sich ebenso die stabile Phase $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$ ($\alpha\text{-AlFeSi}$) aus. Mg_2Si entsteht erst am Ende des Erstarrungsintervalls. Da in den hochfesten Al-Legierungen das Mg meist im Überschuss vorliegt, ist die Löslichkeit für Mg_2Si sehr gering [2,6,8].

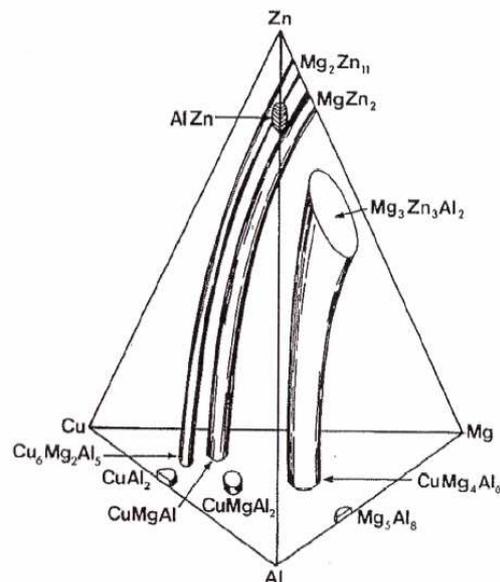


Abb. 3: Einphasenräume im System Al-Zn-Mg-Cu bei 460 °C [9]

2.3.2 Sekundärausscheidungen (Dispersoide)

Dabei handelt es sich um fein verteilte, submikroskopische Teilchen oder auch Dispersoide genannt. Diese kleinen Ausscheidungen (0,01 – 0,5 μm) stellen intermetallische Verbindungen geringer Löslichkeit dar. Sie werden mit den Übergangsmetallen Cr, Mn oder Zr gebildet. Bei der Erstarrung bleiben die angeführten Legierungselemente in fester Lösung im Al-Mischkristall und scheiden sich im Anschluss an die Homogenisierung feindispers aus. Die Hauptaufgabe der Dispersoide besteht darin, die Rekristallisation während der Umformung und Lösungsglühung zu behindern. Durch ihre kleine Größe und ihrem geringen Abstand zueinander stellen die Dispersoide ein großes Hindernis für das Kornwachstum dar. Im Zuge der Umformung scheiden sich die Sekundärausscheidungen in lang gezogener Form in Walzrichtung aus und verharren auch nach dem Umformprozess in dieser Modifikation. Dies führt zu einem feinkörnigen Gefüge der Legierung im Endzustand. Aufgrund der Tatsache, dass sich höchste Bruchzähigkeiten durch ein faserförmiges, nicht rekristallisierte Gefüge einstellen lassen, wirken sich feine Dispersoide sehr positiv aus. Andererseits können Dispersoide auch zu einer negativen Wirkung führen, da an ihnen durch Dekohäsion an der Grenzfläche zur Matrix Mikroporen gebildet werden können. Im vorliegenden Legierungssystem sind Sekundärausscheidungen wie $\text{Al}_{18}\text{Mg}_3\text{Cr}_2$, $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$ oder Al_3Zr typisch, die sich in konzentrierter Form im Bereich der primären Al-Dendritenregionen ausscheiden [2,6,7].

2.3.3 Festigkeitssteigernde Phasen

Festigkeitssteigernde Phasen resultieren infolge der Ausscheidungshärtung und besitzen eine Größe kleiner 0,01 μm [6]. Der festigkeitssteigernde Effekt resultiert aus der Ausscheidung sehr feiner Teilchen aus einem übersättigten Mischkristall. Dabei tragen nur kohärente bzw. teilkohärente metastabile Teilchen zur Erhöhung der Festigkeit bei. Stabile Ausscheidungen werden anschließend durch eine Auslagerung erzielt. Im vorliegenden Legierungssystem handelt es sich hierbei um die Phase MgZn_2 . Da diese auch Aluminium und Kupfer aufweist (Substitution von Zn), wird sie im Allgemeinen als $\text{Mg}(\text{Zn,Cu,Al})_2$ bezeichnet. Die Ausscheidungsreaktion der AlZnMgCu-Legierungen wird in Kapitel 3.2 detailliert diskutiert.

2.3.4 Einfluss auf die Zähigkeit

Im Vergleich zur Zugfestigkeit, die den Widerstand gegen Bruch bei mechanischer Überlastung darstellt, ist beim Vorhandensein von Rissen und anderen Fehlern (z.B. Poren) die Zähigkeit eine entscheidende Kenngröße. Diese hängt von vielen Faktoren ab, wobei in erster Linie die Gefügebestandteile und deren Ausbildung einen hohen Einfluss ausüben.

Von besonderer Bedeutung ist die Verteilung von Teilchen, welche bei der Umformung zerbrechen können (z.B. grobe intermetallische Phasen), und deren Abstand zueinander. In den hochfesten Al-Legierungen ist eine hohe Bruchneigung durch die eisenhaltigen Phasen zu erwarten. Mit steigender Phasengröße, wodurch die Spannungskonzentration um die Ausscheidung steigt, kann es bereits bei kleiner plastischer Formänderung zum Bruch und demzufolge zur Risseimbildung kommen. Neben den groben unlöslichen Phasen, führen nicht aufgelöste, lösliche Phasen (z.B. die S-Phase) zu einem Zähigkeitsabfall. Da diese Phasen vorrangig aus einem zu hohen Cu-Gehalt resultieren, kann durch eine geeignete Abstimmung der Legierungszusammensetzung und höheren Homogenisierungs- bzw. Lösungsglühtemperaturen (verbessertes Auflösungsverhalten) eine Reduktion dieser erzielt werden.

Die Rolle der Dispersoide in Hinblick auf die Zähigkeit beruht auf deren Einfluss auf die Korngröße und -form durch Rekristallisation bzw. Nicht-Rekristallisation. Nach [8] werden vor allem dann niedrige Bruchzähigkeits-Kennwerte erzielt, wenn große gleichachsige Körner im Gefüge vorliegen. Mit kleiner werdenden Körnern und zunehmender Streckung, nimmt die Bruchzähigkeit bei konstant bleibender Streckgrenze zu. Ihr Maximum wird durch ein faserförmiges, nicht rekristallisiertes Gefüge erzielt. Eine langsame Aufheizgeschwindigkeit bei der Homogenisierung begünstigt fein bzw. homogen verteilte Dispersoide, welche die Rekristallisation behindern. Dies wirkt sich demnach positiv auf die Zähigkeit aus. Die Dispersoide können die Zähigkeit auch negativ beeinflussen, weil an ihnen durch Dekohäsion an der Grenzfläche zur Matrix oder infolge eines Bruchs Mikroporen entstehen können. Dies fördert auch das Zusammenwachsen großer, durch grobe intermetallische Phasen erzeugter Poren [7].

Auch die aushärtenden Phasen wirken sich unterschiedlich auf die Zähigkeitseigenschaften der Al-Legierungen aus. Mit zunehmender Auslagerungszeit und -temperatur kann eine Änderung der Zähigkeit beobachtet werden, die auf unterschiedliche Verformungs- und Verfestigungsmechanismen beruhen. Generell wird im überalterten Zustand ein Anstieg der Zähigkeit erzielt, was auf die Anwesenheit größerer inkohärenter Teilchen zurückzuführen ist [10].

2.4 Bruchzähigkeit

Hochfeste Al-Legierungen finden ihre Anwendung vor allem in der Luftfahrtindustrie. Demzufolge müssen AlZnMgCu-Legierungen einer Reihe von Vorschriften entsprechen, die auch Bemessungen nach bruchmechanischen Kriterien vorsieht. Als Maß für die Widerstandsfähigkeit eines Werkstoffes gegenüber Bruch wird die Bruchzähigkeit K_{IC} verwendet. Vor allem bei der Bewertung risstoleranter Bauteile ist diese Kenngröße von großer Bedeutung, da sie im Vergleich zur Kerbschlagzähigkeit, vorhandene Fehler (z.B. Risse) im Werkstoff mitberücksichtigt. Zur Bestimmung der Bruchzähigkeit kommt meist die lineare elastischen Bruchmechanik (LEBM) zur Anwendung. Dabei beschreibt der Kennwert K_{IC} für den ebenen Spannungszustand (Index I), jene kritische Spannungskonzentration an der Rissspitze, die den Riss zum Weiterwachsen bewegt [3]. Entsprechend der Griffith-Irwin-Beziehung wird die Bruchzähigkeit durch folgende Formel (siehe Gleichung 1) ausgedrückt:

$$K_{IC} = f \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad \text{Gleichung 1}$$

Dabei entspricht σ der kleinsten Spannung, bei der sich ein Riss der Länge a ausbreitet und f stellt einen Geometriefaktor dar. Auf die experimentelle Bestimmung der Bruchzähigkeit wird in Kapitel 4.3 eingegangen.

Wünschenswert sind hohe Bruchzähigkeitswerte bei gleichzeitig guter Festigkeit. Meist nimmt allerdings die Festigkeit mit hohen K_{IC} -Werten ab. In Abbildung 4 sind typische Bruchzähigkeits-Werte in Abhängigkeit der Dehngrenze für verschiedene Legierungsgruppen dargestellt. Daraus ist zu erkennen, dass die jeweiligen Werte für die einzelnen Werkstoffe stark von der chemischen Zusammensetzung abhängen. Großen Einfluss haben insbesondere unlösliche Bestandteile (z.B. Fe), da sie die Risseinleitung und das Risswachstum stark beeinflussen.

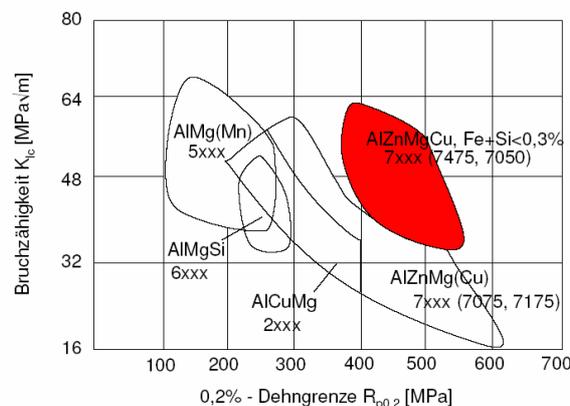


Abb. 4: Bruchzähigkeit als Funktion der Dehngrenze für verschiedene Al-Legierungen [11]

Die Familie der 7xxx-Legierungen (vor allem jene mit geringen Gehalten an Fe und Si) weisen im Vergleich zu den anderen Werkstoffen eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig guter Bruchzähigkeit auf. Des Weiteren sind die Werte von der Anisotropie des Werkstoffs abhängig, sie sind also richtungsabhängig. Demzufolge liefern Bruchzähigkeits-Proben je nach Orientierung zur Walzrichtung, unterschiedliche Werte. In Abbildung 5 sind die möglichen Probenlagen zur Bestimmung der Bruchzähigkeit dargestellt.

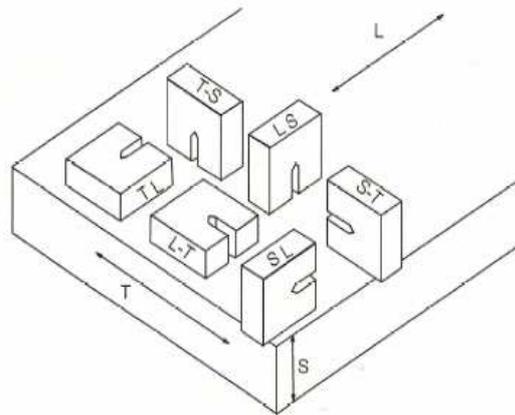


Abb. 5: Probenlagen für Bruchzähigkeitsproben; L = Walzrichtung, T = Breite, lange Querrichtung, S = Dicke, kurze Querrichtung [3]

2.5 Herstellroute einer Luftfahrtplatte

Der Produktionsprozess einer Luftfahrtplatte bei der Austria Metall AG (AMAG) ist in Abbildung 6 schematisch aufgezeigt. Die Prozessroute beginnt mit dem Vergießen des Gussblockes, der als Vormaterial für die Plattenerzeugung dient. Die Herstellung von Walzbarren für Luftfahrtanwendungen erfolgt bei der AMAG casting GmbH mittels dem EMC-Verfahren (Electro Magnetic Casting). Bei dieser Technologie liegt im Unterschied zum konventionellen Strangguss kein direkter Kontakt zwischen Kokille und Metall vor. Das flüssige Metall wird mit diesem Prozess durch elektromagnetische Kräfte gestützt und in Form gehalten. Weiters ist es möglich, ein homogenes Gefüge mit geringen Makroseigerungen zu erhalten. Darüberhinaus kann mit dem EMC-Verfahren eine sehr glatte Gussoberfläche erzielt werden, was nicht nur in einer Materialeinsparung (ein Abfräsen des Barrens vor dem Walzen ist damit nicht notwendig) resultiert, auch hat es eine geringere Gefahr von Randrissigkeiten beim Walzen zur Folge. Im nächsten Schritt gelangt der Walzbarren noch zur Homogenisierungsbehandlung. Dabei erfolgt ein Hochglühen des Barrens nahe an die Solidustemperatur, um Kornseigerungen bzw. Konzentrationsunterschiede auszugleichen und eine Auflösung der eutektischen Gefügebestandteile an den Korngrenzen zu erzielen. Ebenso gelangen mit Hilfe der Homogenisierung die aushärtenden Legierungselemente in Lösung, die sich dann bei der Abkühlung wieder ausscheiden. Damit

kann bei der späteren Lösungsglühung eine weitgehend vollständige und rasche Auflösung der Elemente erfolgen. Aus logistischen Gründen müssen die Barren vor dem Warmwalzen noch einmal auf Temperatur (abhängig von der Legierung) gebracht werden. Nach dem Anwärmen gelangt der Barren in ein reversierend arbeitendes Warmduo zur Abwälzung auf die gewünschte Enddicke. Im nächsten Schritt kommen die an Luft abgekühlten Platten in einen Horizontal-Vergüteofen zum Lösungsglühen nahe der Solidustemperatur. Ziel des Lösungsglühens ist die Einstellung eines homogenen Al-Mischkristalls, in dem alle Legierungselemente gelöst sind. Im Anschluss an die Glühung werden die Platten in Wasser abgeschreckt, um so einen übersättigten Mischkristall zu erhalten. Vor dem Warmauslagern erfolgt ein Abbau der Eigenspannungen mittels Recken, die aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeiten nach dem Lösungsglühen entstehen (die Wärmebehandlungen werden in Kapitel 3 detailliert diskutiert).

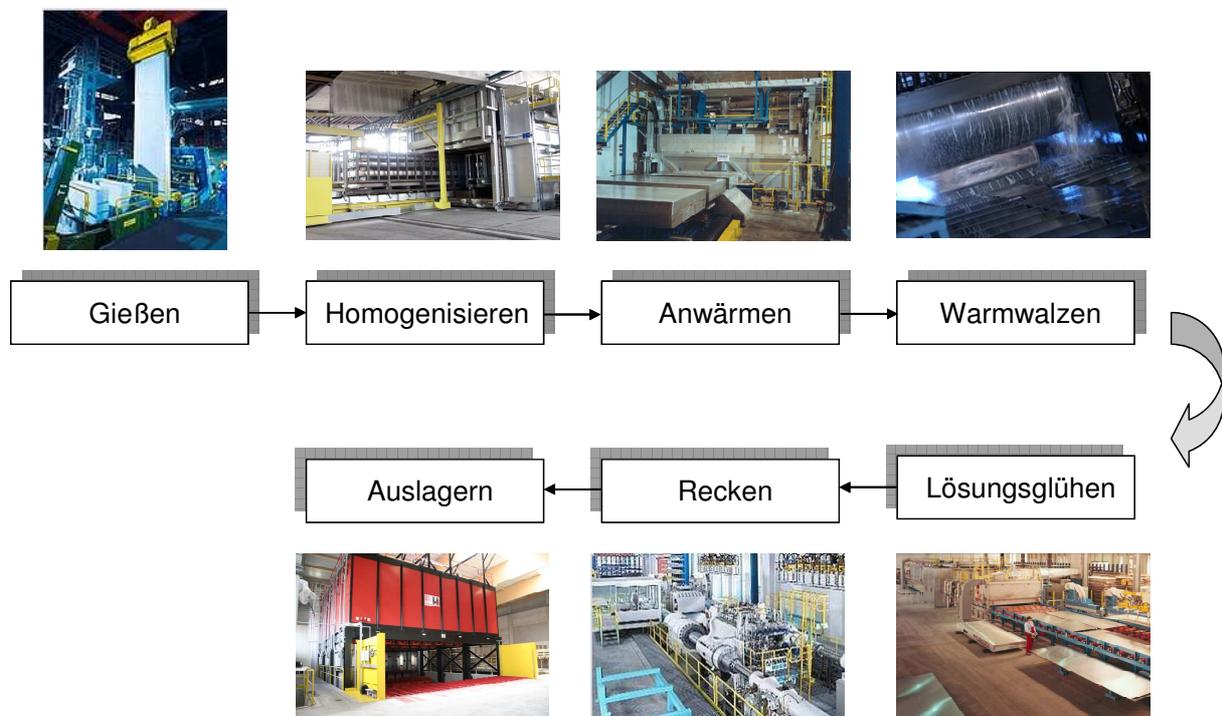


Abb. 6: Prozessroute einer Luftfahrtplatte

3. Wärmebehandlungen von Luftfahrtplatten

Im Zuge der Herstellung eines Al-Halbzeuges kommen viele Wärmebehandlungen zur Anwendung, mit denen schlussendlich die erforderlichen Werkstoffeigenschaften eingestellt werden. Die Wärmebehandlungen sind abhängig vom Legierungssystem und von der firmenspezifischen Herstellroute. Jedes Unternehmen verfügt über intern festgelegte Glühregime, die aufgrund des damit verbundenen technologischen Aufwandes in vielen Fällen ein Betriebsgeheimnis darstellen. In der Literatur sind oftmals nur grobe Temperatur- bzw. Zeitangaben zu finden. Nachdem in den verschiedensten Wärmebehandlungen sehr viel Optimierungspotenzial in Richtung verbesserter mechanischer Eigenschaften steckt, ist die ständige Entwicklung der Glühregime von besonderer Bedeutung. Oftmals kann durch eine Optimierung der Wärmebehandlung auch eine Zeiteinsparung und demzufolge Energie eingespart sowie zusätzliche Kapazität zur Verfügung gestellt werden. Nachfolgend erfolgt eine ausführliche Beschreibung der angewandten Wärmebehandlungen bei der Herstellung von Luftfahrtplatten aus der Legierung 7075 im Zustand T7351.

3.1 Homogenisierung

Ziel der Homogenisierung ist es, Heterogenitäten im Gefüge auszugleichen und die gelösten Atome im Gitter gleichmäßig zu verteilen. Durch die hohen Abkühlgeschwindigkeiten beim Erstarren eines Gussblocks sind die Atome nur eine kurze Zeit den für die Diffusion günstigen hohen Temperaturen ausgesetzt (etwa 1 – 3 min). Die Erleichterung der Diffusion im Metallgitter mit steigender Temperatur ist, neben den erhöhten Eigenschwingungen der Atome, auf die Zunahme der Leerstellen im Gitter zurückzuführen [12]. Im rasch erstarrten Gussgefüge liegen eine starke Kornseigerung sowie eine Übersättigung der Legierungselemente vor. Das Gefüge befindet sich im Ungleichgewicht. Da dieser Ausgangszustand für die nachfolgende Umformung sehr ungünstig ist [13,14], werden die Walzbarren vor der Warmumformung zur Einstellung des Gleichgewichtszustandes einer Homogenisierungsglühung unterzogen. Nachfolgend sind die wichtigsten Vorgänge, die bei einer Homogenisierung eintreten können, zusammengefasst [2,4,15,16]:

- Ausgleich von Kornseigerungen bzw. Konzentrationsunterschieden
- Auflösung eutektischer Gefügebestandteile an den Korngrenzen
- Gleichmäßige Ausscheidung übersättigt gelöster Elemente
- Auflösung von Legierungselementen, welche die Aushärtung bewirken, und anschließende Ausscheidung dieser bei der Abkühlung
- Einförmung und Abrundung unlöslicher Ausscheidungen

- Vergrößerung und Abrundung relativ großer Heterogenitäten
- Porenbildung und Agglomeration

3.1.1 Erstarrung im Gleichgewicht

Zustandsdiagramme gelten immer für den Gleichgewichtszustand, also für Kristalle, die über ihren ganzen Querschnitt die gleiche Zusammensetzung aufweisen. In Abb. 7 ist der Verlauf einer homogenen Legierung bei der Abkühlung dargestellt. Die Erstarrung erfolgt dabei so langsam, dass sich ein Gleichgewichtszustand einstellen kann. Bei Erreichen der Liquidustemperatur entsteht aus der Schmelze mit der Zusammensetzung S_1 ein Kristall mit der Zusammensetzung K_1 , der viel ärmer am Legierungselement ist, als die durchschnittliche Zusammensetzung. Im Zuge der Erstarrung verschiebt sich die Konzentration der Schmelze nach rechts (von S_1 – S_4). Im Punkt K_4 schneidet die Legierung bei der Erstarrung die Solidustemperatur. Dabei erstarrt die restliche Schmelze und es entstehen Kristalle mit der durchschnittlichen Zusammensetzung von K_4 . Die für das Erreichen des Gleichgewichtes erforderliche Änderung der Konzentration von S_4 auf K_4 erfolgt durch Diffusion der Fremdatome von der Kristalloberfläche zur Kristallmitte, wo ein Unterschuss an Fremdatomen vorherrscht. Der Gleichgewichtszustand kann somit nur dann erreicht werden, wenn während der Erstarrung genügend Zeit für den Konzentrationsausgleich der Legierungselemente (durch Diffusion) zwischen fester und flüssiger Phase vorhanden ist. Bei technischen Gießverfahren wird dieser Zustand nicht erreicht, es stellt sich daher nach dem Gießen ein Ungleichgewicht ein [1].

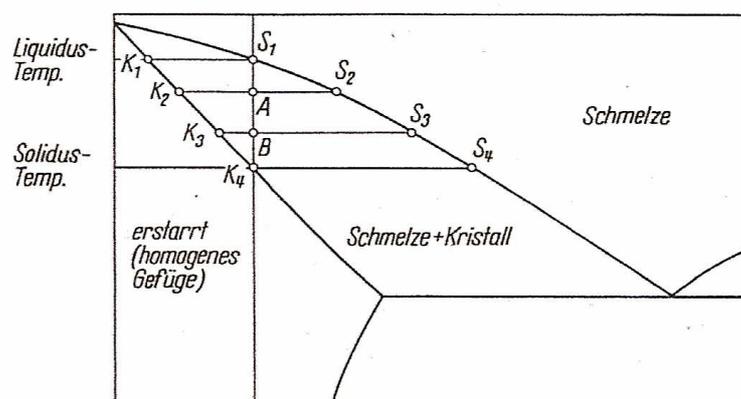


Abb. 7: Erstarrung einer homogenen Legierung im Gleichgewicht [1]

3.1.2 Ungleichgewichtszustand nach der Erstarrung

Wie bereits in 3.2.1 erwähnt, stellt sich bei den betriebsüblichen Gießverfahren durch die rasche Erstarrung und der damit verbundenen hohen Abkühlgeschwindigkeit ein Ungleichgewichtszustand ein. Dabei kann aufgrund der unzureichenden Beweglichkeit der Atome und der zur Verfügung stehenden kurzen Zeit kein „idealer“ Aufbau der Kristalle erzielt werden. Die Folge daraus sind Kornseigerungen und eine starke Übersättigung an Legierungselementen im Gussgefüge. Das bedeutet, dass eine höhere Konzentration an Elementen im Aluminium gelöst ist, als es nach dem Zustandsdiagramm überhaupt möglich wäre. In Abbildung 8 ist die Erstarrung einer homogenen Legierung im Ungleichgewicht dargestellt. Die Diffusionszeit der Atome reicht nicht aus, um die Schmelzen und Kristalle nach der Gleichgewichtszusammensetzung zu erzielen. Die Zusammensetzung in der Mitte der Kristalle ändert sich während der Erstarrung nur kaum, da die Zeit für das Herandiffundieren von Fremdatomen zu kurz ist (Linie K1-M in Abb. 8). An der äußeren Hülle der Kristalle reichern sich hingegen die Legierungselemente vermehrt an (Linie K1-R in Abb. 8) und es kommt zu einem Überschreiten der Durchschnittskonzentration der Legierung. Erst wenn der Mittelwert aus der Konzentration im Zentrum und in der Randzone der Kristalle (Linie K1-K4 in Abb. 8) die durchschnittliche Zusammensetzung bei K4 erreicht, ist die Erstarrung zu Ende (unterhalb der theoretischen Solidustemperatur). Bei Verstärkung der Kornseigerung durch noch schnelleres Abkühlen, könnte eine Schmelze der Zusammensetzung S5 und damit ein heterogenes Gefüge auftreten. Für die Warmumformung müssen mit Hilfe der Homogenisierung die zu erwartenden Konzentrationsverhältnisse des Gleichgewichts hergestellt werden [1].

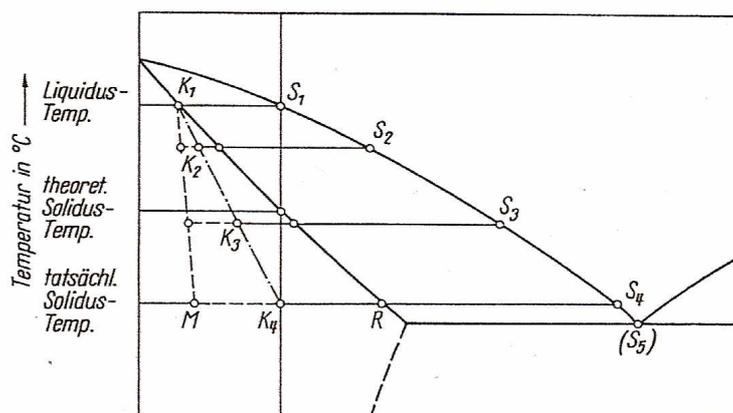


Abb. 8: Erstarrung einer homogenen Legierung im Ungleichgewicht [1]

3.1.3 Einfluss der Prozessparameter

Um die bei der Homogenisierung ablaufenden Auflösungs- und Ausscheidungsvorgänge zu ermöglichen, ist eine entsprechende atomare Beweglichkeit eine Grundvoraussetzung, welche stark von der Temperatur abhängig ist (siehe Abb. 9). Bei genügend hohen Temperaturen (meist oberhalb von 400 °C) und langen Glühzeiten können sich die meisten Atome im Aluminiumgitter entsprechend dem Gleichgewichtszustand im Gefüge anordnen. Wie aus Abb. 9 ersichtlich wird, gibt es einige Legierungselemente (z.B. Fe, Mn, Cr) die in der Aluminiummatrix nur sehr träge diffundieren [15,16].

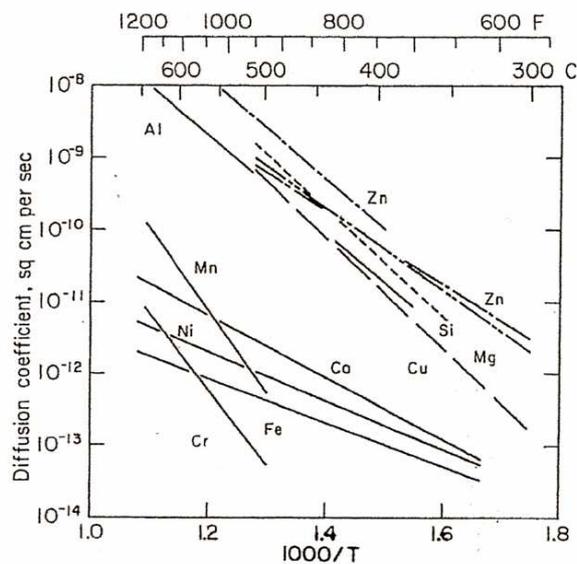


Abb. 9: Diffusionskoeffizienten verschiedener Elemente in Aluminium [2]

Die Homogenisierungszeit und -temperatur hängen demnach stark von der Legierungszusammensetzung ab. Des Weiteren ist ein Zusammenhang mit der Korngröße gegeben. Ein sehr feines, gleichmäßiges dendritisches Zell- und Korngefüge wirkt sich positiv auf die Glühdauer aus. Je kleiner die Zellgröße, desto kürzer ist der zu überwindende Diffusionsweg x , der durch Gleichung 2 beschrieben wird [1,17]:

$$x = \sqrt{D \cdot t}$$

Gleichung 2

Dabei stellt D den Diffusionskoeffizienten des jeweiligen Legierungselementes und t die Glühdauer dar. In Abbildung 10 ist der Zusammenhang der Homogenisierungsparameter (Temperatur und Zeit) am Beispiel einer Al-Cu-Legierung angeführt. Auch der Einfluss der Dendritengröße wird dabei mitberücksichtigt.

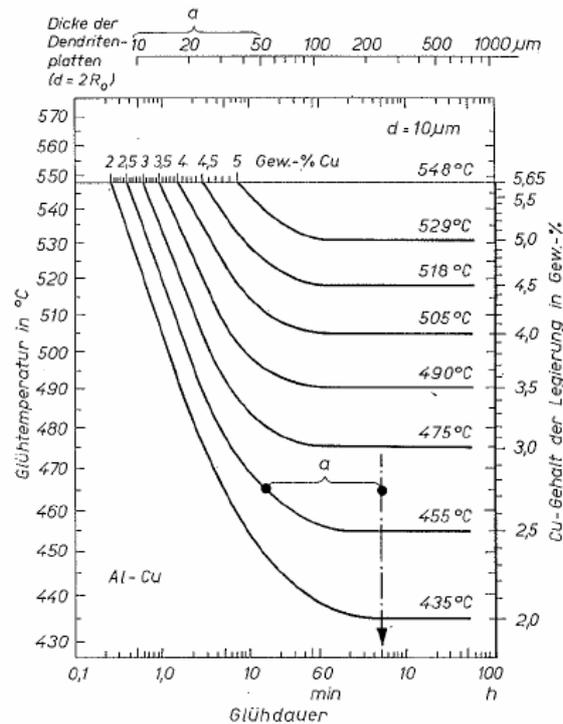


Abb. 10: Theoretisch berechnetes isothermes ZTA-Diagramm einer Al-Cu-Legierung [18]

In Abbildung 10 entspricht die Temperaturobergrenze für die Homogenisierung der eutektischen Temperatur ($T_e = 548 \text{ °C}$ für das System Al-Cu), da Temperaturen $> T_e$ zu unerwünschten Anschmelzungen im Gefüge führen könnten. Die Kurven stellen somit den Zeitbedarf der vollkommenen Auflösung der Al_2Cu -Phase verschiedener Legierungen in Abhängigkeit der Temperatur dar [18,19]. Aufgrund der großen Vielzahl von Phasen, die sich in einem Vierstoffsystem ausbilden können, ist eine derartige Berechnung der Homogenisierungsparameter kaum möglich. Die Ermittlung der optimalen Werte muss in der Praxis an Hand von experimentellen Untersuchungen erfolgen. Im Wesentlichen muss darauf geachtet werden, dass die Homogenisierungstemperatur nicht die Solidustemperatur der vorherrschenden Legierungszusammensetzung übersteigt, denn dies hätte unerwünschte Anschmelzungen zur Folge. Bei den 7xxx-Legierungen erfolgt die Homogenisierung aus diesem Grund oftmals in Stufen, wobei zunächst einige Stunden bei etwas niedrigeren Temperaturen gegläht wird, um eventuell vorhandene niedrig schmelzende Eutektika aufzulösen [3,20,21].

Bei der Wahl der Glühzeit ist darauf zu achten, dass bei einer zu kurzen Glühdauer die übersättigt gelösten Elemente noch nicht entsprechend dem Gleichgewichtszustand vorliegen, hingegen führt eine zu lange Glühdauer zu starker Koagulation der anfänglich feinen Ausscheidungen.

Auch die Aufheizgeschwindigkeit auf die Homogenisierungstemperatur T_{HO} ist entscheidend. Langsame Aufheizraten von beispielsweise 75 °C/h sind erforderlich, um Keimbildung und Keimwachstum feiner und einheitlicher Phasen zu gewährleisten [22]. Durch die

Aufheizgeschwindigkeit wird somit die Art und Verteilung der Dispersoide (z.B. Al_3Zr) beeinflusst. Die feine Verteilung der Dispersoide kann ebenso mit Hilfe einer zweistufigen-Homogenisierung verbessert werden. Dabei kommt neben der eigentlichen Glühstufe zwischen 475 und 495 °C (Haltezeit 24 h) noch zuvor eine Stufe bei $0,88 \times T_{HO}$ mit einer Haltezeit von 5 h zur Anwendung [23].

In vielen Fällen ist die Abkühlgeschwindigkeit nach dem Homogenisieren von Bedeutung, denn sie wirkt sich auf die Größe und Verteilung der feindispersen Ausscheidungen aus (siehe Abb. 11). Demnach können durch eine langsame Abkühlung feinste Ausscheidungen entstehen, welche zum Teil im Lichtmikroskop nicht mehr sichtbar sind. Diese Ausscheidungen wirken sich dann später bei der Umformung bzw. einer weiteren Wärmebehandlung positiv auf das Rekristallisations-Verhalten der Legierung aus [2].

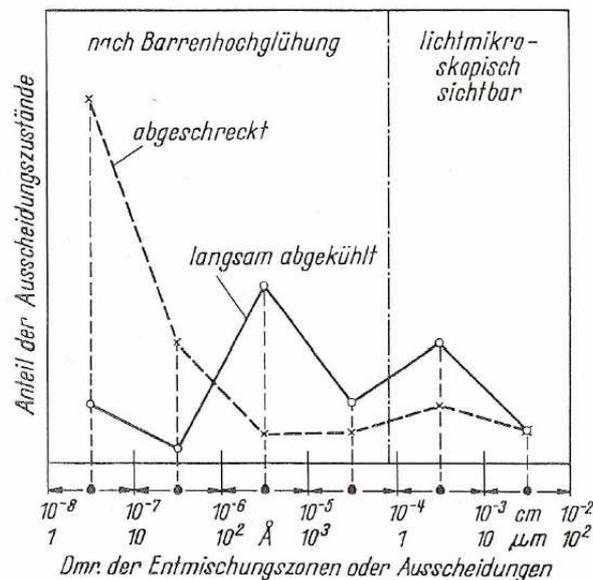


Abb. 11: Verteilungsfunktion von ausgeschiedenen Legierungselementen [2]

3.1.4 Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften

Erfolgt das Warmwalzen ohne vorherige Homogenisierung, so ergeben sich bei vielen Legierungssystemen schwankende und relativ niedrige Festigkeitswerte aufgrund eines grobkörnigen Gefüges. Durch die Homogenisierung kann das grobe Netzwerk intermetallischer Verbindungen ausreichend aufgelöst werden. Es entsteht ein Gefüge mit fein verteilten Ausscheidungen, wodurch konstante Festigkeitswerte resultieren. Die mechanischen Eigenschaften, die Verformungsstruktur und die Aushärtungsbehandlung können durch die Ausscheidungen der Dispersoide beeinflusst werden. Die Homogenisierung trägt dadurch zusammengefasst zur Verminderung des Kraftbedarfs während der Warmumformung, zu gleichmäßigem Entfestigungs- und Weichglühverhalten,

zur Verringerung von Strukturabweichungen im Zuge der anodischen Oxidation und zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften des Halbzeuges bei [3,24].

