

Frank Thorandt

Untersuchung der Werkstoffeigenschaften im Bereich von Wärmeeinflusszonen
verschiedener Aluminiumlegierungen

eingereicht als

Diplomarbeit

an der

Hochschule Mittweida (FH)
University of Applied Sciences

Fachbereich Maschinenbau / Feinwerktechnik
Stahl- und Metallbau

Dresden, 2009

Erstprüfer: Prof. Dr.-Ing. T. Laufs

Zweitprüfer: Prof. Dr.-Ing. F. Hahn

Bibliographische Beschreibung

Thorandt, Frank:

Untersuchung der Werkstoffeigenschaften im Bereich von Wärmeeinflusszonen verschiedener Aluminiumlegierungen.

140 S., Dresden, Hochschule Mittweida, Fachbereich Maschinenbau/ Feinwerktechnik/ Stahl- und Metallbau, Diplomarbeit, 2009

Kurzreferat

Ziel der Diplomarbeit ist es, einen Überblick der vorwiegend im Metallbau und in der Kfz-Branche eingesetzten Aluminiumwerkstoffe zu schaffen. Im theoretischen Teil wird auf die Einteilung, die Bezeichnung, die Wärmebehandlung, die Eigenschaften und das Verhalten beim Schweißen eingegangen. Im Anschluss finden Untersuchungen an ausgewählten Aluminiumwerkstoffen bezüglich ihres Härte-, Festigkeits- und Verformungsverhaltens im ungeschweißten und geschweißten Zustand statt. Die Auswahl beschränkt sich auf das Reinaluminium Al99,5/H14 und Al99,5/O1, sowie die Legierungen AlMg3, AlMgSi/T66, AlMgSi/T4, AlSi1MgMn/T651 und AlSi1MgMn/T4. Die Untersuchung dieser Werkstoffe beinhaltet eine Werkstoffanalyse, WIG- Schweißen mit zwei ausgewählten Stromstärken, diversen Härtemessungen, mehrere Zugversuche und die Anfertigung von Gefügeschliffbildern. Für die erfolgreiche Durchführung dieser Arbeitsschritte sind vorab aufwendige Präparationen der zu untersuchenden Proben notwendig. Mit den Ergebnissen der genannten Prüfverfahren lassen anschließend genauere Aussagen über die Eigenschaften bzw. Eigenschaftsänderungen beim Schweißen getroffen werden. Dabei erfolgt zum einen die Untersuchung der Einflüsse der chemischen Zusammensetzung und des Werkstoffzustandes auf die Härte-, Festigkeits- und Verformungseigenschaften, sowie die Gefügeveränderungen. Zum anderen wird der Einfluss der Kaltauslagerungszeiten bei den aushärtbaren Legierungen auf die Härteeigenschaften sowie der Einfluss der Streckenenergie beim Schweißen auf die Härte-, Festigkeits- und Verformungseigenschaften aufgezeigt. Abschließend erfolgt ein Vergleich dieser Ergebnisse mit den Bemessungsregeln für Aluminiumbauten nach Eurocode 9.

.

Danksagung

Mein herzlichster Dank gilt allen, die zum Gelingen der Diplomarbeit beigetragen haben.

Insbesondere danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. T. Laufs und Herrn Prof. Dr.-Ing. F. Hahn für die Betreuung. Mein Dank gilt ebenso Herrn Prof. Dr.-Ing. P. Hübner und Herrn Dornis, die immer offen waren für Fragen bezüglich der schweißtechnischen Untersuchungen, sowie Herrn Eysert, Herrn Poschmann und Frau Bergner für die Unterstützung und Betreuung bei der Probenpräparation und Werkstoffprüfung.

Nicht zuletzt danke ich vielmals der Korrekturleserin Susanne Frank, die einen Teil ihrer Freizeit dem Lesen der Arbeit gewidmet hat.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis.....	I
Abbildungsverzeichnis.....	V
Tabellenverzeichnis.....	IX
Formelverzeichnis.....	X
Abkürzungsverzeichnis.....	X
1 Einleitung	1
2 Grundlagen der Aluminiumwerkstoffe	2
2.1 Legierungen allgemein	2
2.2 Einteilung der Aluminiumwerkstoffe.....	3
2.3 Bezeichnung der Aluminiumwerkstoffe	4
2.3.1 Herkunft und Reinheit	4
2.3.2 Verarbeitung und Lieferform	4
2.3.3 Bezeichnungssysteme und Legierungsgruppen.....	5
2.3.4 Werkstoffzustände.....	6
2.4 Eigenschaften und Anwendung der Aluminiumlegierungen	7
2.4.1 Einfluss der Legierungselemente auf Aluminium.....	7
2.4.2 Festigkeitseigenschaften.....	8
2.4.3 Anwendung der Aluminiumlegierungen im Bauwesen	9
2.5 Mechanismen der Festigkeitseigenschaften	10
2.5.1 Einführung.....	10
2.5.2 Festigkeitssteigerung	10
2.6 Wärmebehandlung.....	14
2.6.1 Entfestigungsglühen	14
2.6.2 Weichglühen (Rekristallisationsglühen)	14
2.6.3 Aushärten.....	16
3 Grundlagen für das Schweißen von Aluminiumwerkstoffen	18
3.1 Einleitung	18

3.2	Schweißseignung	19
3.3	Schweißverfahren	19
3.3.1	Angewandte Schweißverfahren.....	19
3.3.2	Verfahrensübersicht für Lichtbogenschweißen unter Schutzgas	20
3.3.3	Schutzgasschweißen mit nicht abschmelzender Elektrode (WIG).....	20
3.3.4	Schutzgasschweißen mit abschmelzender Elektrode (MIG).....	20
3.4	Wärmeeinflusszone	21
3.4.1	Einleitung	21
3.4.2	Festigkeitsreduktionen in der WEZ nach Eurocode 9.....	21
3.4.3	Größe der Entfestigung nach Eurocode 9.....	22
3.4.4	Ausdehnung der WEZ nach Eurocode 9	23
4	Versuchswerkstoffe	25
4.1	Auswahl, Beschaffung und Gliederung der untersuchten Werkstoffe	25
4.2	Werkstoff A: ENAW-1050A (Al99,5).....	26
4.3	Werkstoff B: ENAW-5754 (AlMg3)	27
4.4	Werkstoff C: ENAW-6060 (AlMgSi)	29
4.5	Werkstoff D: ENAW-6082 (AlSi1MgMn)	30
4.6	Härte und Festigkeit der verwendeten Werkstoffe nach europäischer Normung	31
5	Experimentelle Durchführung	32
5.1	Versuchsprogramm	32
5.2	Werkstoffanalytik	32
5.3	Schweißarbeiten	33
5.3.1	Schweißeinrichtung	33
5.3.1.1	Schweißverfahren	33
5.3.1.2	Stromquelle	33
5.3.1.3	Schweißbrenner	34
5.3.1.4	Elektrode	35
5.3.1.5	Schutzgas.....	35
5.3.1.6	Sekator.....	36

5.3.2	Schweißkonfiguration und Parameter	37
5.3.2.1	Stromart	37
5.3.2.2	Stromstärke und Streckenenergie	37
5.3.2.3	Schutzgasmenge	38
5.3.2.4	Frequenz	39
5.3.2.5	Verschiebung Halbwelle (Halbwellenbalance)	39
5.3.2.6	Lichtbogenlänge	39
5.3.2.7	Vorschub	39
5.3.3	Werkstückeinrichtung	40
5.3.4	Versuchsdurchführung	41
5.4	Härtemessungen	44
5.4.1	Härteprüfverfahren	44
5.4.2	Probenpräparation	44
5.4.3	Durchführung der Messreihen	48
5.5	Zugversuche	50
5.5.1	Fertigung der Zugproben	50
5.5.2	Durchführung der Zugversuche	51
5.6	Gefügaufnahmen	53
5.6.1	Probenpräparation	53
5.6.2	Anfertigung der Gefügebilder	55
6	Ergebnisse und Auswertung	56
6.1	Werkstoffanalytik	56
6.2	Einfluss der chemischen Zusammensetzung und des Werkstoffzustandes	57
6.2.1	Einfluss auf die Härte und das Gefüge	57
6.2.2	Einfluss auf die Festigkeit und Verformbarkeit	65
6.3	Einfluss der Kaltauslagerungszeit auf die Härte	71
6.4	Einfluss der Streckenenergie auf die Härte, Festigkeit und Verformbarkeit	73
6.5	Vergleich der Ergebnisse mit den Bemessungsregeln für Aluminium- bauten nach Eurocode 9	78

7	Zusammenfassung und Ausblick	79
	Literaturverzeichnis.....	XI
	Anhangsverzeichnis.....	XIV
	Anhang.....	83
	Eidesstattliche Erklärung.....	124

Abbildungsverzeichnis

Abb. 1: Darstellung der Einteilung von Aluminiumwerkstoffen, [LÄPPLE et al., 2007]	3
Abb. 2: Darstellung der Einteilung von Aluminiumlegierungen	3
Abb. 3: Aluminiumbezeichnung nach DIN EN 573, [ALUMINIUM- VERLAG, 2002].....	5
Abb. 4: Zugfestigkeitsbereiche wichtiger Al- Knetlegierung, [ALUMINIUM- VERLAG, 2002] ..	8
Abb. 5: Festigkeitsskala gebräuchlichster Konstruktionslegierungen, [ALUMINIUM- VERLAG, 2002]	8
Abb. 6: Gleitebenen, [GSI, 2006].....	11
Abb. 7: Stufenversetzung, [GSI, 2006]	11
Abb. 8: Schraubenversetzung, [GSI, 2006].....	11
Abb. 9: Modell der Mischkristallbildung durch Substitution von Legierungsatomen imWirtsgitter, [GSI, 2006]	12
Abb. 10: Modellhafte Darstellung der möglichen Anordnung von Legierungsatomen in einer Al- Matrix, [GSI, 2006]	13
Abb. 11: Rekristallisationsdiagramm für Al99,5; Glühzeit 2h; [GSI, 2006]	15
Abb. 12: Stufen der Wärmebehandlung (Aushärten).....	16
Abb. 13: Isothermfelder beim Schweißen von Stahl und Aluminium; [DILTHEY, U., 2005, S.230].....	18
Abb. 14: Ausdehnung der WEZ, [VALTINAT, G., 2003, S. 109]	23
Abb. 15: Zustandsdiagramm System Al-Mg, [Mondolfo, L., 1943]	27
Abb. 16: Quasibinäarer Schnitt Al-Mg ₂ Si, [Mondolfo, L., 1943]	29
Abb. 17: Schweißstromquelle VERTIG 250 AC/DC PULT	34
Abb. 18: Aufnahme für Schweißbrenner	36
Abb. 19: Sekator (Mansfeld, Typ: II/6278).....	36
Abb. 20: Vorschubstation (Mansfeld, Typ: WII/6278).....	36
Abb. 21: Werkstückeinrichtung	40

Abb. 22: Schweißproben A1 (Al99,5 / H14)	42
Abb. 23: Schweißproben A2 (Al99,5 / O1)	42
Abb. 24: Schweißproben B1 (AlMg3 / H111)	42
Abb. 25: Schweißproben C1 (AlMgSi / T66)	43
Abb. 26: Schweißproben C2 (AlMgSi / T4)	43
Abb. 27: Schweißproben D1 (AlSi1MgMn / T651)	43
Abb. 28: Schweißproben D2 (AlSi1MgMn / T4)	43
Abb. 29: Prinzipskizze für das Trennen der Proben für die Härtemessung	45
Abb. 30: Skizze Schliffklammer	46
Abb. 31: Bild Schliffklammer mit Proben	46
Abb. 32: skizzenhafte Darstellung einer Härtemessreihe	48
Abb. 33: Geometrie und Abmessungen der Zugprobe.....	50
Abb. 34: Prinzipskizze der Zugprobenentnahme an geschweißten Blechen	51
Abb. 35: Prinzipskizze des Trennens der Proben.....	53
Abb. 36: Darstellung der Aufnahmestellen an der eingebetteten Probe	55
Abb. 37: Darstellung der Aufnahmestellen am geschweißten Blech.....	55
Abb. 38: Härteverläufe der geschweißten und Härtewerte der ungeschweißten Proben A1 / A2 / A3.....	57
Abb. 39: Härteverlauf und Gefügaufnahmen von WIG- geschweißten kaltverfestigtem Al99,5 (H14)	58
Abb. 40: Härteverlauf und Gefügaufnahmen von WIG- geschweißten weichgeglühten Al99,5 (O1).....	59
Abb. 41: Härteverlauf und Gefügaufnahmen von WIG- geschweißten AlMg3 (H111).....	60
Abb. 42: Härteverläufe der geschweißten und Härtewerte der ungeschweißten Proben C1 / C2 / D1 / D2	61
Abb. 43: Härteverlauf und Gefügaufnahmen von geschweißten AlMgSi- Legierungen.....	62
Abb. 44: Härteverlauf und Gefügaufnahmen von geschweißten AlSi1MgMn- Legierungen.....	63

