

Paul Johannes Aegerter

Einfluss von Blei auf das Festigkeits- und Bruchverhalten
langzeitbelasteter Bauteile aus Aluminiumlegierungen
des Typs AlMgSi

Paul Johannes Aegerter

Einfluss von Blei auf das Festigkeits- und Bruchverhalten langzeitbelasteter Bauteile aus Aluminiumlegierungen des Typs AlMgSi

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der
Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind
im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Bibliographic information published by the Deutsche Nationalbibliothek
The Deutsche Nationalbibliothek lists this publication in the Deutsche
Nationalbibliografie; detailed bibliographic data are available in the
Internet at <http://dnb.d-nb.de>.

ISBN 978-3-95908-799-5

© 2025 Dresden und München
Thelem Universitätsverlag & Buchhandlung GmbH & Co. KG
<http://www.thelem.de>

TUDpress ist ein Imprint von Thelem
Alle Rechte vorbehalten. All rights reserved.
Gesetzt vom Autor.
Printed in Germany.

Einfluss von Blei auf das Festigkeits- und Bruchverhalten langzeitbelasteter Bauteile aus Aluminiumlegierungen des Typs AlMgSi

Von der Fakultät Maschinenwesen

der

Technischen Universität Dresden

zur

Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur (Dr.-Ing.)

angenommene Dissertation

Dipl.-Ing. Paul Johannes Aegerter

geboren am 29.06.1964

in Wallenhorst

Tag der Einreichung: 18.03.2019

Tag der Verteidigung: 31.07.2024

Gutachter:

Prof. Dr. Christoph Leyens
Prof. Dr. Martina Zimmermann
Prof. Dr. Olaf Engler

Vorsitzender der

Promotionskommission: Prof. Dr. Berthold Schlecht

Kurzfassung:

In der Vergangenheit wurden regelmäßig Schadensfälle an Bauteilen (Schmiedeteile und Teile aus Strangpressprofilen) aus Aluminium-Knetlegierungen des Typs AlMgSi untersucht, welche nach kurzer Zeit im Einsatz versagten, obwohl sie für Lebensdauern von 10 Jahren und mehr konzipiert waren. Die betroffenen Bauteile waren im Einsatz einer Zug- oder Innendruckbelastung bei Raumtemperatur oder mäßig erhöhter Temperatur ausgesetzt. Ursächlich für die Schadensfälle war letztendlich ein Bleigehalt, der zwischen 50 ppm und den für die meisten Aluminiumlegierungen spezifizierten maximalen 500 ppm lag.

Für die vorliegende Arbeit wurden Versuchsmaterialien des Typs AlMgSi mit verschiedenen definierten Bleigehalten unterhalb der zulässigen 500 ppm hergestellt und mittels metallographischer und mechanisch-technologischer Verfahren charakterisiert.

Die Untersuchungen zeigen, dass der Bleigehalt keine Auswirkungen auf das Gefüge und bei mechanisch-technologischen Prüfungen mit kurzer Prüfdauer (Standard-Zugversuche und Kerbschlagbiegeversuche) keinerlei Einfluss auf die Ergebnisse hat. Bei Versuchen mit langer Expositionszeit (Low strain rate Tests und Zeitstandversuche) kommt es demgegenüber bei den Duktilitätskennwerten (Bruchdehnung und Bruch einschnürung) sowie der Belastungsdauer bis zum Bruch mit zunehmendem Bleigehalt zu einem signifikanten Abfall. Weitere Auswertungen zeigen, dass sich mit zunehmendem Bleigehalt die minimale Kriechgeschwindigkeit im Zeitstandversuch im Bereich des sekundären Kriechens erhöht, d.h. dass sich in der Norton-Darstellung die Kurven nach oben verschieben, wobei die Steigungen konstant bleiben. Die gewonnenen Daten legen die Vermutung nahe, dass der Kriechprozess selbst nicht durch den Bleigehalt beeinflusst wird, es jedoch durch einen zunehmenden Bleigehalt zu einer zunehmenden Schädigung der Korngrenzen und letztendlich zum spröden Versagen der Proben kommen kann.

Zusammenfassend werden die beeinflussenden Parameter bewertet und als Gesamtbild der in der Fachwelt noch weitgehend unbekannte Mechanismus des Solid-Metal-Induced Embrittlement (SMIE) als der maßgebliche Schädigungsmechanismus herausgestellt, auch wenn hinsichtlich des Mechanismus selbst noch Fragen offenbleiben.

Abschließend werden die Empfehlungen ausgesprochen, dass bei langzeitbelasteten Sicherheitsbauteilen eine genauere Kenntnis des Bleigehaltes und der SMIE notwendig sind, ggf. Langzeitversuche durchgeführt werden sollten und dass insbesondere die Verwendung eines Werkstoffes mit sehr niedrigen Bleigehalten erforderlich ist.

Abstract:

In the past, regularly cases of damage to components (forged parts and parts made of extruded profiles) made of aluminium wrought alloys of the AlMgSi type were investigated, which failed after a short time in use, although they were designed for lifetimes of 10 years and more. In service, the components were exposed to tensile or internal pressure loads at room temperature or moderately elevated temperatures. The cause of damage was ultimately traced back to a lead content of between 50 ppm and the maximum 500 ppm specified for most aluminium alloys.

In the present work, test materials of the type AlMgSi were produced with various defined lead contents below the permissible 500 ppm and characterised in detail using metallographic and mechanical-technological methods.