3.1.5 Phasenumwandlungsprozesse

Eine erstarrte AlZnMgCu-Legierung besteht hauptsächlich aus den primären Aluminiumdendriten mit dem dazwischen liegenden pseudobinären Eutektikum aus Al und $MgZn_2$ bzw. $Al_2Mg_3Zn_3$ und den Phasen Mg_2Si , $\alpha-AlFeSi$ und $(Fe,Cr)_3SiAl_{12}$. Die Phase $MgZn_2$ substituiert häufig das Zink gegen Cu oder Al und so wird sie allgemein als $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ angeschrieben. Abbildung 12 zeigt die Entwicklung der feinen eutektischen Struktur mit zunehmender Homogenisierungszeit bei einer Glüh Temperatur von 460 °C. Es ist zu erkennen, dass das anfangs lamellare Eutektikum (Bild 12 a) mit zunehmender Glühdauer vergrößert. Die Vergrößerung entsteht durch Ausbildung der Phase Al_2CuMg . Nach 24 h (Bild 12 d) hat sich das Eutektikum bereits vollständig aufgelöst und es existiert nur mehr die S-Phase (Al_2CuMg), deren Anteil jedoch mit zunehmender Zeit geringer wird. Die Auflösung des Eutektikums ergibt sich durch Diffusion der Legierungselemente in die Al-Matrix. Da die Diffusionsgeschwindigkeit von Kupfer im Vergleich zu Mg und Zn gering ist, resultiert die Triebkraft für die Transformation von $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ in Al_2CuMg aufgrund einer Übersättigung des Kupfer im Bereich der eutektischen Struktur. Für eine restlose Auflösung der S-Phase bedarf es einer höheren Glüh Temperatur. Des Weiteren entsteht durch die Homogenisierung aus einem Teil der eisenreichen Phasen die Verbindung Al_7Cu_2Fe , während die relativ unlösliche Phase Mg_2Si unverändert ausgeschieden bleibt. Al_3Zr , $MnAl_6$ und $Al_{12}Mg_2Cr$ scheiden sich als feine Partikel bevorzugt im Bereich der Primärdendriten aus und ihr Anteil nimmt mit zunehmender Homogenisierungszeit und Temperatur zu. Die Mikrostruktur nach der Homogenisierung besteht schlussendlich vor allem aus groben, plattenartigen Partikeln der M-Phase ($MgZn_2$), kantigen T-Phasen-Teilchen ($Al_2Mg_3Zn_3$), der S-Phase und aus Mg_2Si und Al_7Cu_2Fe . Generell muss darauf hingewiesen werden, dass die Mikrostruktur (vor und nach der Homogenisierung) je nach Legierungszusammensetzung unterschiedlich ausfallen kann, vor allem der Kupfer-Gehalt spielt dabei eine große Rolle. Auch der Einfluss der Homogenisierungsparameter (Zeit, Temperatur) und die durch den Guss eingestellte Zellgröße üben einen Einfluss darauf aus. Im Gegensatz zu den 7075-Legierungen weisen die 7050-Legierungen einen viel höheren Cu-Gehalt auf, wodurch der Anteil der S-Phase zunimmt und demzufolge längere Glühzeiten notwendig sind. Die Ausbildung der Al_2CuMg -Phase ist des Weiteren vom Zn:Mg-Verhältnis abhängig, denn ist dieses hoch, kann die Löslichkeit für Cu erhöht werden und die S-Phase geht dadurch bei den üblichen Homogenisierungstemperaturen und der anschließenden Lösungsglühung

vermehrt in Lösung. Für geringe S-Phasen-Anteile ist der Legierungsgehalt an Cu und Mg niedrig zu halten [25-35].

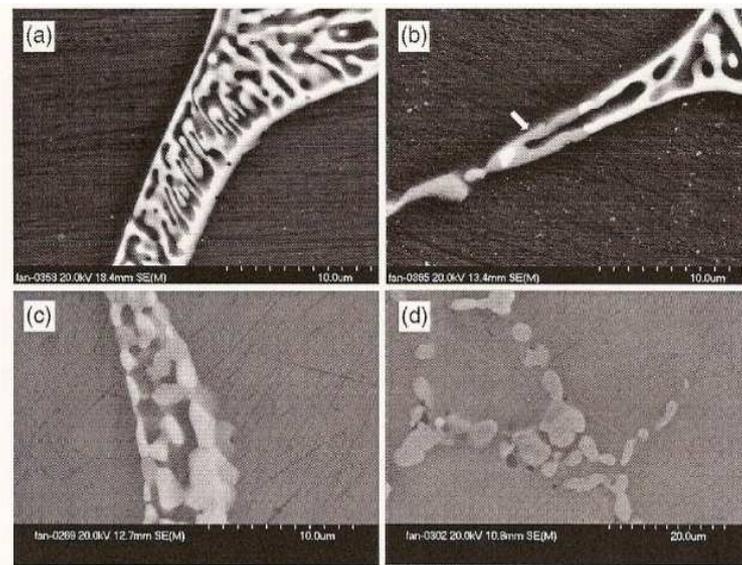


Abb. 12: Entwicklung der eutektischen Struktur während der Homogenisierung bei unterschiedlichen Haltezeiten, $T = 460 \text{ °C}$; a) 5 min, b) 30 min, c) 6 h, d) 24 h [28]

3.2 Ausscheidungshärtung

Ein entscheidender Vorteil von Halbzeugen aus aushärtbaren Legierungen liegt in der Erzielung hoher Festigkeitswerte bei gleichzeitig hohen Dehnungswerten, die eine gute Umformbarkeit bewirken. In Abb. 13 sind die Verläufe der mechanischen Kennwerte bei unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen am Beispiel von AlCuMg₂-Bleichen dargestellt. Im Unterschied zu den aushärtbaren Legierungen erreichen die nichtaushärtbaren zwar ähnliche Festigkeitswerte, jedoch die Dehnungswerte sind deutlich geringer. Aus Abb. 13 ist zu erkennen, dass durch Aushärtung auf maximale Festigkeitswerte die Dehnungswerte abnehmen. Der Grund dafür liegt in der Ausscheidung relativ grober Teilchen, die in der duktilen Al-Matrix kleine innere Kerbstellen bewirken und so ein Absinken der Dehnungswerte resultiert. Die Auswahl der Aushärtebehandlung hängt stark vom Anforderungsprofil einer Legierung ab, sind beispielsweise höchste Festigkeitswerte gefragt, muss oft eine Einbuße hinsichtlich der Korrosionsbeständigkeit in Kauf genommen werden (vor allem bei Cu-hältigen Legierungen).

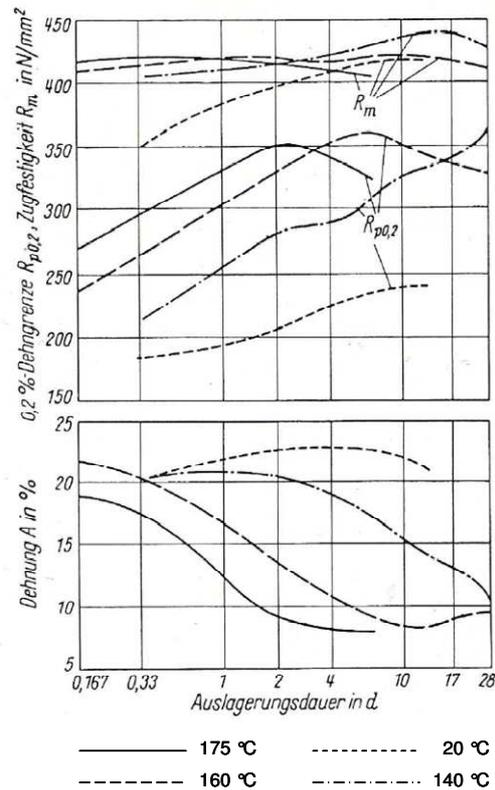


Abb. 13: Veränderung der Festigkeits- und Dehnungskennwerte von AlCuMg₂-Blechen im Verlauf der Aushärtung bei verschiedenen Auslagerungstemperaturen [1]

Voraussetzung für die Aushärtbarkeit von Legierungen ist in erster Linie das Vorhandensein einer mit der Temperatur abnehmenden Löslichkeit für Legierungselemente. Werden solche Legierungen nach einer Glühbehandlung im Gebiet des homogenen Mischkristalls rasch in das Zweiphasengebiet abgeschreckt, so resultiert durch Unterdrückung der Gleichgewichtsphasenausscheidung, ein an Legierungselementen übersättigter Mischkristall. Durch den vorherrschenden thermodynamisch instabilen Zustand, entstehen in Abhängigkeit von Zeit und Temperatur Entmischungsprodukte, die nicht nur die mechanischen Eigenschaften beeinflussen, sondern auch die Leitfähigkeit oder die Spannungsriss-Korrosionsbeständigkeit.

In den nachfolgenden Kapiteln erfolgt eine detaillierte Erläuterung des Aushärtemechanismus und der dabei entstehenden Mikrostruktur und Eigenschaften am Beispiel der Legierung 7075 im Zustand T7351.

3.2.1 Werkstoffzustände

Im Zuge der Ausscheidungshärtung lassen sich je nach Anforderungen an das Halbzeug, unterschiedliche Werkstoffzustände einstellen. Der Werkstoffzustand des in dieser Diplomarbeit untersuchten Materials hat die Bezeichnung T7351 (nach DIN EN 515). Dabei steht das T für wärmebehandelt (thermally treated). Die nachfolgende Ziffer 7 bezeichnet den Zustand lösungsgeglüht und warmausgehärtet über die maximale Festigkeit. T73 entspricht einer vollen Überhärtung (Überaltern), um optimales Verhalten gegenüber Spannungsrisskorrosion gewährleisten zu können. Durch das Überaltern erfolgt eine Reduktion der selektiven Korrosion an den Krongrenzen, wobei die Festigkeit und die Härte abnehmen, jedoch der Widerstand gegen Ermüdungsrisswachstum dagegen steigt (die Bruchzähigkeit erreicht damit höhere Werte). Der Abfall der Festigkeit aufgrund der Überalterung kann auf die Bildung stabiler inkohärenter Teilchen aus den zuvor entstandenen metastabilen teilkohärenten Ausscheidungen zurückgeführt werden. Somit sinkt die Festigkeit durch die kleiner werdende Kohärenzspannung und fällt im Zuge des Ausscheidungswachstums und der damit zusammenhängenden geringeren Behinderung der Versetzungen weiter ab. Die Zahl 51 steht für das Recken vor dem Auslagern zur Entspannung des Materials, wobei der Reckgrad für Platten zwischen 1,5 – 3 % liegt [1,3]. In Abb. 14 ist der Einfluss zunehmender Überalterung auf die Materialeigenschaften anschaulich dargestellt. Die Werkstoffzustände T79 bis T73 unterscheiden sich in der Intensität der Überalterung, T79 entspricht einer geringen Überhärtung bis hin zur Maximalen bei T73.

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

Abb. 14: Einfluss zunehmender Überhärtung auf die Eigenschaften aushärtbarer Al-Legierungen [1]

Im Vergleich zu T7 entspricht T6 dem lösungsgeglühten und auf maximale Härte warmausgelagerten Zustand, womit die höchsten Festigkeitswerte erzielt werden. Beim Zustand T64 findet keine vollständige Warmauslagerung statt und führt damit zu einer besseren Umformbarkeit. Durch das Warmauslagern erfolgt im Vergleich zum Kaltauslagern

(Zustand T4) ein rascher Anstieg der Härte bzw. Festigkeit auf den Maximalwert. In Abb. 15 ist dieser Unterschied schematisch dargestellt. Bei der Kaltauslagerung kommt es zur Bildung kohärenter Ausscheidungen. Im Zuge der Warmauslagerung (meist zweistufig zwischen 100 – 200 °C) ergibt sich durch die Bildung teilkohärenter Ausscheidungen, die in der Regel größer sind und ein höheres Ausscheidungsvolumen aufweisen, trotz der geringeren Kohärenzspannung schneller eine meist höhere Festigkeit. Während die Festigkeitswerte bei der Kaltauslagerung ein Plateau erreichen, nehmen sie bei der Warmauslagerung durch die Bildung inkohärenter Ausscheidungen wieder ab. Besonders bei den 7xxx-Legierungen kann es nach dem Kaltauslagern durch eine Erwärmung auf 120 – 180 °C zu einem Abfall der bereits eingestellten mechanischen Kennwerte auf die Höhe des frisch abgeschreckten Zustandes kommen. Dieser Mechanismus wird als Rückbildung bezeichnet, der sich mittels erneutem Kaltauslagern wieder umkehren lässt [1,3,11].

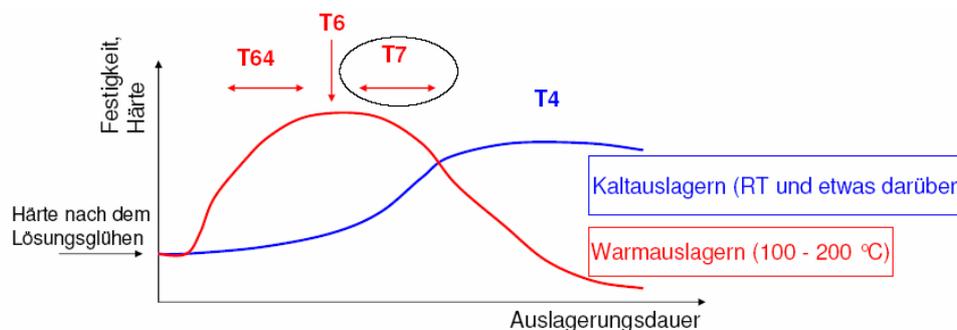


Abb. 15: Schematische Darstellung der Auswirkung unterschiedlicher Werkstoffzustände einer Al-Legierung auf die Härte und Festigkeit [5,11]

3.2.2 Lösungsglühung

Wie bereits erwähnt, erfolgt bei den AlZnMgCu-Legierungen die Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung. Die Aushärtung umfasst drei Schritte, die in Abb. 16 dargestellt sind:

1. Lösungsglühen
→ Ziel: Inlösungbringen der Legierungselemente (Punkt a in Abb. 16)
2. Abschrecken
→ Ziel: Einfrieren des bei der Lösungsglühung erzeugten Gefügezustandes (Punkt b)
3. Auslagern
→ Ziel: Bildung fein verteilter Zonen oder Ausscheidungen (Punkt c oder d)

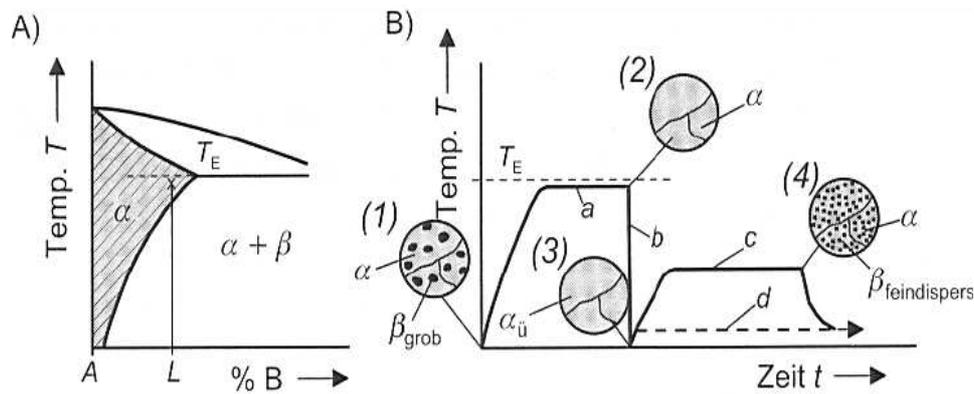


Abb. 16: Schematischer Ablauf einer Ausscheidungshärtung [36]

Ziel der Lösungsglühung ist es daher, einen homogenen Al-Mischkristall zu erhalten. Dabei erfolgt eine Glühung im Einphasengebiet (α -Mischkristall), um alle zur Aushärtung führenden Legierungszusätze (Mg, Zn, Cu) in Lösung zu bringen. Die Lösungsglühetemperatur der 7075-Legierungen liegt zwischen 460 und 500 °C. Um etwaige Anschmelzungen zu vermeiden, ist darauf zu achten, dass die Lösungsglühetemperatur die Solidustemperatur der Legierung nicht überschreitet. Zu beachten ist hierbei auch, dass die Lage der Solidustemperatur durch etwaige Seigerungen im Gegensatz zum Gleichgewichtsdigramm nach unten verschoben sein kann.

Die Dauer der Glühung hängt in erster Linie von der Legierung, vom Halbzeug (Dicke), vom Ausgangszustand und vom verwendeten Lösungsglühaggregat ab [1,3]. Generell reduziert sich jedoch die Glühdauer mit zunehmender Lösungsglühetemperatur.

3.2.3 Abschrecken

Das Abschrecken gewährleistet ein rasches Abkühlen von der Lösungsglühetemperatur auf Raumtemperatur, wodurch die Fremdatome übersättigt (im Ungleichgewicht) in Lösung bleiben. Dabei werden auch Leerstellen eingefroren und es entsteht ein an Leerstellen und Fremdatomen doppelt übersättigter Mischkristall. Aufgrund der raschen Abkühlung kann es im Material zu unerwünschten Eigenspannungen kommen, die zum Verziehen des Halbzeuges führen können. In diesem Zusammenhang spielen vor allem die Quencheinstellungen (Wassertemperatur, Wassermenge, Düsendurchmesser, Druck, etc.) eine wichtige Rolle, denn sind diese richtig gewählt, kann die Intensität des Verzugs positiv beeinflusst werden. Wichtig ist ebenfalls, dass das Abschrecken ohne jeglichen Zeitverzug erfolgt, denn jede Vorabkühlung kann (vor allem bei dünnwandigen Bauteilen) die Festigkeit und auch die Korrosionsbeständigkeit ungünstig beeinflussen [1-3].

3.2.4 Auslagern

Das Auslagern (Warm- oder Kaltauslagern) bewirkt ein Ausscheiden der Fremdatome aus dem Mischkristall unter Bildung von Teilchen und führt somit zu den gewünschten Festigkeitseigenschaften. Bei 7xxx-Legierungen erfolgt die Auslagerung in Hinblick auf eine bessere SpRK-Beständigkeit zweistufig:

1. Stufe: 105 – 135 °C für 12 – 24 h

2. Stufe: 160 – 190 °C für 4 – 6 h

Prinzipiell gilt auch bei der Auslagerung, dass sich durch eine höhere Temperatur, kürzere Auslagerungszeiten für die Einstellung derselben Eigenschaften ergeben – siehe Abb. 17.

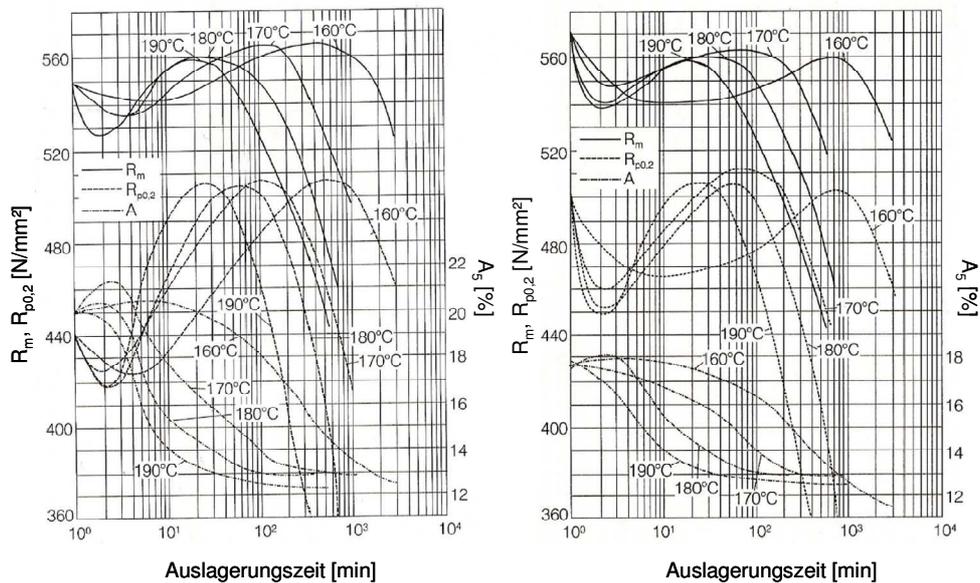


Abb. 17: Verlauf der Warmaushärtung durch Stufenauslagerung für die Legierung 7075 [3];
linkes Bild: 1. Stufe, rechtes Bild: 2. Stufe

Die Festigkeitssteigerung im Zuge der Aushärtungsbehandlung beruht auf dem Prinzip der Teilchenhärtung. Um dies zu erreichen, müssen Teilchen (sekundäre Ausscheidungen) in den Gleitweg der Versetzungen eingebaut werden. Der nach der Lösungsglühung resultierende übersättigte Mischkristall ist bestrebt, sich durch Ausscheidung der übersättigt gelösten Fremdatome wieder dem Gleichgewicht anzunähern. Dieser Vorgang passiert über Diffusion der Fremdatome, wobei der Mechanismus durch einen Überschuss an vorhandenen Leerstellen und mit Hilfe einer geeigneten Temperatur/Zeit-Wahl erleichtert wird. Die Bildung der Ausscheidungen kann entweder über Kalt- oder Warmauslagerung erfolgen.

Die Ausscheidungen stellen innerhalb und an den Grenzflächen des Al-Mischkristalls Hindernisse für die Versetzungsbewegung dar und beeinflussen daher die mechanischen Eigenschaften. Neben der Größe der Teilchen ist hierbei die Art der Phasengrenze zur Matrix von großer Bedeutung. Zu unterscheiden sind kohärente, teilkohärente und inkohärente Grenzflächen – siehe Abb. 18. Je nach Art kommt es zu einer unterschiedlich starken Verspannung des Gitters.

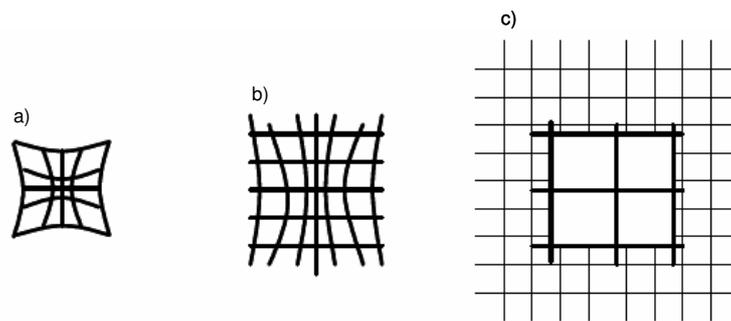


Abb. 18: Arten von Grenzflächen zwischen Teilchen und Matrix [3];
a) kohärent, b) teilkohärent, c) inkohärent

Die kohärenten Ausscheidungen, welche fein verteilt vorliegen, führen zur stärksten Verspannung des Gitters. Aufgrund des resultierenden Spannungsfeldes können die Versetzungen nicht mehr ungehindert gleiten und es kommt dadurch zu einem Aufstau dieser, wodurch ein starker Anstieg der Festigkeit zu erwarten ist. Infolge kohärenter bzw. inkohärenter Phasen sind diese Spannungsfelder weniger wirksam oder erst gar nicht vorhanden. Der Festigkeitszuwachs ist folglich geringer bzw. im Falle der inkohärenten Grenzfläche nicht gegeben. Die kohärenten Ausscheidungen können in Abhängigkeit von deren Größe von Versetzungen geschnitten (Schneidemechanismus) oder unter Hinterlassung eines Versetzungsringes umgangen werden (Orowan-Mechanismus) [3]. Generell erfolgt ein Schneiden bei Ausscheidungen < 2 nm im mittleren Radius, während größere im Bereich von 5 – 6 nm bereits umgangen werden [2]. Für beide Mechanismen ist eine zusätzliche Kraft notwendig, wodurch die Verfestigung resultiert. Es kommt jedoch stets der Mechanismus zur Anwendung, für den die kleinste zusätzliche Spannung aufzubringen ist. Durch entsprechende Anpassung der Auslagerungsparameter (Zeit und Temperatur), können die Größe und Verteilung der Ausscheidungen für die gewünschten Endeigenschaften eingestellt werden [3]. In Abb. 19 ist der Verlauf der Ausscheidungs-
härtung noch einmal zusammengefasst:

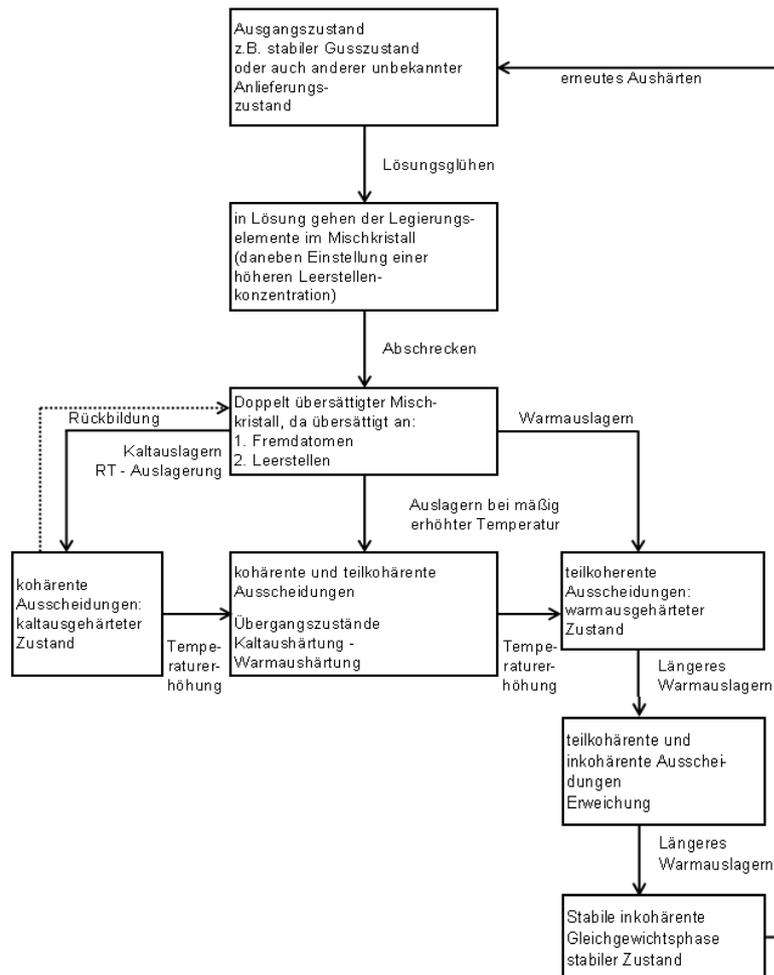


Abb. 19: Schematischer Ablauf des Aushärtungsvorganges [3]

3.2.5 Ausscheidungssequenzen

Wird der aushärtbare Werkstoff nach dem Abschrecken bei Temperaturen nahe der Raumtemperatur ausgelagert, bilden sich in einem ersten Schritt die so genannten Guinier-Preston-Zonen (GP-Zonen). Zu Beginn der Ausscheidungshärtung setzen sich diese GP-Zonen aus Zn-Clustern zusammen, in diese anschließend das Magnesium über vorhandene Leerstellen diffundieren kann [37]. Das Zn:Mg-Verhältnis der GP-Zonen beträgt schlussendlich 4:1 [38]. GP-Zonen stellen mit einem Durchmesser von 2 bis 4 nm und einer typischen Dichte von 10^{18} pro cm^3 die feinsten Ausscheidungen dar [7]. Sie sind vollkommen kohärent mit der umgebenden Matrix und vergrößern mit zunehmender Auslagerungszeit. Dies führt zu einem Anstieg der Festigkeit bzw. Härte sowie einer geringen Erhöhung der Leitfähigkeit [2]. In einem nächsten Schritt bildet sich bei längeren Haltezeiten auf Auslagerungstemperatur und einem niedrigen Mg:Zn-Verhältnis die hexagonale Zwischenphase η' . Diese Phase ist thermodynamisch stabiler als die GP-Zonen und besitzt

eine höhere Keimbildungsbarriere, wodurch sie erst bei höheren Temperaturen auftritt. Zwischenphasen sind in der Regel wesentlich größer als GP-Zonen, verfestigen die Legierungen jedoch oft stärker als die GP-Zonen. Des Weiteren sind sie teilkohärent und verfügen über eine definierte Zusammensetzung und Kristallstruktur, die nur leicht von der Gleichgewichtsphase abweicht. Bei weiterer Temperatursteigerung und/oder zunehmender Haltezeit entsteht schließlich durch Umwandlung der metastabilen η' -Phase, die stabile Gleichgewichtsphase η (MgZn_2 bzw. $\text{Mg}(\text{Zn,Cu,Al})_2$). Diese ist zum Matrixgitter inkohärent und trägt aufgrund ihrer Größe nur wenig zum Anstieg der Festigkeit bzw. Härte bei. Häufig ist ein mit ihr verbundener Härteabfall (Überalterung) verbunden. Die besten Aushärtungsergebnisse werden demnach mit kritischen Dispersionen von GP-Zonen oder Zwischenphasen erreicht, bzw. mit der Kombination von beiden. Die kritische Dispersion entspricht jener Größen- und Abstandsverteilung der Ausscheidungen, welche weder den Mechanismus des Schneidens, noch den des Umgehens der Ausscheidungen durch Versetzungen bevorzugt. Die Ausscheidungssequenz verläuft zusammengefasst folgendermaßen:

Übersättigter MK \rightarrow GP-Zonen (kohärent) \rightarrow η' (teilkohärent) \rightarrow η (inkohärent)

An dieser Stelle ist es wichtig zu erwähnen, dass die Ausscheidungsform sehr stark von den Abkühlbedingungen nach dem Lösungsglühen sowie von der Alterungszeit und -temperatur abhängig ist. Im Falle von kupferfreien 7xxx-Legierungen bzw. bei hohem Mg:Zn-Verhältnis kann sich auch die metastabile teilkohärente Phase T' ausbilden, die eine Vorstufe der inkohärenten Gleichgewichtsphase T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) darstellt [39,40]. Zusammengefasst erfolgt die Ausscheidungshärtung der Legierung 7075 durch MgZn_2 bzw. $\text{Mg}(\text{Zn,Cu,Al})_2$, im Speziellen jedoch über deren Vorstufe (η' -Phase), denn die η -Phase selbst ist inkohärent und relativ groß [2].

4. Experimentelle Untersuchungen

Um den Einfluss der Homogenisierung und der Lösungsglühung auf die Bruchzähigkeit der Legierung 7075 im Zustand T7351 zu untersuchen, wurden nachfolgend beschriebene experimentelle Tätigkeiten in Zusammenarbeit mit der AMAG rolling GmbH durchgeführt. Davor erfolgte eine Vorstudie der zu untersuchenden Legierung mit Hilfe einer Thermodynamik-Simulations-Software (Pandat). Ziel der thermodynamischen Berechnungen war es, Zusammenhänge zwischen einzelnen Legierungselementgehalten und deren Einfluss auf die Phasenausbildung während der Erstarrung in Abhängigkeit der Temperaturen zu ermitteln, um so auf mögliche Prozessparameter für die Wärmebehandlungen rückschließen zu können. Die experimentellen Untersuchungen sollen über das Materialverhalten in Abhängigkeit verschiedenster Glühparameter Aufschluss geben, um anschließend eine optimierte Variante festlegen zu können. Dabei soll der wirtschaftliche Gesichtspunkt der Zeit- und Kosteneinsparung natürlich nicht außer Acht gelassen werden.

4.1 Problemstellung/Lösungsansatz

Die AMAG rolling GmbH formulierte für die vorliegende Diplomarbeit folgende Problemstellungen:

- Teilweises Unterschreiten der internen Eingriffsgrenze der Bruchzähigkeitskennwerte bei Platten der Legierung 7075.4 im Zustand T7351
- Erweiterung des Prozessfensters zur Vermeidung eutektischer Anschmelzungen, verursacht durch zu hohe Lösungsglühtemperaturen beim Kunden

Um das Ausschussrisiko und den damit verbundenen Prüf- bzw. Dokumentationsaufwand bei der Herstellung von Halbzeugen der Legierung 7075.4 langfristig zu senken, soll im Rahmen dieser Arbeit durch Untersuchung neuer Wärmebehandlungsvarianten (Homogenisierung und Lösungsglühung) ein möglicher Lösungsweg zur Erreichung der geforderten Bruchzähigkeit aufgezeigt werden – siehe Abb. 20. Durch Definition einer neuen Homogenisierung, bei der eine bestmögliche Auflösung der niedrig schmelzenden Phasen auftritt, kann einerseits im Walzwerk eine Lösungsglühung bei höheren Temperaturen und gleichzeitig kürzeren Glühzeiten erfolgen. Andererseits wirkt sich die Auflösung der niedrig schmelzenden intermetallischen Phasen auch auf die Bruchzähigkeit aus, denn sie stellen im nicht aufgelösten Zustand grobe Ausscheidungen dar, die einen stark negativen Einfluss auf das Werkstoffverhalten ausüben. Des Weiteren ist darauf zu achten, dass aus wirtschaftlichen Gründen (Zeit- und Kostenersparnis), sowohl die Homogenisierungs-, als auch die Lösungsglühdauer auf das erforderliche Minimum beschränkt wird.