Abb. 45: Zugfestigkeit und 0,2 %- Dehngrenze von kaltverfestigten Al99,5, weich- geglühten Al99,5 und AlMg3 aus der WEZ geschweißter und ungeschweißter Bleche	65
Abb. 46: Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung von kaltverfestigten Al99,5, weich- geglühten Al99,5 und AlMg3 aus der WEZ WIG- geschweißter Bleche und ungeschweißter Bleche.....	66
Abb. 47: Gefügebilder von Al99,5/H14 und Al99,5/O1, geätzt nach WECK.....	67
Abb. 48: Zugfestigkeit von AlMgSi und AlSi1MgMn im warmausgelagerten und kaltausgelagerten Zustand aus der WEZ geschweißter und ungeschweißter Bleche.....	67
Abb. 49: 0,2 %- Dehngrenze von AlMgSi und AlSi1MgMn im warmausgelagerten und kaltausgelagerten Zustand aus der WEZ geschweißter und ungeschweißter Bleche.....	68
Abb. 50: Bruchdehnung von AlMgSi und AlSi1MgMn im warmausgelagerten und kaltausgelagerten Zustand aus der WEZ geschweißter und ungeschweißter Bleche.....	69
Abb. 51: Gleichmaßdehnung von AlMgSi und AlSi1MgMn im warmausgelagerten und kaltausgelagerten Zustand aus der WEZ geschweißter und ungeschweißter Bleche.....	69
Abb. 52: Härtewerte der ungeschweißten Legierungen AlMgSi und AlSi1MgMn nach verschiedenen Kaltauslagerungszeiten.....	71
Abb. 53: zu versch. Zeiten gemessene Härteverläufe einer im Zustand T66 geschweißten AlMgSi- Legierung (C1-1).....	72
Abb. 54: zu versch. Zeiten gemessene Härteverläufe einer lösungsgeglühten und geschweißten AlMgSi- Legierung (C2-1).....	72
Abb. 55: zu versch. Zeiten gemessene Härteverläufe einer im Zustand T651 geschweißten AlSi1MgMn- Legierung (D1-1)	72
Abb. 56: zu versch. Zeiten gemessene Härteverläufe einer lösungsgeglühten und geschweißten AlSi1MgMn- Legierung (D2-1)	72
Abb. 57: Härteverläufe von Reinaluminium- und AlMg3- Werkstoffen, die mit unterschiedlichen Stromstärken WIG- geschweißt wurden	73
Abb. 58: Härteverläufe von warm ausgelagerten AlMgSi- und AlSi1MgMn- Legierungen, die mit unterschiedlichen Stromstärken WIG- geschweißt und anschließend 7 Tage kalt ausgelagert wurden.....	74

Abb. 59: Härteverläufe von AlMgSi- und AlSi1MgMn- Legierungen, die mit unterschiedlichen Stromstärken WIG- geschweißt und anschließend 7 Tage kalt ausgelagert wurden.....	74
Abb. 60: Härteverläufe unterschiedlich geschweißter AlSi1MgMn- Legierungen nach versch. Auslagerungszeiten	75
Abb. 61: Festigkeitswerte untersuchter Aluminiumwerkstoffe, die mit unterschiedlichen Stromstärken WIG- geschweißt und mindestens 14 Tage bei Raumtemperatur ausgelagert wurden.....	76
Abb. 62: Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung untersuchter Aluminiumwerkstoffe, die mit unterschiedlichen Stromstärken WIG- geschweißt und mind. 14 Tage bei Raumtemperatur ausgelagert wurden.....	77

Tabellenverzeichnis

Tab. 1: Vorsatzbuchstaben für Knetwerkstoffe und Gusswerkstoffe, [ALUMINIUM- VERLAG, 2002]	4
Tab. 2: Gegenüberstellung der Kurzzeichen für den Basiszustand von Aluminium- Knetwerkstoffen nach verschiedenen Normen	6
Tab. 3: Einfluss einzelner Legierungselemente auf Aluminium.....	7
Tab. 4 Beispiele für im Baubereich eingesetzte Werkstoffe, [ALUMINIUM- VERLAG, 2002]	9
Tab. 5: Empfehlungen für Wärmebehandlung (Aushärten), [ALUMINIUM- VERLAG, 2002] ...	17
Tab. 6: Entfestigungsbeiwerte (ρ_{WEZ}) für die WEZ, [DIN ENV 1999-1-1, 1998, S. 75]	22
Tab. 7: Härte und Festigkeitswerte der untersuchten Werkstoffe	31
Tab. 8: Empfohlene Stromstärkenbereiche für Wolframelektroden, [DIN EN 26848, 1998]	35
Tab. 9: Vorschubstufen des Sekators	36
Tab. 10: thermischer Wirkungsgrad „eta“, [ERL, 2002].....	38
Tab. 11: Übersicht der Schweißproben	41
Tab. 12: Übersicht der Härtemessreihen	49
Tab. 13: Übersicht der zu prüfenden Flachzugproben	52
Tab. 14: chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe	56
Tab. 15: Übersicht der Gefüge- und Eigenschaftsänderungen in der WEZ.....	80

Formelverzeichnis

Formel 1: Streckenenergie [E]	37
Formel 2: Wärmeeinbringung [Q].....	37

Abkürzungsverzeichnis

WEZ	Wärmeeinflusszone
GM	Grundmaterial
MK	Mischkristall
H14	Werkstoffzustand, kaltverfestigt (1/2 hart)
H111	Werkstoffzustand, gegläht und durch anschließende Arbeitsgänge (Recken, Richten) geringfügig kaltverfestigt
O1	Werkstoffzustand, weichgegläht und langsam auf Raumtemperatur abgekühlt
T66	Werkstoffzustand, lösungsgegläht und warm ausgelagert
T651	Werkstoffzustand, lösungsgegläht, durch kontrolliertes Recken entspannt, warm ausgelagert
T4	Werkstoffzustand, lösungsgegläht und kalt ausgelagert
W	Werkstoffzustand, lösungsgegläht (instabiler Zustand)
MIG	Metall- Inertgas Schweißverfahren
WIG	Wolfram- Inertgas Schweißverfahren
MSGP	Plasma– Metall– Schutzgasschweißen (Inertgas)
WP	Wolfram- Plasma Schweißen
I _s	Schweißstromstärke
HV 0,5	Härte nach Vickers (Prüfkraft: 4,903 N)
TS	Trennschnitt

1 Einleitung

Aluminium ist das nach Stahl am häufigsten verwendete und mit rund 8 % nach Silizium und Sauerstoff am häufigsten in der Erdkruste vorkommende Element. Durch die Vielfalt seiner Eigenschaften und die Möglichkeit, diese gezielt zu kombinieren, kann es in verschiedensten Bereichen eingesetzt werden [BARGEL, J., SCHULZE, G., 2006].

Trotz seines häufigen Vorkommens und der sehr guten Eigenschaften wurde es erst in der zweiten Hälfte des 19. Jahrhunderts als technischer Werkstoff bekannt. Die Schwierigkeit bestand in der Herstellung und Nutzung. Da das Aluminium in der Natur ausschließlich in Form von Oxiden und Mischoxiden vorkommt, und dieses Al_2O_3 zu den stabilsten chemischen Verbindungen zählt, ist ein enormer Energieaufwand notwendig um das Aluminium vom Sauerstoff zu trennen. Zudem bestand die Schwierigkeit in der Herstellung eines reinen Aluminiumwerkstoffes, welcher von sämtlichen unerwünschten Beimengungen befreit ist. Mit der Verwendung des elektrischen Stromes unmittelbar als Reduktionsmittel (Schmelzflusselektrolyse) und einer vorgeschalteten chemischen Raffination, welche unerwünschte Beimengungen beseitigt, war es möglich sehr reines Aluminium in jeder gewünschten Menge herzustellen [BARGEL, J., SCHULZE, G., 2006].

Dem günstigen Verhältnis von Festigkeit zu Dichte und der hervorragenden Witterungs- und Korrosionsbeständigkeit verdankt Aluminium seine heutige Stellung unter den Werkstoffen [BARGEL, J., SCHULZE, G., 2006]. Da sich jedoch die Anforderungen an die Materialien stetig erhöhen, reichen die mechanischen Eigenschaften des reinen Metalls nicht aus und müssen durch verschiedene Methoden verbessert werden. Dabei spielen vor allem die Härte-, die Festigkeits- und die Verformungseigenschaften eine wichtige Rolle. Beeinflussen lassen sich diese Eigenschaften beim Aluminium zum einen durch das zulegieren bestimmter Elemente und zum anderen durch geeignete Herstellungs- und Wärmebehandlungsverfahren. In der vorliegenden Arbeit werden diese Abläufe für bestimmte Aluminiumwerkstoffe näher untersucht.

Bei der Auswahl eines Konstruktionswerkstoffes ist dessen Eignung für verschiedenste Fertigungsverfahren von großer Bedeutung. Mit dem Schweißen, welches sich zu einem der wichtigsten Fügeverfahren für metallische Werkstoffe entwickelt hat, ist nur eins dieser Fertigungsverfahren genannt. Da beim Schweißen von Aluminium und seinen Legierungen die wichtigsten mechanischen Eigenschaften beeinflusst werden, finden in der Arbeit diverse Untersuchungen diesbezüglich statt.

2 Grundlagen der Aluminiumwerkstoffe

2.1 Legierungen allgemein

Das Verb legieren stammt ursprünglich aus dem lateinischen „ligare“ und bedeutet zusammenbinden, verbinden oder auch vereinigen.

Legierungen bestehen aus dem Grundmetall technischer Reinheit mit mindestens einem absichtlich zugegebenen weiteren Element. Legierungselemente sind überwiegend metallisch, können aber auch aus Nichtmetallen bestehen. Enthalten Legierungen neben dem Grundmetall ein weiteres Legierungselement, spricht man von „Zweistoff“- oder binären Legierungen, bei zwei zugegebenen Elementen „Dreistoff“- oder ternären Legierungen und darüber hinaus von „vier“ und „Mehrstoff“- Legierungen. Jedem Grundmetall lassen sich theoretisch beliebig viele Masseprozent Legierungselemente zufügen. Bei über 50 % wird das Legierungselement jedoch zum Grundmetall. Bei Mehrstoff- Legierungen ist das am meisten enthaltene Element das Grund- oder Basismetall [GOBRECHT, J., 2006].

Bei einer Legierungsbildung können verschiedene Erscheinungen bzw. Phasenbildungen auftreten. Als Phase wird die Gesamtheit aller Bereiche eines stofflichen Systems bezeichnet, die eine gleiche bzw. gleichartige Struktur hinsichtlich ihrer atomaren Zusammensetzung und Atomanordnung aufweist. Sie besitzt gleiche chemische, physikalische und kristallographische Eigenschaften. Die Umwandlung derartiger Phasen bei dem Aufschmelzen eines Metalls hat große technische Bedeutung bei der Legierungsherstellung. Insbesondere sind die Vorgänge bei der anschließenden Erstarrung bedeutsam, da durch diese die Eigenschaften im festen Zustand stark beeinflusst werden [LÄPPLE et al., 2007].

Bei der Phasenumwandlung im festen Zustand können folgende Erscheinungsformen auftreten:

- Mischkristalle: Die Komponenten bilden miteinander Mischphasen aus, d.h. es entsteht eine Atomare Mischung mit einer nahezu statistischen Verteilung der Komponenten.
- Kristallgemische: Die Elemente der Legierung gehen keine chemischen Reaktionen miteinander ein. Sie liegen als „reine“ Komponenten“ nebeneinander vor.
- Intermetallische Phasen: Es entstehen völlig neue Kristallstrukturen.