The investigations show that the lead content has no effect on the microstructure and no influence on the results of mechanical-technological tests with short test durations (standard tensile tests and impact bending tests). In contrast, in tests with a long exposure time (low strain rate tests and creep tests), the ductility parameters (elongation at fracture and reduction of area) as well as the lifetime to fracture decrease significantly with increasing lead content. Further analyses show that the minimum creep rate in the area of secondary creep increases with increasing lead content, i.e. the curves in the Norton diagram shift upwards, with the gradients remaining constant. Based on the data obtained, it is reasonable to assume that the creep process itself is not influenced by the lead content, but that increasing lead contents can give rise to increasing damage to the grain boundaries and ultimately to brittle failure of the samples.

In summary, the influencing parameters are assessed, leading to the overall picture that the mechanism of Solid-Metal-Induced Embrittlement (SMIE), which is still largely unknown among experts, is the decisive damage mechanism, although questions with regard to the mechanism itself remain open.

Finally, the recommendations are made that for safety components exposed to long-term loads, more precise knowledge of the lead content and SMIE is necessary, long-term tests should be carried out if necessary and, most notably, that a material with a very low lead content should be used.

Inhaltsverzeichnis

1 Motivation zur Anfertigung dieser Arbeit.....	12
2 Literaturübersicht	13
3 Aluminiumwerkstoffe	18
3.1 Allgemeines	18
3.2 Mechanismen zur Festigkeitssteigerung von Aluminiumwerkstoffen	19
3.2.1 Kaltverfestigung	19
3.2.2 Feinkornhärtung	19
3.2.3 Mischkristallverfestigung	19
3.2.4 Teilchenhärtung	19
3.2.4.1 Aushärtung	20
3.2.4.2 Dispersionshärtung.....	21
3.3 Einteilung von Aluminiumwerkstoffen.....	21
3.3.1 Aluminium-Gusswerkstoffe	22
3.3.2 Aluminium-Knetwerkstoffe.....	22
3.3.2.1 Einteilung der Aluminium-Knetwerkstoffe in Legierungstypen und naturharte und aushärtbare Werkstoffe	23
3.3.2.2 Naturharte Aluminium-Knetwerkstoffe	24
3.3.2.3 Aushärtbare Aluminium-Knetwerkstoffe.....	27
4 Verarbeitung von Aluminium-Knetwerkstoffen	35
4.1 Stranggießen.....	36
4.2 Homogenisieren	37
4.3 Walzen	37
4.4 Strangpressen	37
4.5 Schmieden	40
5 Auswahl und Herstellung des Versuchsmaterials	41
5.1 Auswahl der Versuchslegierungen	41
5.2 Fertigung von Versuchsmaterial aus AA6082-Varianten	42
5.2.1 Stranggießen	42
5.2.2 Querteilen des Gussbarrens.....	43
5.2.3 Homogenisieren	43
5.2.4 Strangpressen	44
5.2.5 Wärmebehandlung	45

5.2.6	Einstellung verschiedener Korngrößen	45
5.3	Schmiedeteile aus AA6082.....	46
5.4	Fertigung von Versuchsmaterial aus AA6060-Varianten	46
5.4.1	Stranggießen	46
5.4.2	Querteilen des Gussbarrens.....	47
5.4.3	Fertigungsvariante 1	48
5.4.4	Fertigungsvariante 2	48
5.4.5	Fertigung von Schweißverbindungen aus AA6060-Varianten.	49
6	Verwendete Methoden zur Charakterisierung des Versuchsmaterials	50
6.1	Metallografische Untersuchungen	50
6.2	Zugversuche bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur ..	52
6.3	Kerbschlagbiegeversuche und Schlagbiegeversuche bei Raumtemperatur	53
6.4	Charakterisierung des Zeitstandverhaltens	54
6.4.1	Kriechen	54
6.4.2	Versuchstechnik	59
6.4.2.1	Probengeometrie	59
6.4.2.2	Verwendete Prüfanlagen und Versuchsdurchführung	61
6.4.3	Auswertungsstrategie von Zeitstandversuchen und Kennwertebestimmung	63
6.4.3.1	Belastungsdauer bis zum Bruch	63
6.4.3.2	Zeitbruchdehnung	63
6.4.3.3	Zeitbruchcheinschnürung	64
6.4.3.4	Auswertung der Datensätze und Bestimmung der minimalen Kriechgeschwindigkeit	64
6.4.3.5	Bestimmung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit	72
6.4.3.6	Bestimmung der Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit	72
6.4.4	Vergleich von Versuchsergebnissen verschiedener Laboratorien und Prüfstände	73
6.5	Zugversuche von langzeitvorbelastetem Material	75
6.6	Low Strain Rate Tests	76
6.7	Elektronenoptische Untersuchung zur Bleiverteilung	76
7	Ergebnisse der Versuche an AA6082-Varianten und deren Diskussion.....	78
7.1	Mikrostruktur	78

7.1.1	Fertigungsvariante mit Homogenisierung A	78
7.1.2	Fertigungsvariante mit Homogenisierung B	80
7.1.3	Fertigungsvarianten mit unterschiedlicher Kaltverformung vor dem Lösungsglühen	86
7.2	Zugversuche bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur	88
7.2.1	Fertigungsvariante mit Homogenisierung A	88
7.2.2	Fertigungsvariante mit Homogenisierung B	90
7.3	Kerbschlagbiege- und Schlagbiegeversuche bei Raumtemperatur	93
7.4	Zeitstandverhalten	94
7.4.1	Fertigungsvariante mit Homogenisierung A	94
7.4.1.1	Ergebnisse der Zeitstandversuche an gekerbten Proben	94
7.4.1.2	Ergebnisse der Zeitstandversuche an nicht gekerbten Proben ..	96
7.4.2	Fertigungsvariante mit Homogenisierung B	106
7.4.3	Fertigungsvarianten mit unterschiedlicher Kaltverformung vor der Lösungsglühung	113
7.5	Ergebnisse der Zugversuche an langzeitvorbelastetem Material	118
7.5.1	Parameter für die Langzeitvorbelastung	118
7.5.2	Ergebnisse und Diskussion	120
7.6	Ergebnisse der Low Strain Rate Tests	124
7.7	Ergebnisse der elektronenoptischen Untersuchung zur Bleiverteilung	129
8	Ergänzende Ergebnisse von Untersuchungen an Schmiedeteilen aus AA6082	137
8.1	Mikrostruktur	137
8.2	Ergebnisse von Zeitstandversuchen	142
9	Ergebnisse der Versuche an AA6060-Varianten und deren Diskussion	146
9.1	Mikrostruktur	146
9.1.1	Mikrostruktur der Fertigungsvariante 1	146
9.1.2	Mikrostruktur der Fertigungsvariante 2	147
9.1.3	Mikrostruktur der Schweißverbindungen	148
9.2	Zugversuche bei Raumtemperatur	149
9.3	Fertigungsvariante 1	149
9.3.1	Fertigungsvariante 2	150
9.3.2	Festigkeitseigenschaften der Schweißverbindungen	151