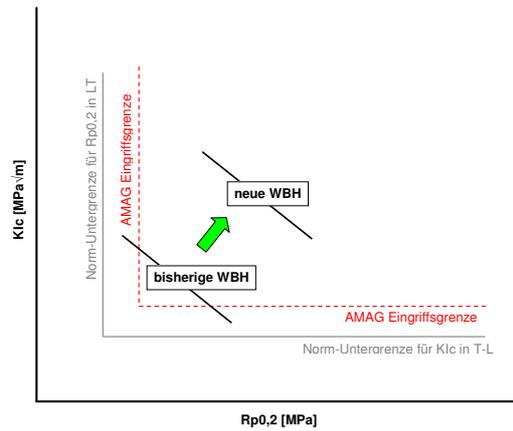


Abb. 20: Ziel der Diplomarbeit – Prozesssicheres Erreichen der Bruchzähigkeit (WBH...Wärmebehandlung)

4.2 Thermodynamische Berechnungen

Mit Hilfe der thermodynamischen Analyse kann eine Simulation der sich ausbildenden Phasen eines bestimmten Legierungssystems während und nach der Erstarrung in Abhängigkeit der Temperatur erfolgen. Für diese Arbeit soll in erster Linie die sich einstellende Solidustemperatur (im Ungleichgewicht und Gleichgewicht) ermittelt werden, um anschließend auf eine mögliche Temperaturobergrenze bei der Homogenisierung rückschließen zu können. Des Weiteren soll die Abhängigkeit der Hauptlegierungselemente auf die sich ausbildenden Phasen untersucht werden.

Nachfolgende Simulationsergebnisse, die mit Hilfe der Software „Pandat“ erstellt wurden, beruhen auf der in Tabelle 3 angeführten chemischen Zusammensetzung:

DIN EN 573.3	Zn [%]	Mg [%]	Cu [%]	Si [%]	Fe [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ti [%]
AW-7075	5,78	2,5	1,68	0,084	0,12	0,02	0,19	0,037

Tab. 3: Chemische Zusammensetzung der Versuchs-Charge

Es kann davon ausgegangen werden, dass die Erstarrung beim Strangguss aufgrund der raschen Abkühlung mit Wasser im Ungleichgewicht erfolgt. Das bedeutet, dass die Solidustemperatur abgesenkt wird und Phasen vorliegen, welche bei einer Erstarrung im Gleichgewicht nicht zu erwarten wären. In diesem Zusammenhang spielt die Homogenisierung eine bedeutende Rolle, denn durch die Glühung bei Temperaturen nahe der Solidustemperatur kann diffusionskontrolliert ein Konzentrationsausgleich und demnach eine Auflösung der Ungleichgewichtsphasen erfolgen. Infolgedessen ist es möglich, die unerwünschte Anreicherung der Restschmelze und damit die niedrige Solidustemperatur zu eliminieren. Die nachfolgenden beiden Bilder (siehe Abb. 21) illustrieren diesen Sachverhalt. Das linke Bild zeigt die Ungleichgewichtsberechnung nach Scheil, die

auf einer vollständigen Mischbarkeit in der Schmelze und einer nicht vorhandenen Diffusion in der Festphase beruht. Im Vergleich dazu ist im rechten Bild der Abb. 21 die gleichgewichtsnah Phasenausbildung während und nach der Erstarrung dargestellt. Diese zeigt eine Solidustemperatur von etwa 502 °C, während die Scheilberechnung eine Solidus von knapp unter 460 °C angibt. Demzufolge kann eine entsprechende Homogenisierung die Solidustemperatur um ca. 40 °C anheben (vom Ungleichgewicht zum gleichgewichtsnahen Zustand). Nachdem dieser Prozess diffusionskontrolliert ist, steigt die Solidustemperatur in Abhängigkeit von der Zeit.

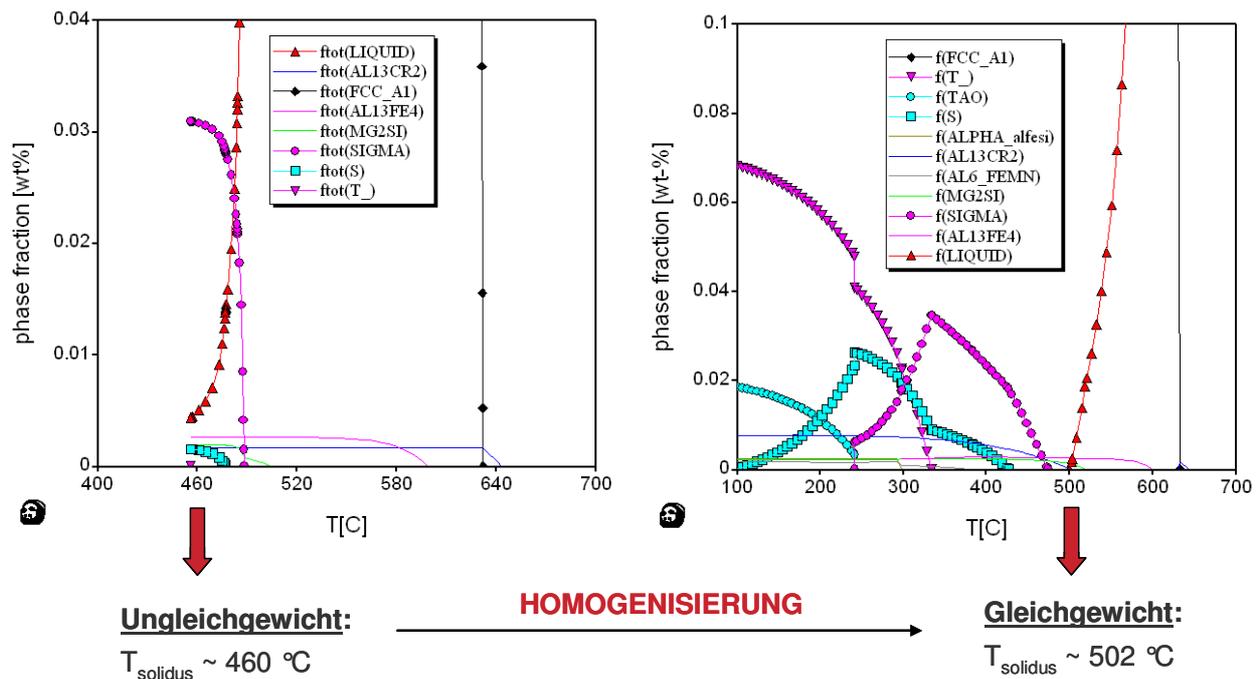


Abb. 21: linkes Bild: Erstarrungssimulation nach Scheil, rechtes Bild: Erstarrung im Gleichgewicht; (Legierung: siehe Tabelle 3)

Die sich ausbildenden Phasen der thermodynamischen Berechnung stimmen mit den Angaben in der Literatur sehr gut überein (siehe Kapitel 3.2.5). Die Erstarrungssimulation im Ungleichgewicht (linkes Bild der Abb. 21) zeigt, dass durch eine unzureichende Beweglichkeit der Atome und der zur Verfügung stehenden kurzen Zeit eine Übersättigung an Legierungselementen im Gussgefüge resultiert. Demzufolge werden viel mehr Legierungselemente im Aluminium gelöst, als es nach dem Zustandsdiagramm überhaupt möglich ist. Dies zeigt sich in der Existenz der S- und T-Phase (Al_2CuMg und $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) bereits während des Erstarrungsintervalls, wohingegen die beiden Phasen im Gleichgewicht (rechtes Bild) erst viel später ausgebildet werden. Die Sigma-Phase in Abb. 21 ist ähnlich der T-Phase, jedoch sind in ihr etwa 13 – 25 % Cu enthalten. Die τ -Phase ist vergleichbar mit der S-Phase, hat allerdings 14 – 38 % Zn gelöst.

Die nachfolgenden Abb. 22 bis 25 illustrieren die Phasenausbildung der AW-7075 (siehe Tabelle 3) in Abhängigkeit der Hauptlegierungselemente Mg und Cu bei verschiedenen Temperaturen. Die dargestellten Legierungsgehalte (Mg und Cu) entsprechen jeweils der Unter- bzw. Obergrenze nach DIN EN 573.3. Die Simulationsergebnisse beruhen auf gleichgewichtsnahen Berechnungen. Abbildung 22 zeigt, dass bei einer Temperatur von 480 °C, unabhängig von den Mg- und Cu-Gehalten, keine flüssige Phase zu erwarten ist. Im Vergleich dazu kommt es bei $T = 485$ °C (siehe Abb. 23) und hohen Legierungselementgehalten bereits zur Ausbildung einer flüssigen Phase.

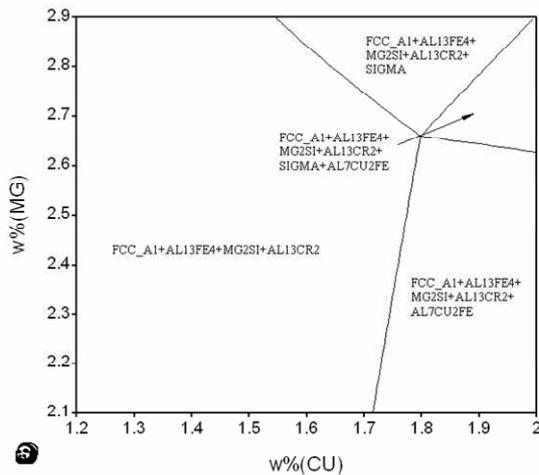


Abb. 22: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Cu-Gehaltes bei $T = 480$ °C (Legierung: siehe Tab. 3)

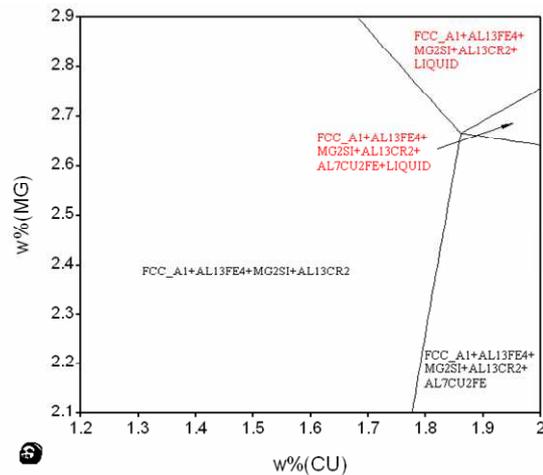


Abb. 23: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Cu-Gehaltes bei $T = 485$ °C (Legierung: siehe Tab. 3)

Den Abb. 24 und 25 ist zu entnehmen, dass mit zunehmender Temperatur der Anteil an flüssiger Phase steigt, jedoch bei geringen Cu- und Mg-Zusätzen selbst bei einer Temperatur von 500 °C noch keine flüssige Phase zu erwarten ist. Zusammengefasst bedeutet dies, dass durch eine Reduzierung der Legierungselemente viel höhere Glühtemperaturen möglich wären. Dies stimmt auch mit der Literatur überein, denn wie bereits in Kapitel 3.2.5 erwähnt, soll durch geringere Cu- und Mg-Gehalte eine Reduzierung der S-Phase (Al_2CuMg) erfolgen. Grund ist jener, dass durch die Reduzierung von Mg und Cu das Angebot an Legierungselementen für die Ausbildung der S-Phase abnimmt und die Löslichkeitstemperatur der S-Phase sinkt. Das heißt, verringert sich der Anteil an übersättigt gelösten Legierungselementen (die S-Phase wird dadurch gebildet), so kann der gleichgewichtsnahen Zustand durch Auflösung der niedrig schmelzenden Phase (resultierend aus der Ungleichgewichtserstarrung) bereits während des Aufheizens zur Homogenisierungstemperatur erzielt werden. Damit ist eine Erhöhung der Glüh Temperatur und demzufolge eine Reduzierung der Glühdauer ohne Gefahr von Anschmelzungen möglich. Die Glühparameter sind infolgedessen vor allem von der Löslichkeitsgrenze der S-Phase abhängig.

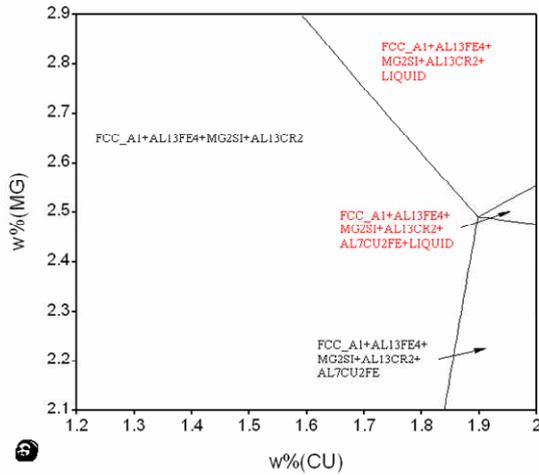


Abb. 24: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Cu-Gehaltes bei T = 490 °C (Legierung: siehe Tab. 3)

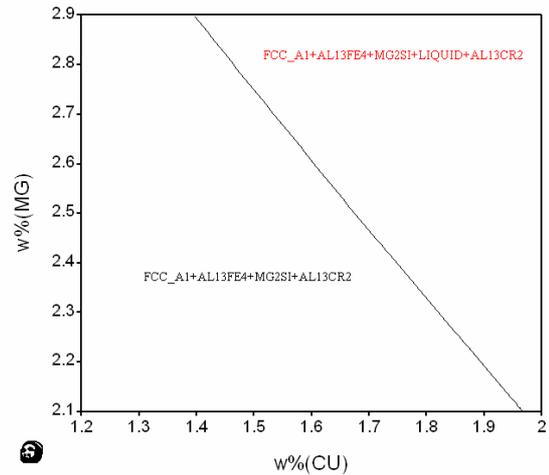


Abb. 25: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Cu-Gehaltes bei T = 500 °C (Legierung: siehe Tab. 3)

Nachfolgende Abb. 26 bis 29 zeigen die Phasenausbildung der Legierung AW-7075 in Abhängigkeit der Legierungselemente Mg und Zn bei verschiedenen Temperaturen. Der Cu-Gehalt wurde bei den Berechnungen mit 1,68 % konstant gehalten und die angeführten Mg- und Zn-Gehalte entsprechen auch hier den Ober- bzw. Untergrenzen der DIN EN 573.3. Im Vergleich zu den Abb. 22 bis 25 treten nun trotz des gleichen Temperaturfensters die Phasen σ und $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ nicht auf. Ein möglicher Grund dafür ist, dass durch ein zunehmendes Zn:Mg-Verhältnis die Löslichkeit von Cu im Al-Mischkristall steigt [25-35]. Anlog zu den zuvor beschriebenen Simulationsergebnissen, tritt auch hierbei die flüssige Phase erst bei einer Temperatur von 485 °C auf.

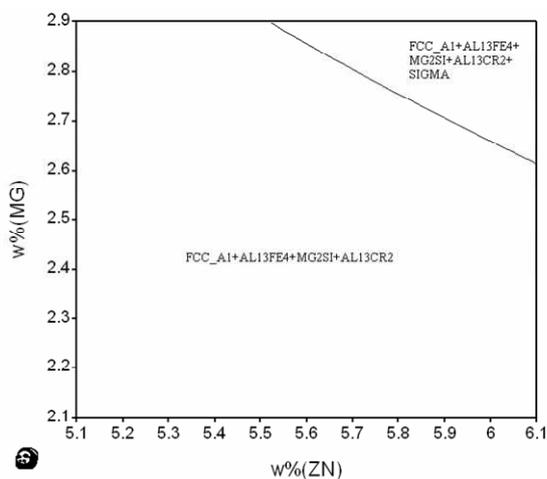


Abb. 26: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes bei T = 480 °C (Legierung: siehe Tab. 3)

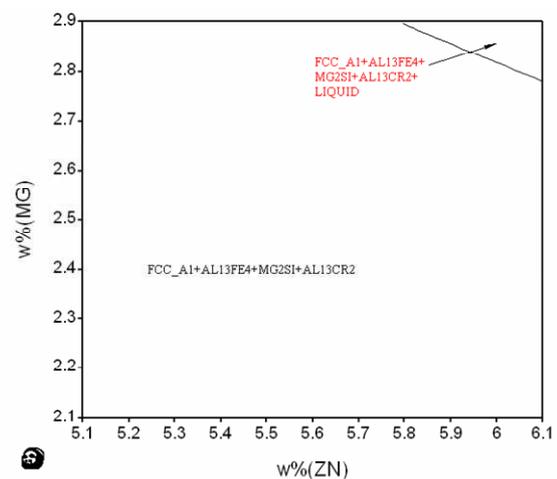


Abb. 27: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes bei T = 485 °C (Legierung: siehe Tab. 3)

Aus den Abb. 28 und 29 geht hervor, dass mit zunehmender Temperatur hier ebenfalls der Flüssigphasenanteil zunimmt. Des Weiteren ist zu erkennen, dass mit einem großen Zn:Mg-Verhältnis (hohe Zn- und niedrige Mg-Gehalte) auch bei hohen Temperaturen noch keine flüssige Phase vorliegt. Diese Erkenntnis stimmt ebenso mit der Literatur überein. Ein möglicher Grund für die verbesserten Glühbedingungen bei hohem Zn:Mg-Verhältnis ist auch hier, dass durch die damit vorliegende Legierungselementkonstellation eine viel höhere Cu-Löslichkeit resultiert (mehr Cu im Mischkristall löslich). Demnach steht viel weniger Cu zur Ausbildung der niedrig schmelzenden S-Phase zur Verfügung und die Auflösung dieser kann viel schneller erfolgen.

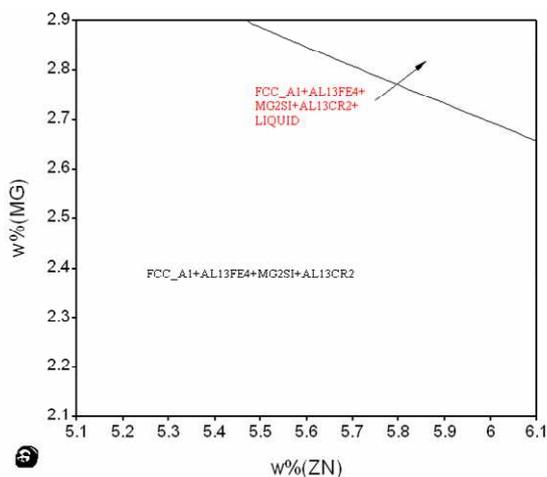


Abb. 28: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes bei $T = 490 \text{ °C}$ (Legierung: siehe Tab. 3)

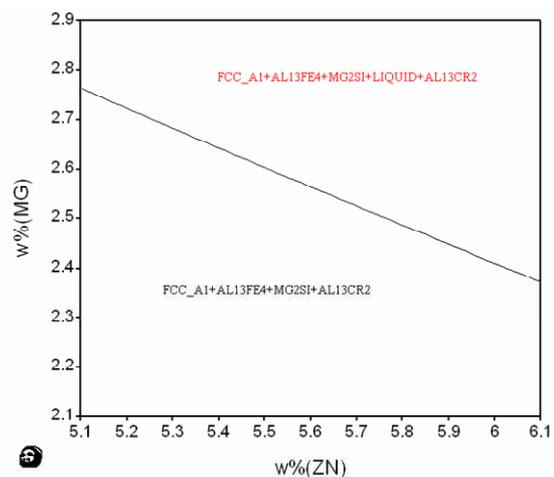


Abb. 29: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes bei $T = 500 \text{ °C}$ (Legierung: siehe Tab. 3)

Zusammengefasst geht aus den thermodynamischen Untersuchungen hervor, dass durch eine Cu- bzw. Mg-Reduktion weitaus höhere Homogenisierungstemperaturen realisierbar wären. Vor allem das Kupfer spielt dabei eine wichtige Rolle, denn die Diffusionsgeschwindigkeit von Cu ist viel geringer als jene von Mg und Zn und dies führt unweigerlich zu unerwünschten Kornseigerungen bzw. zur Übersättigung im Zuge der Erstarrung. Nachdem im Rahmen der Diplomarbeit vorerst die bestehende Legierungszusammensetzung nicht verändert werden soll, wird zur erforderlichen Anhebung der Solidustemperatur eine zweistufige Homogenisierung entwickelt. In der ersten Stufe soll eine bestmögliche Auflösung der niedrig schmelzenden Phasen erfolgen, um bei der darauf folgenden zweiten Stufe, höhere Temperaturen zu ermöglichen.

Nachfolgend sind die wichtigsten Methodiken zur Auswertung der im Anschluss beschriebenen Versuchsreihen angeführt und kurz erklärt. Im Rahmen der Versuchsbeschreibung erfolgt dann nur mehr eine Interpretation der dadurch resultierenden Ergebnisse.

4.3 Bestimmung der Bruchzähigkeit K_{IC}

Die Bestimmung der Bruchzähigkeit K_{IC} metallischer Werkstoffe erfolgt nach dem Standard der Norm ASTM E 399. Da die Zähigkeitswerte keine reinen Werkstoffkennwerte darstellen, müssen zur Bestimmung der Bruchzähigkeit die Probengeometrie, die Probenorientierung (zur Walzrichtung) und die Belastungsbedingungen mit berücksichtigt werden [41]. Die Probengeometrie ist deshalb von hoher Relevanz, da diese den Spannungszustand beeinflusst und dieser wiederum für die auftretenden Bruchmechanismen verantwortlich ist. Im Zuge der Bruchzähigkeitsprüfung nach ASTM E 399 erfolgt die Bestimmung der minimalsten Zähigkeit des Materials, denn der Werkstoff wird hierbei mit extremen Bedingungen (scharfer Rissspitz, ebener Dehnungszustand) beaufschlagt, während die Belastungsgeschwindigkeit relativ gering ist. Nachfolgend sind die Voraussetzungen für die Prüfung der Bruchzähigkeit zusammengefasst [42]:

- Überwiegend elastische Probenverformung, d.h. kleine plastische Zone an der Rissspitze und ein überwiegend ebener Dehnungszustand an der Rissfront
- Scharfer Anriss durch Einbringen einer winkelförmigen Kerbe und anschließender Schwingbeanspruchung
- Mode I (Riss weitet sich durch eine Zugbeanspruchung aus)

In Abbildung 30 ist die Probenform (CT-Probe) mit den dazugehörigen Abmessungen dargestellt. Laut Norm sind alle Größen über die Breite W festgelegt.

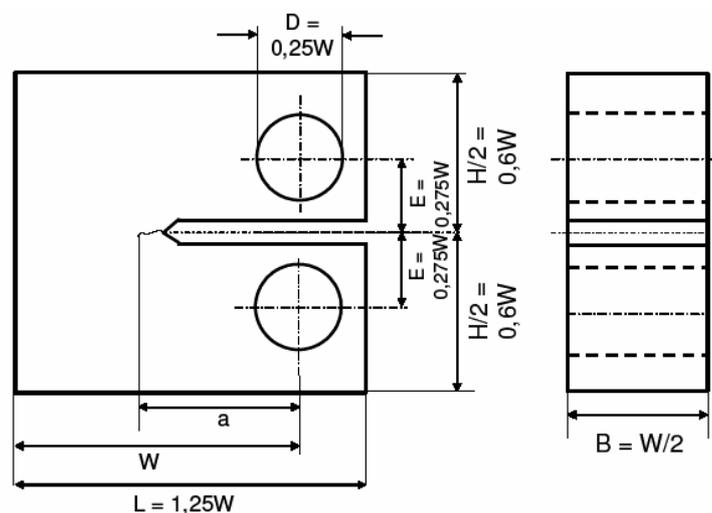


Abb. 30: Standard CT-Probe nach ASTM E399

Um ungültige Versuche zu vermeiden, ist die richtige Wahl der Probengröße eine Grundvoraussetzung, welche mit Hilfe der nachfolgenden Gleichung 3 abgeschätzt werden kann:

$$B \geq 2,5 \cdot \left(\frac{K_{IC}}{R_{p0,2}} \right)^2$$

Gleichung 3

In Gleichung 3 bezeichnet B die Probendicke (siehe Abb. 30). Für die Berechnung der Dicke ist vorab ein Bruchzähigkeitskennwert abzuschätzen. Als Kerbe für den Rissstart kommt vorwiegend die Chevron-Kerbe zur Anwendung (siehe Abb. 31).

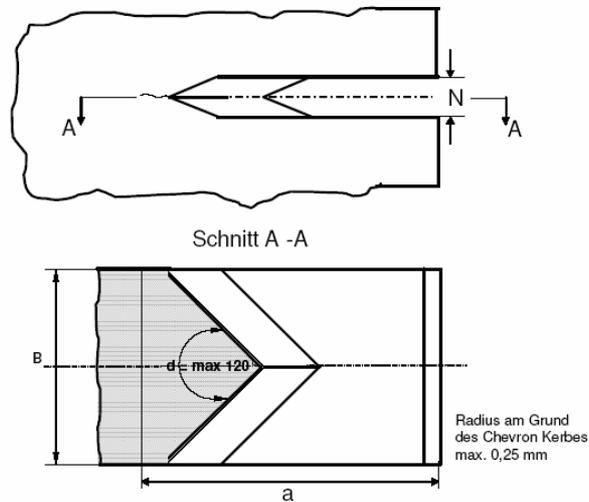


Abb. 31: Darstellung der Chevron-Kerbe [11]

Des Weiteren muss vor Versuchsstart die Probenlage (siehe Abb. 5 in Kapitel 2.4) festgelegt werden, denn das Werkstoffverhalten ist herstellungsbedingt anisotrop.

Die für die vorliegende Arbeit ausgewerteten Bruchzähigkeitskennwerte (durchgeführt bei der AMAG rolling GmbH) beruhen auf dem nachfolgend schematisch beschriebenen Messprinzip. In Abbildung 32 sind die verwendeten Proben dargestellt, es handelt sich dabei um eine L-T-(1,0 CT), T-L-(1,0 CT) und eine S-L-(0,5 CT) Probe. Die Probenauswahl erfolgte in Anlehnung an eine Luftfahrtnorm, welche bestimmte Mindestgrenzwerte für die drei Probenorientierungen in Abhängigkeit der Dicke festlegt. Die Höhe der S-T-Probe entspricht der Plattendicke des Versuchsmaterials und beträgt 30 mm.

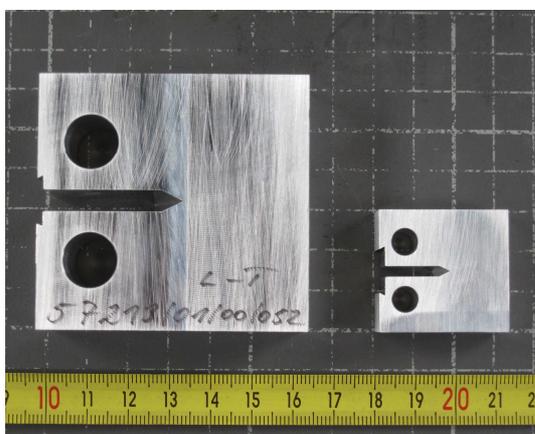


Abb. 32: K_{IC} -Proben – links: 1,0 CT (L-T), rechts: 0,5 CT (S-L)

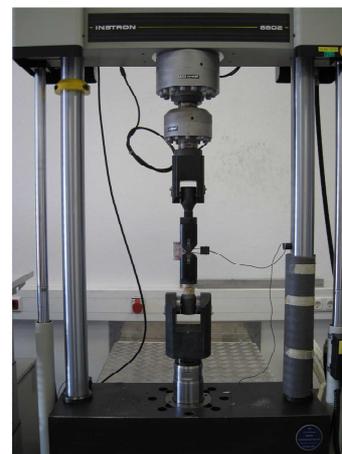


Abb. 33: Prüfvorrichtung für die K_{IC} -Prüfung (servohydraulische Prüfmaschine Fa. Instron)

Nach dem Einspannen der Probe in die Prüfvorrichtung (servohydraulische Prüfmaschine der Fa. Instron siehe Abb. 33), erfolgt in einem ersten Schritt die Risseinbringung durch zyklische Belastung innerhalb von 10^4 bis 10^6 Lastwechsel. Die Last ist dabei so zu wählen, dass die maximale Spannungsintensität an der Rissspitze $< 60\%$ des vorläufigen K_{IC} -Schätzwertes bleibt. Während der Schwingbelastung muss sichergestellt werden, dass keine Verfestigung im Rissspitzenbereich auftritt, die Rissfront möglichst gerade verläuft und der Riss scharf ausgebildet ist. Die angerissene Probe wird dann im Anschluss durch Zugversuch unter Aufnahme eines Last-Aufweitungsdiagramms zerrissen. Bei der Auswertung wird die Anrisslänge auf der Bruchfläche bestimmt, sowie die Kraft F_Q (aus Last-Aufweitungskurve) zur Berechnung der anfänglich abgeschätzten Bruchzähigkeit festgelegt. Damit der dabei ermittelte Kennwert auch als Bruchzähigkeit K_{IC} gilt, müssen alle in der Norm festgelegten Gültigkeitskriterien (z.B. Probenabmessung, Ausbildung der Rissfront, etc.) erfüllt sein.

4.4 Zugprüfung

Zur Ermittlung der Festigkeits- und Bruchdehnungswerte sind im Rahmen der Diplomarbeit die Zugprüfungen nach der Prüfnorm EN 10002 durchgeführt worden. Dabei kam eine Prüfmaschine der Fa. Zwick zum Einsatz – siehe Einspannvorrichtung in Abb. 34 oben. Bei den verwendeten Zugproben handelte es sich um Rundproben (siehe Abb. 34 unten) aus den Probenlagen L (in Walzrichtung), LT (in Querrichtung) und ST (in Normalrichtung). Die Durchführung der Zugprüfung erfolgte ebenfalls am Standort der AMAG rolling GmbH.

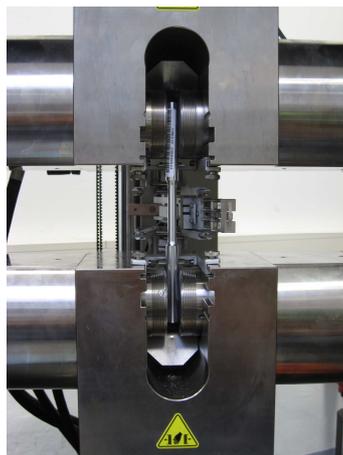


Abb. 34: Oben: Zugprüfvorrichtung Fa. Zwick; unten: Rundzugprobe

4.5 DSC-Analyse

Das Differential-Scanning-Calorimeter (DSC) ist eine computergestützte Analyseeinheit für die Ermittlung von Phasenumwandlungen und/oder Reaktionen in Abhängigkeit von der Temperatur. Mittels der Kalorimetrie erfolgt die Bestimmung der Wärmemenge, die bei einer physikalischen oder chemischen Umwandlung eines Stoffes aufgebracht, oder abgegeben wird. Dementsprechend ändert sich die innere Energie (Enthalpie) eines Stoffes. Endotherme Vorgänge (z.B. Schmelzen, Auflösungsreaktionen) führen zu einer Erhöhung der Enthalpie, während exotherme Vorgänge (z.B. Bildung von Ausscheidungen, Phasenumwandlungen) die innere Energie des Stoffes reduzieren. DSC-Analysen lassen somit eine Beurteilung der in einem Legierungssystem in Abhängigkeit der Temperatur auftretenden Auflösungs- und Umwandlungsprozesse thermodynamischer Phasen zu. Im Rahmen dieser Arbeit erfolgt mit Hilfe der DSC-Analyse eine Charakterisierung von Phasenreaktionen der Legierung 7075 in Abhängigkeit verschiedener Homogenisierungsvarianten. Die dafür notwendigen Messungen wurden am ARC Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen (LKR) durchgeführt und unterliegen folgenden Versuchsparametern:

- Gerät: Netzsch – DSC 204 F1
- Probeniegel: Al₂O₃ mit gelochtem Deckel
- Schutz- und Kühlgas: gasförmiger und flüssiger Stickstoff
- Probengeometrie: Durchmesser = 4,5 mm, Höhe = 2 mm
- Probenentnahme: Beizscheibe – aus T/4 und W/3 – siehe Abb. 36
- Temperaturprogramm: siehe Abb. 35

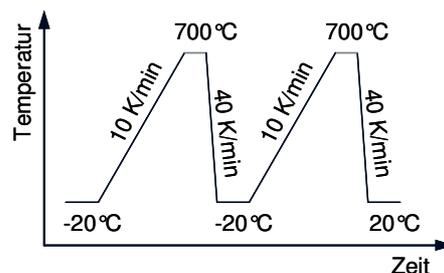


Abb. 35: Temperaturprogramm zur Erstellung der DSC-Analysen

4.6 Metallographie

Die metallographischen Untersuchungen sowie die zuvor notwendige Probenpräparation, erfolgten am Standort der AMAG rolling GmbH. Dabei kam ein Lichtmikroskop der Fa. Olympus BX61 mit der zugehörigen Kamera a41 DIG 3300 zur Anwendung. Zur Verarbeitung der Bilder wurde eine Software der Fa. Aquinto AG herangezogen.

Im Rahmen der Arbeit sind durchwegs Längsschliffe (Querschnitt der Platten ist parallel zur Walzrichtung) angefertigt und untersucht worden. Dafür erfolgte das Schleifen der Proben mit Hilfe eines halbautomatischen Präparationssystems (Abramin, Stures), dessen Scheibendurchmesser 300 mm betrug. Die eingespannten Proben (meist 4 – 6 Stück) wurden mit einer Anpresskraft von 150 N bewegt. Die dabei verwendeten Schleifkörnungen waren 320, 800 und 1200, die benutzten Polierstufen 6 μm , 3 μm und OP-S-Suspension.

Um die mikrostrukturelle Oberfläche unter dem Mikroskop sichtbar zu machen, kam eine chemische Dix-Keller-Ätzung jeweils auf einer Hälfte des Schliffs zur Anwendung. Die verwendeten Ätzparameter sind nachfolgend zusammengefasst:

- 12,6 ml HF (38 %ig)
- 15 ml HCl (37 %ig)
- 26,1 ml HNO (65 %ig)
- 947 ml H₂O (dest.)
- Ätzdauer 6 s
- Lösung 1:1 verdünnt

4.7 Homogenisierungsversuche im Labor

Da sich das resultierende Gefüge der Homogenisierung auf die anschließende Lösungsglühung (Zeit/Temperatur) auswirkt, erfolgen in einem ersten Schritt verschiedenste Versuchsreihen zur Charakterisierung des Materialverhaltens im Zuge der Homogenisierung. Mit den daraus gewonnen Erkenntnissen soll schlussendlich eine neue zweistufige Homogenisierungsvariante festgelegt werden, die dann als Basis für die anschließenden Lösungsglühversuche zur Anwendung kommt.