2.2 Einteilung der Aluminiumwerkstoffe

Die Anzahl der technischen Aluminiumlegierungen ist recht groß. Daher ist es sinnvoll, die Aluminiumlegierungen nach der Art der Verarbeitung in zwei große Gruppen einzuteilen. Dabei wird zwischen Aluminium- Gusslegierungen und Aluminium- Knetlegierungen unterschieden. Bei den Knetlegierungen steht die plastische Verformbarkeit im Vordergrund, bei Gusslegierungen sind es das Formfüllungsvermögen und die Vergießbarkeit. Sowohl Knet-, als auch Gusslegierungen werden in aushärtbare und nicht- aushärtbare bzw. naturharte Legierungen unterteilt (vgl. Abb. 1). Der Begriff aushärtbar findet Verwendung, wenn es durch geeignete Wärmebehandlungen zur Festigkeitssteigerung kommt. Bei den nichtaushärtbaren oder naturharten Legierungen wird die höhere Festigkeit nur durch die Mischkristallbildung bzw. Umformung im kalten Zustand erreicht [ALUMINIUM-VERLAG MARKETING & KOMMUNIKATION GMBH, 2002].

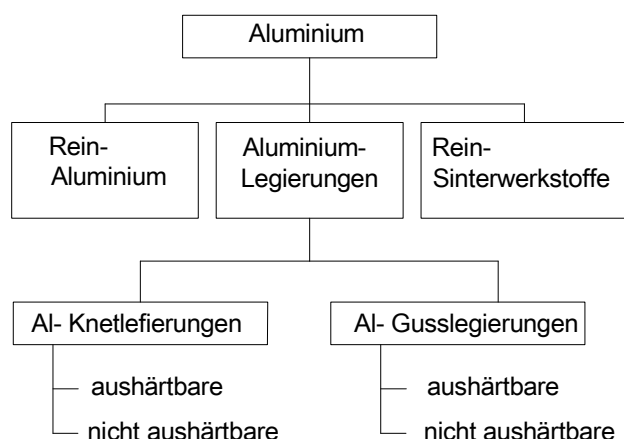


Abb. 1: Darstellung der Einteilung von Aluminiumwerkstoffen, [LÄPPLE et al., 2007]

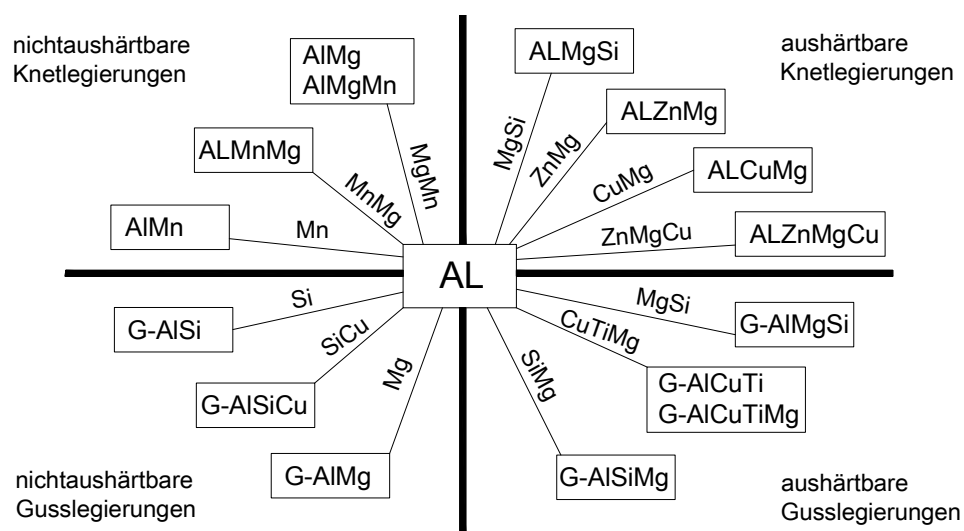


Abb. 2: Darstellung der Einteilung von Aluminiumlegierungen

2.3 Bezeichnung der Aluminiumwerkstoffe

2.3.1 Herkunft und Reinheit

Zur Kennzeichnung der Herkunft und damit der Reinheit sind folgende Bezeichnungen üblich:

- Hüttenaluminium: durch Schmelzflusselektrolyse oder andere Verfahren gewonnenes Primäraluminium in Form von Masseln, Granalien oder Gieß
- Reinstaluminium: aus Hüttenaluminium gewonnenes Aluminium mit einem Reinheitsgrad von mindestens 99,99 % für Masseln und 99,98 % für Halbzeuge.
- Reinaluminium: nicht legiertes Aluminium mit Reinheitsgraden von 99 bis 99,9 %
- Reinaluminium U: Reinaluminium zweiter Schmelzung, das aus hinreichend reinem Rücklauf hergestellt wird. Diese Bezeichnung wird zur Unterscheidung gegenüber Hüttenaluminium verwendet. Der Werkstoff ist nicht genormt.
- Sekundäraluminium: In Schmelzwerken aus Abfällen und Schrott hergestellte Legierungen

2.3.2 Verarbeitung und Lieferform

Nach der neuen EN- Normung werden die Aluminiumlegierungen hinsichtlich ihrer Verarbeitung und Lieferform wie folgt bezeichnet [ALUMINIUM- VERLAG, 2002].

- EN AB: Blockmetall (DIN EN 576)
- EN AC: Gussstücke (DIN EN 1706)
- EN AM: Vorlegierungen (DIN EN 575)
- EN AW: Knetlegierungen (DIN EN 573)

Tab. 1: Vorsatzbuchstaben für Knetwerkstoffe und Gusswerkstoffe, [ALUMINIUM- VERLAG, 2002]

Knetwerkstoffe		Gusswerkstoffe	
E	Leitwerkstoff für Elektrotechnik	G	Sandguss
S	Schweißzusatzwerkstoff	GB	Masseln
L	Lot	GK	Kokillenguss
Sd	Flamm-Spritzdraht	GD	Druckguss
LSd	Lichtbogenspritzdraht	GZ	Schleuderguss
		GF	Feinguss

2.3.3 Bezeichnungssysteme und Legierungsgruppen

Die Bezeichnung der Aluminiumwerkstoffe erfolgt nach der DIN EN 573. Dabei wird zwischen einer numerischen Bezeichnung und einer alphanumerischen mit chemischen Symbolen unterschieden.

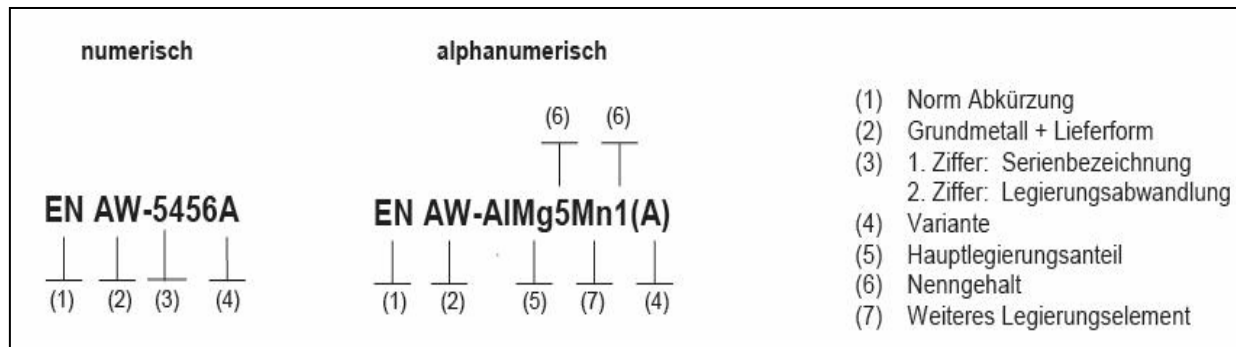


Abb. 3: Aluminiumbezeichnung nach DIN EN 573, [ALUMINIUM- VERLAG, 2002]

Das numerische System besteht aus vier Ziffern und entspricht der von der Aluminium-Association registrierten Bezeichnung. Dabei wird in folgende Legierungsgruppen unterschieden, wobei „NHT“ für nicht aushärtbare und „HT“ für aushärtbare Legierungen steht.

- 1000- Serie: Reinaluminium, $\text{Al} \geq 99,0\%$ (NHT)
- 2000- Serie: Al + Cu (Mg, Pb, Bi) (HT)
- 3000- Serie: Al + Mn (Mg) (NHT)
- 4000- Serie: Al + Si (NHT)
- 5000- Serie: Al + Mg (Mn) (NHT)
- 6000- Serie: Al + Mg + Si (HT)
- 7000- Serie: Al + Zn + (Mg) + (Cu) (HT)
- 8000- Serie: Al + sonstige Elemente (NHT/HT)

Bei den Gruppen zwei bis acht bezeichnet die zweite Ziffer die Legierungsabwandlung. Die dritte und vierte Ziffer dient der laufenden Nummerierung der Legierungen. Die Bedeutung dieser letzten drei Ziffern findet man in der DIN EN 573 T3 erklärt. Die Gusslegierungen werden nach der DIN EN 1706 bezeichnet. Dabei erhalten alle Bezeichnungen die Vorsilbe „EN AC“ [ALUMINIUM-VERLAG; 2002].

2.3.4 Werkstoffzustände

Der Werkstoffzustand wird bei Aluminium-Knetwerkstoffen durch angehängte Großbuchstaben angegeben. Nach dem alten DIN- System wurde der Werkstoffzustand durch einen an die Legierungsbezeichnung angehängten Großbuchstaben gekennzeichnet. Es folgte die auf 10 N gerundete Mindestzugfestigkeit. Nach der aktuellen DIN EN 515 wird der Werkstoffzustand unabhängig vom Bezeichnungssystem für die chemische Zusammensetzung durch eine Kombination von Buchstaben und Ziffern bezeichnet. Dies entspricht dem übernommenen amerikanischen System [ALUMINIUM-VERLAG; 2002].

Tab. 2: Gegenüberstellung der Kurzzeichen für den Basiszustand von Aluminium- Knetwerkstoffen nach verschiedenen Normen

Symbol	DIN 1725	DIN EN 515
F	Kaltverfestigungs- bzw. Aushärtungszustand	Herstellungszustand (ohne festgelegte mechanische Eigenschaften)
W	weich- geglüht	lösungsgeglüht
G	rückgeglüht aus einem höher verfestigten Zustand (nur für nicht-aushärtbare Knetlegierungen)	-
O	-	weich- geglüht
T	-	wärmebehandelt auf andere stabile Zustände als F, O, H
H	-	kalt- verfestigt und ggf. geglüht

Der Werkstoffzustand von Aluminium- Gusswerkstoffen wird nach der „prEN 1706“ durch an das Kurzzeichen angehängte Kleinbuchstaben bezeichnet. Diese Kleinbuchstaben haben folgende Bedeutung:

- g: geglüht und abgeschreckt
- ho: homogenisiert
- ka: kalt- ausgehärtet
- wa: warm- ausgehärtet
- ta: teil- ausgehärtet

2.4 Eigenschaften und Anwendung der Aluminiumlegierungen

2.4.1 Einfluss der Legierungselemente auf Aluminium

Die wichtigsten Legierungselemente für Aluminium sind Kupfer, Mangan, Magnesium, Silizium und Zink. In kleineren Mengen werden noch Eisen, Chrom und Titan verwendet. Für diverse Sonderlegierungen kommen auch Nickel, Cobalt, Silber, Lithium, Vanadium, Zirkonium, Zinn, Blei, Cadmium und Bismut zum Einsatz. Wichtige Spurenzusätze sind Bor und Natrium. In der folgenden Tabelle sind die Eigenschaftsänderungen durch die Legierungselemente zusammengestellt.