9.4 Zeitstandverhalten	152
9.4.1 Zeitstandverhalten der Fertigungsvariante 2	152
9.4.2 Zeitstandverhalten der Schweißverbindungen	153
10 Bewertung einzelner Einflussgrößen	156
10.1 Einfluss des Pb-Gehaltes	156
10.2 Einfluss der Beanspruchungsdauer	159
10.3 Einfluss des Spannungsniveaus	160
10.4 Einfluss der Prüftemperatur	161
10.5 Einfluss der Prüfrichtung	161
10.6 Zusammenwirken der maßgeblichen Einflussgrößen	162
11 Zusammenfassung	164
12 Ausblick.....	165
13 Literaturverzeichnis	166
14 Danksagung	176

Formelzeichen und verwendete Abkürzungen

- A Bruchdehnung
- A_g plastische Dehnung bei Höchstkraft
- A_u Zeitbruchdehnung
- A_0 Anfangsquerschnitt
- A_1 Querschnitt nach der Umformung (zum Zeitpunkt t_1)
- α_k Formzahl (der verwendeten gekerbten Zeitstandprobe)
- d_0 Anfangsdurchmesser der verwendeten nicht gekerbten Zeitstandprobe in der Versuchslänge (der parallelen Länge) oder Anfangsdurchmesser der verwendeten gekerbten Zeitstandprobe im Kerbgrund
- D Schaftdurchmesser (der verwendeten gekerbten Zeitstandprobe)
- D Durchmesser des Gussbarrens
- dt/da Risswachstumsgeschwindigkeit
- ϵ_{pl} plastische Dehnung, Reckgrad
- ϵ_e elastische Dehnung (A_u nach DIN EN ISO 204:2009)
- ϵ_f Kriechdehnung zum Zeitpunkt t (A_f nach DIN EN ISO 204:2009)
- ϵ_i plastische Anfangsdehnung (A_i nach DIN EN ISO 204:2009)
- ϵ_p plastische Dehnung zum Zeitpunkt t (A_p nach DIN EN ISO 204:2009)
- ϵ_t Gesamtdehnung zum Zeitpunkt t (A_t nach DIN EN ISO 204:2009)
- $\dot{\epsilon}$ Dehngeschwindigkeit, Kriechgeschwindigkeit
- $\dot{\epsilon}_{min}$ minimale Kriechgeschwindigkeit
- F Prüfkraft
- g Erdbeschleunigung
- φ Umformgrad (logarithmische Formänderung)
- K Spannungsintensitätsfaktor
- L_c Versuchslänge (der verwendeten ungekerbten Zeitstandprobe)
- L_e Extensometer-Messlänge, relevante Messlänge des Dehnungsmesssystems (der verwendeten Zeitstandprobe)
- L_0 Messlänge (der verwendeten ungekerbten Zeitstandprobe)
- L_1 Messlänge (der verwendeten ungekerbten Zeitstandprobe) zum Zeitpunkt t_1

-
- L_u Messlänge nach Probenbruch (der verwendeten ungekerbten Zeitstandprobe)
- L_r Bezugslänge (der verwendeten ungekerbten Zeitstandprobe)
- m Masse der aufliegenden Gewichtstücke (beim Zeitstandversuch)
- m_E Steigung der elastischen Geraden im Spannung/Dehnung-Diagramm beim Zugversuch oder beim Zeitstandversuch während der Belastungsphase
- n Norton- oder Spannungsexponent (Kriechexponent nach DIN EN ISO 204:2009)
- Q Aktivierungsenergie
- R Gaskonstante
- $R_{p0,2}$ 0,2-% Dehngrenze $R_{p0,2}$
- R_m Zugfestigkeit
- $r_{\tilde{U}}$ Übergangsradius (der verwendeten nicht gekerbten Zeitstandprobe)
- r_k Kerbradius (der verwendeten gekerbten Zeitstandprobe)
- S_0 Anfangsquerschnitt innerhalb der Versuchslänge (beim Zug- und Zeitstandversuch)
- S_w Querschnitt innerhalb der Versuchslänge zur Versuchszeit t_x
- S_1 Querschnitt innerhalb der Versuchslänge zur Versuchszeit t_1
- S_u Kleinster Probenquerschnitt nach dem Bruch (beim Zug- und Zeitstandversuch)
- σ_0 Anfangsspannung (nach DIN EN ISO 204 bzw. DIN EN 10291, Prüfspannung nach DIN 50118), Quotient aus der Prüfkraft und dem Anfangsquerschnitt S_0
- σ_w Wahre Spannung, Quotient aus der Prüfkraft und dem wahren Querschnitt S_w
- σ_1 Wahre Spannung, Quotient aus der Prüfkraft und dem wahren Querschnitt S_w zum Zeitpunkt t_1
- t Zeit
- t_1 Zeitpunkt eines Versuchs