4.7.1 Probenmaterial

Für die nachfolgenden Versuchsreihen im Labor kommt durchwegs das selbe Probenmaterial zum Einsatz. Dieses stammt aus einer entspannten Beizscheibe mit der in Tab. 4 angeführten Chargenzusammensetzung:

DIN EN 573.3	Zn [%]	Mg [%]	Cu [%]	Si [%]	Fe [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ti [%]
AW-7075	5,74	2,48	1,68	0,081	0,13	0,02	0,19	0,035

Tab. 4: Chemische Zusammensetzung der Versuchs-Charge

4.7.1.1 Probennahme

Die Probennahme an Beizscheiben erfolgt bei der AMAG rolling GmbH erfahrungsgemäß stets aus der Position $W/3$ (W = Breite des Gussbarrens) und $T/4$ (T = Dicke des Gussbarrens), welche in Abb. 36 schematisch markiert ist. Diese Position stellt hinsichtlich der Seigerungsverläufe eine repräsentative Probe dar.

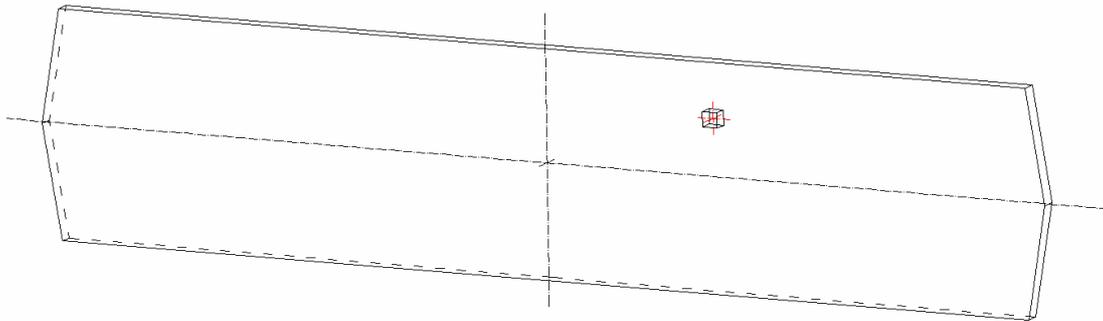


Abb. 36: Beizscheibe mit markierter Position der Probennahme ($W/3$ und $T/4$)

Aus der Position $W/3$ und $T/4$ sind Proben mit den in den Abb. 37 und 38 ersichtlichen Abmessungen gefertigt worden.

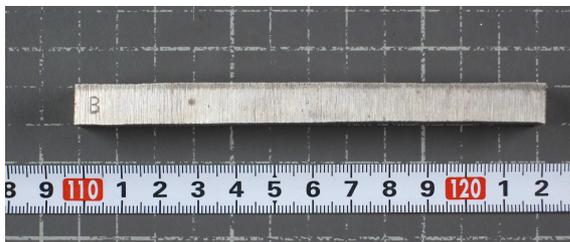


Abb. 37: Probengeometrie - Seitenansicht

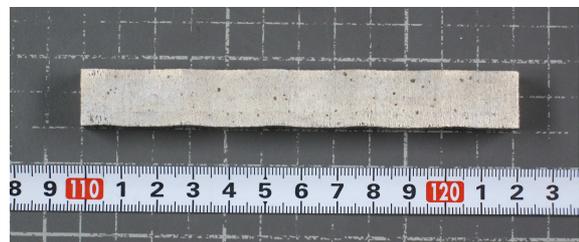
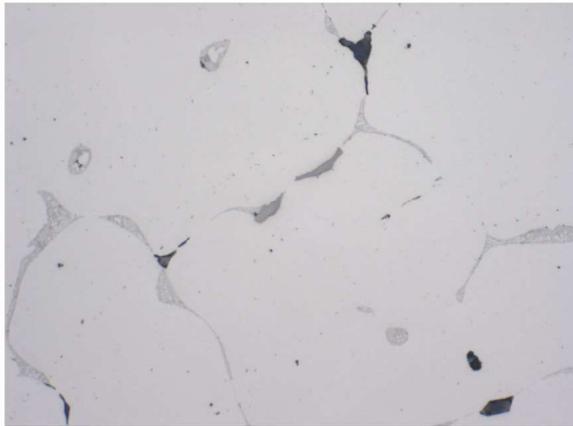


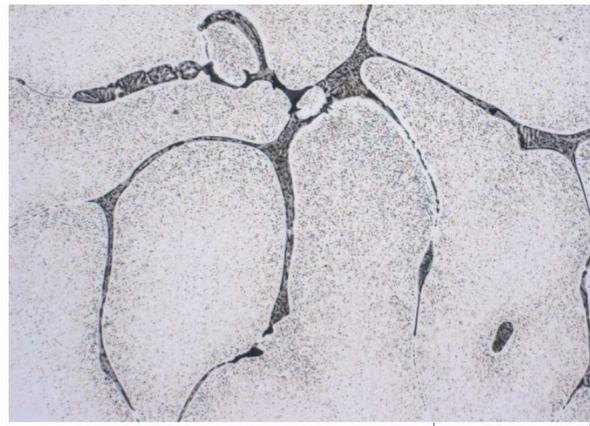
Abb. 38: Probengeometrie - Draufsicht

4.7.1.2 Charakterisierung des Probenmaterials

Das Gefüge der entspannten Proben (siehe Abb. 39 und 40) zeigt ein zusammenhängendes, grobes Ausscheidungsnetzwerk mit eutektischen, kantigen Anordnungen an den Korngrenzen und interdendritischen Räumen. Die sehr häufig auftretenden, primären Mg_2Si -Ausscheidungen sind durch ihre blau-schwarze Färbung deutlich zu erkennen. Abbildung 40 zeigt einen geätzten Schliff, indem die Segregationen an den sekundären Ausscheidungen und die ausscheidungs-freien Säume an den Korngrenzen deutlich zu erkennen sind.



LIM / HF / Mikroschliff; ungeätzt; A
7075.4; entspannungsgeglüht; #-34034 1A; Beizscheibe T/4-W/3



LIM / HF / Mikroschliff; 5s DK 1:1; A
7075.4; entspannungsgeglüht; #-34034 1A; Beizscheibe T/4-W/3; A

Abb. 39: Schliff der entspannten Probe – ungeätzt

Abb. 40: Schliff der entspannten Probe - geätzt

Zur Feststellung der Solidustemperatur im Ungleichgewichtszustand erfolgte eine Untersuchung des Probenmaterials mittels DSC-Analyse. In folgender Abb. 41 ist die DSC-Kurve beim ersten Aufheizen zu erkennen. Es sind ausschließlich endotherme Peaks, die auf eine Auflösungsreaktion oder ein Schmelzen rückschließen lassen, zu erkennen. Die beiden Peaks A und B, deren Onset-Temperatur zwischen 470 und 480 °C liegt, repräsentieren die eutektisch gebildeten Phasen im Ungleichgewicht [28-30,38]. Der Peak C ist für die Homogenisierung nicht relevant, da die Homogenisierungstemperatur deutlich darunter liegen wird. Anschmelzungen treten demnach im nicht homogenisierten Zustand höchstwahrscheinlich zwischen 470 und 485 °C auf. Im Vergleich zur Erstarrungssimulation nach Scheil, die eine Solidustemperatur von 460 °C ergab (siehe Abb. 21), resultiert somit ein ΔT von ca. 20 °C zwischen DSC-Analyse und thermodynamischer Berechnung. Der Grund dafür liegt vermutlich im sehr „pessimistischen“ Scheil-Ansatz.

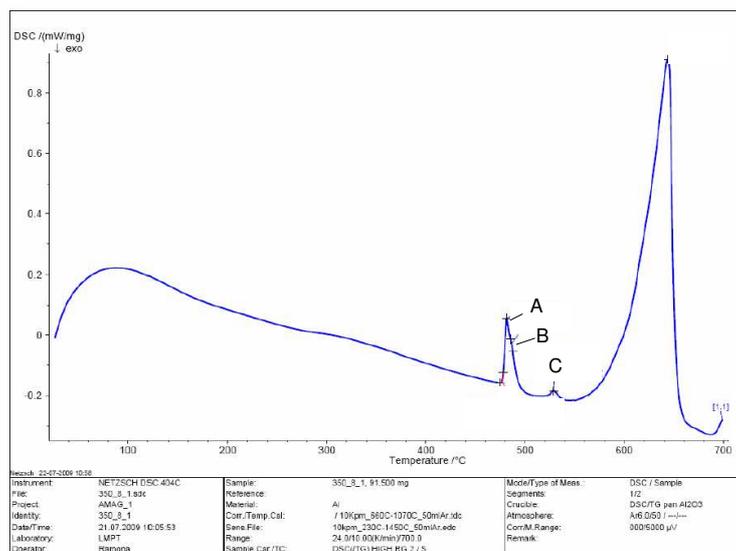


Abb. 41: DSC-Kurve einer entspannten Probe

4.7.2 Versuchsdurchführung – Anschmelzreihe

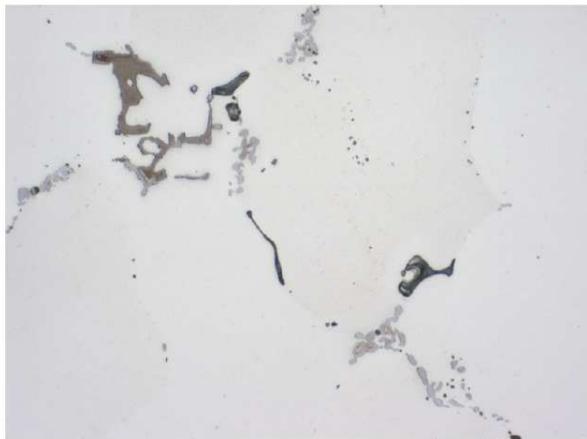
Zur Überprüfung der DSC-Analyse bzw. der Erstarrungssimulation soll mit Hilfe dieser Versuchsreihe experimentell die Bestimmung der Solidustemperatur (= kritische Temperatur) erfolgen. Im Rahmen des Experiments gelangen 7 Proben (1-A bis 7-A) zum Aufheizen auf jeweils unterschiedliche Temperaturen in einen Labor-Luftumwälzofen der Fa. Nabertherm (siehe Versuchsmatrix in Tab. 5). Die Haltezeit beträgt bei allen Proben 1 h. Die Proben wurden nach der Glühung in Wasser abgeschreckt. Für die Temperaturaufzeichnungen kommen Thermoelemente vom Typ-K zur Anwendung.

Var.	Homogenisierung		Metallographie	
	Aufheizen	Halten		
		°C		h
1-A	siehe Abb. 47	480	1	x
2-A		485	1	x
3-A		490	1	x
4-A		495	1	x
5-A		500	1	x
6-A		510	1	x
7-A		520	1	x

Tab. 5: Versuchsmatrix der Anschmelzreihe

4.7.3 Versuchsergebnisse – Anschmelzreihe

Die Proben der zuvor beschriebenen Versuchsreihe wurden nach dem Glühen metallographisch aufbereitet und hinsichtlich auftretender Anschmelzungen untersucht. Laut der im Vorfeld durchgeführten DSC-Analyse sollten erste Anschmelzungen bei ca. 480 °C auftreten. Die Gefügeuntersuchung hat ergeben, dass bis zu einer Temperatur von 490 °C keine Anzeichen auf Anschmelzungen im Gefüge zu beobachten sind (siehe Abb. 42). Erste vereinzelte aber eindeutige Anschmelzungen in Form von auftretenden Eutektika an den Korngrenzen und Korntipelpunkten sind ab einer Temperatur von 490 °C nachweisbar (siehe Abb. 43).



LIM / HF / Querschliff; 4s DK1:1
7075.4; #-34064/1; Matrix 4; HO
1A = 480 °C/1h + Wasser

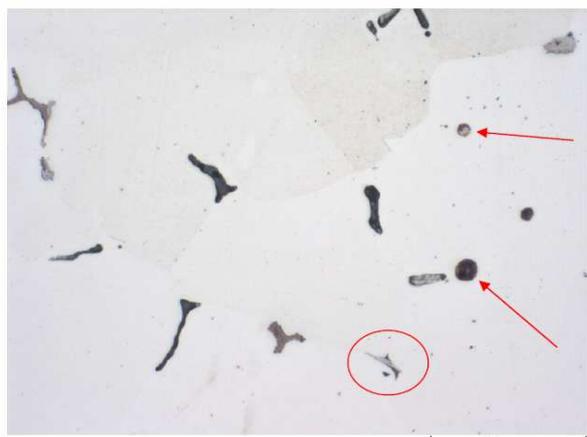
Abb. 42: Gefüge nach Glühung bei 480 °C/1 h



LIM / HF / Querschliff; 4s DK 1:1
7075.4; #-34064/1; Matrix 4; HO
3A = 490 °C/1h + Wasser

Abb. 43: Gefüge nach Glühung bei 490 °C/1 h

Ab 495 °C nimmt der Anteil und die Ausprägung der Anschmelzungen zu, es sind bereits erste Schmelz-Rosetten im Gefüge zu erkennen (siehe Abb. 44). Mit zunehmender Temperatur resultiert schlussendlich bei 520 °C bereits ein scheinbar „zerfallenes“ Gefüge (siehe Abb. 45).



LIM / HF / Querschliff; 4s DK 1:1
7075.4; #-34064/1; Matrix 4; HO
4A = 495 °C/1h + Wasser

Abb. 44: Gefüge nach Glühung bei 495 °C/1 h



LIM / HF / Querschliff; 4s DK 1:1
7075.4; #-34064/1; Matrix 4; HO
7A = 520 °C/1h + Wasser

Abb. 45: Gefüge nach Glühung bei 520 °C/1 h

Entsprechend der Versuchsergebnisse stellt 490 °C eine kritische Temperatur dar, ab der mit Anschmelzungen zu rechnen ist. Es ist jedoch zu berücksichtigen, dass keine „generell“ gültige Solidustemperatur für eine Legierung fixiert werden kann, denn diese ist stark von der aktuellen chemischen Analyse, vom Ausgangszustand (Gusszustand, entspannt oder homogenisiert) und von den konkreten Versuchs- bzw. Betriebsbedingungen (z.B. Aufheizgeschwindigkeit) abhängig. Aus diesem Grund ist für die Festlegung der ersten Homogenisierungsstufe ein entsprechend „unproblematisches“ Temperaturfenster von +/- 5 °C zu gewährleisten.

4.7.4 Versuchsdurchführung – 1. HO-Stufe

Aus den zuvor generierten Erkenntnissen soll im Zuge dieser Versuchsreihe eine Homogenisierung der entspannten Proben bei einer Temperatur von 480 °C erfolgen. Diese Temperatur entspricht der durch die DSC-Analyse ermittelten kritischen Temperatur für die vorliegende Legierung. Die Ansmelzreihe hat gezeigt, dass durch eine Haltezeit von einer Stunde bei entsprechend hoher Temperatur, eine Verschiebung der kritischen Temperatur auf 490 °C eintritt. Damit eine prozesssichere erste Homogenisierungsstufe (keine Ansmelzungen bei +/- 5 °C) gewährleistet werden kann, ist die Temperaturwahl für die erste Stufe schlussendlich auf 480 °C gefallen.

Die Homogenisierungsversuche werden in einem Labor-Luftumwälzofen der Fa. Nabertherm (siehe Abb. 46) durchgeführt. Die Versuchsparameter sind in Tab. 6 zusammengefasst. Im Zuge des Experiments erfolgt ein Aufheizen der Proben A bis F auf 480 °C nach der in Abb. 47 dargestellten Temperatur/Zeit-Kurve. Die Haltezeit variiert anschließend von 4, 8, 12, 16 bis 20 h. Nach der Homogenisierung werden die Proben in Wasser abgeschreckt.



Abb. 46: Labor-Luftumwälzofen der Fa. Nabertherm

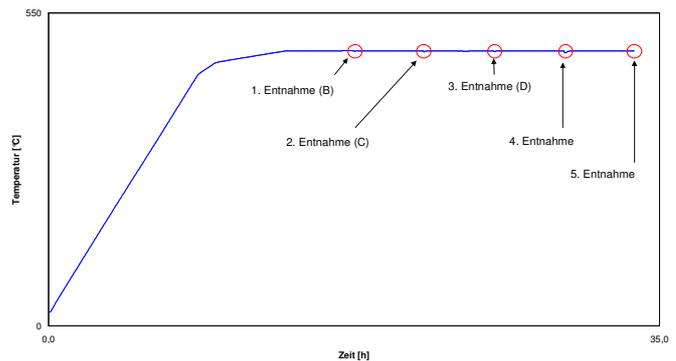


Abb. 47: Temperatur/Zeit-Kurve der HO bei 480 °C

Var.	Homogenisierung		Inca Feature	DSC	Metallographie	Metallographie quantitativ
	Aufheizen	Halten °C h				
A	spannungsarm gegläht		x		x	x
B	siehe Abb. 47	480 4	x	x	x	x
C		480 8	x	x	x	x
D		480 12	x		x	x
E		480 16	x		x	x
F		480 20	x		x	x
G	Probe betriebshomogenisiert		x	x	x	x

Tab. 6: Versuchsmatrix zur Bestimmung der 1. HO-Stufe bei 480 °C

Die Überprüfung des Temperaturfensters von ± 5 °C erfolgt analog dem zuvor beschriebenen Experiment. Die notwendigen Parameter sind der Versuchsmatrix in Tab. 7 zu entnehmen. Um den Versuchsaufwand zu reduzieren, sind hier nur drei verschiedene Haltezeiten untersucht worden (4, 8 und 12 h). In den Abb. 48 und 49 sind die Temperatur/Zeit-Kurven der Versuchsreihe dargestellt.

Var.	Homogenisierung		DSC	Metallographie	Metallographie quantitativ	
	Aufheizen	Halten				
		°C	h			
1-B	siehe Abb. 48 + 49	475	4		x	x
2-B		475	8	x	x	x
3-B		475	12	x	x	x
4-B		485	4		x	x
5-B		485	8	x	x	x
6-B		485	12		x	x

Tab. 7: Versuchsmatrix zur Bestimmung des Temperaturfensters der 1. HO-Stufe

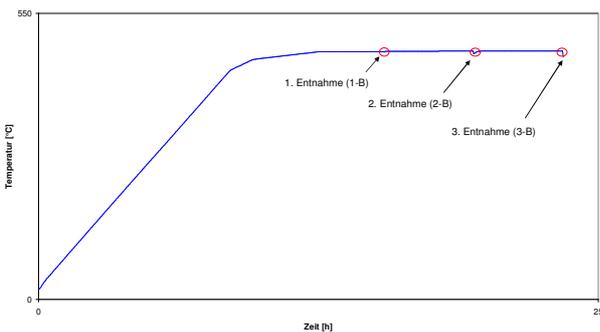


Abb. 48: Temperatur/Zeit-Kurve – HO bei 475 °C

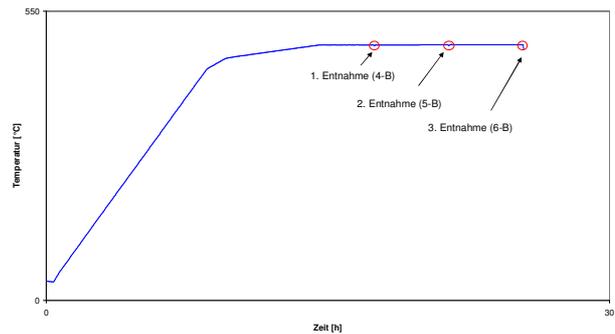
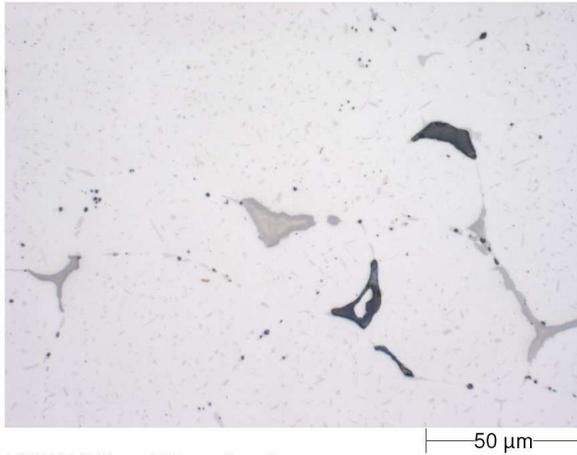


Abb. 49: Temperatur/Zeit-Kurve – HO bei 485 °C

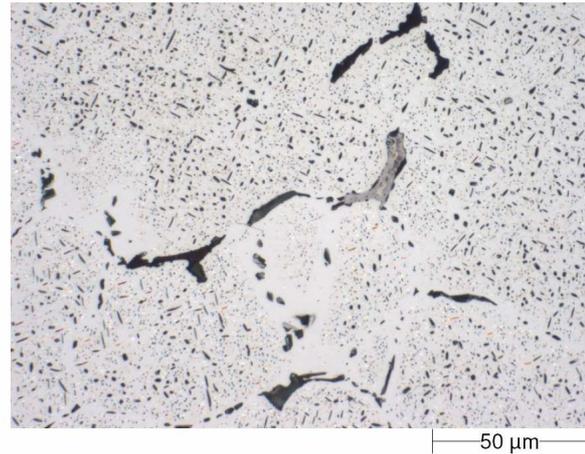
4.7.5 Versuchsergebnisse – 1. HO-Stufe

Die qualitative metallographische Untersuchung ergab hinsichtlich Menge und Ausbildung der primären Phasen in Abhängigkeit von der Haltezeit keinen Unterschied. Des Weiteren sind keine Anschmelzungen zu beobachten. Nachfolgend sind die Gefügebilder der bisherigen Betriebs-homogenisierung (siehe Abb. 50 und 51) und der neuen Homogenisierung bei ca. 480 °C (siehe Abb. 52 und 53) dargestellt. Beide Homogenisierungsvarianten zeigen ein dendritisches Gefüge mit eingeformten Gussphasen an den Korn- und Zellgrenzen. In Abb. 51 sind feine sekundäre Ausscheidungen (Mg_2Si -Dispersionen) im Korninneren resultierend durch die langsame Abkühlung im Zuge der Betriebshomogenisierung zu erkennen. Das Gefüge ist durch schwarz-blau leuchtende Mg_2Si -Phasen, eutektisch gebildeten Bereiche (S- und T-Phase) und den eisenhaltigen Verbindungen gekennzeichnet.



LIM / HF / Mikroschliff; ungeätzt; G
7075.4; Betrieb 465 °C/4h + 475 °C/10h + Luft; #-34034 1A; Beizscheibe T/4-W/3

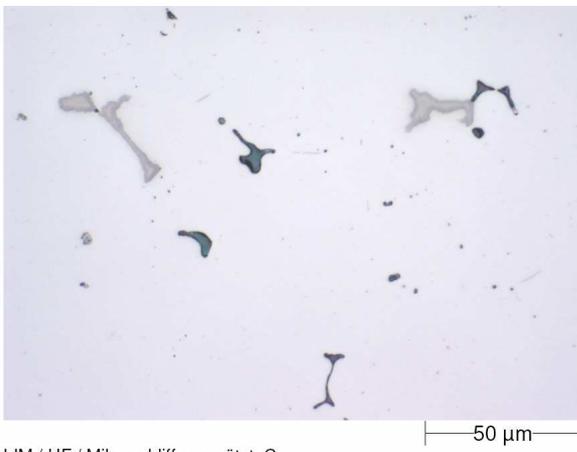
Abb. 50: Gefüge der Betriebs-HO, ungeätzt



LIM / HF / Mikroschliff; 5s DK 1:1; G
7075.4; Betrieb 465 °C/4h + 475 °C/10h + Luft; #-34034 1A; Beizscheibe T/4-W/3

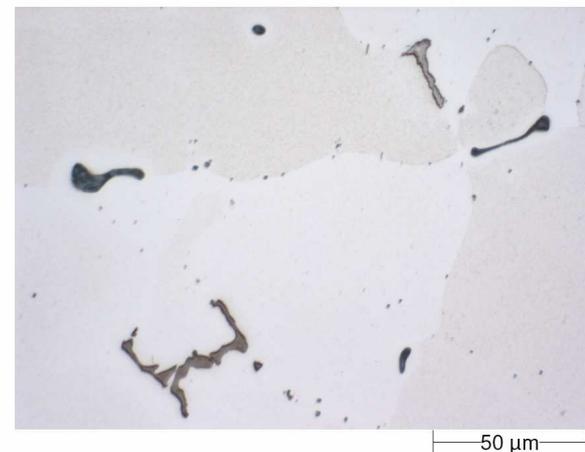
Abb. 51: Gefüge der Betriebs-HO, geätzt

Im Vergleich zum Gefüge der Betriebshomogenisierung weist das im Labor homogenisierte Gefüge durch das Abschrecken nach dem Glühen in Wasser keine sekundären Ausscheidungen auf. Des Weiteren sind dadurch die ausscheidungsfreien Säume an den Korngrenzen ebenfalls nicht sichtbar. Das Abschrecken kommt deshalb bei der Laborhomogenisierung zur Anwendung, da die qualitative und nachfolgend beschriebene quantitative Bewertung des Gefüges besser erfolgen kann.



LIM / HF / Mikroschliff; ungeätzt; C
7075.4; 480 °C/8h + Wasser; #-34034 1A; Beizscheibe T/4-W/3

Abb. 52: Gefüge Labor-HO - ungeätzt



LIM / HF / Mikroschliff; 5s DK 1:1; C
7075.4; 480 °C/8h + Wasser; #-34034 1A; Beizscheibe T/4-W/3

Abb. 53: Gefüge Labor-HO - geätzt

Nachfolgend sind die Ergebnisse der quantitativen metallographischen Untersuchung dargestellt. Dabei werden der Flächenanteil und der Durchmesser der groben Phasen mit Hilfe eines Bild-Analysesystems (analySIS) ermittelt. Generell zeigen die im Labor homogenisierten mit den unterschiedlichen Haltezeiten keine großen Unterschiede. In Abb. 54 ist das Gefüge der Probe mit den Homogenisierungsparametern von 480 °C/8 h dargestellt. Der ermittelte Flächenanteil der

Phasen beträgt hierbei 1,5 %. Im Vergleich dazu zeigt Abb. 55 eine Probe mit 16-stündiger Homogenisierung. Der Flächenanteil beträgt hier 2,07 %.

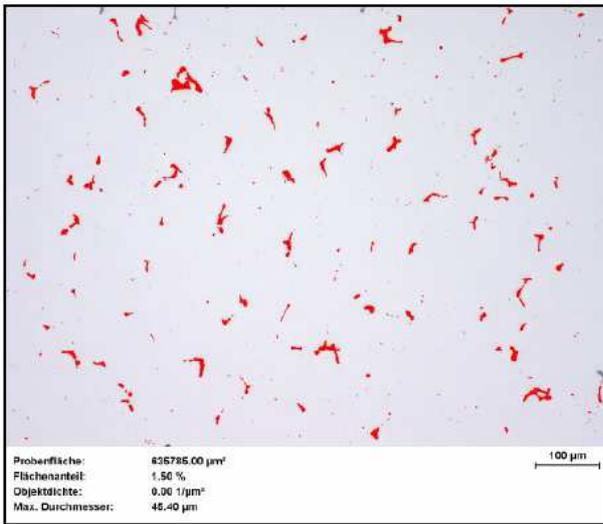


Abb. 54: Phasenflächenanteil – 480 °C/8 h

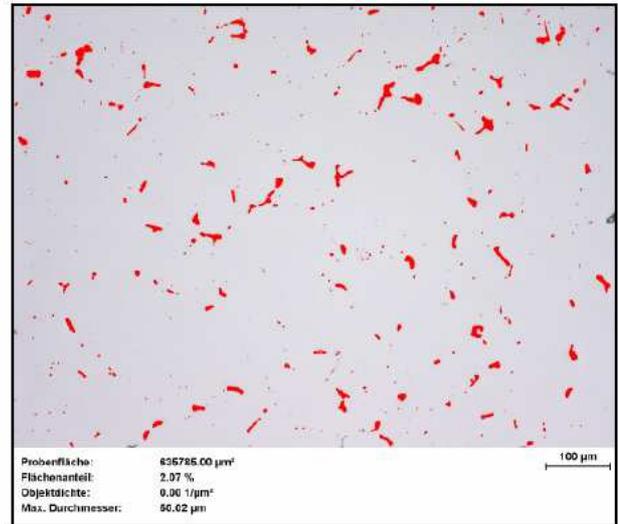


Abb. 55: Phasenflächenanteil – 480 °C/16 h

Die Abb. 54 und 55 zeigen, dass mit zunehmender Homogenisierungszeit die Fläche der sich ausgeschiedenen Phasen zunimmt. Im direkten Vergleich der Phasendurchmesser- und Phasenflächenverteilung (siehe Abb. 56 und 57) stellt sich jedoch heraus, dass die Anzahl der Phasen zwar steigen mag, jedoch tendenziell der Anteil kleinerer Phasen durch eine längere Homogenisierung zunimmt.

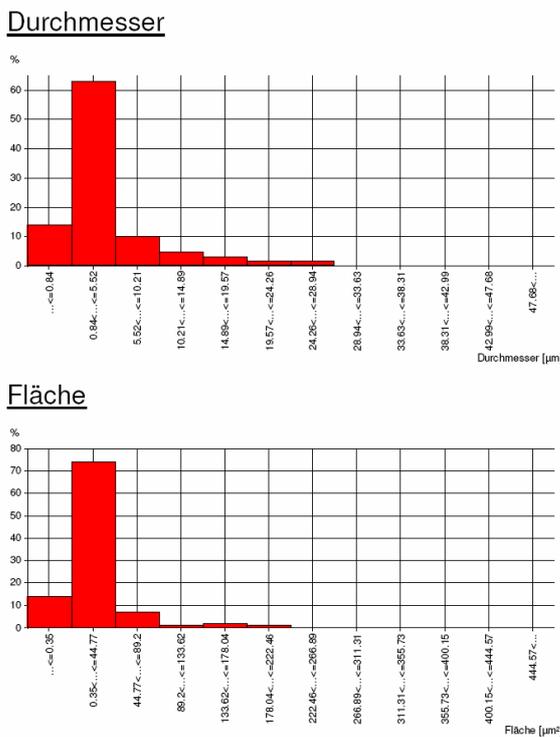


Abb. 56: Durchmesser- und Flächenverteilung der Phasen – 480 °C/8 h

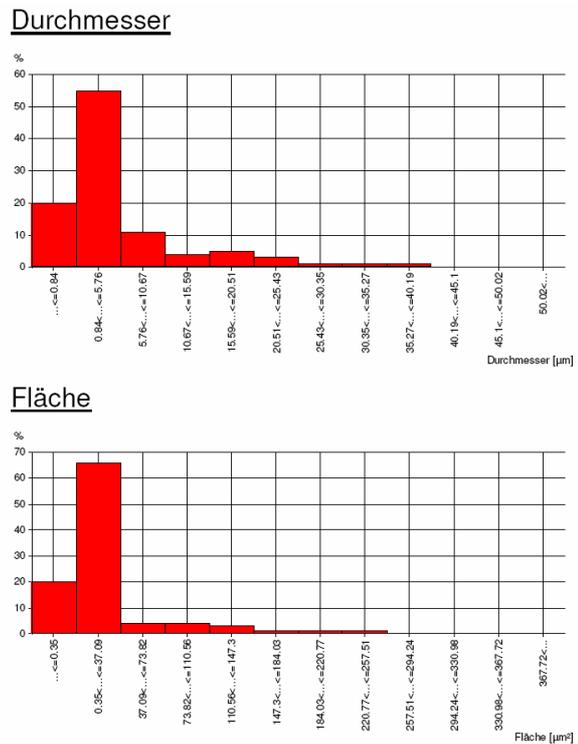


Abb. 57: Durchmesser- und Flächenverteilung der Phasen – 480 °C/16 h

Um eine Aussage über die prozentuelle Verteilung der wesentlichen Primärphasen zu erhalten, erfolgte ebenso am Rasterelektronenmikroskop (REM) eine quantitative Analyse der Phasen. Aus Tab. 8 ist ein erwartungsgemäß großer Gefügesprung zwischen entspannter Ausgangsprobe und der homogenisierten zu erkennen. Aufgrund der sekundären Ausscheidungen konnte die Analyse der entspannten Probe am Lichtmikroskop nicht durchgeführt werden. Die Unterschiede der einzelnen Homogenisierungsvarianten sind dagegen marginal. Die Auflösung der kritischen S-Phase (Al_2CuMg) ist nach dieser Auswertung am Flächenanteil und nicht an der absoluten Phasenanzahl nachweisbar. Zusammengefasst konnte kein großer Unterschied zwischen den einzelnen Homogenisierungsvarianten festgestellt werden, was bedeutet, dass eine Haltezeit bei der ersten Homogenisierungsstufe von 4 h ausreichend ist.

Var.	Homog.	$\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$	$\text{Mg}(\text{Zn}_2\text{AlCu})$	Al_2CuMg (S)		Mg_2Si	AlCrFeCu	Flächenanteil gesamt [%]	
		Anzahl	Anzahl	Anzahl	Fläche	Anzahl	Anzahl	REM-inca	LIM
A	Beizscheibe _{entspannt}	--	--	91	0,7200%	--	--	4,95	--
B	480°C / 4h	593	232	80	0,0034%	472	92	0,75	1,71
C	480°C / 8h	576	345	53	0,0040%	571	64	0,68	1,50
D	480°C / 12h	577	187	173	0,0033%	673	88	0,73	1,33
E	480°C / 16h	668	206	199	0,0440%	501	109	0,73	2,07
F	480°C / 20h	572	135	189	0,0110%	532	84	0,72	1,77

Tab. 8: Quantitative Analyse der Primärphasen mittels REM, Analysefläche 2 x 2 mm

Die metallographische Auswertung der Versuchsreihe zur Feststellung des Temperaturfensters für die 1. Homogenisierungsstufe hat keinerlei Anzeichen auf Anschmelzungen ergeben. Des Weiteren kann kein Unterschied hinsichtlich des Primärphasenanteils für die gewählten Temperaturen beobachtet werden. Demzufolge liegt ein möglicher Arbeitspunkt für die erste Homogenisierungsstufe aus Sicht der Metallographie bei 480 °C.