Tab. 3: Einfluss einzelner Legierungselemente auf Aluminium

Element	Eigenschaftsänderungen
Mg	Steigert die Festigkeit und die Härte Erhöht den Korrosionswiderstand speziell gegen Seewasser Mit steigendem Mg-Gehalt stark absinkende Kalt- und Warmumformbarkeit Unterdrückt den diffusionsblockierenden Einfluss von Eisenverunreinigungen Beschleunigt die Aushärtbarkeit durch Aufweiten des Al- Gitters Begünstigt die Lötbarkeit
Si	Verringert die Schmelztemperatur Verbesserung des Korrosionswiderstandes und der Gießbarkeit Erhöht die Festigkeit Ergibt zusammen mit Mg aushärtbare Legierungen mit höheren Festigkeiten bei sehr guter Umformbarkeit durch Strangpressen
Mn	Erhöht die Dehnung und die Zugfestigkeit Verbessert den Korrosionswiderstand und die Kaltumformbarkeit Bewirkt mittelmäßige Schweißbarkeit
Cu	Ergibt mit Mg zusammen aushärtbare Legierungen hoher Festigkeit Bewirkt sehr schwere Umformbarkeit Vermindert den Korrosionswiderstand und die Schweißbarkeit
Zn	Steigert die Festigkeit und Härte Erhöht das Risiko gegen Spannungsrisskorrosion Erschwert die Umformbarkeit Aushärtbar auf extrem hohe Festigkeit Bewirkt Schweißbarkeit ohne Festigkeitsverlust in der Wärmeeinflusszone

2.4.2 Festigkeitseigenschaften

Zur Beurteilung von Aluminiumwerkstoffen werden als wichtigste Kennwerte die Festigkeitseigenschaften herangezogen, welche sich im Zugversuch bestimmen lassen. Das sind die Zugfestigkeit, die 0,2 %- Dehngrenze, die Bruchdehnung und gelegentlich die Brucheinschnürung. Diese Eigenschaften können jedoch nicht ohne weiteres als Berechnungsgrundlage für Konstruktionen verwendet werden. Die Abbildung 4 stellt den Bereich der Zugfestigkeiten weit verbreiteter Aluminium- Knetlegierungen dar.

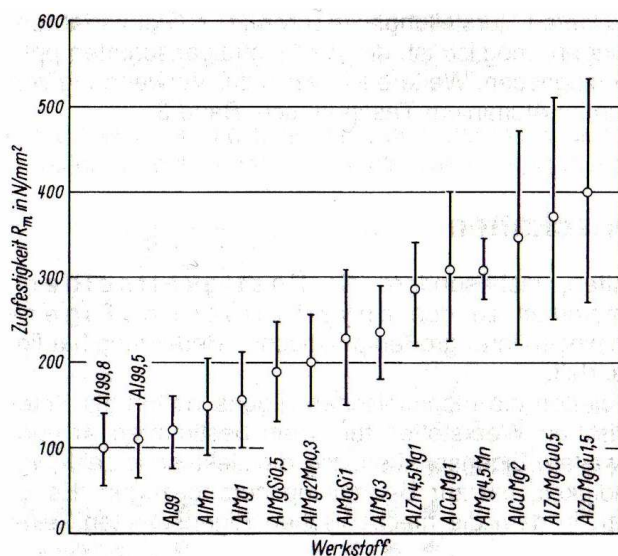


Abb. 4: Zugfestigkeitsbereiche wichtiger Al- Knetlegierung, [ALUMINIUM- VERLAG, 2002]

Die Bereiche der Festigkeit bei den einzelnen Werkstoffen entstehen vor allem, weil weitere Festigkeitssteigerungen durch thermische und mechanische Behandlungen möglich sind. Wie Abb. 5 zeigt, nimmt allgemein die Festigkeit mit steigendem Anteil an Legierungszusätzen zu.

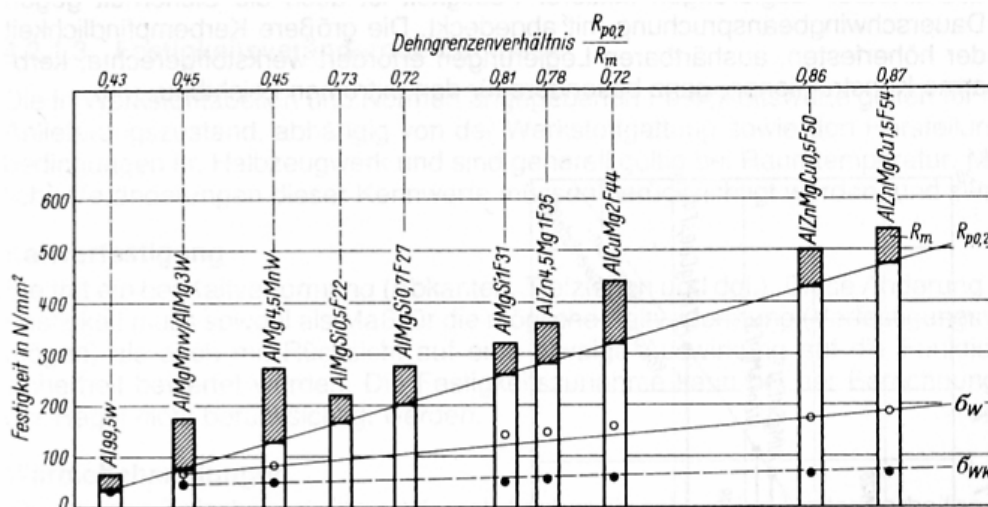


Abb. 5: Festigkeitsskala gebräuchlichster Konstruktionslegierungen, [ALUMINIUM- VERLAG, 2002]

2.4.3 Anwendung der Aluminiumlegierungen im Bauwesen

Die Anwendung von Aluminium im Bauwesen geht zurück bis zum Ende des vergangenen Jahrhunderts. Es wurde vorwiegend für Dachdeckungen eingesetzt. Erst nach dem zweiten Weltkrieg wurde Aluminium zu einem Baustoff, der Dank seiner Gestaltungsmöglichkeiten hinsichtlich Form, Farbe und Struktur stetig an Bedeutung gewann [ALUMINIUM-VERLAG; 2002].

Wie die folgende Tabelle zeigt, werden vor allem die Aluminium- Knetlegierungen der 5000er- und 6000er Serie, also AlMg und AlMgSi, im Bauwesen eingesetzt.

Tab. 4 Beispiele für im Baubereich eingesetzte Werkstoffe, [ALUMINIUM- VERLAG, 2002]

Anwendungsgebiet	Knetwerkstoffe		Gusswerkstoffe	
Dachdeckung	AlMn1	3103		
	AlMn1Mg0,5	3005		
	AlMn1Mg1	3004		
Fassadenbekleidung	AlMg1	5005	AlSi12	44100
	AlMg3	5754	AlMg3	51000
	AlMn1Mg1	3004	AlMg5	51300
Fenster, Türen, Fensterwände	AlMgSi0,5	6060	AlMg3	51000
Beschläge	AlMg3	5754	AlMg3	51000
	AlMgSi0,5	6060	AlMg5	51300
Rollläden, Rolltore	AlMgSi0,5	6060	AlSi12(Fe)	44300
	AlMg2,5	5052		
	AlMg4Mn	5086		
Sonnenschutzanlagen	AlMgSi0,5	6060	AlSi10Mg	43000
Tragkonstruktionen	AlMg3	5754		
	AlMg2Mn0,8	5049		
	AlMg4,5Mn	5083		
	AlMgSi0,5	6060		
	AlMgSi1	6082		
	AlZn4,5Mg1	7020		

2.5 Mechanismen der Festigkeitseigenschaften

2.5.1 Einführung

Der kristalline Aufbau aller technischen Aluminiumwerkstoffe bildet zusammen mit den Kristallfehlern die Grundlage für fast alle Eigenschaften. Einige Eigenschaften sind nahezu unveränderlich, andere sind nur wenig von Störungen im Gitteraufbau abhängig und wieder andere, wie z.B. die Festigkeit, reagieren zum Teil sehr empfindlich auf das Vorhandensein solcher Störungen. Ansätze zu einer Abschätzung der Eigenschaften aus den Daten dieser Gitterbaufehler liegen zwar vor, jedoch ist eine quantitative Berechnung daraus noch nicht sicher möglich. Da alle Reaktionen der Gitterfehler sehr stark temperaturabhängig sind, lässt sich dies auch auf die Eigenschaften und Eigenschaftsänderungen beziehen [ALUMINIUM- VERLAG, 2002].

2.5.2 Festigkeitssteigerung

Unter der Festigkeit eines Werkstoffs ist ganz allgemein seine Widerstandsfähigkeit gegenüber der Einwirkung äußerer Kräfte zu verstehen. Für die Verarbeitung von Werkstoffen ist aber auch eine möglichst gute Verformungsfähigkeit erforderlich, welche als Plastizität bezeichnet wird. Bei unzureichender Plastizität spricht man von Sprödigkeit [BARGEL, J., SCHULZE, G., 2006].

Für eine konstruktive Verwendung der Aluminiumwerkstoffe reichen die mechanischen Eigenschaften des reinen Metalls nicht aus und müssen durch verschiedene Methoden verbessert werden. Die Hauptmechanismen zur Festigkeitssteigerung beruhen auf der Behinderung von Versetzungsbewegungen im Kristallgitter. Können Versetzungen ohne großen Widerstand gleiten, so ist die Festigkeit des Materials gering. Wird diese Gleitung behindert, ist ein zusätzlicher Kraftaufwand notwendig, um die Versetzung das Hindernis überwinden und gleiten zu lassen. Die Festigkeit ist demzufolge größer [OSTERMANN, F., 1998]. Derartige Hindernisse können Korngrenzen bei einer Kornverfeinerung, Fremdatome bei einer Mischkristallbildung, Teilchen oder sehr fein verteilte Partikel bei Ausscheidungen oder die Versetzungen selbst bei einer Versetzungsneubildung darstellen. Demzufolge gibt es mehrere Möglichkeiten, eine Festigkeitssteigerung zu erzielen.

- a) Verformungsverfestigung (Kaltverfestigung)
- b) Mischkristallverfestigung (Legierungsverfestigung)
- c) Ausscheidungsverfestigung (Wärmebehandlung)

a) Verformungsverfestigung

Die plastische Deformation der Metalle vollzieht sich durch Abgleiten zweier Kristallbereiche auf einer gemeinsamen kristallographischen Netzebene, der so genannten Gleitebene (Abb. 6). Angenommen dieser Abgleitprozess vollzieht sich nicht geschlossen über die Gleitebene, sondern bereichsweise, so muss es auf einer Gleitebene eine Grenze geben. Sie trennt den abgeglittenen Bereich von dem noch nicht abgeglittenen Bereich. Dies wird als Versetzung bezeichnet und stellt eine linienhafte Gitterstörung dar. In Abbildung 7 und 8 sind die zwei Grundtypen, die Stufen- und die Schraubenversetzung, dargestellt.

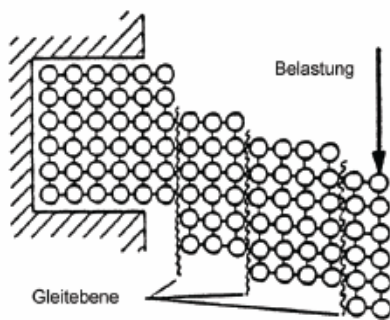


Abb. 6: Gleitebenen [GSI, 2006]

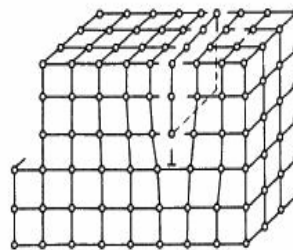


Abb. 7: Stufenversetzung, [GSI, 2006]

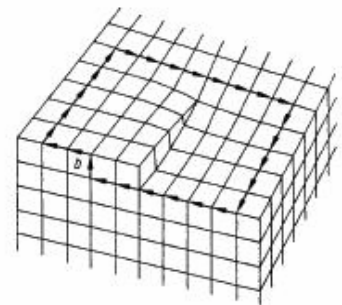


Abb. 8: Schraubenversetzung [GSI, 2006]

Der Effekt der Kaltverfestigung basiert auf der Erhöhung der Versetzungsdichte mit zunehmender Verformung. Mit steigender Versetzungsdichte entsteht eine gegenseitige Behinderung der Versetzungen. Die Folge ist eine starke Gitterverzerrung und damit eine Werkstoffverfestigung. Diese äußert sich in einem Anstieg der Härte, Streckgrenze und Zugfestigkeit bei entsprechender Abnahme der Bruchdehnung, Brucheinschnürung und Kerbschlagarbeit [LÄPPLE et al., 2007].

Nachteil der Kaltverfestigung infolge eingebrachter Gitterstörungen ist die Erhöhung der inneren Energie oder Eigenspannungen. Technisch können diese nur durch entsprechende Wärmezufuhr gemindert werden.

b) Mischkristallverfestigung

Den Ersatz von Aluminiumatomen im Kristallgitter durch zulegierte Fremdatome wird als Substitutionsmischkristallbildung bezeichnet. Die Einlagerung erfolgt auf regulären Gitterplätzen.