X

t_u	Bruchzeit
T	Temperatur in K
T_s	Schmelztemperatur in K, bei Legierungen die Solidustemperatur in K
ϑ	Prüftemperatur in °C
v_F	Kraftverhältnis (gleich dem Verhältnis der Hebelarme des verwendeten Zeitstand-Prüfstands)
Z	Brucheinschnürung
Z_r	relative Querschnittsabnahme
Z_u	Zeitbrucheinschnürung

AES	Auger-Elektronen-Spektroskopie
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
DC	Direct Chill
ESMA	Elektronenstrahlmikroanalyse
kfz	kubisch-flächenzentriert
L	Probenlängsachse in Längsrichtung (parallel zur Hauptumformrichtung)
LMMS	Laser Microprobe Mass Spectrometer
MIG	Metall-Inertgas-Schweißen
MT	Metalltemperatur
OPS	Oxidische Poliersuspension
REM	Raster-Elektronen-Mikroskopie
RT	Raumtemperatur
S-OES	Spark Optical Emission Spectroscopy (Funken-OES)
SSS	supersaturated solid solution,
T	Probenlängsachse in Breitenrichtung (lange Querrichtung)
TEM	Transmissions-Elektronen-Mikroskopie
WDX	Wellenlängendiffusiv Röntgenspektroskopie

1 Motivation zur Anfertigung dieser Arbeit

In der Vergangenheit wurden mehrere Schadensfälle an Bauteilen aus der Aluminiumlegierung AA6082 (EN AW-AlSi1MgMn) untersucht, bei denen es nach relativ kurzer Betriebszeit bei Raumtemperatur oder leicht erhöhter Temperatur (max. 80°C) zu einem Totalausfall durch Bruch des Bauteils kam [1]. Allen Schadensfällen gemeinsam war ein leicht erhöhter Pb-Gehalt innerhalb der von der Norm für die Legierung vorgegebenen Grenze von maximal 500 ppm. Da es sich bei den gebrochenen Bauteilen teilweise um Sicherheitsbauteile handelte, galt es eine verlässliche Aussage über die Schadensursache sowie Möglichkeiten zur Schadensvermeidung zu erarbeiten.

Als problematisch bei den erwähnten Schadensfällen erwies sich die Tatsache, dass die Gut- und Schlechtteile unterschiedlichen Fertigungskampagnen entstammten und/oder mit partiell differierenden Fertigungsparametern gefertigt wurden. Der erhöhte Pb-Gehalt wurde daher oftmals als primäre Ursache vom Auftraggeber bzw. dessen Lieferanten angezweifelt.

Im Anschluss an die gemeinschaftliche Bearbeitung eines solchen Schadenfalls mit der TU Dresden, Institut für Werkstoffwissenschaft, Professur für Werkstoffzuverlässigkeit, Herrn Prof. Dr. rer. nat. Michael K. Schaper (†), sollten grundsätzliche Untersuchungen zum Schadensmechanismus und beeinflussenden Parametern erarbeitet werden.

Für die vorliegende Arbeit wurde deshalb bei der Herstellung der Versuchsmaterialien innerhalb einer Fertigungsvariante jeweils nur der Pb-Gehalt modifiziert bzw. es wurden Gussbarren, die sich lediglich im Pb-Gehalt unterschieden, gleichen Fertigungsprozessen unterzogen. D. h. für die hinsichtlich Legierungstyp, Homogenisierung und (Warm-) Umformung unterschiedlichen Fertigungsvarianten stand jeweils Material mit unterschiedlichen Pb-Gehalten zur Verfügung, um dessen Einfluss auf die Schädigung zu untersuchen. In der vorliegenden Arbeit sind die durchgeführten Versuche und Untersuchungen sowie die Ergebnisse und deren Diskussion zu den grundlegenden Zusammenhängen zusammengefasst.

2 Literaturübersicht

In der Literatur sind Schadensfälle an Aluminiumbauteilen, bei denen erhöhte Pb-Gehalte ursächlich waren, kaum bekannt.

In einer Mitteilung der Alusuisse Technology & Management AG, Neuhausen, wird auf die Problematik der Versprödung des Werkstoffs durch Ausscheidung und Anreicherung von Blei auf den Korngrenzen hingewiesen [2]. Bei unter hohen statischen Spannungen stehenden Bauteilen „aus solchen dotierten Legierungen“ kann „bei Raumtemperatur und verstärkt bei leicht erhöhten Temperaturen nach kurzer Zeit ein Kriechbruch auftreten.“ Dieses Phänomen wird in der Mitteilung „Sustained Load Cracking“ genannt. Für „statisch hochbeanspruchte und sicherheitsrelevante Teile“ wie z. B. „Gasflaschen, die unter massivem Innendruck stehen“ sollte daher der Pb-Gehalt deutlich unter die für die üblichen AlMgSi-Legierungen maximal zulässigen 0,05 % abgesenkt werden. Hingewiesen wird auf die beiden Legierungen AA6351A (EN AW-AISi1Mg0,5Mn(A)) und AA6082A (EN AW-AISi1MgMn(A)), bei denen der zulässige Pb-Gehalt auf 0,003 % (30 ppm) begrenzt ist.

In den „Teal sheets“ [3] ist neben den beiden vorher genannten Legierungen AA6351(A) und AA6082(A) auch die Legierung AA6061(A) (EN AW-AlMg1SiCu(A)) aufgelistet, die einer AA6061 entspricht, bei der der maximal zulässige Pb-Gehalt von 0,05 % auf 0,003 % abgesenkt wurde.