Nachfolgende Abb. 58 und 59 zeigen die Ergebnisse der DSC-Analyse ausgewählter Proben der Labor-Homogenisierung. In Abb. 58 stellt die blaue Kurve die Homogenisierung bei 480 °C und 4 h dar. Im Vergleich zur Standard-Betriebshomogenisierung ist bei der Glühvariante 480 °C/4 h nur ein endothermer Peak (1) zu beobachten. Die Betriebshomogenisierung zeigt einen zweiten Peak (2). Diese Peaks stellen Auflösungsreaktionen der eutektisch gebildeten Ungleichgewichtsphasen (S- und T-Phase) dar, das heißt, dass die Phasenauflösung während der Homogenisierung noch nicht vollständig erfolgte. Die rot gefärbte DSC-Kurve entspricht der Labor-Homogenisierung bei 480 °C und 8 h. Die beiden winzigen Peaks (3) sind nahe der Auflösungsgrenze des DSC-Analysegerätes. Es kann somit von einer vollständigen Auflösung der Phasen ausgegangen werden. In Abb. 59 sind zusätzlich die DSC-Kurven der homogenisierten Proben bei 475 °C und 485 °C angeführt. Die mit 475 °C homogenisierten Proben zeigen den gleichen endothermen Peak (1) wie zuvor die betriebs-homogenisierte Probe und die Probe mit 480 °C/4 h. Bei 485 °C ist ebenso wie bei der Probe mit 480 °C/8 h eine vollständige Phasenauflösung zu beobachten. Alle Kurvenverläufe weisen darüber hinaus noch einen weiteren

endothermen Peak (4) auf. Es wird vermutet, dass es sich dabei um eine Auflösung der AlFeSi-Phase handelt. Nachdem der Peak bereits über der Solidustemperatur liegt, das heißt mitten im Erstarrungsintervall, ist diese Auflösungsreaktion von untergeordneter Relevanz.

Die durch die DSC-Analyse ermittelte Solidustemperatur ist bei allen Glühvarianten ziemlich gleich und beträgt in etwa 515 °C. Nachdem die Labor-Homogenisierung mit 480 °C und 4 h im DSC-Kurvenverlauf nur noch einen kleinen endothermen Peak (1) aufweist, kann davon ausgegangen werden, dass beim langsamen Aufheizen zur zweiten Homogenisierungsstufe eine vollständige Auflösung der Ungleichgewichtsphasen resultiert (siehe Abb. 67).

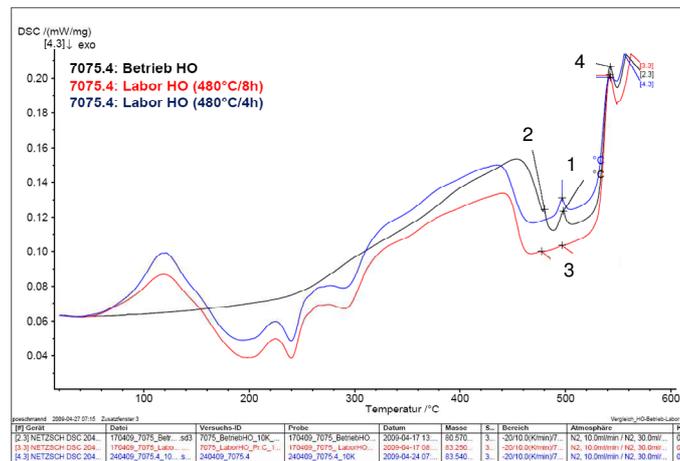


Abb. 58: DSC-Kurven der Homogenisierung bei 480 °C

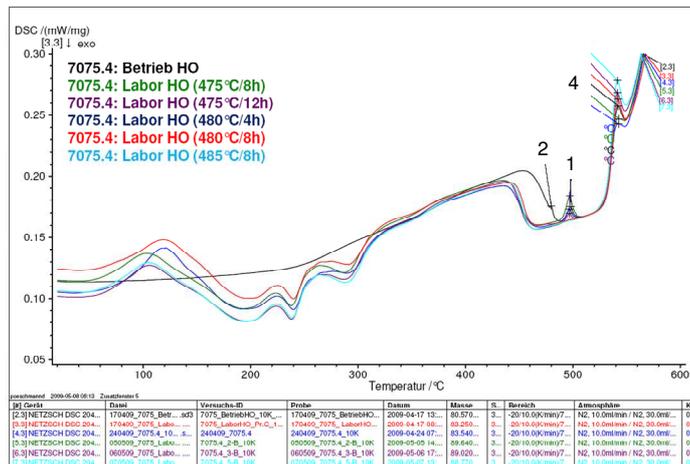


Abb. 59: DSC-Kurven der Homogenisierung bei 475, 480 und 485 °C

4.7.6 Versuchsdurchführung – 2. HO-Stufe

Im Zuge dieser Versuchsreihe erfolgt die Bestimmung der zweiten Homogenisierungsstufe bei einer höheren Temperatur. Ziel dieser zweiten Stufe soll die Einfeldung scharfkantiger Primärphasen, eine vollständige Auflösung der niedrig schmelzenden Verbindungen (S- und T- Phase) sowie die Umwandlung der Fe-reichen Phasen sein. In Abb. 60 ist ein schematischer Verlauf der neuen Homogenisierung aufgezeigt. Aufgrund der Erkenntnisse aus den zuvor beschriebenen Versuchsreihen wird die erste Homogenisierungsstufe im Labor mit 480 °C und 4 h festgelegt. Die metallographischen Untersuchungen haben nur geringe Unterschiede zwischen der 4-stündigen und der 20-stündigen Haltezeit gezeigt. Des Weiteren wird davon ausgegangen, dass mit Hilfe der zweiten Homogenisierungsstufe eine vollständige Auflösung der Ungleichgewichtsphasen erfolgen kann.

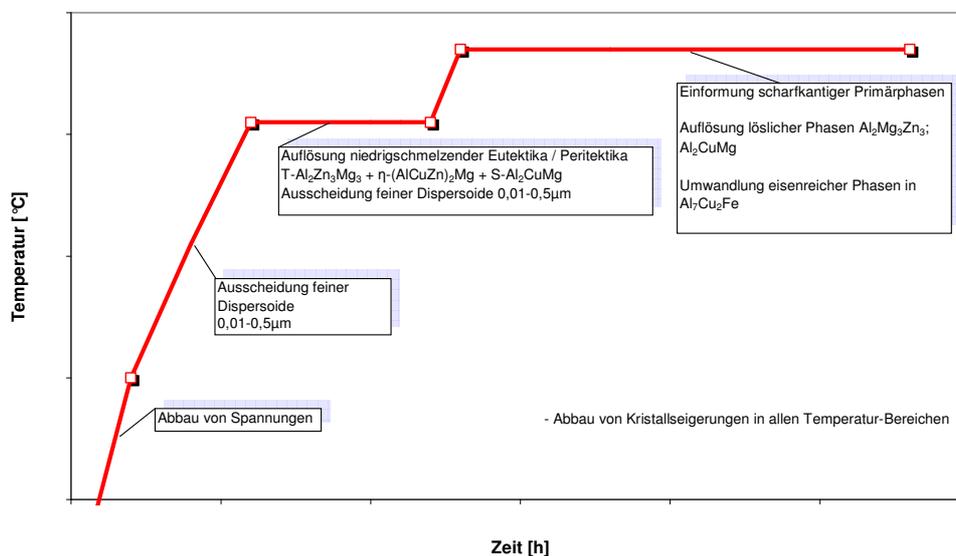


Abb. 60: Schematische Darstellung einer zweistufigen Homogenisierungsvariante

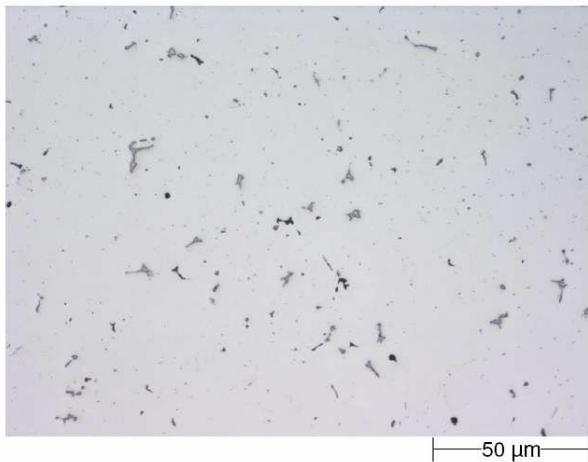
Die für diese Versuchsreihe verwendeten Parameter sind in Tab. 9 zusammengefasst. Das Aufheizen zur ersten Homogenisierungsstufe erfolgt analog zu den bereits beschriebenen Experimenten. Nach einer Haltezeit von 4 h bei 480 °C werden zwei verschiedene Temperaturen für die zweite Stufe variiert, 500 °C und 520 °C. Aufgrund der Tatsache, dass die DSC-Analyse für die Homogenisierung bei 480 °C eine Solidustemperatur von ca. 515 °C ergab, muss davon ausgegangen werden, dass bei 520 °C Anschmelzungen auftreten (Extremversuch).

Var.	Homogenisierung 1. Stufe			2. Stufe			Metallographie
	Aufheizen	Halten		Aufheizen	Halten		
		°C	h		°C	h	
1	siehe Abb. 47	480	4	10 °C/h	500	4	x
2		480	4		500	8	x
3		480	4		500	16	x
4	siehe Abb. 47	480	4	10 °C/h	520	4	x
5		480	4		520	8	x
6		480	4		520	16	x

Tab. 9: Versuchsmatrix zur Bestimmung der 2. Homogenisierungsstufe

4.7.7 Versuchsergebnisse – 2. HO-Stufe

Die metallographische Auswertung der Versuchsreihe zur Bestimmung der zweiten Homogenisierungsstufe zeigt, dass die Variante mit 500 °C in der zweiten Stufe keine Anzeichen auf Anschmelzungen zeigt (siehe Abb. 61 und 62).



LIM / HF / Querschliff; ungeätzt; Pos. T/4
7075.2; Var. 2; Stufe 1=480/4 + Stufe 2=500/8

Abb. 61: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 500 °C/8 h –
Vergrößerung 500-fach



LIM / HF / Querschliff; ungeätzt; Pos. T/4
7075.2; Var. 2; Stufe 1=480/4 + Stufe 2=500/8

Abb. 62: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 500 °C/8 h –
Vergrößerung 1000-fach

Wie bereits vermutet, zeigen die Gefügebilder der Glühvarianten mit 520 °C in der zweiten Stufe alle Anschmelzungserscheinungen. In den Abb. 63 bis 64 ist die Homogenisierung mit 480 °C/4 h und 520 °C/4 h dargestellt. Hier treten erste Zeichen von Anschmelzungen in Form von Poren auf.



LIM / HF / Querschliff; ungeätzt; Pos. T/4
7075.2; Var. 4; Stufe 1=480/4 + Stufe 2=520/4

Abb. 63: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 520 °C/4 h –
Vergrößerung 500-fach



LIM / HF / Querschliff; ungeätzt; Pos. T/4
7075.2; Var. 4; Stufe 1=480/4 + Stufe 2=520/4

Abb. 64: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 520 °C/4 h –
Vergrößerung 1000-fach

Bei Erhöhung der Haltezeit auf 8 h (520 °C), kommt es bereits zu einem Zerfall der Korngrenzen. Des Weiteren sind auch hier viele Poren zu beobachten – siehe Abb. 65 und 66.



LIM / HF / Querschliff; ungeätzt; Pos. T/4
7075.2; Var. 5; Stufe 1=480/4 + Stufe 2=520/8

Abb. 65: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 520°C/8 h –
Vergrößerung 500-fach



LIM / HF / Querschliff; ungeätzt; Pos. T/4
7075.2; Var. 5; Stufe 1=480/4 + Stufe 2=520/8

Abb. 66: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 520°C/8 h –
Vergrößerung 1000-fach

Die Frage, wie sich der Flächenanteil an Primärausscheidungen mit steigender Temperatur und Zeit verhält, ist aufgrund der entstandenen Poren nur schwer zu beurteilen, denn diese resultieren in einer nicht aussagekräftigen quantitativen Analyse. Eine qualitative Einschätzung lässt jedoch die Vermutung zu, dass mit zunehmender Temperatur und Zeit der Primärphasenanteil abnimmt. Eine Einformung oder Singularisierung der Primärausscheidungen konnte allerdings nicht nachgewiesen werden.

In nachfolgender Abb. 67 ist die DSC-Kurve der Homogenisierung bei 480 °C/4 h und 500 °C/4 h angeführt. Die DSC-Analyse zeigt im Vergleich zu den in Abb. 58 und 59 dargestellten Kurven der einstufigen Homogenisierung bei 480 °C und 4 h, nur einen Peak (4). Dieser Peak ist wie bereits erwähnt, von untergeordneter Relevanz, da sich dieser schon im Erstarrungsintervall befindet. Die DSC-Kurve in Abb. 67 bestätigt somit die Vermutung, dass durch die zweite Homogenisierungsstufe eine vollständige Auflösung der Ungleichgewichtsphasen erzielt werden kann.

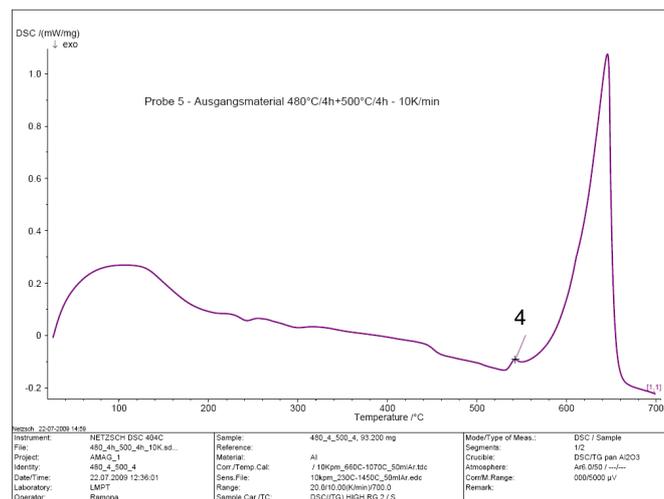


Abb. 67: DSC-Kurve der Homogenisierung 480 °C/4 h und 500 °C/4 h

4.7.8 Diskussion der Laborversuche

Die durchgeführten Homogenisierungsversuche haben gezeigt, dass durch die Glühparameter 480 °C/4 h und 500 °C/4, 8 und 12 h eine vollständige Auflösung der unerwünschten Ungleichgewichtsphasen erzielbar ist. Durch deren Auflösung konnte eine Anhebung der ungleichgewichtsnahen Solidustemperatur in Richtung gleichgewichtsnah erfolgen. Demzufolge müsste nun auch eine Lösungsglühung bei höheren Temperaturen denkbar sein. Damit eine Verschiebung der Solidustemperatur innerhalb des Legierungsfensters der AW-7075 ausgeschlossen werden kann, erfolgte eine zusätzliche DSC-Analyse mit drei verschiedenen Zusammensetzungen, die zwischen den Ober- und Untergrenzen der AW-7075 variieren. Für die Analyse kamen drei Opticast-Proben (Gussproben) zur Anwendung und so entsprechen die DSC-Kurven einer Analyse des Gusszustandes. In Abb. 68 sind die Proben einander gegenübergestellt. Es ist kein merklicher Unterschied zwischen den Peak- und OnSet-Temperaturen festzustellen. Demnach gelten die gewonnenen Erkenntnisse der Homogenisierungsversuche für das komplette Legierungsfenster der AW-7075.

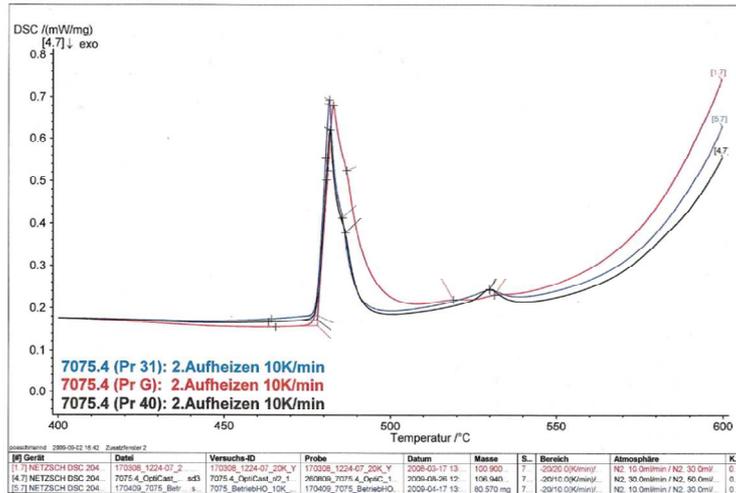


Abb. 68: DSC-Kurven – Vergleich verschiedener Zusammensetzungen der AW-7075

Im Zuge der metallographischen Untersuchung war nur eine qualitative Aussage hinsichtlich der Primärphasenanteile in Abhängigkeit der Temperatur und Zeit möglich. Eine genauere Untersuchung dahingehend konnte im Rahmen der Diplomarbeit leider durchgeführt werden. Aus Sicherheitsgründen wurde für die zweite Stufe daher eine Haltezeit zwischen 6 und 10 h definiert. Nachdem jedoch die Unterschiede zwischen 4 und 12 Stunden marginal sind, wäre eine Zeiteinsparung in der zweiten Stufe durch zusätzliche Versuche hinsichtlich der Primärausscheidungen eventuell möglich.

4.8 Homogenisierungsversuch im Betrieb

Das neue Homogenisierungsregime wird nun wie nachfolgend beschrieben im Betrieb umgesetzt.

4.8.1 Probenmaterial

Als Probenmaterial für die neue Betriebshomogenisierung kommt eine Gusscharge mit der in Tabelle 10 angeführten chemischen Zusammensetzung zur Anwendung:

DIN EN 573.3	Zn [%]	Mg [%]	Cu [%]	Si [%]	Fe [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ti [%]
AW-7075	5,78	2,5	1,68	0,084	0,12	0,02	0,19	0,037

Tab. 10: Chemische Zusammensetzung der Versuchs-Charge

Von der dieser Charge wird allerdings vorerst nur ein Gussbarren mit den neu festgelegten Parametern gegläht.

4.8.2 Versuchsdurchführung

Die Betriebshomogenisierung erfolgt im HO-Ofen 6 der AMAG casting GmbH. Nachdem vorerst aus Sicherheitsgründen nur ein Gussbarren mit den neuen Parametern homogenisiert werden soll, muss der Homogenisierungs-ofen zur Gewährleistung betriebsüblicher Strömungsverhältnisse mit so genannten „Dummi“-Barren aufgefüllt werden. In den nachfolgenden Abb. 69 und 70 sind die Temperatur/Zeit-Kurve der Betriebshomogenisierung angeführt, welche mit jener der Laborhomogenisierung (siehe Abb. 60) gut übereinstimmt. Dabei entsprechen die magenta- bzw. cyan-färbigen Verläufe den Lufttemperaturen und die anderen Kurven stellen die Metalltemperatur dar.

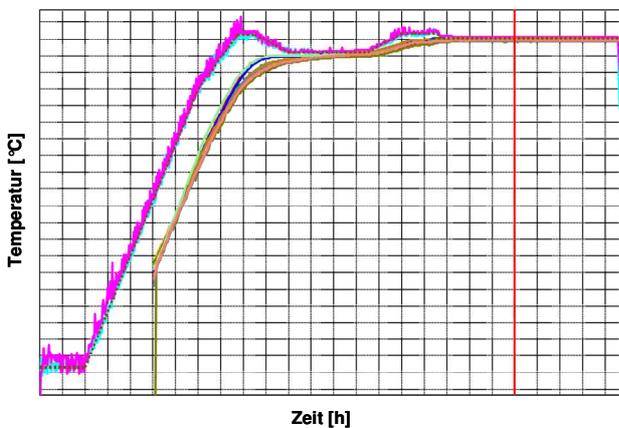


Abb. 69: Temperatur/Zeit-Kurve der Betriebs-HO

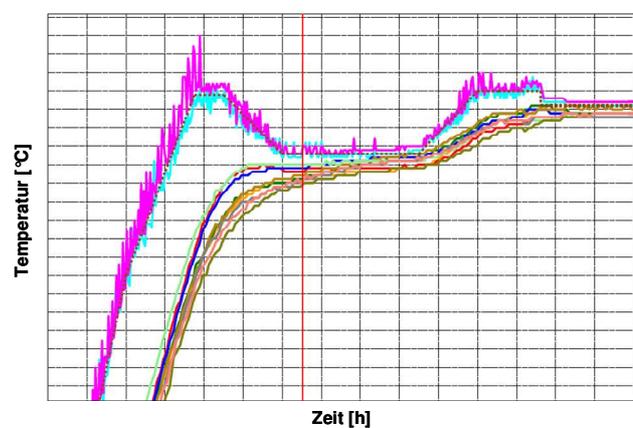


Abb. 70: Zoom der Temperatur/Zeit-Kurve

Um einen direkten Vergleich zwischen alter und neuer Homogenisierung anstellen zu können, wurden die restlichen Barren der Gusscharge mit dem Standard-Homogenisierungsregime homogenisiert.

4.8.3 Versuchsergebnisse

Die metallographischen Untersuchungen haben keinen sichtbaren Unterschied zwischen alt und neu homogenisierter Charge ergeben. Das Gefüge war bei beiden Homogenisierungsvarianten frei von Anschmelzungen. Das neue Glührezept kann deshalb ohne Besorgnis mit einer Haltezeit-Einsparung von zwei Stunden umgesetzt werden. Nachdem die Aufheizrampe zur zweiten Stufe im Vergleich zur Bisherigen etwas mehr Zeit benötigt, beträgt die Gesamtzeiteinsparung eine Stunde (siehe Abb. 71). Ein weiteres Zeiteinsparungspotenzial befindet sich in der Haltezeit der zweiten Homogenisierungsstufe. Aus wirtschaftlichen Gründen sollten dazu in Zukunft noch weitere Untersuchungen erfolgen.

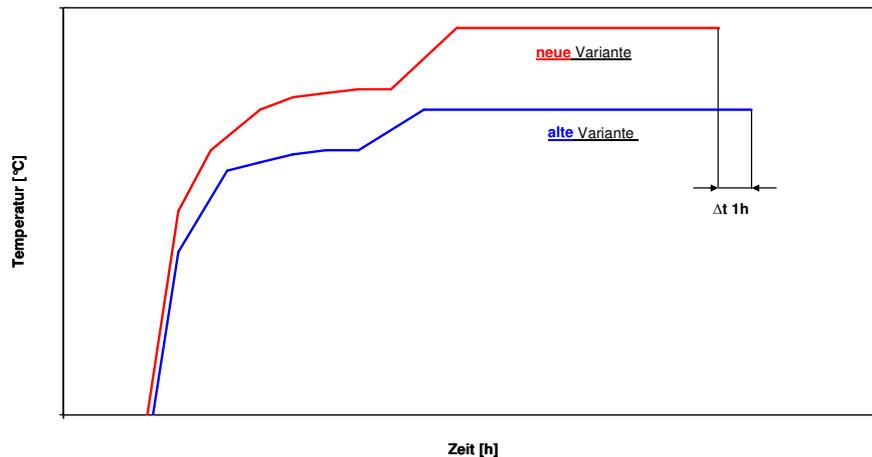


Abb. 71: Vergleich der neuen/alten Homogenisierung

4.9 Lösungsglühversuche im Labor

Durch das neu eingestellte Gefüge im Zuge der optimierten Homogenisierung sollen im Vergleich zur Standard-Homogenisierung bei der Lösungsglühung höhere Temperaturen bei gleichzeitig kürzeren Glühzeiten möglich sein. Des Weiteren wird eine Verbesserung der mechanischen Kennwerte erwartet. Vor Durchführung der Versuche im Betrieb werden im Labor unterschiedliche Lösungsglühregime getestet. Im Anschluss an die Warmauslagerung (diese bleibt unverändert), erfolgt eine Analyse der mechanischen Kennwerte, um so auf wertvolle Informationen für die Betriebsversuche rückschließen zu können. Im nachfolgenden Kapitel sind die Versuchsparameter dazu detailliert erläutert.

4.9.1 Probenmaterial

Das Probenmaterial für die Lösungsglühversuche resultiert aus einer Versuchscharge, deren chemische Zusammensetzung in Tab. 10 (siehe Kapitel 4.8.1) zusammengefasst ist. Für die Untersuchungen kommen zwei verschiedene Ausgangszustände zur Anwendung, einerseits ein neu homogenisierter Gussbarren und andererseits ein Gussbarren, der nach der Standard-Betriebshomogenisierung geglüht wurde. Die chemische Zusammensetzung ist jedoch bei beiden Zuständen derselbe, um einen direkten Vergleich zu ermöglichen. Die Probennahme erfolgt diesmal nicht an einer Beizscheibe, sondern am bereits warmgewalzten Material. Durch das Warmwalzen resultieren Platten mit einer Dicke von 30 mm. Die gewählte Dicke ermöglicht die Probennahme aller Proben (L-T, T-L und S-L) zur Bestimmung der Bruchzähigkeit (siehe Kapitel 4.3). Für die Lösungsglühung werden von den warmgewalzten Platten 040 und 050 jeweils 2 Probenabschnitte abgesägt, aus denen anschließend Zugproben-rohlinge gefertigt (Probennahme siehe Abb. 72) werden. Die Abmessungen des Rohlings sind in den Abb. 72 und 73 dargestellt.

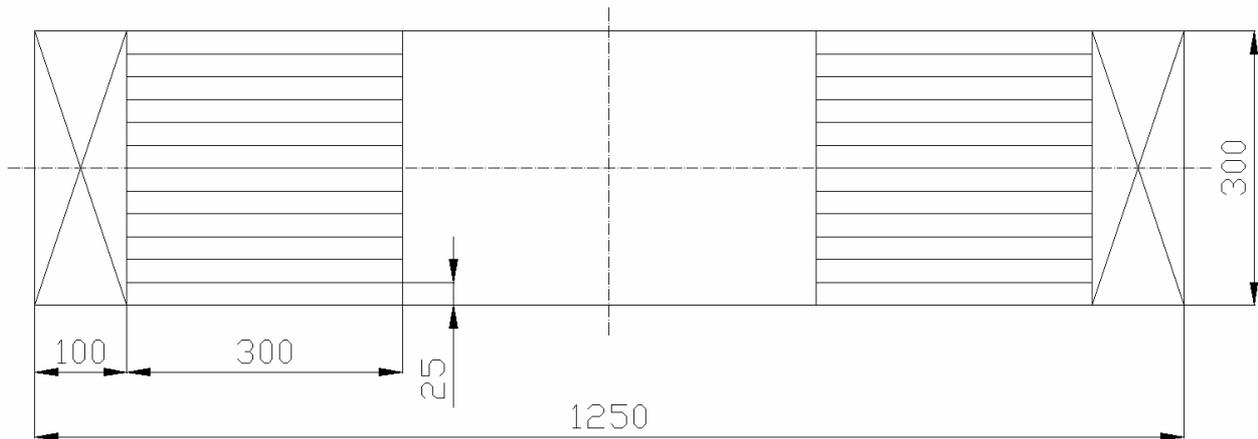


Abb. 72: Probennahme der Zugprobenrohlinge aus warmgewalzten Probenabschnitt (Plattendicke = 30 mm)

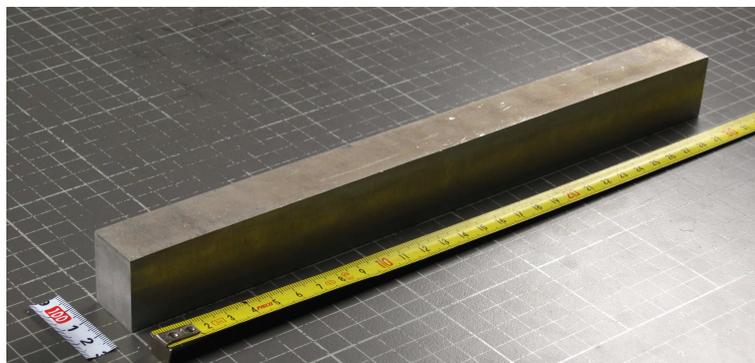


Abb. 73: Zugprobenrohling

4.9.2 Versuchsdurchführung

Die Lösungsglühversuche erfolgten nach der in Tab. 11 dargestellten Versuchsmatrix. Die Proben 1-R bis 6-R entsprechen dem Versuchsmaterial mit dem Standard-Homogenisierungsregime, die Proben 7-R bis 12-R sind mit den neuen Homogenisierungsparametern gegläht worden. Die sich einstellende Aufheizkurve des Metalls kann der Abb. 75 entnommen werden. Die im Versuch getesteten Lösungsglühtemperaturen (Metalltemperaturen) variieren zwischen 470 und 490 °C, wobei hier keine Haltezeit existiert, denn die Proben werden nach Erreichen der Solltemperatur aus dem Ofen genommen und abgeschreckt. Für die Durchführung der Versuche wird der Ofenraum auf 490 °C vorgewärmt. Nach Erreichen der Ofenraumtemperatur kommen die Metallproben mit den angebrachten Thermoelementen (Typ K) in den Ofen. Bei den Varianten der Labor-Lösungsglühung stellten sich Glühzeiten zwischen 28 und 50 min ein. Die großen Zeitschwankungen ergeben sich dadurch, dass der Ofen wie bereits erwähnt, auf 490 °C aufgeheizt wird und diese Temperatur anschließend gehalten wird. Demnach stellen sich die in Tab. 11 angeführten Lösungsglühtemperaturen von 485 und 490 °C erst nach vergleichbar längeren Zeiten ein.

Var.	Lösungsglühung: HOMO Alt		Warmauslagerung	Zugversuch L-T - 2 Proben			Metallographie
	Aufheizen	Halten °C		Rm	Rp0,2	A50	
1-R	Aufheizregime der Standard-Lösungsglühung		siehe Rezept 1	532 527	468 462	10,6 10,7	x
2-R	siehe Abb. 75	470	siehe Rezept 1	515 513	449 448	10,4 10,7	x
3-R		475	siehe Rezept 1	522 505	456 441	10,8 10,4	x
4-R		480	siehe Rezept 1	521 518	455 453	11 10,9	x
5-R		485	siehe Rezept 1	536 532	471 467	11 11	x
6-R		490	siehe Rezept 1	540 541	476 477	10,9 10,9	x
7-R		Aufheizregime der Standard-Lösungsglühung		siehe Rezept 1	528 530	463 464	10,8 11,2
8-R	siehe Abb. 75	470	siehe Rezept 1	509 524	442 460	10,8 11,3	x
9-R		475	siehe Rezept 1	515 516	450 452	11,1 10,7	x
10-R		480	siehe Rezept 1	534 531	471 469	11,1 11	x
11-R		485	siehe Rezept 1	534 533	471 469	11,1 11	x
12-R		490	siehe Rezept 1	543 542	482 480	11,1 10,7	x
Warmauslagerung Rezept 1 - 7075.4							
alle Var.	Aufheizen 1	Halten 1	Aufheizen 2	Halten 2			
	°C/h	°C	°C/h	°C			
	siehe Abb. 77	120	siehe Abb. 77	160			

Tab. 11: Versuchsmatrix der Laborlösungsglühung

Die Lösungsglühversuche wurden in einem Laborofen der Fa. Nabertherm durchgeführt (siehe Abb. 74). Nach der Lösungsglühung erfolgte das Abschrecken der Proben in Wasser.



Abb. 74: Laborofen der Fa. Nabertherm - Lösungsglühung

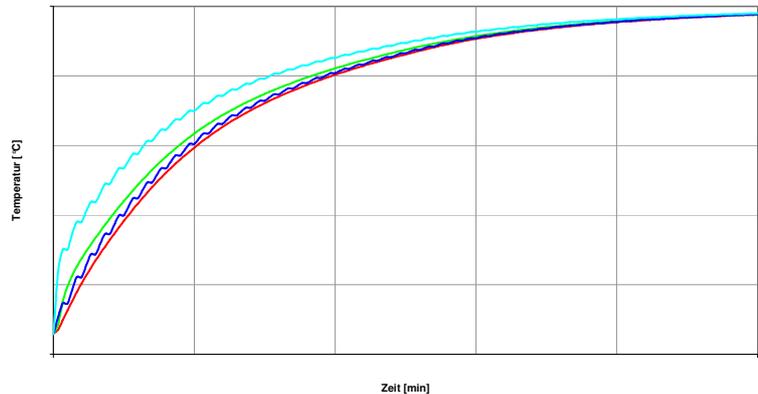


Abb. 75: Aufheizkurve der neuen Lösungsglühvarianten

Für die Warmauslagerung nach dem Lösungsglühen und Abschrecken kommt ein Laborofen der Fa. Heraeus zur Anwendung (siehe Abb. 76). Die Warmauslagerung der Metallproben erfolgt zweistufig deren resultierende Temperatur/Zeit-Kurve in Abb. 77 dargestellt ist. Nach dem Auslagern werden die Proben an Luft gekühlt.



Abb. 76: Laborofen der Fa. Heraeus - Warmauslagerung

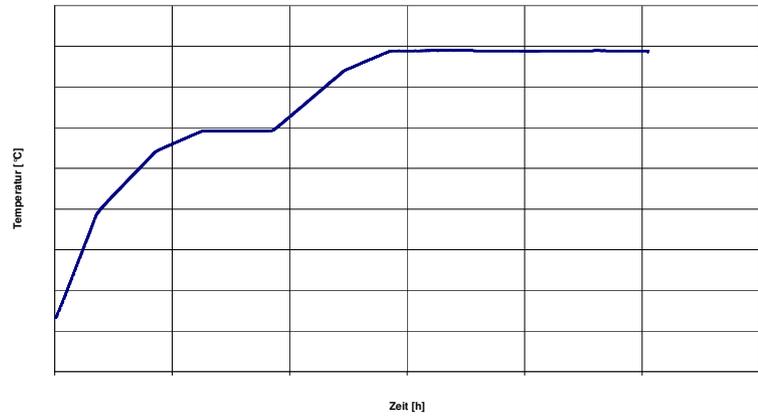


Abb. 77: Temperatur/Zeit-Kurve der Warmauslagerung

4.9.3 Versuchsergebnisse

Für die Auswertung der mechanischen Kennwerte wurden aus den unterschiedlich wärmebehandelten Probenrohlingen Rundzugstäbe gefertigt (siehe Abb. 34). Aus dem Zugversuch resultieren die Zugfestigkeit (R_m), die Dehngrenze ($Rp_{0,2}$) und die Bruchdehnung (A_5), welche in Abb. 78 in Abhängigkeit der Wärmebehandlungen dargestellt sind. Dabei entspricht die rote Kurve den neu homogenisierten Proben und die blaue stellt die Standard-Homogenisierung für 7075.4 dar. In Abb. 78 steht die Abkürzung „ST“ für die Standard-Lösungsglühung. Die Zugprüfungsergebnisse sind ebenfalls in Tab. 11 zusammengefasst.