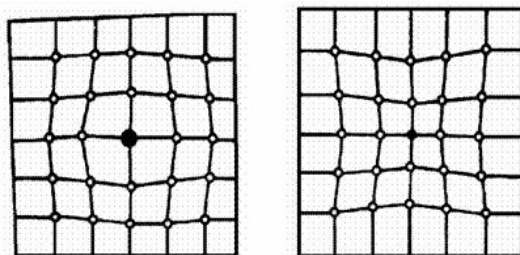


Abb. 9: Modell der Mischkristallbildung durch Substitution von Legierungsatomen im Wirtsgitter, [GSI, 2006]

Dieser Ersatz geht nicht ohne Störungen des Gesamtgitters von statten, die in erster Linie aus der unterschiedlichen Größe der Atome resultieren (Abb. 9). Durch diese Verzerrung des Kristallgitters kommt es zu Gitterspannungen, welches eine Versetzungsbewegung erschwert. Diese Gitterspannungen erhöhen sich mit steigender Konzentration des Mischkristalls, bis schließlich eine obere Grenzspannung erreicht ist. Die zugehörige Konzentration an gelösten Fremdatomen wird als Grenzkonzentration oder Löslichkeit bezeichnet. Je mehr sich die Durchmesser der unterschiedlichen Atome voneinander unterscheiden, desto geringere Konzentrationen sind notwendig, um die Löslichkeitsgrenze zu erreichen [OSTERMANN, F., 1998].

Das wirksamste Legierungselement zur Mischkristallverfestigung des Aluminiums ist Magnesium. Gründe dafür sind relativ große Unterschiede im Atomdurchmesser und die sehr gute Löslichkeit des Magnesiums im flüssigen sowie festen Zustand. Ein interessanter Effekt des Legierungselementes Magnesium ist, dass mit steigendem Mg- Gehalt die Verformungsverfestigung zunimmt. Gleichzeitig werden auch die für die Umformbarkeit wichtigen Kennwerte der Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung erhöht [OSTERMANN, F., 1998].

c) Ausscheidungsverfestigung

Eine weitere sehr wirksame Methode zur Festigkeitssteigerung von Aluminium ist die Behinderung der Versetzungsbewegung durch Ausscheidungen. Diese Ausscheidungen sind sehr fein verteilte Partikel, die im Kristall angeordnet sind. Sie behindern auf verschiedenste Weise die Versetzungsbewegung. Sind sie kohärent mit der Matrix, können sie von Versetzungen geschnitten oder umgangen werden. Die Grenzflächen inkohärenter Ausscheidungen sind für Versetzungen undurchdringlich, so dass solche Ausscheidungen lediglich umgangen werden können [OSTERMANN, F., 1998].

Kohärent sind Ausscheidungen, in denen sich alle Kristallebenen der umgebenden Matrix stetig fortsetzen. Dies ist nur möglich, wenn in der Kristallstruktur von Matrix und Ausscheidung Gitterebenen mit ähnlichen oder gleichen Ebenenabständen existieren. Unterscheiden sich die Abstände der Ebenen geringfügig, was in der Regel der Fall ist, kommt es zu elastischen Verzerrungen der Gitterebenen sowie Spannungsfeldern in der Ausscheidung und der umgebenden Matrix. Die Verzerrungen und Spannungsfelder tragen neben weiteren Effekten wesentlich zur Verfestigung bei [OSTERMANN, F., 1998].

Bei größeren Abweichungen der Ebenenabstände oder einer Ausscheidungsstruktur, die nur in bestimmten Richtungen ähnliche Ebenenabstände wie die Matrix aufweist, kann sich nur ein Teil der Netzebenen stetig durch die Ausscheidung fortsetzen. Die Ausscheidung ist teilkohärent. Sind die Unterschiede der Strukturen so groß, dass alle Netzebenen an der Ausscheidungsgrenze enden, spricht man von inkohärenten Ausscheidungen [OSTERMANN, F., 1998]. In Abb. 10 sind die verschiedenen Kohärenzbeziehungen zwischen Matrix und Ausscheidung schematisch dargestellt.

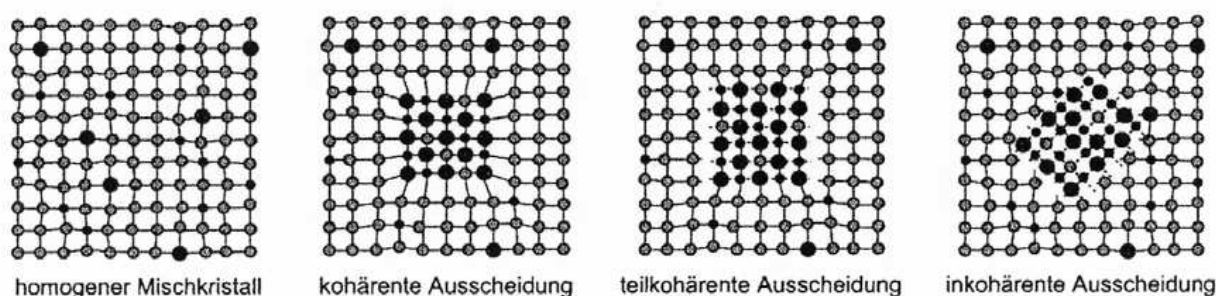


Abb. 10: Modellhafte Darstellung der möglichen Anordnung von Legierungsatomen (schwarze Kreise) in einer AL- Matrix (graue Kreise), [GSI, 2006]

Die Ausscheidung festigkeitssteigernder Partikel aus übersättigter, fester Lösung wird als Sekundärausscheidung bezeichnet. Dem gegenüber steht die Primärausscheidung von intermetallischen Phasen bei der Erstarrung von Gussmaterial. Die Entmischung des übersättigten Mischkristalls geschieht entweder durch homogene Keimbildung im Kristallgitter oder durch heterogene Keimbildung an Gitterfehlstellen wie Versetzungen, Korngrenzen oder Primärphasen. Welche der beiden Mechanismen eintritt, ist abhängig vom Legierungstyp, vom Grad der Übersättigung sowie der Temperatur und Zeit der Ausscheidungskinetik. Die günstigsten Festigkeitseigenschaften lassen sich durch homogene Verteilungen der Ausscheidungen im Korn erzielen. Heterogene Verteilungen führen dagegen zu niedrigeren Festigkeitswerten [OSTERMANN, F., 1998].

2.6 Wärmebehandlung

2.6.1 Entfestigungsglühen

Durch die im Abschnitt 2.5 besprochene Kaltumformung und die damit verbundene Kaltverfestigung erfahren die Aluminiumlegierungen zwar eine Festigkeitserhöhung, doch gleichzeitig auch eine Verringerung der Bruchdehnung und somit auch eine Verringerung der Duktilität des Werkstoffs. Um für beide Eigenschaften relativ hohe Werte zu erhalten, wird ein Entfestigungs- oder Rückglühen nach der Kaltverfestigung durchgeführt. Dies geschieht bei Temperaturen zwischen 150 und 250 °C. Demzufolge unterhalb der Rekristallisationstemperatur. Bei dieser Rückglühung tritt ein Ausheilen und Umordnen von Gitterfehlstellen wie Versetzungen oder Leerstellen ein, nicht aber eine Änderung des Korngefüges. Dies bedeutet, dass Korngröße und Form nahezu unverändert bleiben [OSTERMANN, F., 1998]. Nicht anzuwenden ist das Glühverfahren bei AlMg-Legierungen mit mehr als 4 % Mg, da die Gefahr von interkristalliner Korrosion durch Korngrenzenausscheidungen besteht [GSI, 2006].

2.6.2 Weichglühen (Rekristallisationsglühen)

Ziel des Weichglühens ist es, Werkstoffe in einen Zustand möglichst geringer Festigkeit und hoher Dehnung zu überführen. Es wird in der Regel durchgeführt, um Umformarbeiten zu erleichtern oder erst zu ermöglichen bzw. die Kaltverfestigung zu beseitigen [GSI, 2006].

Verantwortlich für die Beseitigung dieser Kaltverfestigung ist die so genannte Rekristallisation. Diese beschreibt den Abbau von Gitterfehlern in den Kristallgittern durch eine Neubildung des Gefüges auf Grund von Keimbildung und Kornwachstum. Als Keimbildner wirken Versetzungen, die abgebaut werden und somit zu einer Festigkeitsabnahme führen. Die Bildung neuer Kristallkeime findet an den bei der Kaltverfestigung am stärksten gestörten Stellen des Kristallgitters statt. Je stärker die vorausgegangene Kaltumformung, desto höher ist das Bestreben zur Rekristallisation [GSI, 2006].

Von entscheidender Bedeutung für das Glühergebnis ist die entstehende Korngröße. Diese ist abhängig vom vorausgegangenen Umformgrad, der Glühtemperatur und der Glühdauer. Der Einfluss dieser Kriterien wird bei konstanter Glühdauer in so genannten Rekristallisationsdiagrammen dargestellt (Abb. 11).

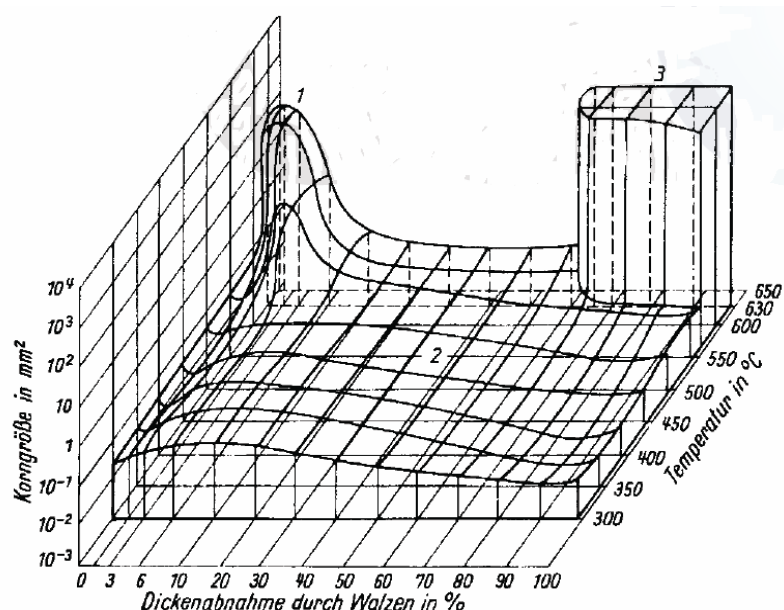


Abb. 11: Rekristallisationsdiagramm für Al99,5; Glühzeit 2h; [GSI, 2006]

- 1= grobes Korn im Bereich des kritischen Umformgrades (primäre Rekristallisation)
- 2= Bereich der primären Rekristallisation mit feiner und mittlerer Korngröße
- 3= grobes Korn durch sekundäre Rekristallisation

Um ein feinkörnigeres Gefüge zu erzeugen, sollte der vorausgegangene Kaltverformungsgrad größer als fünfzig Prozent sein und die Querschnittsabnahme zwanzig Prozent nicht überschreiten. Die Glühtemperaturen liegen je nach Legierung zwischen 350 ° und 450 ° C. Bei diesen Temperaturen erfolgt eine vollständige Entfestigung durch die Bildung eines neuen Korngefüges. Für den zu erreichenden heterogenen Gefügezustand ist ebenfalls die Abkühlgeschwindigkeit von großer Bedeutung. Sie sollte nicht zu schnell erfolgen, um bei aushärtenden Legierungen keine Übersättigung des α - Mischkristalls zu erhalten. Dies würde zu sekundären Aushärtungseffekten führen. Aus den genannten Gründen wird eine langsame Ofenabkühlung, die kleiner als 30 °C pro Stunde betragen sollte, mit einer ein- bis zweistündigen Haltezeit bei 240 °C empfohlen. Anschließend sollte eine Abkühlung an der Luft stattfinden [OSTERMANN, F., 1998].

2.6.3 Aushärten

Durch eine Wärmebehandlung kann die Festigkeit aushärtbarer Aluminiumlegierungen wesentlich erhöht werden. Im Vergleich zur Festigkeitssteigerung durch Kaltumformung ist dabei die Einbuße an Umformbarkeit gering. Die Aushärtung erfolgt grundsätzlich nach dem in Abbildung 12 dargestellten Prozess.