In einer persönlichen Mitteilung von Herrn Prof. Dr. Michael Pohl [4] wird über einen Schadensfall in der Automobilindustrie berichtet, der zu einer großen Rückrufaktion führte. In der aufgrund des Schadensfalls revidierten Liefervorschrift des Automobilherstellers soll die Legierungsspezifikation (nach (inzwischen zurückgezogener) DIN 1725-1, AlMgSi1 (entspricht der AA6082 bzw. EN AW-6082)) für das betroffene Bauteil hinsichtlich des zulässigen Pb-Gehaltes von 0,05 % (500 ppm) auf 0,01 % (100 ppm) abgeändert worden sein.

Über einen Schadensfall an Schmiedeteilen aus EN AW-AISi1MgMn (AA6082) wird in [1] berichtet. Teile aus einer Fertigungscharge brachen nach kurzer Zeit im Einsatz. Ursächlich hierfür war ein deutlich höherer Pb-Gehalt der Schmiedeteile der betroffenen Charge im Vergleich zu Teilen aus einer älteren Fertigung. Kurzzeit-Zugversuche an Proben aus den Schmiedeteilen zeigten ähnliche Festigkeits- und Duktilitätswerte unabhängig vom Pb-Gehalt, während in

(Langzeit-)Zeitstandversuchen ein deutlicher Abfall der Duktilitätskennwerte und der Lebensdauer bei den Proben aus Teilen mit höheren Pb-Gehalten festzustellen war.

Gezielt wird in Al-Knetlegierungen zur Verbesserung der Spanbarkeit Pb [2, 5, 6] und ggf. Bi und/oder Sn zugesetzt [6]. Diese Legierungen werden aufgrund der hervorragenden Spanbarkeit durch kurzbrechende Späne [7] auch Automatenlegierungen genannt [8]. Beispiele für Automatenlegierungen der verschiedenen Legierungstypen sind die Legierungen AA2011, AA2030, AA5058, AA6012, AA6018 und AA6262 mit Pb-Gehalten von bis zu 2 % [9, 3]. Nachteilig soll bei diesen Legierungen eine erhöhte Wärmeprüfbarkeit sein [8]. In [10] wird eine gut spanbare 6000er-Aluminiumlegierung beschrieben, deren gute Zeitstandfestigkeit auch bei erhöhten Temperaturen durch Zulegieren von bis zu 0,51% Cu erzielt wird. Der Patentschrift [10] ist zu entnehmen, „... daß bei einem Kupferzusatz von 0,34 Gew.-% im Vergleich zur kupferfreien AA6012-Variante die mittlere Lebensdauer (Bruchzeit) unter der Belastung von 200 MPa im ungekerbten Zustand um eine Größenordnung von 33,4 Stunden auf 355,7 Stunden und im gekerbten Zustand sogar um zwei Größenordnungen von 0,2 Stunden auf 24,6 Stunden ansteigt. Eine weitere Erhöhung des Kupfergehaltes auf 0,51 Gew.-% bewirkt in ungekerbten und gekerbten Zustand unter der Belastung von 200 MPa eine Steigerung der Lebensdauer auf mehr als 720 Stunden“. Darüber hinaus nimmt die minimale Kriechgeschwindigkeit mit zunehmendem Kupfergehalt deutlich ab (z. B. durch Zulegierung von 0,51 % Cu um zwei Größenordnungen¹). Zu beachten ist jedoch, dass – wie in der Publikation angegeben – durch das Zulegieren von Cu die Festigkeitswerte (Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m) deutlich zunehmen (um ca. 60 MPa bei 0,51 Gew. % Cu). Daher erscheint eine relative Betrachtung der Spannungswerte des Zeitstandversuchs bezogen auf die Werkstoffkennwerte aus Zugversuchen zur wissenschaftlichen Betrachtung sinnvoll.

Publikationen über den Schädigungsmechanismus, der von verschiedenen Autoren als Solid Metal Induced Embrittlement (SMIE) bezeichnet wird, sind im Vergleich zu Liquid Metal Induced Embrittlement (LMIE oder LMI) eher selten zu

¹ Im Text der Patentschrift [10] wird von einer Abnahme der minimalen Kriechgeschwindigkeit um drei Größenordnungen gesprochen. Bild 5 der Patentschrift zeigt eine Abnahme um zwei Größenordnungen.

finden. Grundlegende Untersuchungen an Cu- und Mn-freien AlMgSi-Legierungen mit Mg- und Si-Gehalten von ca. 0,67 % und 0,50 % bzw. 0,42 % und 0,40 % und Pb-Gehalten zwischen < 10 ppm und 260 ppm wurden von Guttmann et al. veröffentlicht [11]. Es wird beschrieben, dass der untersuchte Pb-Gehalt keinen Einfluss auf die Ergebnisse $R_{p0,2}$ und R_m im quasistatischen Zugversuch bei Raumtemperatur sowie der verbrauchten Kerbschlagarbeit A im Kerbschlagbiegeversuch hat. Hingegen wurde ein deutlicher Einfluss auf die Bruchzeit im Zeitstandversuch bei 100°C festgestellt. Dabei sollen mehrere Effekte eine entscheidende Rolle spielen. Zum einen ist die Löslichkeit von Pb in Al praktisch nicht vorhanden, so dass Pb elementar – oft angelagert an AlFeSi-Ausscheidungen – ausgeschieden vorliegt [11]. Bei höheren Pb-Konzentrationen sind ggf. auch Pb-Ausscheidungen auf den Korngrenzen zu erwarten. Aufgrund der hohen Diffusionsfähigkeit von Pb auf Bruchflächen werden unter Kriechbelastung erste Poren, die sich bevorzugt an den Grenzflächen von intermetallischen Ausscheidungen zur Matrix bilden, mit einer wenige Atomlagen dicken atomaren Pb-Schicht belegt. Über Porenwachstum bis an die Korngrenzen kann eine Vernetzung der transkristallinen Mikrorisse erfolgen bzw. interkristallines Risswachstum fortschreiten.