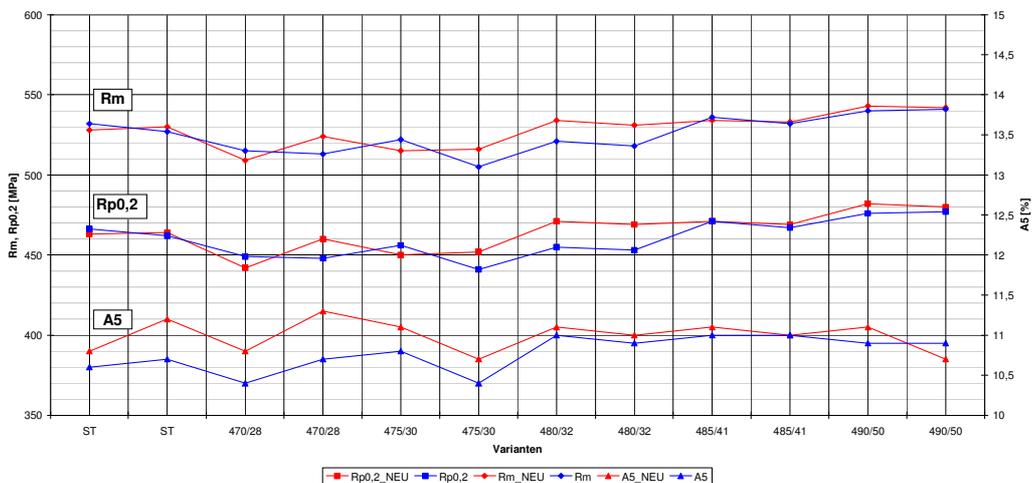


Abb. 78: Mechanische Kennwerte unterschiedlicher Lösungsglühvarianten

Die Gegenüberstellung der mechanischen Kennwerte zeigt einen schwachen Anstieg der Festigkeit bzw. der Dehngrenze mit zunehmender Lösungsglühtemperatur. Im Vergleich zur Standard-Lösungsglühung können durch die Glühung bei 490 °C um 20 MPa höhere Werte für die Dehngrenze erzielt werden, hingegen ergibt sich bei der Zugfestigkeit nur ein Anstieg von 10 MPa. Die Bruchdehnung zeigt nur eine geringfügige Verbesserung. Ein merklicher Unterschied zwischen neuer und alter Homogenisierung ist nur bei der Bruchdehnung festzustellen. Hierbei ergeben sich bei den niedrigeren Temperaturen etwas höhere Werte (bis zu ~ 1 %), wobei bei zunehmenden Glühtemperaturen vergleichbare Werte erzielt werden.

Aus den metallographischen Untersuchungen ist kein Unterschied zwischen den einzelnen Wärmebehandlungen sichtbar. Des Weiteren sind keine unerwünschten Anschmelzungen zu erkennen gewesen.

Aufgrund der nur geringfügig verbesserten Festigkeits- und Bruchdehnungskennwerte, ist kein wesentlicher Einfluss der Wärmebehandlungen (Homogenisierung und Lösungsglühung) auf die mechanischen Kennwerte festzustellen. Nachdem im Labor die Bestimmung der Bruchzähigkeit aufgrund der technischen Gegebenheiten nicht möglich ist, kann der Einfluss der Wärmebehandlungen auf die Bruchzähigkeit nicht beurteilt werden. Deshalb erfolgt unabhängig von den Erkenntnissen aus dem Laborversuch im nächsten Schritt die Durchführung derselben Lösungsglühvarianten im Betrieb.

4.10 Lösungsglühversuche im Betrieb – 7075.4

Nachdem im Labormaßstab keine Bestimmung der Bruchzähigkeit gegeben ist, muss im Zuge eines Betriebsversuchs der Einfluss der Wärmebehandlungen diesbezüglich untersucht werden. Die Durchführung der Versuche und deren Ergebnisse sind im Nachfolgenden erläutert.

4.10.1 Probenmaterial

Das Probenmaterial für die Lösungsglühversuche im Betrieb resultiert ebenso wie bei den Laborversuchen aus der Versuchscharge, deren chemische Zusammensetzung in Tab. 10 (siehe Kapitel 4.8.1) zusammengefasst ist. Analog zum Ausgangsmaterial der Labor-Lösungsglühung, kommen warmgewalzte Platten (siehe Abb. 79), diesmal mit den Abmessungen 1250 mm x 2500 mm (Breite x Länge), zur Anwendung (jeweils mit neuer und alter Homogenisierung).

4.10.2 Versuchsdurchführung

Die Versuchsmatrix für die Lösungsglühung im Betrieb ist in Tab. 12 zusammengefasst. Nachdem die Gefahr besteht, dass bei „Standard“ betriebshomogenisierten Platten durch Lösungsglüh-temperaturen > 480 °C Anschmelzungen resultieren, erfolgt die Lösungsglühung der Platten mit alter Homogenisierung aus Sicherheitsgründen bis maximal 480 °C. Die neu homogenisierten Platten werden bei Temperaturen > 480 °C im Betrieb lösungsgeglüht. Da für die Betriebs-versuche nur eine gewisse Plattenanzahl zur Verfügung steht, wird auf die Glühversuche bei 470 und 475 °C (siehe Tab. 11) an dieser Stelle verzichtet. Im Vergleich zur Laborglühung erfolgt bei den Versuchen im Betrieb das Aufheizen des Ofens auf etwas höhere Temperatur. Der Grund dafür ist, dass das Probenmaterial im Betrieb eine viel größere Masse aufweist und demnach „träger“ auf die Ofenraumtemperatur reagiert. Für einen Vergleich der Lösungsglühungen (Labor und Betrieb) sind analoge Temperatur/Zeit-Kurven erforderlich. Ebenso wie im Labor, werden im Betrieb die Platten auf Temperaturen ≥ 480 °C angewärmt, aus dem Ofen ausgefahren und in Wasser abgeschreckt. Neben den neuen Lösungsglühvarianten erfolgt aus Vergleichsgründen auch die Durchführung der Standard-Lösungsglühung. Zur Aufzeichnung der Metalltemperatur werden an den Platten Thermoelemente vom Typ K befestigt (siehe Abb. 80).

Platten	Lösungsglühung: HOMO Alt		Warmauslagerung	Metallographie
	Aufheizen	Halten °C		
020/030	Aufheizregime der Standard-Lösungsglühung		siehe Abb. 77 - R1	x
040/050	siehe Abb. 83	480	siehe Abb. 77 - R1	x
Platten	Lösungsglühung: HOMO Neu		Warmauslagerung	Metallographie
	Aufheizen °C/ min	Halten °C		
040/050	Aufheizregime der Standard-Lösungsglühung		siehe Abb. 77 - R1	x
060/070	siehe Abb. 83	480	siehe Abb. 77 - R1	x
010/080		> 480		x
020/030		>> 480		x

Tab. 12: Versuchsmatrix Lösungsglühversuche im Betrieb 7075.4

Für die Lösungsglühung im Betrieb kommt ein horizontal angeordneter Ofen (HHT = horizontal heat treatment) der Fa. Ebner zum Einsatz. In Abb. 80 ist der Einlaufrollgang des Ofens mit zwei nacheinander angeordneten Platten dargestellt.



Abb. 79: Warmgewalzte Versuchsplatten



Abb. 80: Lösungsglühofen im Betrieb (Fa. Ebner)

Die Abb. 81 zeigt die resultierende Temperatur/Zeit-Kurve der Standard-Lösungsglühung. Außerdem sind in dieser Abbildung die Plattenanordnung auf dem Rollgang sowie die Position der Thermoelemente auf den Platten (rote Punkte) angeführt.

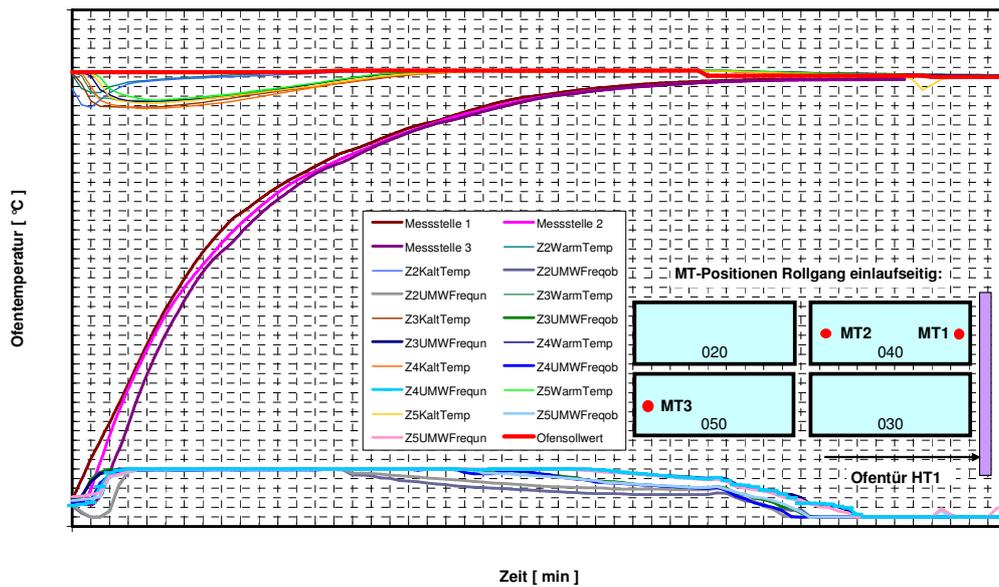


Abb. 81: Temperatur/Zeit-Kurve der Standard-Lösungsglühung

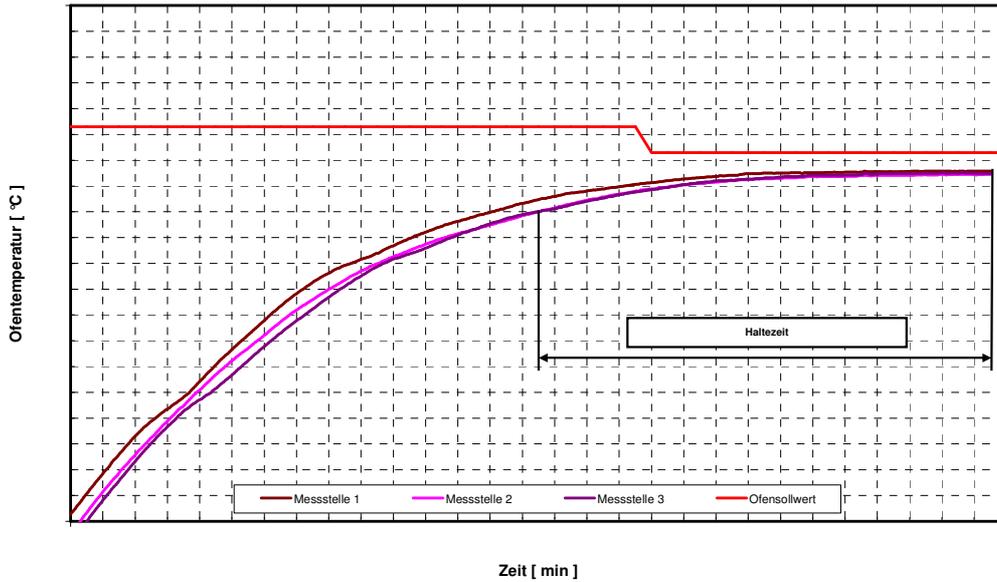


Abb. 82: Temperatur/Zeit-Kurve der Standard-Lösungsglühung - Zoom

Im Vergleich zur Standard-Lösungsglühung zeigt Abb. 83 die Temperatur/Zeit-Kurve der Variante mit erhöhter Temperatur. Die Ofenraumtemperatur wird während der gesamten Glühdauer konstant gehalten. Die Temperatur/Zeit-Kurven der anderen Glühvarianten sind analog jener in Abb. 83, nur erfolgt das Ausfahren der Platten in die Quenchanlage bereits nach früheren Zeiten und niedrigeren Temperaturen (siehe Zoom in Abb. 84).

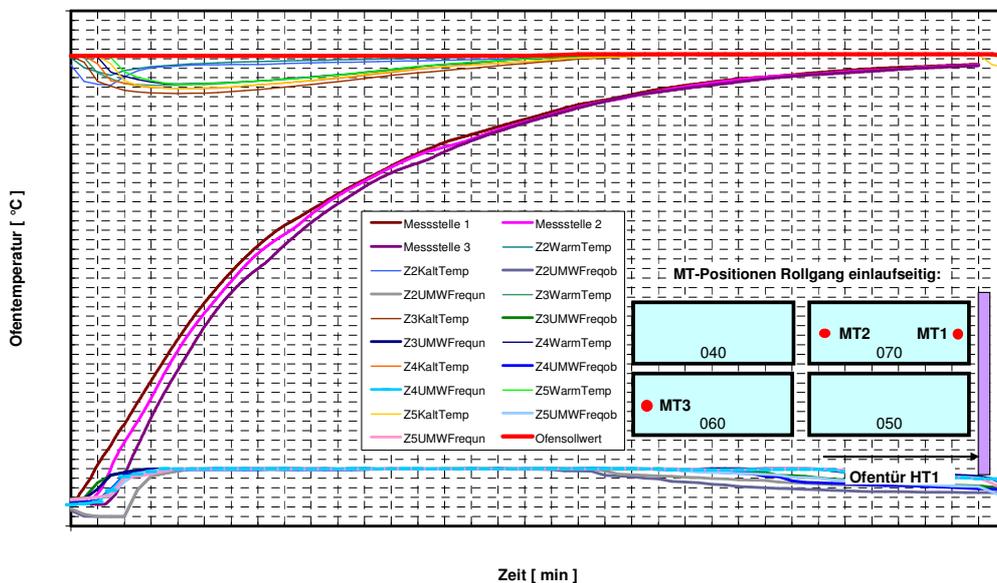


Abb. 83: Temperatur/Zeit-Kurve der Lösungsglühvariante bei erhöhter Temperatur

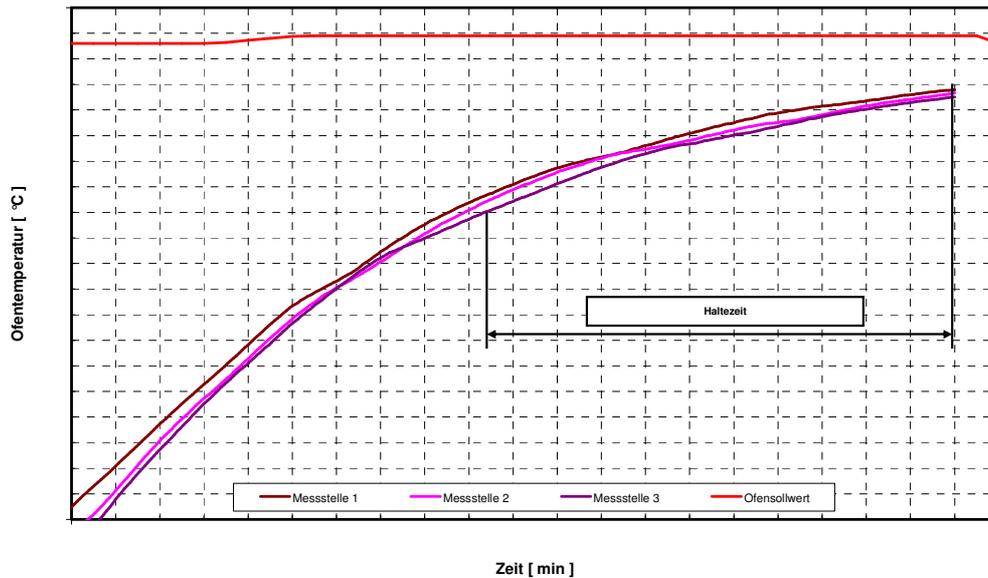


Abb. 84: Temperatur/Zeit-Kurve der Lösungsglühvariante bei erhöhter Temperatur - Zoom

Nach dem Lösungsglühen werden die Platten rasch abgeschreckt, wodurch im Material Eigenspannungen auftreten und mitunter auch eine Unplanheit des Materials resultiert. Zum Abbau dieser Eigenspannungen erfolgt vor der Warmauslagerung ein Recken der Platten. Nachdem dieser Vorgang einer Kaltumformung entspricht, führt dies ebenso zu einer Erhöhung der Versetzungsdichte und demzufolge resultieren bessere Diffusionsbedingungen und eine Vielzahl an Keimplätzen (z.B. Versetzungen) für die Ausscheidungen. Der Aushärtungsverlauf kann damit beschleunigt ablaufen, d.h. Zugfestigkeit und Dehngrenze steigen schneller zu höheren Werten an.

4.10.3 Versuchsergebnisse

Die metallographische Untersuchung zeigt, dass im Vergleich zur Labor-Lösungsglühung im Betrieb bereits ab $> 480\text{ °C}$ erste Anschmelzungen in Form von Rosetten zu beobachten sind (siehe Abb. 85 und 86). Diese sind ausschließlich im oberflächennahen Bereich zu erkennen, in der Plattenmitte liegen hingegen keine Anschmelzungen vor. Die Temperatur/Zeit-Kurven vom Labor und vom Betrieb zeigen keinen merklichen Unterschied, die Versuchsparameter (Zeit und Temperatur) sind dieselben. Die einzigen Unterschiede zwischen Labor und Betrieb sind das Aggregat, das Probenvolumen und die Ofenraumtemperatur. Diese war im Betrieb etwas höher, als jene im Labor. Es wird vermutet, dass der Wärmeübergang durch die vorherrschenden Strömungsverhältnisse im Betrieb forciert abläuft und dadurch lokal an der Oberfläche höhere Metalltemperaturen vorliegen, die zu Anschmelzungen führen. Weiters wäre aufgrund des geringeren Probenvolumens im Labor ein besserer Konzentrationsausgleich über die Probendicke denkbar. Dies hätte den Effekt, dass im Labor ein deutlich rascherer Abbau der niedrig schmelzenden Phasen erfolgt und somit einen möglichen Grund darstellt, warum im Labor keine Anschmelzungen entstanden sind. Infolgedessen

könnte eine zusätzliche Haltezeit bei der Lösungsglühung im Betrieb eine Lösung für das vorliegende Problem sein. Durch die Haltzeit hätte das Material mehr Zeit zum diffusionskontrollierten Ausgleich und somit wären im Anschluss höhere Lösungsglühtemperaturen ohne Gefahr von Anschmelzungen möglich. Aufgrund der begrenzten Versuchsplatten konnte ein Wiederholungsversuch im Rahmen dieser Arbeit nicht erfolgen.

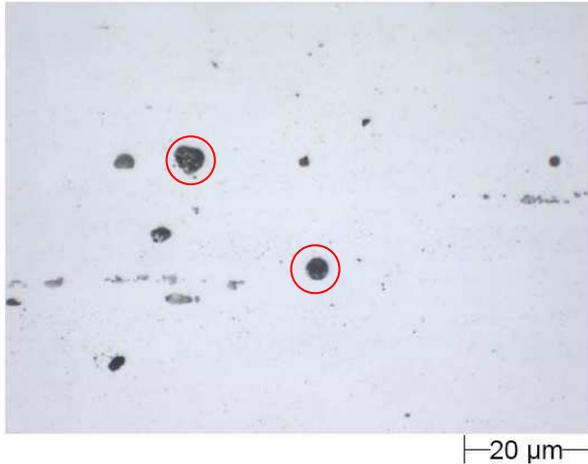


Abb. 85: Neue Homogenisierung – Platte 011
> 480 °C



Abb. 86: Neue Homogenisierung – Platte 031
>> 480 °C

Für die Auswertung der mechanischen Kennwerte erfolgt nach dem Warmauslagern die Probennahme laut Luftfahrtnorm. Dabei wird von den Platten ein Probenabschnitt abgesägt (jeweils an den Enden), aus dem anschließend die Proben für die Zug- und Bruchzähigkeitsprüfung gefertigt werden. Die Durchführung dieser Prüfungen ist genormt und in den Kapiteln 4.3 und 4.4 näher beschrieben. In den nachfolgenden Abb. 87 bis 89 ist die Bruchzähigkeit (K_{IC}) in Abhängigkeit der Dehngrenze ($R_{p0,2}$) für die verschiedenen Wärmebehandlungen und Orientierungen dargestellt. Nachdem bei den Lösungsglühvarianten > 480 °C Anschmelzungen im Gefüge resultieren, sind deren Kennwerte als ungültig anzusehen, da die Platten aufgrund des Gefügedefektes bereits Ausschuss darstellen.

Die in den nachfolgenden Diagrammen dargestellten Kennwerte entsprechen einem Mittelwert von vier Einzelmessungen (siehe Tabellen A.1 bis A.3 im Anhang), deren Standardabweichung im Vergleich zu betriebsüblichen Produktionsaufträgen als normal angesehen werden kann. In den Diagrammen stellen die blau gefärbten Punkte die Proben aus der Standard-Homogenisierung dar, die rot gefärbten hingegen illustrieren die neue Homogenisierung. Aus Abbildung 87 geht hervor, dass im Vergleich zur Standard-Wärmebehandlung (blauer, quaderförmiger Punkt) mit den neu gewählten Glühvarianten eine Steigerung der Bruchzähigkeit zu erzielen ist (bis zu 2 MPa \sqrt{m}). Analog zu den Labor-Lösungsglühungen zeigt sich zudem mit zunehmender Lösungsglüh-temperatur eine Erhöhung der Dehngrenze um ca. 20 MPa. Allerdings muss berücksichtigt werden,

dass die Glühvarianten mit $> 480\text{ °C}$ (roter, runder Punkt) und jene mit $\gg 480\text{ °C}$ (roter, dreieckiger Punkt) zu Anschmelzungen führen und somit keine gültigen Werte darstellen.

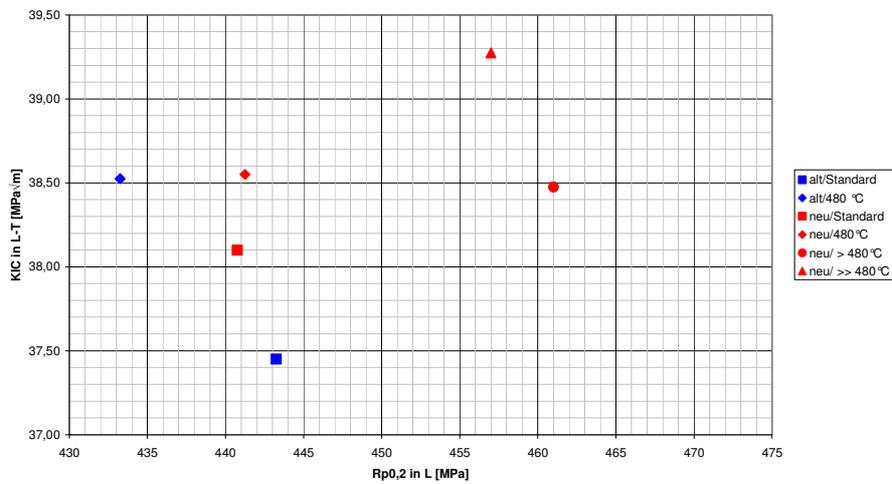


Abb. 87: K_{IC} (L-T) als Funktion von $R_{p0,2}$ (L)

In Abb. 88 ist die Bruchzähigkeit in T-L-Richtung und die Dehngrenze in LT-Richtung dargestellt. Diese Probenorientierung erzielt im Vergleich zu den Richtungen L-T (K_{IC}) bzw. L ($R_{p0,2}$) deutlich geringere Kennwerte. Diese Tatsache stellt ein Textur-Problem dar, welches zurzeit im Rahmen einer Dissertation untersucht wird. Laut Norm müssten die Kennwerte analog zu denen in Abb. 87 sein. Im Vergleich zur Standard-Wärmebehandlung geht aus Abb. 88 ebenfalls hervor, dass durch die neue Homogenisierung und einer Lösungsglühung bei 480 °C eine Steigerung der Bruchzähigkeit um fast $2\text{ MPa}\sqrt{m}$ erzielbar ist. Mit zunehmender Lösungsglühetemperatur fallen die Kennwerte ab, was auf die Anschmelzungen im Gefüge zurückzuführen ist.

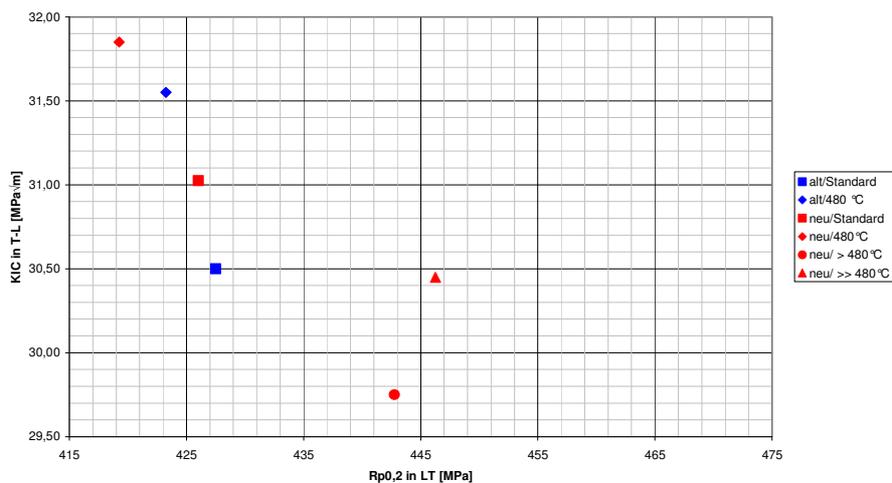


Abb. 88: K_{IC} (T-L) als Funktion von $R_{p0,2}$ (LT)

Die in Abb. 89 gezeigte Probenorientierung erzielt erfahrungsgemäß die niedrigsten Bruchzähigkeitswerte, da sich die Kornstruktur in dieser Richtung negativ auf das Bruchverhalten auswirkt. Aus Abb. 89 geht eine vergleichbare Entwicklung der Bruchzähigkeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlungen hervor, wie bereits in den zuvor beschriebenen Abb. 87 und 88. Die Erhöhung der Bruchzähigkeit kann jedoch allgemein als sehr gering eingestuft werden.

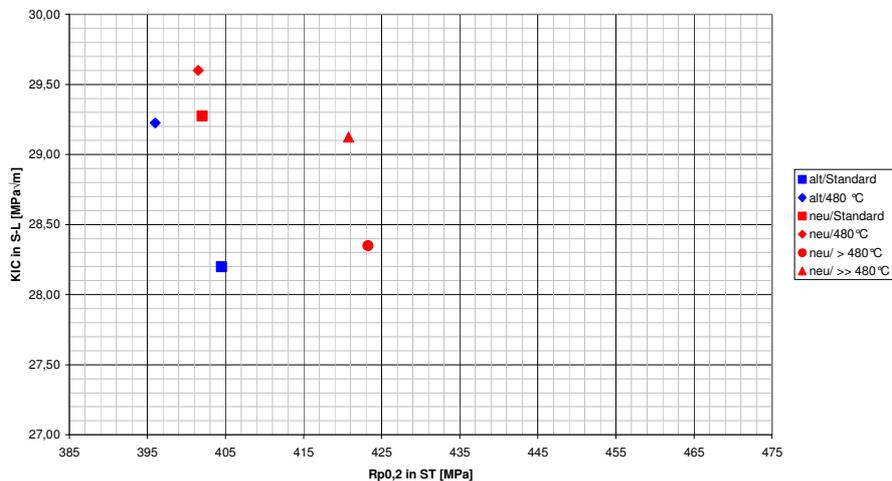


Abb. 89: K_{IC} (S-L) als Funktion von $R_{p0,2}$ (ST)

Zusammengefasst konnte aus den durchgeführten Betriebsversuchen nur eine schwach steigende Tendenz der Bruchzähigkeit mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur beobachtet werden. Es hat sich allerdings gezeigt, dass trotz einer Zeiteinsparung von ca. 26 % bei der Lösungsglühung verbesserte Bruchzähigkeitskennwerte zu erzielen sind. Aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten stellt dies bereits eine Verbesserung dar. Eine signifikante Steigerung der Bruchzähigkeit konnte allerdings noch nicht erreicht werden. Des Weiteren sind die Lösungsglühvarianten bei höheren Temperaturen (> 480 °C) nicht prozesssicher. Aus diesen Gründen wird in den nachfolgenden Kapiteln eine Weiterentwicklung der Legierung 7075.4 vorgestellt.

4.11 Legierung 7075.5

Nachdem die vorliegende Legierung 7075.4 mit den veränderten Wärmebehandlungen nicht die gewünschte Steigerung der Bruchzähigkeit bzw. der Lösungsglühtemperatur zeigt, soll eine neue Legierungszusammensetzung zur Anwendung kommen.

Wie bereits in Kapitel 4.2 erläutert, bewirkt ein reduzierter Cu-Gehalt eine Steigerung der Solidustemperatur. Für die Durchführung der nächsten Lösungsglühversuche kommt eine neue Versuchs-Charge mit der in Tab. 13 zusammengefassten chemischen Zusammensetzung zur Anwendung. Dabei wurde der Cu-Gehalt im Vergleich zur 7075.4 um ca. 15 % reduziert. Die neue

Legierung liegt damit noch innerhalb des Legierungsfensters der AW-7075 nach DIN EN 573.3 und trägt die firmeninterne Bezeichnung 7075.5.

DIN EN 573.3	Zn [%]	Mg [%]	Cu [%]	Si [%]	Fe [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ti [%]
AW-7075	5,79	2,55	1,43	0,08	0,13	0,02	0,19	0,035

Tab. 13: Chemische Zusammensetzung der Versuchs-Charge

Um den Unterschied der beiden Legierungen zu verdeutlichen, werden thermodynamische Berechnungen mit Hilfe von „Pandat“ durchgeführt und nachstehend erläutert. Die Abb. 90 zeigt analog zu den bereits angeführten Berechnungen (siehe Kapitel 4.2) im linken Bild die Erstarrungssimulation nach Scheil und im rechten Bild die Erstarrung im Gleichgewicht. Im Vergleich zur 7075.4 ergibt sich bei 7075.5 mit einem Cu-Gehalt von 1,43 % eine Gleichgewichtssolidustemperatur von ca. 514 °C. Diese liegt in etwa 15 °C höher als die Solidus der 7075.4.

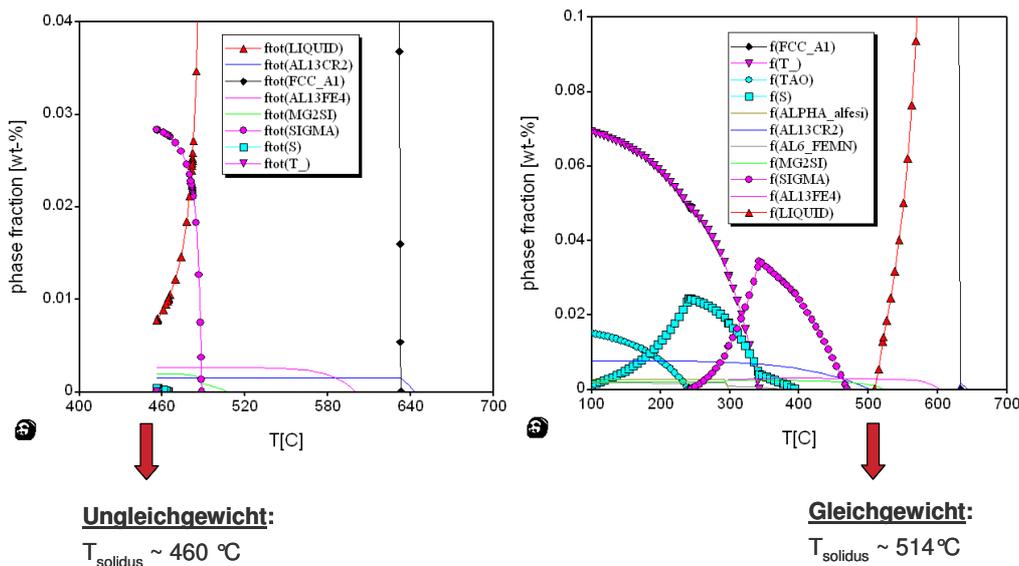


Abb. 90: linkes Bild: Erstarrungssimulation nach Scheil, rechtes Bild: Erstarrung im Gleichgewicht; (Legierung: siehe Tabelle 13)

In den Abb. 91 und 92 sind die beiden Legierungen 7075.4 und 7075.5 einander gegenübergestellt. Die Erstarrungssimulation nach Scheil zeigt, dass sich bei der Legierung 7075.5 aufgrund der Cu-Reduktion ein deutlich geringerer Phasenanteil der Al₂CuMg (S-Phase) ausbildet. Der Grund dafür ist, dass viel weniger Cu zur Ausbildung der niedrig schmelzenden Phase zur Verfügung steht. Damit kann die Löslichkeitstemperatur der S-Phase herabgesetzt werden und es resultiert im Zuge der Homogenisierung eine viel schnellere Auflösung dieser Bestandteile.

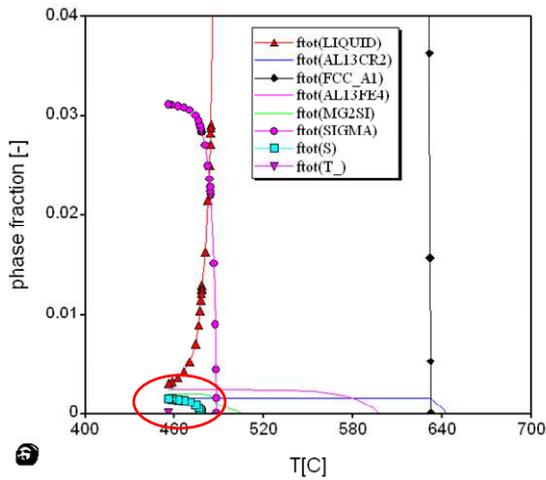


Abb. 91: Erstarrung nach Scheil 7075.4
(Legierung: siehe Tab. 10)

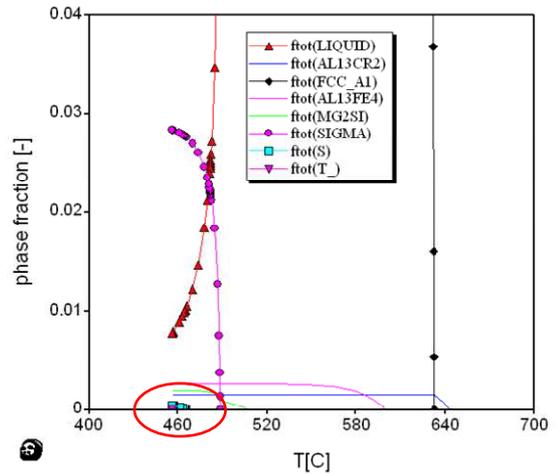


Abb. 92: Erstarrung nach Scheil 7075.5
(Legierung: siehe Tab. 13)

Nachfolgende Abb. 93 und 94 zeigen die Phasendiagramme der Legierungen 7075.4 und 7075.5 in Abhängigkeit der Legierungselemente Mg und Zn. Daraus geht hervor, dass die Legierung 7075.5 mit einem Cu-Gehalt von 1,43 % erst bei 500 °C einen flüssigen Phasenanteil zeigt. Hingegen entsteht die flüssige Phase bei 7075.4 bereits bei 485 °C. Dieser Temperatur-unterschied spiegelt sich in der höheren Solidustemperatur der Legierung 7075.5 wider.