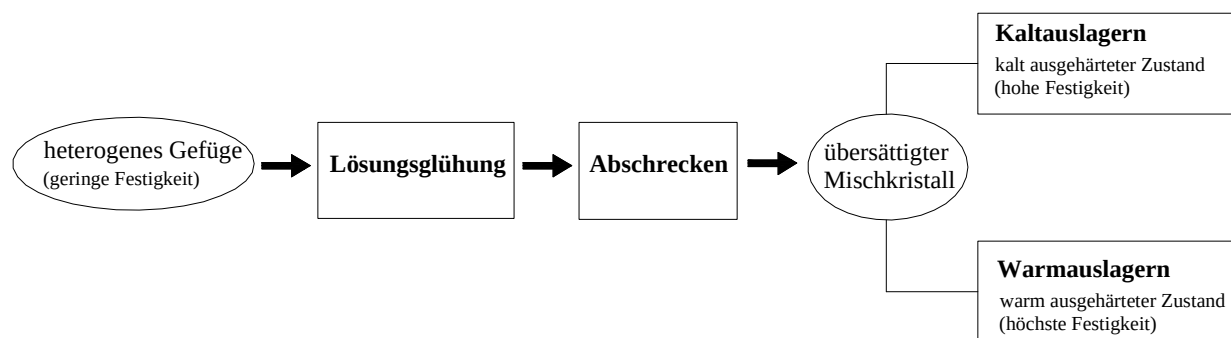


Abb. 12: Stufen der Wärmebehandlung (Aushärten)

a) Lösungsglühen

Um ausgeschiedene, heterogene Legierungsbestandteile im Mischkristall zu lösen und anschließend homogen zu verteilen, ist vorerst eine Lösungsglühen erforderlich. Diese sollte je nach Legierungstyp bei 470 bis 560 °C vorzugsweise in einem Luftumwälzofen erfolgen. Die vorgeschriebene Temperatur sollte sehr genau eingehalten werden, damit einerseits der Aushärtungseffekt voll ausgenutzt wird, andererseits aber noch keine Anschmelzungen der Korngrenzen auftreten [OSTERMANN, F., 1998].

b) Abschrecken

Das Abschrecken erfolgt unmittelbar nach dem Lösungsglühen an der Luft oder in kaltem Wasser. Es sollte möglichst rasch erfolgen, um ein vorzeitiges Ausscheiden der überschüssig gelösten Bestandteile zu vermeiden und die homogene Verteilung dieser Legierungsbestandteile beizubehalten [OSTERMANN, F., 1998].

c) Auslagern

Der durch die ersten beiden Schritte eingestellte übersättigte Mischkristall ist bestrebt, sich durch Ausscheidungen wieder dem Gleichgewicht anzunähern. Dies erfolgt durch Diffusion der Fremdatome. Erleichtert wird diese Wanderung durch die im Überschuss vorhandenen Leerstellen. Da dieser Prozess ein temperatur- und zeitabhängiger Vorgang ist, besteht die Möglichkeit, die Bildung der gewünschten Ausscheidungen über zwei prinzipielle Wege

vorzunehmen. Das ist zu einem das Kaltauslagern bei Raumtemperatur, was durch kohärente Ausscheidungen zu einem Festigkeitsanstieg mit gleichzeitig geringer Abnahme der Bruchdehnung führt. Bei AlMgSi und AlCuMg- Legierungen ist dieser Vorgang nach einer Woche beendet. Die AlZnMg- Legierungen benötigen hingegen mehrere Monate zur vollständigen Aushärtung. Zum anderen besteht die Möglichkeit der Warmauslagerung, welche durch teilkohärente bis inkohärente Ausscheidungen zum höchsten Festigkeitsanstieg führt. Allerdings nehmen Bruchdehnung und Verformbarkeitswerte dabei stark ab.

In Tabelle 5 sind einige Parameter für die Wärmebehandlung zum Aushärten verschiedener Aluminiumlegierungen erfasst.

Tab. 5: Empfehlungen für Wärmebehandlung (Aushärten), [ALUMINIUM- VERLAG, 2002]

Legierung	Glühtemp [°C]	Abschreck- medium	Kaltaus- lagern [Tage]	Warm- auslagertemp. [°C]	Warmaus- lagerzeit [h]
E-AlMgSi	525 - 540	Wasser	5 - 8	155 - 190	4 - 16
E-AlMgSi0,5	525 - 540	Luft/Wasser	5 - 8	155 - 190	4 - 16
AlMgSi0,5	525 - 540	Luft/Wasser	5 - 8	155 - 190	4 - 16
AlMgSi0,7	525 - 540	Luft/Wasser	5 - 8	155 - 190	4 - 16
AlMgSi1	525 - 540	Wasser/Luft	5 - 8	155 - 190	4 - 16
AlMg1SiCu	525 - 540	Wasser/Luft	5 - 8	155 - 190	4 - 16
AlMgSiPb	520 - 530	Wasser bis 65°C	5 - 8	155 - 190	4 - 16
AlCuBiPb	515 - 525	Wasser bis 65°C	5 - 8	165 - 185	8 - 16
AlCuMgPb	480 - 490	Wasser bis 65°C	5 - 8	-	-
AlCuMg1	495 - 505	Wasser	5 - 8	-	-
AlCuMg2	495 - 505	Wasser	5 - 8	180 - 195	16 - 24
AlCuSiMn	495 - 505	Wasser	5 - 8	160 - 180	8 - 16
AlZn4,5Mg	460 - 485	Luft	mind. 90	I.: 90 – 100 II.: 140–160	I.: 8 – 12 II.: 16 – 24
AlZnMgCu0,5	470 - 480	Wasser	-	I.: 115 – 125 II.: 165–180	I.: 12 – 24 II.: 4 – 6

3 Grundlagen für das Schweißen von Aluminiumwerkstoffen

3.1 Einleitung

Die hohe Schmelztemperatur der Oxidhaut, welche bei $T_s = 2060^\circ\text{C}$ liegt, stellt beim Schweißen von Aluminium die Hauptschwierigkeit dar. Das Oxid wirkt elektrotechnisch gesehen wie ein Isolator. Die Entfernung dieser dichten, fest haftenden Schutzschicht ist Grundbedingung für eine qualitätsgerechte Schmelzschweißverbindung. Gelingt es nicht, diese Oxidschicht während des Schweißprozesses aufzubrechen, besteht die Möglichkeit, dass die aufgeschmolzenen Fugenflanken zusammenlaufen, ohne dass eine Bindung entsteht. Die Entfernung kann auf chemischen Weg durch Beizen mit Natronlauge, durch Anwenden geeigneter Flussmittel aus Chloriden oder Fluoriden, oder mechanisch mit Hilfe von Drahtbürsten mit Borsten aus CrNi-Stahl erfolgen. Dies wird beim Gasschweißen, welches beim Aluminium kaum noch eingesetzt wird, verwendet. Bei heutzutage angewandten Schutzgasschweißverfahren wird die Oxidschicht durch physikalische Effekte bei der Einwirkung des elektrischen Stromes im Bereich des Lichtbogenfußpunktes zerstört [GSI, 2006].

Die hohe spezifische Wärme sowie die hohe Schmelzwärme in Verbindung mit der hohen Wärmeleitfähigkeit erfordern eine große Wärmezufuhr. Beim Schweißen mittels Wärmequellen geringerer Intensität oder an dickeren Werkstücken ist das Vorwärmen des Materials notwendig [GSI, 2006].

Abbildung 13 zeigt, dass Aluminium beim Schweißen erheblich breitere Temperaturfelder als Stahl aufweist, und dass die Wärme dem Schmelzbad mit großem Abstand voraus läuft. Der große Wärmeausdehnungskoeffizient und das hohe Schwindmaß führen zu starken Formänderungen beim Schweißen, was eine Deformation, innere Spannungen und Risse zur Folge hat [DILTHEY, U., 2005]. Um dies zu verringern, sollte das Schweißverfahren eine möglichst schmale WEZ erzeugen.

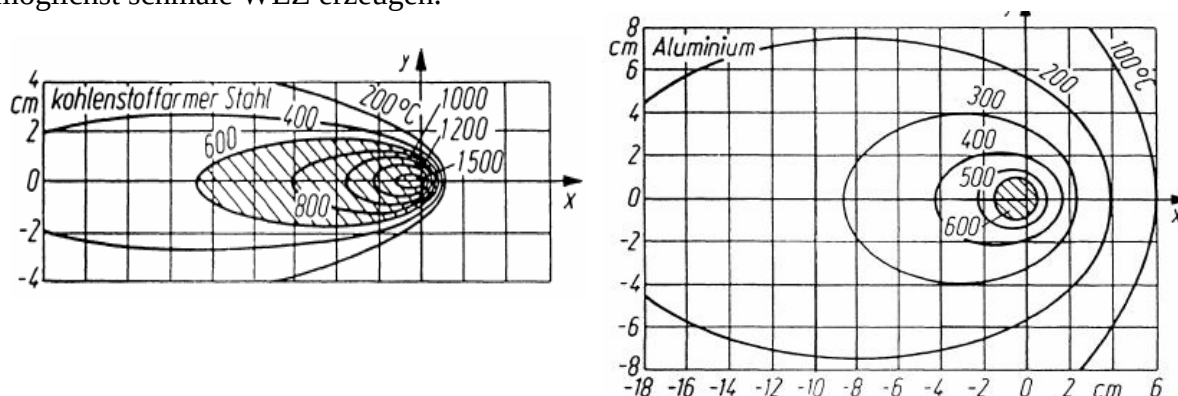


Abb. 13: Isothermfelder beim Schweißen von Stahl und Aluminium; [DILTHEY, U., 2005, S.230]

3.2 Schweißseignung

Die Schweißseignung wird beim Aluminium vor allem durch die Neigung des Werkstoffes Heißrisse zu bilden bestimmt. Es wird zwischen zwei Rissarten unterschieden.

- Erstarrungsrisse: treten im Schweißgut auf und sind von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes abhängig.
- Anschmelzungsrisse: treten vornehmlich in der WEZ auf und sind auf das Wiederaufschmelzen von niedrig schmelzenden eutektischen Phasen bei gleichzeitig auftretenden thermischen Spannungen zurückzuführen.

Die relative Rissneigung eines Werkstoffes wird durch den Zusatzwerkstoff beeinflusst und kann durch eine geeignete Grund- und Zusatzwerkstoff-Kombination verringert werden [GSI, 2006].

Für geschweißte Konstruktionen sind sämtliche naturharte Werkstoffe und von den aushärtbaren Werkstoffen die Legierungen der Gruppe 6xxx (AlMgSi) unter Verwendung des geeigneten Zusatzwerkstoffes ohne Einschränkungen einsetzbar. Von der Legierungsgruppe 7xxx (AlZnMgCu) trifft dies nur auf die kupferfreien Vertreter (AlZnMg) zu. Das Kupfer, welches in den hochfesten Aluminiumknetlegierungen auftritt, kann Heißrisse verursachen, wenn es eine bestimmte Konzentration über- oder unterschreitet [GSI, 2006].

3.3 Schweißverfahren

3.3.1 Angewandte Schweißverfahren

Folgende Schweißprozesse werden für verschiedenste Aluminiumlegierungen üblicherweise angewandt:

- (1) MIG- Schweißen: (MIG-Eindraht- und Tandemschweißen mit Pulstechnik, Hot-Start und Endkraterfüllprogramm)
- (2) WIG- Schweißen
- (3) Laser-, Elektronenstrahl- und Plasmaschweißen
- (4) Bolzenschweißen: (Bolzenschweißen mit Spitzenzündung oder Hubzündung)
- (5) Reibschweißen-, Rührreibschweißen, Kaltpressschweißen, Ultraschallschweißen, Diffusionsschweißen
- (6) Widerstandsschweißen: (Punkt-, Buckel- und Stumpfnahtschweißen)

3.3.2 Verfahrensübersicht für Lichtbogenschweißen unter Schutzgas

Bei dem relativ häufig angewandten Verfahren, dem Schutzgasschweißen, entsteht das Schmelzbad durch Einwirkung eines Lichtbogens auf die Schweißstelle. Der Lichtbogen brennt zwischen einer Elektrode und dem Werkstück. Elektrode, Lichtbogen und Schmelzbad werden bei Aluminiumwerkstoffen durch ein inertes Schutzgas von der Atmosphäre abgeschirmt. Diese Verfahren werden wie folgt eingeteilt:

- Verfahren mit abschmelzender Elektrode (MIG, MSGP)
- Verfahren mit nicht abschmelzender Elektrode (WIG, WP, WPL)

3.3.3 Schutzgasschweißen mit nicht abschmelzender Elektrode (WIG)

Bei Wolfram- Inertgas- Schweißen brennt der Lichtbogen zwischen einer Wolframelektrode und dem Werkstück. Der Schweißzusatz wird drahtförmig von außen zugeführt. Der Schutz des Schmelzbades erfolgt durch ein Inertgas, wie z.B.: Argon oder Helium. Da es bei Aluminiumwerkstoffen erforderlich ist, die Oxidhaut auf zu brechen, wird häufig mit Wechselstrom geschweißt. Dieser setzt sich aus einer positiven und einer negativen Halbwelle zusammen. In den Phasen der positiven Elektrodenpolung wird die Oxidhaut zerstört und während der negativen Polung wird die Elektrode gekühlt. Da bei jedem Stromnulldurchgang der Lichtbogen erlischt, wurde früher üblicherweise mit einer Hochfrequenzüberlagerung gearbeitet, um ein Wiederspülen des Lichtbogens zu erleichtern. Diese Geräte sind heutzutage durch Impulsgeneratoren ersetzt, die nur noch im Rhythmus der Netzfrequenz hochfrequente Spannungsimpulse abgeben [ALUMINIUM-VERLAG, 2002].