In [5] sind Ergebnisse von Untersuchungen an der Legierung AA6351 (EN AW-AlSi1Mg0,5Mn) mit ca. 1,0 % Si, 0,62 % Mg, 0,57 % Mn, 0,24 % Fe sowie Pb-Gehalten von < 10 ppm bis 550 ppm und unterschiedlichen Homogenisierungen dokumentiert. Mittels verschiedener Analysemethoden (REM, TEM sowie LMMS) wurde der Nachweis erbracht, dass Pb-Verunreinigungen elementar auf den Korngrenzen, als Ausscheidung im Mischkristall und angelagert an Ausscheidungen (z. B. des Typs Al-Fe-Si) und Einschlüssen anzutreffen sind. Sprödes interkristallines Bruchverhalten wird durch steigenden Pb-Gehalt, abnehmende Dehngeschwindigkeit und zunehmende Temperatur begünstigt bzw. erst ermöglicht, d. h. es müssen Bedingungen herrschen, bei denen der Transport von Pb innerhalb des belasteten Werkstoffvolumens hinreichend schnell erfolgen kann. Darüber hinaus wurde in Rissfortschrittsmessungen mittels Doppelhebelproben und fixer Aufweitung nachgewiesen, dass zum einen die Risswachstumsgeschwindigkeit da/dt bei gegebenem Spannungsintensitätsfaktor K mit steigendem Pb-Gehalt zunimmt, zum anderen, dass sich der Bruchmechanismus mit abnehmendem Spannungsintensitätsfaktor K bei gegebenem Pb-Gehalt vom interkristallinen Wabenbruch (intergranular microvoid coalescence, IGMVC) zum interkristallinen Sprödbruch (low ductility intergranular fracture, LDIGF) verschiebt.

Ergänzende Untersuchungen sind in [12] veröffentlicht. So wurden z. B. Rissfortschrittsmessungen bei -4°C, 30°C und 80°C durchgeführt, für definierte Spannungsintensitätsfaktoren K Aktivierungsenergien berechnet und versucht, eine Korrelation zwischen der Aktivierungsenergie und dem Bruchtyp (LDIGF und IGMVC) herzuleiten. Letztendlich wird die Anwesenheit von Pb als entscheidender Parameter sowohl für die Initierung als auch für den Fortschritt des interkristallinen Sprödbruchs angesehen. Wie stark dieser dann ausgeprägt ist, hängt von der Pb-Konzentration und weiteren Parametern wie der Pb-Verteilung, dem Spannungsniveau, der Temperatur und der Dehngeschwindigkeit ab.

In [13] werden Ergebnisse zu Zugversuchen im Rasterelektronenmikroskop (in situ Untersuchungen) an gekerbten und nicht gekerbten Zugproben zum Einfluss von Prüftemperatur, Kerbfaktor, Dehngeschwindigkeit und Spannungszustand auf das Bruchverhalten der Automatenlegierung AA6262 (EN AW-AlMg1SiPb) dargestellt und diskutiert. Im Temperaturbereich oberhalb des Schmelzpunktes von Pb wird zwischen Temperaturen oberhalb und unterhalb der Benetzungstemperatur T_w unterschieden. Die Benetzungstemperatur T_w stellt dabei die Temperatur dar, oberhalb derer die Korngrenzen filmartig mit flüssigem Pb belegt sind. Durch Pb verursachtes Liquid Metal Embrittlement (LME) wird in beiden Bereichen beobachtet. Bei Temperaturen oberhalb der Benetzungstemperatur tritt eine dehngeschwindigkeitsunabhängige interkristalline Dekohäsion mit spontanem Bruch bei Anwesenheit von Zugspannungen ein. Bei Temperaturen oberhalb des Schmelzpunktes von Pb und unterhalb der Benetzungstemperatur T_w hingegen findet interkristalline Dekohäsion bei vorhandenen Zugspannungen nur bei niedrigen Dehngeschwindigkeiten statt. Unterhalb der Schmelztemperatur von Pb sind unter bestimmten Voraussetzungen Pb-Atome mobil genug, um spannungsinduzierte interkristalline Dekohäsion zu ermöglichen. Diese dynamische Versprödung tritt demnach nur bei der Anwesenheit von lokalen Spannungsspitzen verursachende Kerben auf und ist stark temperatur- und dehngeschwindigkeitsabhängig.

Eine Zusammenfassung der in der Fachwelt diskutierten Mechanismen zu SMIE wird von Kim [14] gegeben. So kann die Quelle der für SMIE notwendigen, eine Versprödung hervorrufende Komponente (im englischen auch als „Embrittler“ bezeichnet) z. B. eine Beschichtung (externer Embrittler) oder aber eine Verunreinigung oder gezielte Dotierung im Werkstoff selber sein (interner Embrittler). Auf die Ähnlichkeiten zu LMIE wird ebenfalls hingewiesen bzw.

festgestellt, dass bei LMIE-sensitiven Systemen im Allgemeinen auch die Voraussetzungen zu SMIE gegeben sind. Als maßgeblicher Unterschied zwischen LMIE und SMIE wird die Temperatur, bei der der Mechanismus stattfindet (oberhalb/unterhalb des Schmelzpunktes des Embrittlers) und somit der Aggregatzustand des Embrittlers angesehen.