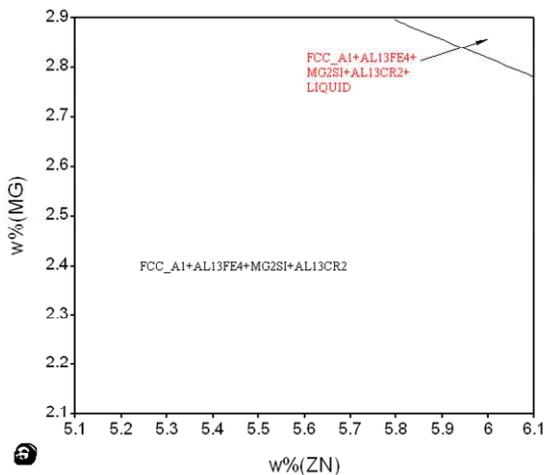


Abb. 93: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes – 7075.4 bei 485 °C
(Legierung: siehe Tab. 10)

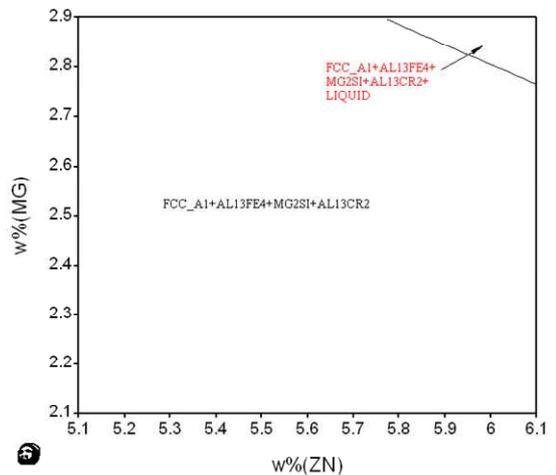


Abb. 94: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes – 7075.5 bei 500 °C
(Legierung: siehe Tab. 13)

4.12 Lösungsglühversuche im Salzbad – 7075.4/7075.5

Mittels der Glühversuche im Salzbad soll im Labormaßstab die Lösungsglühung von Luftfahrtblechen simuliert werden. Die Lösungsglühung von Blechen erfolgt im Betrieb in einem Banddurchzugsofen (BDZ). Die Aufheizgeschwindigkeit ist dabei im Vergleich zur Plattenfertigung äußerst schnell, was bedeutet, dass die Bleche binnen von Sekunden auf Lösungsglühtemperatur sind und demnach während des Aufheizens die Zeit für diffusionskontrollierte Auflösungs Vorgänge nicht ausreicht. Die bei der Homogenisierung nicht aufgelösten, löslichen Phasen können dabei unerwünschte Anschmelzungen verursachen. Die Glühversuche im Salzbad stellen eine Analogie zu diesem Prozess dar, denn durch die Salzschnmelze ($\frac{2}{3}$ NaCl und $\frac{1}{3}$ KCl) resultiert ein forcierter Wärmeübergang. Nachfolgend kommt es zu einer detaillierten Erläuterung dieser Versuchsreihe und der erhaltenen Ergebnisse.

4.12.1 Probenmaterial

Um einen Vergleich zwischen 7075.4 und 7075.5 anstellen zu können, werden aus den Beizscheiben der Versuchschargen (siehe Tab. 10/7075.4 und Tab. 13/7075.5) Proben gefertigt. Die Homogenisierung der Beizscheiben erfolgte mit den neu eingestellten Glühparametern. Des Weiteren wird auch das warmgewalzte Material dieser Chargen untersucht und analog zu den Beizscheiben die selben Proben entnommen. Die verwendete Probenform ist in den Abb. 95 und 96 dargestellt.

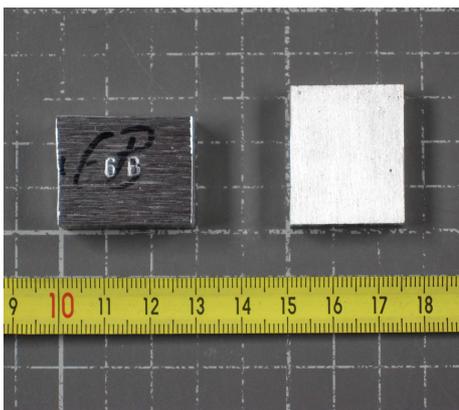


Abb. 95: Proben der Salzbadversuche - Draufsicht

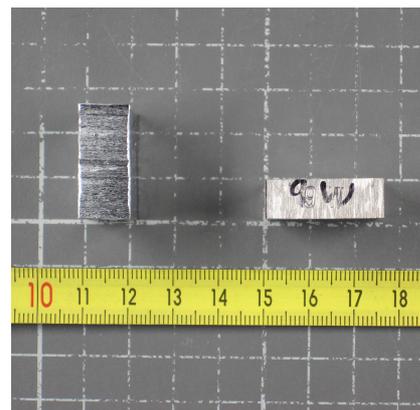


Abb. 96: Proben der Salzbadversuche - Seitenansicht

4.12.2 Versuchsdurchführung

Die Durchführung der Versuche im Salzbad erfolgt in einem speziell dafür vorgesehenen Aggregat der Fa. Nabertherm (siehe Abb. 97). Zur Aufzeichnung der Metalltemperatur wurden „Dummi“-Proben mit einem Mantelthermoelement vom Typ K mitgeglüht.



Abb. 97: Aggregat für die Lösungsglühversuche im Salzbad

Die Glühparameter sind in der folgenden Versuchsmatrix zusammengefasst (siehe Tab. 14). Von jedem Vormaterial (Beizscheibe und warmgewalzte Platte) werden sechs Proben bei unterschiedlichen Temperaturen (470 bis 495 °C) mit einer Haltezeit von 30 min geblüht. Das Abschrecken der Proben erfolgt in Wasser.

Var.	Beizscheibe Charge siehe Tab. 10				Metallographie	Var.	Warmgewalzte Proben 7075.4				Metallographie
	Salzbad Temperatur [°C]	Halten		Metallographie			Salzbad Temperatur [°C]	Halten		Metallographie	
		°C	min					°C	min		
1-B	470	470	30	x	1-W	470	470	30	x		
2-B	475	475	30	x	2-W	475	475	30	x		
3-B	480	480	30	x	3-W	480	480	30	x		
4-B	485	485	30	x	4-W	485	485	30	x		
5-B	490	490	30	x	5-W	490	490	30	x		
6-B	495	495	30	x	6-W	495	495	30	x		
Var.	Beizscheibe Charge siehe Tab. 13				Metallographie	Var.	Warmgewalzte Proben 7075.5				Metallographie
	Salzbad Temperatur [°C]	Halten		Metallographie			Salzbad Temperatur [°C]	Halten		Metallographie	
		°C	min					°C	min		
7-B	470	470	30	x	7-W	470	470	30	x		
8-B	475	475	30	x	8-W	475	475	30	x		
9-B	480	480	30	x	9-W	480	480	30	x		
10-B	485	485	30	x	10-W	485	485	30	x		
11-B	490	490	30	x	11-W	490	490	30	x		
12-B	495	495	30	x	12-W	495	495	30	x		

Tab. 14: Versuchsmatrix für die Glühversuche im Salzbad

4.12.3 Versuchsergebnisse

Die metallographische Untersuchung zeigt, dass die warmgewalzte Probe der Legierung 7075.4 ab 485 °C erste Anschmelzungen in Form von Rosetten aufweist (siehe Abb. 98). Im Vergleich dazu, ist die Probe der Legierung 7075.5 frei von Anschmelzungen (siehe Abb. 99).



Abb. 98: Warmgewalzte Platte - 7075.4;
485 °C/30 min

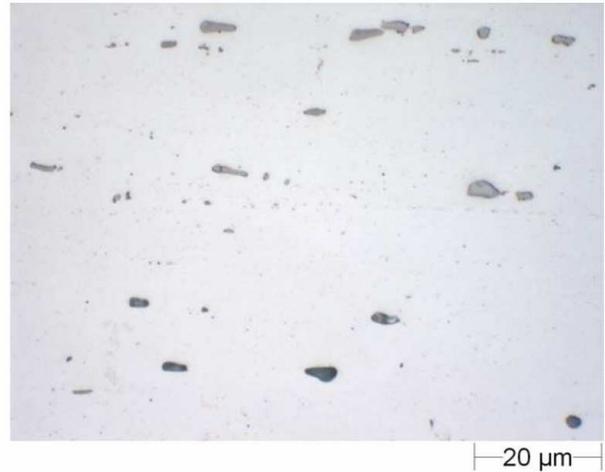


Abb. 99: Warmgewalzte Platte - 7075.5;
485 °C/30 min

In den Abb. 100 und 101 ist das Gefüge der geglähten Beizscheiben zu sehen. Im Zuge der Gefügeuntersuchung konnten sowohl bei 7075.4, als auch bei 7075.5 keine Anzeichen auf Anschmelzungen beobachtet werden. Nachdem die Beizscheibe der Legierung 7075.4 im Vergleich zur warmgewalzten Probe ein sauberes Gefüge aufweist, wird vermutet, dass sich während des Abkühlens nach dem Warmwalzen erneut unerwünschte Ausscheidungen der niedrig schmelzenden Phasen bilden. Eine forcierte Abkühlung nach dem Warmwalzen (z.B. durch Ventilatoren), könnte eine präventive Maßnahme zur Vermeidung dieser Ausscheidungen darstellen. Im Rahmen dieser Arbeit wurden aufgrund der begrenzten Versuchsplatten keine Untersuchungen dahingehend unternommen.



Abb. 100: Beizscheibe - 7075.4; 485 °C/30 min



Abb. 101: Beizscheibe - 7075.5; 485 °C/30 min

In den nachfolgenden Abb. 102 und 103 sind die Gefüge der warmgewalzten Proben nach einer Glühung bei 490 °C angeführt. Die Legierung 7075.5 zeigt bei dieser Temperatur erstmals Anschmelzungen in Form einer Rosette (siehe Abb. 103). Hingegen weist das Gefüge der Legierung 7075.4 (siehe Abb. 102) bereits vermehrt Rosetten auf.



Abb. 102: Warmgewalzte Platte - 7075.4;
490 °C/30 min



Abb. 103: Warmgewalzte Platte - 7075.5;
490 °C/30 min

In den Abb. 104 und 105 sind die Gefügebilder der Proben aus den Beizscheiben zu sehen. Ab einer Temperatur von 490 °C weist nun auch die Beizscheibe der Legierung 7075.4 Anschmelzungen in Form von auftretenden Eutektika an den Korngrenzen und -tripelpunkten auf. Diese Erkenntnis entspricht den in Kapitel 4.7.3 generierten Ergebnissen. Die Beizscheibenproben der Legierung 7075.5 zeigen im Vergleich dazu, auch bei 495 °C noch keine Anschmelzungen (siehe Abb. 106).



Abb. 104: Beizscheibe – 7075.4; 490 °C/30 min

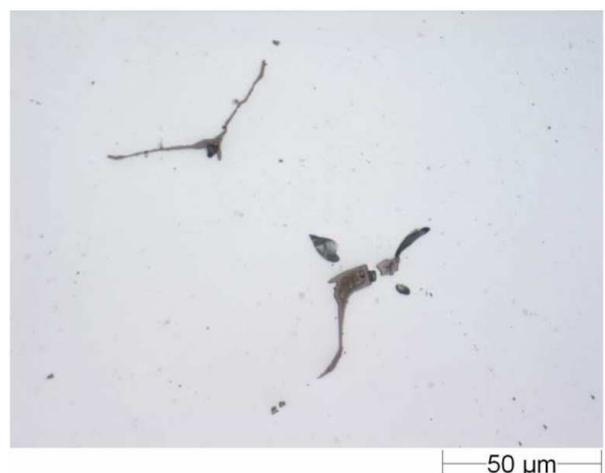


Abb. 105: Beizscheibe – 7075.5; 490 °C/30 min



Abb. 106: Beizscheibe – 7075.5; 495 °C/30 min

Zusammenfassend ist zu sagen, dass die Legierung 7075.5 im Vergleich zur 7075.4 aufgrund des geringeren Cu-Gehaltes höhere Lösungsglühtemperaturen zulässt. Für die Lösungsglühung der Legierung 7075.4 können 480 °C als Temperaturobergrenze definiert werden. Dies stimmt mit den Ergebnissen der Lösungsglühversuche im Betrieb überein (siehe Kapitel 4.10.3). Hingegen wären mit der Legierung 7075.5 bei einer Lösungsglühung mit moderaten Aufheizgeschwindigkeiten, wie sie bei der Plattenfertigung vorliegen, Temperaturen > 480 °C denkbar.

Des Weiteren konnte ein deutlicher Unterschied zwischen den warmgewalzten und den nur homogenisierten Proben festgestellt werden. Die homogenisierten Proben der Legierung 7075.5 zeigen beispielsweise auch bei 495 °C noch keine Anschmelzungen. Dieser Sachverhalt sollte in Zukunft näher untersucht werden.

4.13 Lösungsglühversuche im Betrieb – 7075.5

Die nachfolgende Versuchsreihe ist analog zu jener in Kapitel 4.10. Als Probenmaterial kommen hier warmgewalzte Platten der Legierung 7075.5 zur Anwendung. Die Versuche sollen einerseits Aufschluss über die maximal mögliche Lösungsglühtemperatur im Zuge der Plattenfertigung geben und andererseits ist der Einfluss der Legierung 7075.5 auf die Bruchzähigkeits- und Festigkeitskennwerte zu analysieren.

4.13.1 Probenmaterial

Wie bereits erwähnt, werden für diese Versuchsreihe warmgewalzte Platten der Legierung 7075.5 verwendet. Die chemische Zusammensetzung entspricht jener in Tab. 13.

4.13.2 Versuchsdurchführung

Die Durchführung der Lösungsglühversuche im Betrieb erfolgt analog zur Legierung 7075.4 (siehe Kapitel 4.10.2), die Versuchsmatrix ist in Tab. 15 dargestellt.

Platten	Lösungsglühung: HOMO Neu - Platten von 7075.5 (Tab. 13)		Warmauslagerung	Metallographie	
	Aufheizen °C/ min	Halten °C			
070/080	Aufheizregime der Standard Lösungsglühung		siehe Abb. 77 - R1	x	
030/060	siehe Abb. 83		480	x	
010/020			> 480	siehe Abb. 77 - R1	x
040/050/090			>> 480		x

Tab. 15: Versuchsmatrix der Lösungsglühversuche – 7075.5

4.13.3 Versuchsergebnisse

Nach erfolgter Warmauslagerung wurden auch bei dieser Versuchsreihe Gefügeproben von den Platten entnommen und metallographisch aufbereitet. Die Gefügeuntersuchungen haben ergeben, dass bei dieser Legierung ab einer Lösungsglühtemperatur von >> 480 °C erste Anschmelzungen in Form von Rosetten auftreten (siehe Abb. 107).



Abb. 107: Gefüge der Legierung 7075.5 bei >> 480 °C

Die nachfolgenden Diagramme stellen die Bruchzähigkeit K_{IC} als Funktion der Dehngrenze $R_{p0,2}$ für die verschiedenen Wärmebehandlungen dar. Die angeführten Werte entsprechen auch hier einem Mittelwert von vier Einzelmessungen (siehe Tabellen A.4 bis A.6 im Anhang), deren Standardabweichung im Vergleich zu betriebsüblichen Produktionsaufträgen als normal angesehen werden kann. Analog zu den bereits erläuterten Diagrammen in Kapitel 4.10.3 beschreiben die blau gefärbten Punkte die Proben der Legierung 7075.4 mit Standard-Homogenisierung, die rot gefärbten entsprechen der neuen Homogenisierung und die grün gefärbten zeigen die Legierung 7075.5 mit neuer Homogenisierung.

Aus Abb. 108 geht hervor, dass im Vergleich zu den bereits erhaltenen Ergebnissen für 7075.4 mit der neuen Legierung 7075.5 und den optimierten Wärmebehandlungen eine deutliche Steigerung der Bruchzähigkeit zu erzielen ist (annähernd 10 %). Des Weiteren zeigt sich aus den Ergebnissen dieser Probenorientierung (L/L-T), dass mit zunehmender Glüh Temperatur die Dehngrenze marginal ansteigt. Zu berücksichtigen ist auch hier, dass die Werte für die Lösungsglüh Temperaturen $> 480\text{ °C}$ (bei der Legierung 7075.4) und $\gg 480\text{ °C}$ (bei beiden Legierungen) aufgrund der dabei entstandenen Anschmelzungen, ungültig sind.

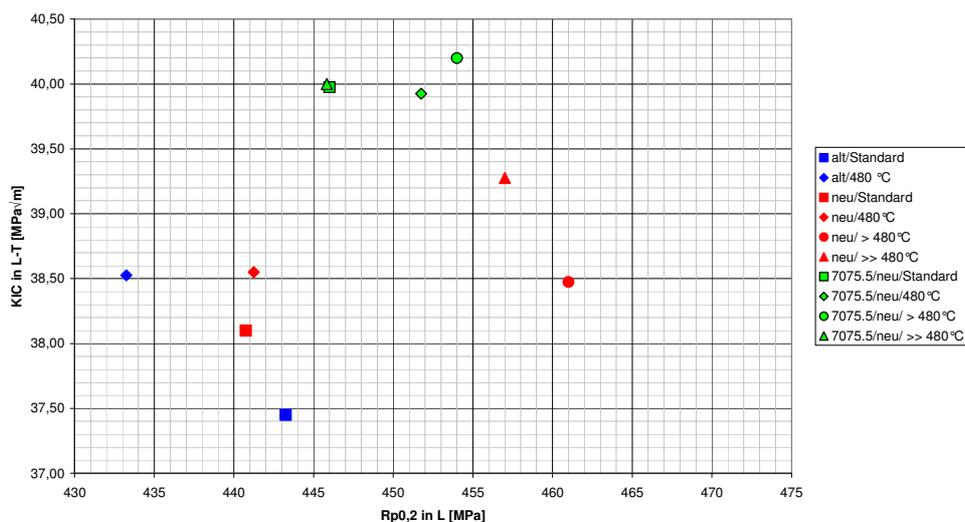


Abb. 108: K_{IC} (L-T) als Funktion von $R_{p0,2}$ (L)

Im Nachfolgendem Diagramm sind die Ergebnisse der Bruchzähigkeit in T-L-Richtung und jene der Dehngrenze in LT-Richtung (siehe Abb. 109) zu sehen. In dieser Probenorientierung kann nur eine marginale Steigerung der Bruchzähigkeit durch die neue Legierung 7075.5 erzielt werden. Dennoch resultiert mit einer Lösungsglühung bei 480 °C im Vergleich zur Standard-Wärmebehandlung eine Verbesserung um ca. $1,5\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Warum die Bruchzähigkeit für die Lösungsglühung bei $> 480\text{ °C}$ in dieser Probenorientierung etwas abfällt, kann nicht erklärt werden. Das erwähnte Texturproblem (siehe Kapitel 4.10.3) spielt dabei sicherlich eine Rolle.

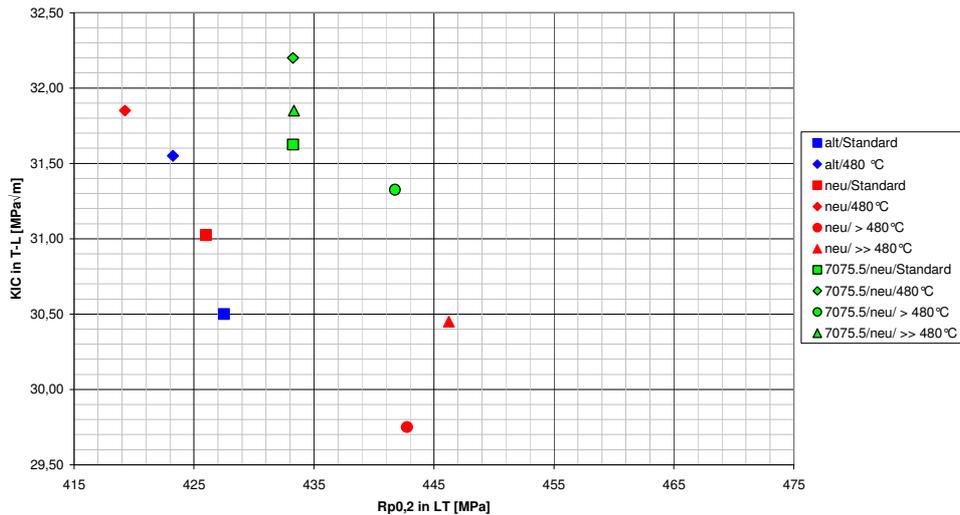


Abb. 109: K_{IC} (T-L) als Funktion von $R_{p0,2}$ (LT)

In Abb. 110 sind die Ergebnisse der Bruchzähigkeit in S-L-Richtung und der Dehngrenze in ST-Richtung dargestellt. Hier zeigt sich ebenfalls, dass mit der neuen Legierung 7075.5 und den optimierten Wärmebehandlungen eine deutliche Steigerung der Bruchzähigkeit zu erzielen ist (2,5 MPa \sqrt{m}). Die Verschlechterung der Bruchzähigkeit bei der Glühvariante >> 480 °C, kann auf die darin befindlichen Anschmelzungen zurückgeführt werden.

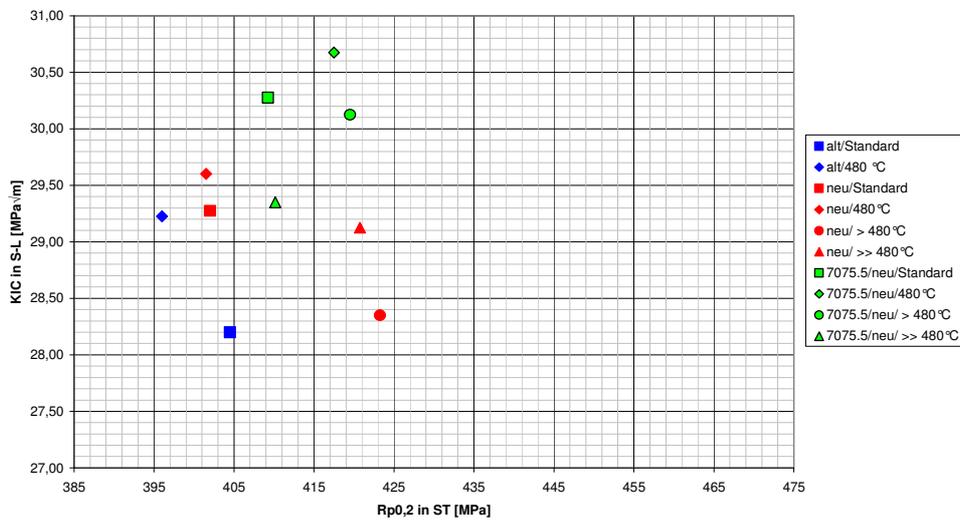


Abb. 110: K_{IC} (S-L) als Funktion von $R_{p0,2}$ (ST)

Nachfolgende Abb. 111 bis 113 zeigen die Bruchzähigkeit und die Dehngrenze in Abhängigkeit der Plattendicke. Dabei entsprechen die grau gefärbten Balken ($R_{p0,2}$) sowie die weißen Punkte (K_{IC}) einem Durchschnittswert aller gefertigten Platten im Zeitraum 01/2007 bis 09/2009. Der grüne Balken und der rot gefärbte Punkt (30 mm - NEU) stellen die zuvor diskutierten Ergebnisse für die Legierung 7075.5 (neue Homogenisierung und Lösungsglühung bei 480 °C/32 min) dar. Der grüne Balken beim Dickenbereich 76 bis 89 mm entspricht einer Trendentwicklung auf Basis der neu generierten Ergebnisse für die Plattendicke von 30 mm. Der signifikante Abfall der Bruchzähigkeit bzw. der Dehngrenze beim Dickenbereich 63 bis 76 mm ist auf einer Änderung der Probennahmeposition bei einer Plattendicke > 60 mm zurückzuführen. Ab dieser Dicke erfolgt die Probennahme nicht mehr aus der halben Plattendicke ($a/2$), sondern aus dem ersten Viertel ($a/4$). Diese Probenposition weist vorwiegend feinkörniges, rekristallisiertes Gefüge auf. Entgegen jeder Theorie erzielt das AMAG-Material jedoch bei einem groben, nicht rekristallisierten Gefüge, bessere Bruchzähigkeiten. Eine Erklärung dafür könnte sein, dass durch das grobkörnige Gefüge mögliche Risspfade reduziert werden. Es liegt somit auf der Hand, dass durch einen gezielten Einsatz der Legierungselemente Cr und Zr (behindern die Rekristallisation) die Bruchzähigkeitswerte in diesem Dickenbereich gesteigert werden können.

Abbildung 120 zeigt die Bruchzähigkeitswerte in L-T-Richtung und die Werte für die Dehngrenze in L-Richtung. Die interne Eingriffsgrenze der Bruchzähigkeit in L-T-Richtung wird deutlich überschritten.

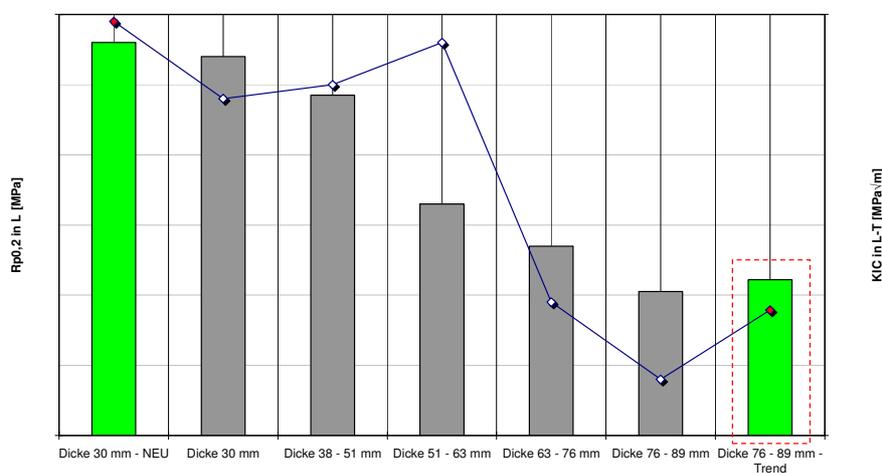


Abb. 111: Trendentwicklung der Bruchzähigkeit (L-T)/Dehngrenze (L) als Funktion der Plattendicke (Zeitraum 01/2007 – 09/2009)

In Abb. 112 ist die Probenorientierung in T-L bzw. LT dargestellt. Wie bereits erwähnt, fallen in dieser Orientierung die Bruchzähigkeitswerte deutlich ab. Die interne Eingriffsgrenze bei einer Plattendicke von > 60 mm wird im Durchschnitt nur noch knapp überschritten. Die Trendrechnung der neuen Legierung 7075.5 mit den optimierten Wärmebehandlungen zeigt für den kritischen Dickenbereich im Vergleich zur Standard-Plattenfertigung der Legierung 7075.4 höhere Bruchzähigkeitswerte. Diese Entwicklung muss unbedingt vor Umsetzung der neuen Lösungsglühung experimentell überprüft werden.

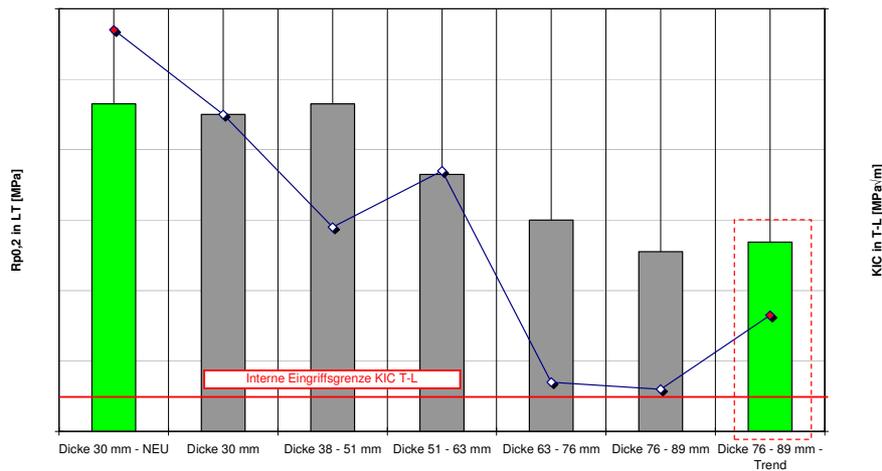


Abb. 112: Trendentwicklung der Bruchzähigkeit (T-L)/Dehngrenze (LT) als Funktion der Plattendicke (Zeitraum 01/2007 – 09/2009)

In Abb. 113 ist die Entwicklung der Bruchzähigkeit in S-L-Richtung (Dehngrenze in ST-Richtung) zu erkennen. Die interne Eingriffsgrenze für diese Probenorientierung wird im Durchschnitt problemlos überschritten.

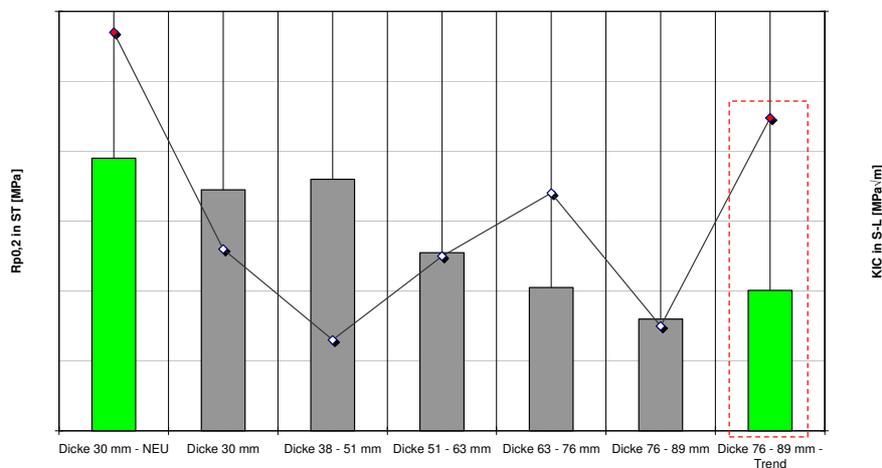


Abb. 113: Trendentwicklung der Bruchzähigkeit (S-L)/Dehngrenze (ST) als Funktion der Plattendicke (Zeitraum 01/2007 – 09/2009)

5. Zusammenfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, den Einfluss der Homogenisierung und des Lösungsglühens auf die Eigenschaften von Luftfahrtplatten der Legierung 7075 im Zustand T7351 zu untersuchen und zähigkeitssteigernde sowie wirtschaftliche Wärmebehandlungsregime vorzuschlagen.

In einem ersten Schritt wurde die bestehende Homogenisierung insoweit abgeändert, dass in der ersten Stufe kritische niedrig schmelzende Phasen des vorliegenden Legierungssystems (z.B. S-Phase) eine nahezu vollständige Auflösung erfahren. Dadurch konnte eine Anhebung der ungleichgewichtsnahen Solidustemperatur in Richtung gleichgewichtsnah erfolgen und somit höhere Glühtemperaturen in der zweiten Stufe ermöglicht werden. Zur Festlegung der neuen Homogenisierungsstufen kam es auf Basis thermodynamischer Simulationen und DSC-Analysen zu diversen Vorversuchen im Labormaßstab. Unter Berücksichtigung möglicher Ofentemperaturschwankungen (Sicherheitsfaktor +/- 5 °C) wurde schlussendlich eine zweistufige Homogenisierung bei erhöhter Temperatur gegenüber der Standard-Homogenisierung im Betrieb umgesetzt. Im Vergleich zum bisher durchgeführten Glühregime erzielt die neue Homogenisierung eine Zeiteinsparung von einer Stunde, wobei die Haltezeit in der zweiten Stufe sicherlich noch ein weiteres Einsparungspotenzial birgt. Diesbezüglich sollten in Zukunft weitere Versuche erfolgen.

In einem zweiten Schritt galt es die Lösungsglühung so zu optimieren, dass durch eine Erhöhung der dabei vorherrschenden Temperatur verbesserte Bruchzähigkeits- bzw. Festigkeitskennwerte und darüber hinaus auch eine Reduktion der Glühzeit resultieren. Die Ergebnisse der durchgeführten Betriebsversuche zeigten jedoch nur eine schwach steigende Tendenz der Bruchzähigkeit mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur. Im Vergleich zur Standard-Lösungsglühung konnte allerdings durch ein neu entwickeltes Glühregime, neben der geringfügig verbesserten Bruchzähigkeiten, eine Zeiteinsparung von > 20 % erzielt werden.

Nachdem die vorliegende Versuchslegierung (7075.4) mit den veränderten Wärmebehandlungen nicht die gewünschte Steigerung der Bruchzähigkeit bzw. der Lösungsglühtemperatur zeigte, wurde ein neues Legierungsdesign der AW-7075 erprobt. Aus den thermodynamischen Berechnungen ging hervor, dass eine Reduktion des Cu-Gehaltes eine Verschiebung der Solidustemperatur zu höheren Temperaturen ermöglicht. Die neue Legierung (7075.5) enthält demnach um 15 % weniger Kupfer. Im Vergleich zu den bereits generierten Ergebnissen für 7075.4, war mit der neuen Legierung 7075.5 und den optimierten Wärmebehandlungen eine deutliche Steigerung der Bruchzähigkeit gegeben (annähernd 10 %).