3.3.4 Schutzgasschweißen mit abschmelzender Elektrode (MIG)

Beim Metall-Inertgas-Schweißen brennt der Lichtbogen zwischen einer mechanisch geförderten Drahtelektrode, die gleichzeitig Schweißzusatz ist, und dem Werkstück. Das MIG- Verfahren arbeitet in der Regel mit Gleichstrom, doch es ist auch der Einsatz von Wechselstrom möglich. Die Drahtelektrode ist bei Gleichstrom als Anode (Pluspol) geschaltet. Diese Pluspolung bewirkt die Zerstörung der Aluminiumoxydhaut. Als Schutzgase kommen Argon, Helium und deren Gemische zum Einsatz. Das MIG- Schweißen ist sehr gut mechanisierbar. Um die Wärmeeinbringung möglichst gering zu halten, wird sehr oft die Impulstechnik angewandt [ALUMINIUM-VERLAG, 2002].

3.4 Wärmeeinflusszone

3.4.1 Einleitung

Durch den Schweißprozess erfahren die Schweißnahtzone sowie benachbarte Bereiche eine erhebliche thermische Beanspruchung. Diese Bereiche werden als so genannte Wärmeeinflusszonen definiert. Die Breite der Wärmeeinflusszone (WEZ) ist größtenteils abhängig von der eingebrachten Wärmemenge, welche durch folgende Faktoren beeinflusst wird:

- Schweißverfahren (Streckenenergie)
- Schweißtechnik (Pendel- oder Strichraupentechnik)/ (Lagenzahl)
- Werkstückdicke
- Wärmeleitfähigkeit des Materials

Aluminiumwerkstoffe erfahren durch die Schweißwärme eine deutliche Festigkeitsabminderung im Bereich der WEZ. Bei den naturharten Werkstoffen der Legierungsgruppe 5xxx (AlMg) besteht keine Möglichkeit die verringerte Festigkeit wieder anzuheben. Bei den aushärtbaren Werkstoffen der Legierungsgruppe 6xxx (AlMgSi) besteht die Möglichkeit durch eine Warmauslagerung die Festigkeit wieder auf 70 – 80% des Grundwerkstoffes anzuheben. Die aushärtbaren Werkstoffe der Legierungsgruppe 7xxx (AlZn) härten kalt aus. Dabei kann es nach ca. 90 Tagen im Nahtbereich zu einer erheblichen Festigkeitssteigerung kommen [ALUMINIUM-VERLAG; 2002].

3.4.2 Festigkeitsreduktionen in der WEZ nach Eurocode 9

„Beim Entwurf geschweißter Konstruktionen unter Verwendung hochfester Aluminiumlegierungen ist die Verminderung der Festigkeitsreduktion in der Nähe von Schweißnähten zu berücksichtigen. Die 0,2 %- Dehngrenze ist durch die Verminderung stärker beeinflusst als die Zugfestigkeit“ [DIN ENV 1999-1-1, 1998, S. 74]. Für die Nachweisführung nach dieser DIN wird die Höhe der Festigkeitsreduktionen innerhalb der WEZ durch einen konstanten Faktor ρ_{WEZ} erfasst. Die Ausdehnung der WEZ wird durch den Wert b_{WEZ} , beginnend an der Schweißnaht, festgelegt. Bei folgenden Legierungen ist es erforderlich, die Festigkeitsreduktion in Rechnung zu stellen [DIN ENV 1999-1-1, 1998].

- bei aushärtbaren Legierungen (6xxx; 7xxx) im ausgehärteten Zustand oberhalb T4
- bei nicht aushärtbaren Legierungen (1xxx, 3xxx, 5xxx).

3.4.3 Größe der Entfestigung nach Eurocode 9

Die charakteristischen Festigkeitswerte f_0 , f_a und f_v in der WEZ sind wie bei der Bestimmung des Tragwiderstandes von Bauteilen zu bestimmen. Zusätzlich müssen bei den in Kapitel 3.4.2 erläuterten Legierungen die Festigkeitswerte noch mit den in Tabelle 6 dargestellten Entfestigungsbeiwerten ρ_{WEZ} multipliziert werden. Es besteht auch die Möglichkeit, die Entfestigung durch eine Reduktion der Querschnittsfläche einzurechnen.

Tab. 6: Entfestigungsbeiwerte (ρ_{WEZ}) für die WEZ, [DIN ENV 1999-1-1, 1998, S. 75]

Für Strangpreßprofile, Bleche und Platten, gezogene Rohre und Schmiedeteile in allen Legierungen mit den Zuständen O und F ist $\rho_{WEZ} = 1,0$			
Für Strangpressprofile, Bleche und Platten, gezogene Rohre und Schmiedeteile in den Legierungen 6xxx und 7xxx in den Zuständen T4, T5 und T6 gilt:			
Aluminiumlegierung	Zustand	ρ_{WEZ} (MIG-Schweißung)	ρ_{WEZ} (WIG-Schweißung)
6xxx	T4	1,0	--
	T5	0,65	0,60
	T6	0,65	0,50
7xxx	T6	0,80 ^{a)}	0,60 ^{a)}
		1,0 ^{b)}	0,80 ^{b)}

Für Bleche und Platten und Schmiedeteile in Legierungen der Serien 5xxx, 3xxx und 1xxx (in kaltverfestigten Zuständen (H)) gilt:			
Aluminiumlegierungen	Zustand	ρ_{WEZ} (MIG-Schweißung)	ρ_{WEZ} (WIG-Schweißung)
5xxx	H22	0,86	0,86
	H24	0,80	0,80
3xxx	H14, 16, 18	0,60	0,60
1xxx	H14	0,60	0,60

- a) Die Werte mit dem Index a sind anzuwenden, wenn in Stumpfnähten oder Kehlnähten eine Zugspannung quer zur Naht wirkt.
- b) Die Werte mit dem Index b sind für alle anderen Fälle anzuwenden, das heißt für Normalspannungen parallel zur Naht, für Druckspannungen quer zur Naht sowie für Schubspannungen.

Die Werte der Tabelle 6 gelten unter der Voraussetzung, dass die Temperatur des geschweißten Teils innerhalb der nachfolgend angegebenen Zeit nach dem Schweißen mindestens auf 10°C gehalten wurde [DIN ENV 1999-1-1, 1998, S. 74]:

- Legierungen der Serie 6xxx: 3 Tage
- Legierungen der Serie 7xxx: 30 Tage

3.4.4 Ausdehnung der WEZ nach Eurocode 9

Die Ausdehnung der WEZ ist über einen Bereich b_{WEZ} in jeder Richtung von der Schweißnaht aus wie folgt anzunehmen (siehe Abb.14):

- Quer von der Mittellinie einer Stumpfnah aus
- Quer von der Wurzel einer Kehlnah aus
- Quer vom Mittelpunkt aus bei einer durchgeschweißten Stumpfnah oder einer Kehlnah bei einer Eckverbindung, bei einer T-Verbindung oder bei einem Kreuzstoß
- Radial vom Ende der Schweißnaht aus gemessen in jeder Richtung.

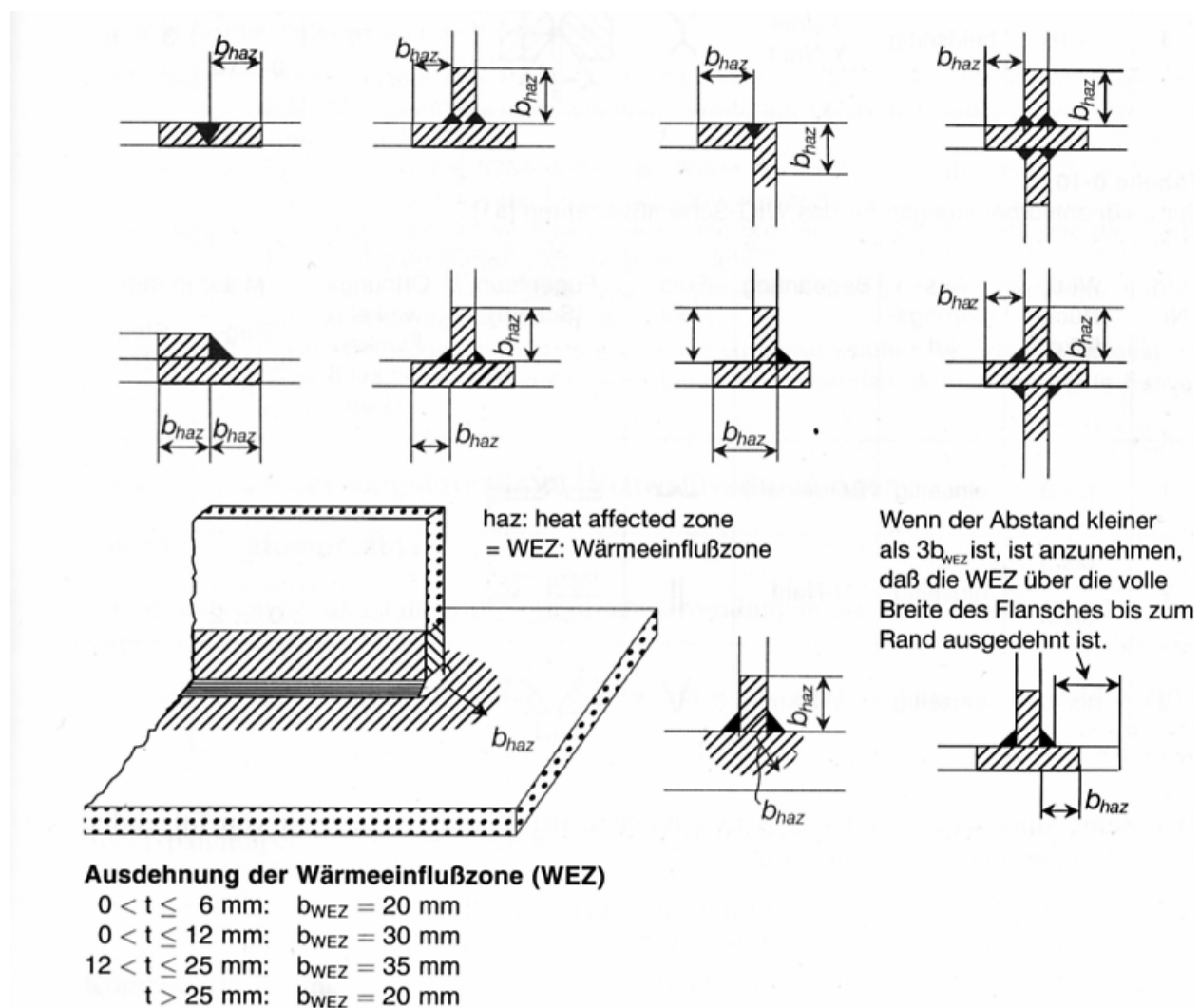


Abb. 14: Ausdehnung der WEZ, [VALTINAT, G., 2003, S. 109]

Die Begrenzung der WEZ im Querschnitt sollte insbesondere bei dünneren Bauteilen durch gerade Linien rechtwinklig zur Bauteiloberfläche angesetzt werden. Jedoch darf, wenn bei dickem Material nur eine Oberflächenschweißung erfolgt,

ein gerundeter Verlauf der WEZ mit dem Radius b_{WEZ} , wie in Abb. 14 dargestellt, angenommen werden [DIN ENV 1999-1-1, 1998].