3 Aluminiumwerkstoffe

3.1 Allgemeines

Aluminium ist mit einem Massenanteil von 7,5 % nach Sauerstoff (49,4 %) und Silizium (25,8 %) das dritthäufigste Element der Erdhülle [15]. Es ist heute das nach Eisen am häufigsten verwendete Metall [16]. Der Werkstoff Aluminium hat aufgrund seines Eigenschaftsprofils eine besondere Bedeutung in vielen Bereichen der Technik erlangt. Die maßgeblichen Eigenschaften sind die geringe Dichte, günstige Festigkeitseigenschaften und gute Umformbarkeit sowie gute chemische Beständigkeit und gute Witterungs- und Seewasserbeständigkeit. Je nach Anwendung kommen die gute Spanbarkeit, die hohe elektrische Leitfähigkeit und Wärmeleitfähigkeit, die guten optischen Eigenschaften (hohes Reflexionsvermögen für Licht und Wärmestrahlung), die Möglichkeit von vielseitigen Oberflächenbehandlungen und die Eignung zum Fügen [17] hinzu. Einige typische chemische, physikalische und mechanische Kennwerte sind in Tabelle 3.1 aufgelistet.

Tabelle 3.1: Einige chemische, physikalische und mechanische Eigenschaften von Aluminium (Reinstaluminium Al99,99 bei 20°C) [18]

Chemisches Symbol	Al	
Ordnungszahl	13	
Relative Atommasse	26,98154	
Gitteraufbau	Kubisch fächenzentriert (kfz)	
Schmelztemperatur	660,2	°C
Dichte	$2,6989 \cdot 10^3$	kg/m ³
Mittlerer linearer Ausdehnungskoeffizient zwischen 20°C und 100°C	$23,6 \cdot 10^{-6}$	1/K
Elektrische Leitfähigkeit	37,67 (64,95)	MS/m (% IACS)
Wärmeleitfähigkeit	235	W/m · K
Elastizitätsmodul	66,6)*	GPa
Schubmodul	25,0)**	GPa
)*	Bei Legierungen tendenziell größere Werte (z. B. bei 5000er Legierungen ca. 70 GPa)	
)**	Bei Legierungen tendenziell größere Werte (z. B. bei 5000er Legierungen ca. 27 GPa)	

3.2 Mechanismen zur Festigkeitssteigerung von Aluminiumwerkstoffen

Aufgrund der sehr geringen Festigkeit von Reinstaluminium sind für die Verwendung von Aluminium als Konstruktionswerkstoff Maßnahmen zur Festigkeitssteigerung notwendig. Da der Hauptmechanismus der plastischen Verformung von Aluminium das Gleiten von Versetzungen ist, basieren festigkeitssteigernde Maßnahmen auf der Behinderung des Gleitens der Versetzungen. Die Möglichkeiten zur Behinderung des Gleitens und somit der Festigkeitssteigerung sind nachfolgend beschrieben [19]:

3.2.1 Kaltverfestigung

Bei plastischer Verformung kommt es durch Versetzungsbildung zu einer Erhöhung der Versetzungsdichte. Durch die erhöhte Versetzungsdichte steigt gleichzeitig die Wahrscheinlichkeit, dass sich Versetzungen bei ihrer Bewegung gegenseitig behindern.

3.2.2 Feinkornhärtung

Die Verfeinerung des Korns führt zu dem Effekt, dass mehr Korngrenzen als Hindernisse für die Versetzungsgleitung vorhanden sind. Damit das Abgleiten im Nachbarkorn beginnt, ist eine zusätzliche Kraft notwendig.

3.2.3 Mischkristallverfestigung

Durch Substitution von Aluminiumatomen durch Fremdatome bzw. durch die Einlagerung von Fremdatomen im Aluminiumgitter kommt es zu Verzerrungen des Aluminiumgitters und Entstehung von Spannungsfeldern. Bei plastischer Verformung müssen die gleitenden Versetzungen diese Spannungsfelder überwinden, welches nur mit erhöhtem Kraftaufwand möglich ist.

3.2.4 Teilchenhärtung

Die Teilchenhärtung bzw. Dispersionsverfestigung beruht auf dem Einbau von Teilchen in die Gleitwege der Versetzungen. Je nach Größe können die Teilchen von den Versetzungen geschnitten oder unter Hinterlassung eines Versetzungsrings umgangen werden (Orowan-Mechanismus). Für beides ist eine zusätzliche Kraft notwendig. Ob die Teilchen von den Versetzungen geschnitten

oder umgangen werden, hängt maßgeblich von der Teilchengröße ab, siehe Bild 3.1.

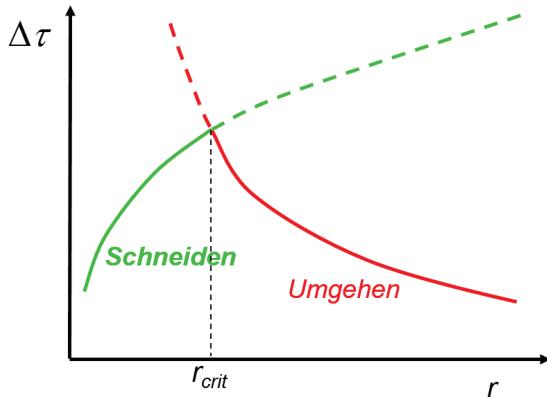


Bild 3.1: Abhängigkeit des zusätzlich aufzubringenden Schubspannungsbetrages vom Teilchenradius r (in Anlehnung an [20, 21])

Neben der Teilchengröße ist auch die Art der Phasengrenze zur Matrix von Bedeutung. Es wird zwischen kohärenten, teilkohärenten und inkohärenten Grenzflächen unterschieden, wobei die kohärente Grenzfläche zu einer stärkeren Verspannung als die teilkohärente und somit zu einer größeren Festigkeitssteigerung führt. Die inkohärente Grenzfläche erzeugt kein Spannungsfeld und bewirkt daher keinen zusätzlichen Festigkeitsanstieg.