6. Diskussion und Ausblick

Die in der vorliegenden Arbeit beschriebenen Versuche und deren Ergebnisse beziehen sich ausschließlich auf eine Plattendicke von 30 mm. Aus den Abb. 120 bis 122 geht hervor, dass die interne Eingriffsgrenze der Bruchzähigkeitswerte (K_{IC}) erst bei Dickenbereichen > 60 mm ein Problem darstellt. Dabei sind die K_{IC} -Werte der T-L-Richtung besonders kritisch. Die niedrigeren Kennwerte in dieser Probenorientierung können wie bereits erwähnt, noch nicht eindeutig erklärt werden. In diesem Zusammenhang spielt jedoch die sich ausbildende Walztextur eine Rolle. Nachdem das Versuchsmaterial für diese Arbeit begrenzt war, konnte eine Untersuchung anderer Dickenbereiche nicht erfolgen. Im nächsten Schritt müssen demnach Versuche mit größerer Plattendicke durchgeführt werden, damit der Einfluss der neuen Wärmebehandlungen bzw. des neuen Legierungsdesigns auch hinsichtlich der kritischen Dickenbereiche verifiziert werden kann. Dabei ist zu berücksichtigen, dass aufgrund des damit verbundenen größeren Volumens mit einer erhöhten Systemträgheit zu rechnen ist. Das bedeutet, dass der diffusionskontrollierte Konzentrationsausgleich über die Dicke sicherlich mehr Zeit in Anspruch nimmt. Die Ergebnisse der Versuchsreihe im Salzbad (siehe Kapitel 4.12) haben gezeigt, dass ein signifikanter Unterschied hinsichtlich der maximalen Glüh Temperatur zwischen warmgewalzter bzw. nur homogenisierter Probe besteht. Infolgedessen wird vermutet, dass im Zuge der langsamen Abkühlung nach dem Warmwalzen wieder niedrig schmelzende Ausscheidungen resultieren, deren erneute Auflösung bei der Lösungsglühung erfolgen muss. In diesem Zusammenhang könnte eine zusätzliche Haltezeit bei der Lösungsglühung, vor allem bei den dickeren Platten, eine verbesserte Auflösung bewerkstelligen.

Nachdem der drastische Abfall der Bruchzähigkeitskennwerte ab einer Dicke von > 60 mm auf eine laut Norm vorgeschriebene Änderung der Probenposition zurückzuführen ist (von Dicke/2 auf Dicke/4), sollte auch über eine Neueinstellung der rekristallisationshemmenden Legierungselemente (z.B. Cr) nachgedacht werden. Gefügeuntersuchungen zeigen, dass im Bereich Dicke/4 ein bereits rekristallisiertes Korngefüge vorliegt. Das viel feinere Gefüge wirkt aufgrund eines damit verbundenen erhöhten Risswachstums-Potenzials negativ auf die Bruchzähigkeit. Zusätzliche feindisperse Ausscheidungen können der Rekristallisation entgegenwirken und möglicherweise auch in diesen Dickenbereichen zu höheren K_{IC} -Werten führen.

Aus wirtschaftlichen Gründen (Zeit- und Kosteneinsparung) sollte des Weiteren die Haltezeit der zweiten Homogenisierungsstufe genauer untersucht werden. Mit den zur Verfügung stehenden Mitteln konnte ausschließlich eine qualitative Aussage hinsichtlich primärer bzw. vergrößerter Sekundärausscheidungen getroffen werden. Möglicherweise könnte eine

Reduktion auf vier Stunden in dieser Stufe realisierbar sein. Nachdem die dazu notwendigen Versuchsreihen sehr aufwändig sind (da ausschließlich im Betrieb möglich), erfolgte bereits im Rahmen der Diplomarbeit eine Probennahme für entsprechende Untersuchungen mittels TEM (Transmissions Elektronen Mikroskop). Im Zuge der TEM-Analysen sollte auch eine Überprüfung der festigkeitssteigernden Phasen (GPI, GPII, metastabile Übergangsphase), vor allem in Hinblick auf die kupferreduzierte Legierung 7075.5, erfolgen. Aufgrund des Zeitaufwandes konnten die TEM-Untersuchungen im Rahmen der Diplomarbeit nicht durchgeführt werden.

Zusätzlich besteht die Möglichkeit, die Erkenntnisse aus dieser Arbeit als Basis für artverwandte Legierungen (z.B. 7475, 7050) heranzuziehen. Im Falle der Legierung 7475, die ausschließlich geringere Fe- und Si-Gehalte aufweist, könnte eine nahezu vollständige Adaption erfolgen und somit wäre auch hier eine Zeiteinsparung bei den Wärmebehandlungen gegeben.

Damit die bestehende Legierung 7075.4 vollständig durch die neu entwickelte Legierung 7075.5 ersetzt werden kann, sind aus statistischen Gründen weitere Versuchsreihen, vor allem mit Platten größerer Dicke, erforderlich. Außerdem sollten auch andere Prüfmethode, wie beispielsweise die SpRK-Prüfung, zur Anwendung kommen.

7. Literatur

- [1] Altenpohl, D.: Aluminium von Innen – Das Profil eines modernen Metalls, 5. Auflage, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1994, unveränderter Nachdruck 2005
- [2] Hatch, J.E.: Aluminium – properties and physical metallurgy, 9. Auflage, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1999
- [3] Kammer, C.: Aluminium Taschenbuch 1, 16. Auflage, Aluminium Verlag, 2002
- [4] Altenpohl, D.: Aluminium und Aluminiumlegierungen, Springer-Verlag, Berlin, 1965
- [5] Totten, G.E. and MacKenzie, D.S.: Handbook of Aluminium – Volume 1 Physical and Mechanical Properties, Marcel Dekker Inc., New York – Basel, 2003
- [6] Poganitsch, R.: Zähigkeits- und Festigkeitsverbesserung der hochfesten technischen Legierung AlZnMgCu1,5, Dissertation am Institut für Technologie und Hüttenkunde der Nichteisenmetalle, Leoben, 1984
- [7] Ratzi, R.L.: Optimierung der mechanischen Eigenschaften von hoch- und höchstfesten AlZnMgCu-Legierungen, Dissertation am Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung, Leoben, 1988
- [8] Roósz, A. and H.E. Exner: Ternary restricted-equilibrium phase diagrams – II. Practical application: aluminium-rich corner of the Al-Cu-Mg system. Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 38, No. 10 (1990), 2009-2016
- [9] Mondolfo, L.F.: Aluminium Alloys – Structure and Properties, Butter Worths London, Boston, 1976
- [10] Radlmayr, K.M.: Gefügeuntersuchungen an höherfesten AlZnMgCu-Legierungen, Diplomarbeit am Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung, Leoben, 1986
- [11] Goldgruber, S.: Einfluss der Mikrostruktur auf die Bruchzähigkeit der Aluminiumknetlegierung 7X75, Diplomarbeit am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung, Leoben, 2007
- [12] Koch, S.: Einfluss der Homogenisierung auf die Festigkeitseigenschaften bei AlMgSi-Legierungen, Diplomarbeit am Institut für Nichteisenmetallurgie, Leoben, 2005
- [13] Kassner, M.E., X. Li and H.J. McQueen: The effect of homogenization and precipitation treatment on the extrudability and ambient-temperature mechanical properties of aluminum alloy AA2024. Materials Science and Engineering A, 169 (1993), 9-17
- [14] Verlinden, B., P. Wouters, H.J. McQueen, E. Aernoudt and L. Delaey: Effect of different homogenization treatments on the hot workability of aluminium alloy AA2024. Materials Science and Engineering A, 123 (1990), 229-237
- [15] Merchant, H.D., J. Crane and E.H. Chia: Homogenization and Annealing of Aluminium and Copper Alloys. The Metallurgical Society, Inc. Cincinnati, Ohio 1987

-
- [16] Habashi, F.: Alloys – Preparation, Properties, Application, Wiley-VCH Weinheim, 1998
- [17] Polmear, I.J.: Light Alloys – Metallurgy of the light metals, 3. Auflage, Halsted Press New York, Toronto 1996
- [18] Fuchs, E.G. und A. Roósz: ZTA-Diagramme zur Beschreibung der Homogenisierung in Gußgefügen. Zeitschrift für Metallkunde, 63 Heft 4 (1972), 211-214
- [19] Fuchs, E.G. und A. Roósz: Erweiterte ZTA-Diagramme zur Beschreibung der Homogenisierung in Gußgefügen. Zeitschrift für Metallkunde, 64 Heft 7 (1973), 492-495
- [20] Cyrener, E. and U. Tenzler: Possibilities for the calculation heat treatment diagrams for industrial AlZnMg(Cu) alloys. Aluminium, 75 (1999), 90-96
- [21] Gupta, R.K., N. Nayan and B.R. Ghosh: Design of homogenization cycle for various grain sizes of aluminium alloy AA2219 using diffusion principles. Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 45/No. 3 (2006), 347-352
- [22] Halder, E. und H.E. Exner: Gefügeausbildung und Homogenisierung bei der Erstarrung von Aluminiumlegierungen. Zeitschrift für Metallkunde, 77 Heft 12 (1986), 781-787
- [23] Robson, J.D.: Optimizing the homogenization of zirconium containing commercial aluminium alloys using a novel process model. Materials Science and Engineering A, 338 (2002), 219-229
- [24] Jiang, F., H. Jian, Z. Yin and Z. He: Fatigue behaviour of pre-strain 7B04-T7451 aluminum alloy. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 17 (2007), 204-208
- [25] Gao, F., N. Li, N. Tian, Q. Sun, X. Liu and G. Zhao: Overheating temperature of 7B04 high strength aluminum alloy. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 18 (2008), 321-326
- [26] Wang, T., Z. Yin and Q. Sun: Effect of homogenization treatment on microstructure and hot workability of high strength 7B04 aluminium alloy. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 17 (2007), 335-339
- [27] Li, N. and J. Cui: Microstructural evolution of high strength 7B04 ingot during homogenization treatment. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 18 (2008), 769-773
- [28] Fan, X., D. Jiang, Q. Meng and L. Zhong: The microstructural evolution of an Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization. Materials Letters, 60 (2006), 1475-1479
- [29] Mondal, C. and A.K. Mukhopadhyay: On the nature of T(Al₂Mg₃Zn₃) and S(Al₂CuMg) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy. Materials Science and Engineering A, 391 (2005), 367-376

-
- [30] Davis, J.R.: Aluminum and Aluminum Alloys – ASM Specialty Handbook, 3. print., ASM International, Materials Park, Ohio (1994)
- [31] Lim, S., I. Eun and S. Nam: Control of equilibrium phases (M,T,S) in the modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications. *Materials Transactions*, Vol. 44, No. 1 (2003), 181-187
- [32] Fan, X., D. Jiang, Q. Meng, B. Zhang and T. Wang: The evolution of eutectic structures in Al-Zn-Mg-Cu alloys during heat treatment. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 16 (2006), 577-581
- [33] Lim, S., Y. Lee and I. Eun: Structural evolution during ingot preheat in 7xxx aluminum alloys for thick semiproduct applications. *Materials Science Forum*, Vol. 519-521 (2006), 549-554
- [34] Lim, S., Y. Lee and I. Eun: Dilute alloy design of 7xxx aluminum alloys for thick forging applications. *Materials Science Forum*, Vol. 475-479 (2005), 369-372
- [35] Xie, F., X. Yan, L. Ding and F. Zhang: A study of microstructure and microsegregation of aluminium 7075 alloy. *Materials Science and Engineering A*, 355 (2003), 144-153
- [36] <http://www.tu-cottbus.de/mwt/site-deutsch/lehre/leichtbauwerkstoffe/pdf/Folien%20Vorlesung%20Leichtbauwerkstoffe%2011-15.pdf> (27.09.2006).
- [37] Sheikh, A.M.El.: Precipitation hardening and structure features in Al-Zn-Mg alloys, *Strength of Metals and Alloys (ICSMA 7)*, 1 (1985), 483-488
- [38] Lendvai, J.: Precipitation and strengthening in aluminium alloy. *Materials Science Forum*, Vol. 217-222 (1996), 43-56
- [39] Starke, E.A.: Heat-treatable aluminium alloys. *Treatise on Material Science and Technology*, Academic Press, 31 (1989), 23-44
- [40] Sawtell, R.R and J.T. Staley: Interactions between quenching and aging in alloy 7075. *Aluminium*, 59 (1983), 127-133
- [41] Heckel, K.: Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik, 3. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, Wien, 1991
- [42] Chen, K., H. Liu, Z. Zhang, S. Li and R. Todd: The improvement of constituent dissolution and mechanical properties of 7055 aluminum alloy by stepped heat treatments. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol 142 (2003), 190-196

8. Tabellen- und Abbildungsverzeichnis

8.1 Tabellenverzeichnis

Tab. 1: Chemische Zusammensetzung der AlZnMgCu-Legierungen nach DIN EN 573-3	2
Tab. 2: Stabile Phasen des Systems Al-Zn-Mg-Cu	7
Tab. 3: Chemische Zusammensetzung der Versuchs-Charge	31
Tab. 4: Chemische Zusammensetzung der Versuchs-Charge	40
Tab. 5: Versuchsmatrix der Anschmelzreihe	43
Tab. 6: Versuchsmatrix zur Bestimmung der 1. HO-Stufe bei 480 °C	45
Tab. 7: Versuchsmatrix zur Bestimmung des Temperaturfensters der 1. HO-Stufe	46
Tab. 8: Quantitative Analyse der Primärphasen mittels REM, Analysefläche 2 x 2 mm	49
Tab. 9: Versuchsmatrix zur Bestimmung der 2. Homogenisierungsstufe	52
Tab. 10: Chemische Zusammensetzung der Versuchs-Charge	55
Tab. 11: Versuchsmatrix der Laborlösungsglühung	59
Tab. 12: Versuchsmatrix Lösungsglühversuche im Betrieb 7075.4	62
Tab. 13: Chemische Zusammensetzung der Versuchs-Charge	69
Tab. 14: Versuchsmatrix für die Glühversuche im Salzbad	72
Tab. 15: Versuchsmatrix der Lösungsglühversuche – 7075.5	76

8.2 Abbildungsverzeichnis

Abb. 1: Löslichkeit von Legierungszusätzen in Al als Funktion der Temperatur	3
Abb. 2: Einfluss von Zn und Mg auf die Festigkeit von AlZnMgCu-Legierungen, warmausgehärtet; 1,5 % Cu, 0,2 % Mn, 0,2 % Cr	4
Abb. 3: Einphasenräume im System Al-Zn-Mg-Cu bei 460 °C	8
Abb. 4: Bruchzähigkeit als Funktion der Dehngrenze für verschiedene Al-Legierungen	11
Abb. 5: Probenlagen für Bruchzähigkeitsproben; L = Walzrichtung, T = Breite, lange Querrichtung, S = Dicke, kurze Querrichtung	12
Abb. 6: Prozessroute einer Luftfahrtplatte	13
Abb. 7: Erstarrung einer homogenen Legierung im Gleichgewicht	15
Abb. 8: Erstarrung einer homogenen Legierung im Ungleichgewicht	16
Abb. 9: Diffusionskoeffizienten verschiedener Elemente in Aluminium	17
Abb. 10: Theoretisch berechnetes isothermes ZTA-Diagramm einer Al-Cu-Legierung	18
Abb. 11: Verteilungsfunktion von ausgeschiedenen Legierungselementen	19

Abb. 12: Entwicklung der eutektischen Struktur während der Homogenisierung bei unterschiedlichen Haltezeiten, $T = 460\text{ °C}$; a) 5 min, b) 30 min, c) 6 h, d) 24 h	21
Abb. 13: Veränderung der Festigkeits- und Dehnungskennwerte von AlCuMg ₂ -Blechen im Verlauf der Aushärtung bei verschiedenen Auslagerungstemperaturen	22
Abb. 14: Einfluss zunehmender Überhärtung auf die Eigenschaften aushärtbarer Al-Legierungen	23
Abb. 15: Schematische Darstellung der Auswirkung unterschiedlicher Werkstoffzustände einer Al-Legierung auf die Härte und Festigkeit	24
Abb. 16: Schematischer Ablauf einer Ausscheidungshärtung	25
Abb. 17: Verlauf der Warmaushärtung durch Stufenauslagerung für die Legierung 7075; linkes Bild: 1. Stufe, rechtes Bild: 2. Stufe	26
Abb. 18: Arten von Grenzflächen zwischen Teilchen und Matrix; a) kohärent, b) teilkohärent, c) inkohärent	27
Abb. 19: Schematischer Ablauf des Aushärtungsvorganges	28
Abb. 20: Ziel der Diplomarbeit – Prozesssicheres Erreichen der Bruchzähigkeit (WBH...Wärmebehandlung)	31
Abb. 21: linkes Bild: Erstarrungssimulation nach Scheil, rechtes Bild: Erstarrung im Gleichgewicht; (Legierung: siehe Tabelle 3)	32
Abb. 22: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Cu-Gehaltes bei $T = 480\text{ °C}$ (Legierung: siehe Tab. 3)	33
Abb. 23: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Cu-Gehaltes bei $T = 485\text{ °C}$ (Legierung: siehe Tab. 3)	33
Abb. 24: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Cu-Gehaltes bei $T = 490\text{ °C}$ (Legierung: siehe Tab. 3)	34
Abb. 25: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Cu-Gehaltes bei $T = 500\text{ °C}$ (Legierung: siehe Tab. 3)	34
Abb. 26: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes bei $T = 480\text{ °C}$ (Legierung: siehe Tab. 3)	34
Abb. 27: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes bei $T = 485\text{ °C}$ (Legierung: siehe Tab. 3)	34
Abb. 28: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes bei $T = 490\text{ °C}$ (Legierung: siehe Tab. 3)	35
Abb. 29: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes bei $T = 500\text{ °C}$ (Legierung: siehe Tab. 3)	35
Abb. 30: Standard CT-Probe nach ASTM E399	36
Abb. 31: Darstellung der Chevron-Kerbe	37
Abb. 32: K_{IC} -Proben – links: 1,0 CT (L-T), rechts: 0,5 CT (S-L)	37

Abb. 33: Prüfvorrichtung für die KIC-Prüfung (servohydraulische Prüfmaschine Fa. Instron)	37
Abb. 34: Oben: Zugprüfvorrichtung Fa. Zwick; unten: Rundzugprobe.....	38
Abb. 35: Temperaturprogramm zur Erstellung der DSC-Analysen.....	39
Abb. 36: Beizscheibe mit markierter Position der Probennahme (W/3 und T/4).....	41
Abb. 37: Probengeometrie - Seitenansicht	41
Abb. 38: Probengeometrie - Draufsicht.....	41
Abb. 39: Schliff der entspannten Probe – ungeätzt.....	42
Abb. 40: Schliff der entspannten Probe - geätzt	42
Abb. 41: DSC-Kurve einer entspannten Probe	42
Abb. 42: Gefüge nach Glühung bei 480 °C/1 h.....	44
Abb. 43: Gefüge nach Glühung bei 490 °C/1 h.....	44
Abb. 44: Gefüge nach Glühung bei 495 °C/1 h.....	44
Abb. 45: Gefüge nach Glühung bei 520 °C/1 h.....	44
Abb. 46: Labor-Luftumwälzofen der Fa. Nabertherm	45
Abb. 47: Temperatur/Zeit-Kurve der HO bei 480 °C	45
Abb. 48: Temperatur/Zeit-Kurve – HO bei 475 °C.....	46
Abb. 49: Temperatur/Zeit-Kurve – HO bei 485 °C.....	46
Abb. 50: Gefüge der Betriebs-HO, ungeätzt	47
Abb. 51: Gefüge der Betriebs-HO, geätzt	47
Abb. 52: Gefüge Labor-HO - ungeätzt.....	47
Abb. 53: Gefüge Labor-HO - geätzt.....	47
Abb. 54: Phasenflächenanteil – 480 °C/8 h	48
Abb. 55: Phasenflächenanteil – 480 °C/16 h	48
Abb. 56: Durchmesser- und Flächenverteilung der Phasen – 480 °C/8 h	48
Abb. 57: Durchmesser- und Flächenverteilung der Phasen – 480 °C/16 h	48
Abb. 58: DSC-Kurven der Homogenisierung bei 480 °C.....	50
Abb. 59: DSC-Kurven der Homogenisierung bei 475, 480 und 485 °C	50
Abb. 60: Schematische Darstellung einer zweistufigen Homogenisierungsvariante.....	51
Abb. 61: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 500 °C/8 h – Vergrößerung 500-fach	52
Abb. 62: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 500 °C/8 h – Vergrößerung 1000-fach	52
Abb. 63: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 520 °C/4 h – Vergrößerung 500-fach	53
Abb. 64: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 520 °C/4 h- Vergrößerung 1000-fach	53
Abb. 65: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 520°C/8 h – Vergrößerung 500-fach	53
Abb. 66: Gefüge nach 2. HO-Stufe bei 520°C/8 h – Vergrößerung 1000-fach	53
Abb. 67: DSC-Kurve der Homogenisierung 480 °C/4 h und 500 °C/4 h.....	54
Abb. 68: DSC-Kurven – Vergleich verschiedener Zusammensetzungen der AW-7075.....	55

Abb. 69: Temperatur/Zeit-Kurve der Betriebs-HO.....	56
Abb. 70: Zoom der Temperatur/Zeit-Kurve	56
Abb. 71: Vergleich der neuen/alten Homogenisierung.....	57
Abb. 72: Probennahme der Zugprobenrohlinge aus warmgewalzten Probenabschnitt (Plattendicke = 30 mm).....	58
Abb. 73: Zugprobenrohling.....	58
Abb. 74: Laborofen der Fa. Nabertherm - Lösungsglühung	59
Abb. 75: Aufheizkurve der neuen Lösungsglühvarianten.....	59
Abb. 76: Laborofen der Fa. Heraeus - Warmauslagerung	60
Abb. 77: Temperatur/Zeit-Kurve der Warmauslagerung	60
Abb. 78: Mechanische Kennwerte unterschiedlicher Lösungsglühvarianten.....	60
Abb. 79: Warmgewalzte Versuchsplatten	63
Abb. 80: Lösungsglühofen im Betrieb (Fa. Ebner)	63
Abb. 81: Temperatur/Zeit-Kurve der Standard-Lösungsglühung.....	63
Abb. 82: Temperatur/Zeit-Kurve der Standard-Lösungsglühung - Zoom.....	64
Abb. 83: Temperatur/Zeit-Kurve der Lösungsglühvariante bei erhöhter Temperatur.....	64
Abb. 84: Temperatur/Zeit-Kurve der Lösungsglühvariante bei erhöhter Temperatur - Zoom.....	65
Abb. 85: Neue Homogenisierung – Platte 011 > 480 °C	66
Abb. 86: Neue Homogenisierung – Platte 031 >> 480 °C.....	66
Abb. 87: K_{IC} (L-T) als Funktion von $R_{p0,2}$ (L).....	67
Abb. 88: K_{IC} (T-L) als Funktion von $R_{p0,2}$ (LT).....	67
Abb. 89: K_{IC} (S-L) als Funktion von $R_{p0,2}$ (ST)	68
Abb. 90: linkes Bild: Erstarrungssimulation nach Scheil, rechtes Bild: Erstarrung im Gleichgewicht; (Legierung: siehe Tabelle 13).....	69
Abb. 91: Erstarrung nach Scheil 7075.4 (Legierung: siehe Tab. 10).....	70
Abb. 92: Erstarrung nach Scheil 7075.5 (Legierung: siehe Tab. 13).....	70
Abb. 93: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes – 7075.4 bei 485 °C (Legierung: siehe Tab. 10).....	70
Abb. 94: Phasendiagramm in Abhängigkeit des Mg- und Zn-Gehaltes – 7075.5 bei 500 °C (Legierung: siehe Tab. 13).....	70
Abb. 95: Proben der Salzbadversuche - Draufsicht	71
Abb. 96: Proben der Salzbadversuche - Seitenansicht.....	71
Abb. 97: Aggregat für die Lösungsglühversuche im Salzbad.....	72
Abb. 98: Warmgewalzte Platte - 7075.4; 485 °C/30 min	73
Abb. 99: Warmgewalzte Platte - 7075.5; 485 °C/30 min.....	73
Abb. 100: Beizscheibe - 7075.4; 485 °C/30 min	73

Abb. 101: Beizscheibe - 7075.5; 485 °C/30 min	73
Abb. 102: Warmgewalzte Platte - 7075.4; 490 °C/30 min	74
Abb. 103: Warmgewalzte Platte - 7075.5; 490 °C/30 min	74
Abb. 104: Beizscheibe – 7075.4; 490 °C/30 min.....	74
Abb. 105: Beizscheibe – 7075.5; 490 °C/30 min.....	74
Abb. 106: Beizscheibe – 7075.5; 495 °C/30 min.....	75
Abb. 107: Gefüge der Legierung 7075.5 bei >> 480 °C	76
Abb. 108: K_{IC} (L-T) als Funktion von $R_{p0,2}$ (L)	77
Abb. 109: K_{IC} (T-L) als Funktion von $R_{p0,2}$ (LT)	78
Abb. 110: K_{IC} (S-L) als Funktion von $R_{p0,2}$ (ST)	78
Abb. 111: Trendentwicklung der Bruchzähigkeit (L-T)/Dehngrenze (L) als Funktion der Plattendicke (Zeitraum 01/2007 – 09/2009)	79
Abb. 112: Trendentwicklung der Bruchzähigkeit (T-L)/Dehngrenze (LT) als Funktion der Plattendicke (Zeitraum 01/2007 – 09/2009)	80
Abb. 113: Trendentwicklung der Bruchzähigkeit (S-L)/Dehngrenze (ST) als Funktion der Plattendicke (Zeitraum 01/2007 – 09/2009)	80

9. Anhang

Tabelle A.1: Einzelergebnisse der Zug- bzw. Bruchzähigkeitsprüfung für 7075.4
($R_{p0,2}$ in L-Richtung und K_{IC} in L-T-Richtung)

7075.4	Rp0,2 L-Richtung	Kic L-T	Wärmebehandlung
Standard-Betriebshomogenisierung			
Platte 031	450	37,1	Standard
Platte 031	442	37,8	
Platte 032	444	37,5	
Platte 032	437	37,4	
Mittelwert	443,25	37,45	
Standardabweichung	5,38	0,29	
Platte 051	445	38,1	480 °C
Platte 051	422	38,9	
Platte 052	442	38,1	
Platte 052	424	39	
Mittelwert	433,25	38,53	
Standardabweichung	11,93	0,49	
Neue Betriebshomogenisierung			
Platte 041	445	37,5	Standard
Platte 041	441	37,7	
Platte 042	439	38,4	
Platte 042	438	38,8	
Mittelwert	440,75	38,10	
Standardabweichung	3,10	0,61	
Platte 071	453	38,4	480 °C
Platte 071	430	38,5	
Platte 072	449	39	
Platte 072	433	38,3	
Mittelwert	441,25	38,55	
Standardabweichung	11,44	0,31	
Platte 011	462	37,8	> 480 °C
Platte 011	463	39,5	
Platte 012	458	38,5	
Platte 012	461	38,1	
Mittelwert	461,00	38,48	
Standardabweichung	2,16	0,74	
Platte 031	463	40,3	>> 480 °C
Platte 031	461	39,2	
Platte 032	459	38,8	
Platte 032	445	38,8	
Mittelwert	457,00	39,28	
Standardabweichung	8,16	0,71	

Tabelle A.2: Einzelergebnisse der Zug- bzw. Bruchzähigkeitsprüfung für 7075.4
($R_{p0,2}$ in LT-Richtung und K_{IC} in T-L-Richtung)

7075.4	Rp0,2 LT-Richtung	Kic T-L	Wärmebehandlung
Standard-Betriebshomogenisierung			
Platte 031	435	29,8	Standard
Platte 031	426	30,3	
Platte 032	426	31,2	
Platte 032	423	30,7	
Mittelwert	427,50	30,50	
Standardabweichung	5,20	0,59	
Neue Betriebshomogenisierung			
Platte 051	439	31,2	480 °C
Platte 051	411	32	
Platte 052	428	31	
Platte 052	415	32	
Mittelwert	423,25	31,55	
Standardabweichung	12,76	0,53	
Standard-Betriebshomogenisierung			
Platte 041	427	30,7	Standard
Platte 041	426	30,8	
Platte 042	425	31,5	
Platte 042	426	31,1	
Mittelwert	426,00	31,03	
Standardabweichung	0,82	0,36	
Neue Betriebshomogenisierung			
Platte 071	427	31,7	480 °C
Platte 071	415	31,8	
Platte 072	421	32	
Platte 072	414	31,9	
Mittelwert	419,25	31,85	
Standardabweichung	6,02	0,13	
Standard-Betriebshomogenisierung			
Platte 011	450	29,8	> 480 °C
Platte 011	441	29,3	
Platte 012	447	29,8	
Platte 012	433	30,1	
Mittelwert	442,75	29,75	
Standardabweichung	7,50	0,33	
Neue Betriebshomogenisierung			
Platte 031	452	30	>> 480 °C
Platte 031	448	30,4	
Platte 032	439	30,9	
Platte 032	446	30,5	
Mittelwert	446,25	30,45	
Standardabweichung	5,44	0,37	

Tabelle A.3: Einzelergebnisse der Zug- bzw. Bruchzähigkeitsprüfung für 7075.4
($R_{p0,2}$ in ST-Richtung und K_{IC} in S-L-Richtung)

7075.4	Rp0,2 ST-Richtung	Kic S-L	Wärmebehandlung
Standard-Betriebshomogenisierung			
Platte 031	415	27,6	Standard
Platte 031	401	26,9	
Platte 032	407	29,1	
Platte 032	395	29,2	
Mittelwert	404,50	28,20	
Standardabweichung	8,54	1,13	
Platte 051	415	30,5	480 °C
Platte 051	383	28,9	
Platte 052	403	28,6	
Platte 052	383	28,9	
Mittelwert	396,00	29,23	
Standardabweichung	15,79	0,86	
Neue Betriebshomogenisierung			
Platte 041	404	28,8	Standard
Platte 041	402	29,9	
Platte 042	404	29,6	
Platte 042	398	28,8	
Mittelwert	402,00	29,28	
Standardabweichung	2,83	0,56	
Platte 071	417	29	480 °C
Platte 071	392	29,8	
Platte 072	407	28,6	
Platte 072	390	31	
Mittelwert	401,50	29,60	
Standardabweichung	12,82	1,06	
Platte 011	425	28,8	> 480 °C
Platte 011	424	28,4	
Platte 012	422	29,2	
Platte 012	422	27	
Mittelwert	423,25	28,35	
Standardabweichung	1,50	0,96	
Platte 031	427	29,1	>> 480 °C
Platte 031	417	29,1	
Platte 032	422	29,3	
Platte 032	417	29	
Mittelwert	420,75	29,13	
Standardabweichung	4,79	0,13	

Tabelle A.4: Einzelergebnisse der Zug- bzw. Bruchzähigkeitsprüfung für 7075.5
($R_{p0,2}$ in L-Richtung und K_{IC} in L-T-Richtung)

7075.5	Rp0,2 L-Richtung	Kic L-T	Wärmebehandlung
Neue Betriebshomogenisierung			
Platte 071	442	39,9	Standard
Platte 072	453	40,5	
Platte 081	438	40,2	
Platte 082	451	39,3	
Mittelwert	446,00	39,98	
Standardabweichung	7,16	0,51	
Platte 031	450	40,2	480 °C
Platte 032	457	39,9	
Platte 061	449	39,8	
Platte 062	451	39,8	
Mittelwert	451,75	39,93	
Standardabweichung	3,59	0,19	
Platte 011	450	41,4	> 480 °C
Platte 012	460	39,6	
Platte 021	447	40,1	
Platte 022	459	39,7	
Mittelwert	454,00	40,20	
Standardabweichung	6,48	0,83	
Platte 041	441	40,2	>> 480 °C
Platte 042	448	40,2	
Platte 051	449	39,5	
Platte 052	449	40	
Platte 091	447	39,3	
Platte 092	441	40,8	
Mittelwert	446,75	39,98	
Standardabweichung	3,86	0,33	

Tabelle A.5: Einzelergebnisse der Zug- bzw. Bruchzähigkeitsprüfung für 7075.5
($R_{p0,2}$ in LT-Richtung und K_{IC} in T-L-Richtung)

7075.5	Rp0,2 LT-Richtung	Kic T-L	Wärmebehandlung
Neue Betriebshomogenisierung			
Platte 071	429	31,9	Standard
Platte 072	436	31,3	
Platte 081	428	31,8	
Platte 082	440	31,5	
Mittelwert	433,25	31,63	
Standardabweichung	5,74	0,28	
Platte 031	430	31,9	480 °C
Platte 032	437	32,7	
Platte 061	426	32,3	
Platte 062	440	31,9	
Mittelwert	433,25	32,20	
Standardabweichung	6,40	0,38	
Platte 011	441	31,6	> 480 °C
Platte 012	446	30,9	
Platte 021	443	31,3	
Platte 022	437	31,5	
Mittelwert	441,75	31,33	
Standardabweichung	3,77	0,31	
Platte 041	430	32,7	>> 480 °C
Platte 042	439	31,8	
Platte 051	437	32	
Platte 052	440	31,7	
Platte 091	425	31,5	
Platte 092	429	31,4	
Mittelwert	436,50	32,05	
Standardabweichung	4,51	0,45	

Tabelle A.6: Einzelergebnisse der Zug- bzw. Bruchzähigkeitsprüfung für 7075.5
($R_{p0,2}$ in ST-Richtung und K_{IC} in S-L-Richtung)

7075.5	Rp0,2 ST-Richtung	Kic S-L	Wärmebehandlung
Neue Betriebshomogenisierung			
Platte 071	406	31,6	Standard
Platte 072	416	29,4	
Platte 081	401	30,6	
Platte 082	414	29,5	
Mittelwert	409,25	30,28	
Standardabweichung	6,99	1,04	
Platte 031	415	31	480 °C
Platte 032	419	30,4	
Platte 061	414	31,7	
Platte 062	422	29,6	
Mittelwert	417,50	30,68	
Standardabweichung	3,70	0,89	
Platte 011	410	31,1	> 480 °C
Platte 012	424	30,4	
Platte 021	417	28,6	
Platte 022	427	30,4	
Mittelwert	419,50	30,13	
Standardabweichung	7,59	1,07	
Platte 041	406	29,6	>> 480 °C
Platte 042	413	29,8	
Platte 051	415	30	
Platte 052	411	29,3	
Platte 091	408	27,7	
Platte 092	408	29,7	
Mittelwert	411,25	29,68	
Standardabweichung	3,86	0,30	