Anmerkung: Eine Umwandlungshärtung zur Festigkeitssteigerung (wie zum Beispiel vom Stahlwerkstoffen bekannt) ist bei Aluminiumlegierungen nicht möglich, da die Gitterstruktur der Aluminiumlegierungen temperaturunabhängig kfz ist.

3.2.4.1 Aushärtung

Unter Aushärtung wird der folgende dreistufige Prozess zur Festigkeitssteigerung eines aushärtbaren Werkstoffs verstanden, wobei die Grundvoraussetzung für die Aushärtbarkeit eines Werkstoffs die mit abnehmender Temperatur abnehmende Löslichkeit mindestens eines Legierungselementes im Mischkristall ist.

-
- a) Lösungsglühung: der Werkstoff wird bei hoher Temperatur geeglüht, um möglichst viel von den zur Aushärtung führenden Legierungselementen im Al-Mischkristall zu lösen.
 - b) Abschrecken: von der Lösungsglühtemperatur wird rasch (z. B. in Wasser) auf Raumtemperatur abgekühlt und somit ein übersättigter Mischkristall erzeugt.
 - c) Auslagern: Lagern bei erhöhter Temperatur oder bei Raumtemperatur führt zur Ausscheidung der Fremdatome aus dem Mischkristall unter Bildung von Teilchen, welche zur Festigkeitssteigerung führen.

Anmerkung: *In Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung und der Wanddicke des Glühgutes muss der Temperaturbereich zwischen Lösungsglühtemperatur und ca. 200°C mehr oder weniger rasch durchlaufen sein, um ein vorzeitiges Ausscheiden der überschüssig gelösten Legierungselemente zu vermeiden. Höher legierte Werkstoffe gelten im Allgemeinen eher als abschreckempfindlich, d. h. bei ihnen muss der vorgenannte Temperaturbereich schnell durchlaufen werden, während niedrig legierte Werkstoffe eher als abschreckunempfindlich gelten, d. h. der Temperaturbereich muss weniger schnell durchlaufen werden. Dementsprechend wird auch von hohen und niedrigen Abschreckraten gesprochen [22, 23].*

3.2.4.2 Dispersionshärtung

Diese Art der Festigkeitssteigerung findet z. B. bei pulvermetallurgisch hergestellten Werkstoffen statt, bei denen z. B. Oxide oder Karbide als festigkeitssteigernde Teilchen eingesetzt werden.

3.3 Einteilung von Aluminiumwerkstoffen

Aluminiumwerkstoffe lassen sich in verschiedene Kategorien einteilen. Zum einen lassen sie sich hinsichtlich des Verarbeitungsverfahrens in Guss- und Knetwerkstoffe, zum anderen hinsichtlich der Möglichkeit zur Festigkeitssteigerung in naturharte und aushärtbare Werkstoffe einteilen. Diese Einteilung wird in den folgenden Abschnitten näher betrachtet.

3.3.1 Aluminium-Gusswerkstoffe

Die Einteilung hinsichtlich Guss- und Knetwerkstoffe basiert auf der Art der primären Formgebung. Bei Gusswerkstoffen erfolgt eine endkonturenahe Formgebung durch Abguss der Schmelze in eine entsprechende Form. Verschiedene Verfahren, wie Sandguss, Kokillenguss, Druckguss, Feinguss sowie deren spezifische Unterverfahren sind im Einsatz. Wesentliche Anforderungen zur Eignung als Gusswerkstoff sind die Gießeigenschaften des Werkstoffs. Sie charakterisieren das "Verhalten eines Werkstoffs während des gesamten Formfüllungs- und Erstarrungsblaufes, d. h. vom Zustandsübergang flüssig nach fest. Sie entscheiden wesentlich über die Qualität und die Werkstoffeigenschaften des Gussstücks" [24]. Im Detail lassen sich die Gießeigenschaften durch die Erstarrungsmorphologie, das Fließverhalten der Schmelze, das Formfüllungsvermögen, das Speiseverhalten, die Lunkerneigung, die Warmrissneigung und die Schwindung der jeweiligen Legierung beschreiben [25]. Die nachfolgende Tabelle 3.1 gibt einen groben Überblick über die Aluminium-Gusslegierungstypen.

Tabelle 3.2: Überblick Aluminium-Gusslegierungstypen [26]

Gusslegierungstyp	Maßgebliche Eigenschaften
AlSi	Hervorragende Gießbarkeit, vielseitig anwendbar, Eignung für komplizierte dünnwandige Gussstücke, mittlere Festigkeit und Dehnung, i. A. gute chemische Beständigkeit, schweißbar
AlSiMg	Durch Aushärtbarkeit deutlich höhere Festigkeit als die AlSi-Legierungen, die anderen Eigenschaften der AlSi-Legierungen bleiben vorhanden.
AlSiCu	Gute Gießbarkeit, gute Bearbeitbarkeit, hohe Festigkeit und Dehnung, hohe Anforderungen beim Gießen
AlMg	Erhöhte Beständigkeit gegenüber Seewasser und salzhaltige Luft, sehr gut spanbar, polierbar und dekorativ anodisierbar, hohe Anforderungen beim Gießen
AlCuTi	Durch Aushärtung höchste Festigkeit aller Aluminium-Gusslegierungen
AlZnMg	Fähigkeit zur Kalt- und Warmaushärtung ohne besondere Lösungsglühung nach dem Gießen

3.3.2 Aluminium-Knetwerkstoffe

Als Aluminium-Knetwerkstoffe werden die Aluminiumlegierungen bezeichnet, die maßgeblich durch Walzen, Strangpressen, Ziehen, Schmieden und Fließpressen