Nach der DIN ENV 1999-1-1 sind für mehrlagige MIG- Schweißungen an nicht vorgewärmten Materialien bei einer Abkühlung zwischen den einzelnen Lagen auf 60 °C oder darunter folgende b_{WEZ} - Werte anzusetzen:

- $0 < t \leq 6\text{mm}$: $b_{WEZ} = 20\text{mm}$
- $0 < t \leq 12\text{mm}$: $b_{WEZ} = 30\text{mm}$
- $12 < t \leq 25\text{mm}$: $b_{WEZ} = 35\text{mm}$
- $t > 25\text{mm}$: $b_{WEZ} = 40\text{mm}$

Diese Werte gelten für Legierungen der Reihe 5xxx, 6xxx und 7xxx im verfestigten Zustand für Stumpfnahthverbindungen mit zwei Lagen oder für Kehlnähte bei T- Verbindungen mit drei Nahtlagen [DIN ENV 1999-1-1, 1998].

Da bei einem WIG- geschweißten Bauteil die Ausdehnung der WEZ durch höher eingebrachte Streckenenergien größer ist, gilt bei WIG- Nähten als Stumpf- oder Kehlnaht eine andere Breite:

- $0 < t \leq 6\text{mm}$: $b_{WEZ} = 30\text{mm}$

Wenn zwei oder mehr Schweißnähte dicht beieinander liegen, überdecken sich ihre Wärmeeinflusszonen. In diesem Fall ist eine einzige WEZ für die Schweißnahtgruppe anzusetzen. Bei Schweißnähten am freien Rand eines Bauteils mit einem Abstand kleiner als das dreifache der b_{WEZ} , ist der gesamte abstehende Querschnitt als WEZ zu betrachten

Bei Kehlnahtverbindungen zwischen Bauteilen mit mehr oder weniger als 3 Lagen ist b_{WEZ} mit dem Wert $3/N$ (Anzahl der Lagen) zu multiplizieren.

Bei unterschiedlichen Bauteildicken darf ein Mittelwert aller verwendeten Materialstärken angenommen werden. Dies gilt solange die mittlere Dicke t nicht größer ist als die 1,5- fache kleinste Dicke [DIN ENV 1999-1-1, 1998].

Bei Mehrlagenschweißungen können sich zwischen den einzelnen Lagen höhere Temperaturen aufbauen. Daraus folgt eine Vergrößerung der WEZ. Wenn die Temperatur zwischen den einzelnen Lagen zwischen 60 und 120°C liegt, kann die Breite b_{WEZ} der WEZ mit dem Faktor α_2 wie folgt multipliziert werden [DIN ENV 1999-1-1, 1998].

- Legierung 6xxx: $\alpha_2 = 1 + (T_1 - 60) / 120$
- Legierung 7xxx: $\alpha_2 = 1 + 1,5 (T_1 - 60) / 120$

4 Versuchswerkstoffe

4.1 Auswahl, Beschaffung und Gliederung der untersuchten Werkstoffe

Die Auswahl der Werkstoffe und der dazugehörigen Werkstoffzustände beschränkt sich auf die vorwiegend im Metallbau eingesetzten Aluminiumwerkstoffe. Da nur kleinere Mengen benötigt werden, erweist sich die Beschaffung einiger Knetlegierungen in den bestimmten Herstellerzuständen als sehr schwierig. Doch letzt endlich können bis auf eine AlZnMg-Legierung aus der 7000er Serie, die aus Kostengründen wegfällt, alle beschafft werden. Einige Werkstoffzustände bestimmter Legierungen werden mittels eines Glühofens selbst eingerichtet. Folgend sind die in den Versuchsreihen verwendeten Werkstoffe mit der Bezeichnung nach DIN EN 573, der dazugehörigen Werkstoffzustände nach DIN EN 515 und die vergebenen Probennummern aufgelistet.

- | | | |
|------------------------------------|---------------------------------|-------|
| (1) EN AW- 1050A (Al99,5) / H14 | (gelieferter Herstellerzustand) | → A 1 |
| (2) EN AW- 1050A (Al99,5) / O1 | (erzeugter Werkstoffzustand) | → A 2 |
| (3) EN AW- 5754 (AlMg3) / H111 | (gelieferter Herstellerzustand) | → B 1 |
| (4) EN AW- 6060 (AlMgSi) / T66 | (gelieferter Herstellerzustand) | → C 1 |
| (5) EN AW- 6060 (AlMgSi) / W | (erzeugter Werkstoffzustand) | → C 2 |
| (6) EN AW- 6082 (AlSi1MgMn) / T651 | (gelieferter Herstellerzustand) | → D 1 |
| (7) EN AW- 6082 (AlSi1MgMn) / W | (erzeugter Werkstoffzustand) | → D 2 |

Die Beschaffung der zu untersuchenden Werkstoffe erfolgt über „ThyssenKrupp Schulte“, und das Metalllager des „Forschungszentrums Rossendorf“. Die Erzeugnisformen der gelieferten Werkstoffe EN AW- 1050A, EN AW- 5754 und EN AW- 6082 sind Bleche nach DINEN 485-1 mit einer Abmessungen von 3x1000x2000 in Millimetern. Die Werkstoffe EN AW- 6060 sind Flachstangenerzeugnisse nach DINEN 755-1 mit einer Breite von 100 mm einer Materialdicke von 3 mm und einer Länge von 6 m.

4.2 Werkstoff A: ENAW-1050A (Al99,5)

Der Werkstoff Al99,5 ist Reinaluminium mit einem Reinheitsgrad von 99,5 %. Das bedeutet, es sind 0,5 % Fremdatome enthalten. Es wird vorwiegend in der Elektrotechnik als Leitwerkstoff, in der Verpackungsindustrie für Folien, Tuben, Büchsen, etc. und im Metallbau vor allem für dekorative Zwecke wie Verblendungen verwendet.

Ein sehr häufig eingestellter Werkstoffzustand für die im Metallbau eingesetzten Bleche ist H14. Das H bedeutet, die Erzeugnisse wurden zur Sicherstellung der festgelegten mechanischen Eigenschaften nach dem Weichglühen oder nach dem Warmumformen einer Kaltumformung oder einer Kombination aus Kaltumformung und Erholungsglühung bzw. Stabilisierung unterzogen. Nach den Buchstaben „H“ folgen immer zwei Ziffern. Die erste beinhaltet die Kennzeichnung der Art der thermischen Behandlung. Die zweite dient zur Kennzeichnung des Grades der Kaltverfestigung. Eine eins als erste Ziffer zeigt, dass die Erzeugnisse ohne eine zusätzliche thermische Behandlung nur kaltverfestigt wurden. Die vier als zweite Ziffer bedeutet, dass die Zugfestigkeit etwa in der Mitte zwischen 0 (weich geglüht) und Hx8 (härtester Zustand) liegt [DIN EN 515, 1993].

Dieser kalt verfestigte Werkstoff ist in der Praxis weit verbreitet. Doch es gibt Grenzfälle, in denen eine Weiterverarbeitung nicht ohne Materialschädigung möglich ist. Wird der Werkstoff jedoch bei einer ausreichend hohen Temperatur geglüht, lassen sich wieder die ursprünglichen Eigenschaften erreichen. In der Regel ist der durch eine Kombination von Kaltverformen und Glühen erreichbare Gefügestand sogar besser und gleichmäßiger als der Warmwalzzustand. Der Vorgang, der bei der Glühung abläuft, wird als Rekristallisation bezeichnet.

Aus Kostengründen wird auf eine Bestellung von Blechen mit diesem Gefügestand verzichtet. Stattdessen werden die kalt verfestigten H14- Bleche mittels einer Weichglühung auf den Herstellerzustand O1 gebracht. Dazu ist es erforderlich, die Proben 45 Minuten lang bei einer Glühtemperatur von 340°C zu glühen und anschließend langsam bei Luft abkühlen zu lassen.

4.3 Werkstoff B: ENAW-5754 (AlMg3)

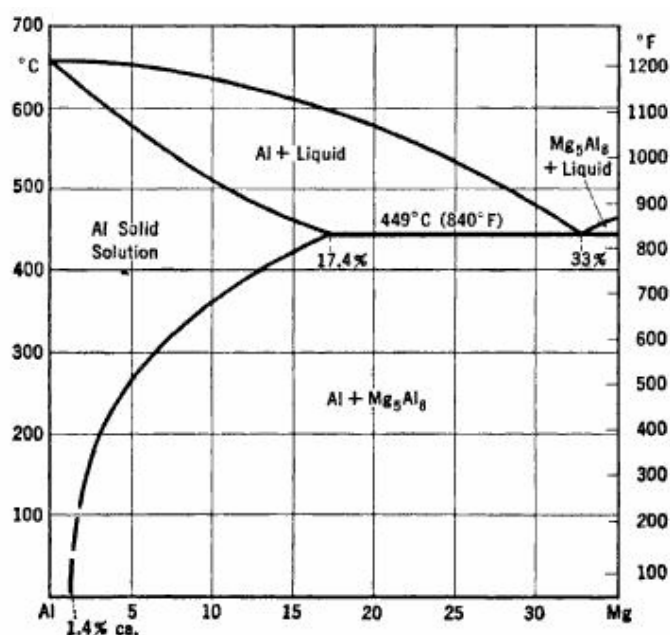


Abb. 15: Zustandsdiagramm System Al-Mg, [Mondolfo, L., 1943]

Die Aluminium-Magnesium-Legierungen der Gruppe 5xxx werden üblicherweise als nicht aushärtbare Legierungen mit niedrigen bis mittlerem Festigkeitsniveau eingestuft.

Im Teilbereich von 0 % bis etwa 33 % Mg ist das System Al-Mg eutektisch. Aluminium bildet mit der intermetallischen Verbindung AlMg ein Eutektikum bei etwa 450 °C. Bei dieser Temperatur beträgt die maximale Löslichkeit 17,4 % Mg (Abb. 15).

Obwohl eutektische Legierungen mit hohen Mg-Gehalten einen sehr günstigen (niedrigen) Erstarrungspunkt von 449°C haben, sind sie für die Wirtschaft unbrauchbar. Denn das Eutektikum besteht zu ca. 80% aus der spröden Phase Al_8Mg_5 . Diese Phase ist in Al-Mg Legierungen aus zweierlei Gründen unerwünscht. Sie besitzt eine große Härte, geringe Verformbarkeit und geht bei Korrosionsangriff wegen des hohen Magnesiumgehaltes bevorzugt in Lösung, da die Ausscheidungen der β -Phase (Magnesium) elektrochemisch unedler sind als der Al-Mischkristall [BARGEL, J. & SCHULZE, G., 2006].

Diese Gründe beschränken die Brauchbarkeit von Al-Mg- Legierungen theoretisch auf den Konzentrationsbereich bis 15 % Mg, praktisch jedoch noch weit weniger. Denn schon bei Mg-Gehalten über ca. 3% beginnt sich bei Raumtemperatur das Mg auszuscheiden und dies wird noch stark beschleunigt durch vorherige Kaltverformungen. Durch Homogenisieren können die Korngrenzenausscheidungen, welche verantwortlich sind für die interkristalline Korrosion, beseitigt werden. Es muss allerdings abgeschreckt und bei niedriger Temperatur ausgelagert

werden, um eine gleichmäßige Ausscheidung des Al_3Mg_2 im Gefüge zu erreichen. Eine weitere Möglichkeit, das Ausscheiden zu verhindern, ist die Zugabe anderer Legierungselemente wie z.B. Mangan [ALTENPOHL, D., 1965].

Mit steigendem Mg Gehalt nehmen Zugfestigkeit und Dehngrenze kontinuierlich zu, während die Bruchdehnung bis etwa 3% Mg abnimmt und von da an wieder leicht ansteigt. Aufgrund der guten Festigkeit finden hochreine AlMg- Legierungen Verwendung zur Herstellung von Speicherplatten. Bei niedrigen Temperaturen findet keine Versprödung statt, sondern sogar eine Verbesserung der Festigkeitswerte. Legierungen mit Mg- Gehalten um ca. ein Prozent eignen sich aufgrund ihrer hohen Einschnürung für das Tiefziehen von Blechen. Legierungen mit höheren Magnesiumgehalten sind für das Streckziehen geeignet [ALUMINIUM-VERLAG, 2002].

Die weit verbreitete Konstruktionslegierung AlMg3 besitzt einen Magnesiumgehalt von 2,6 bis 3,6 Prozent und wird im Bauwesen sowohl für Tragkonstruktionen, dank der guten Festigkeitseigenschaften, als auch im Bereich Fassadenbekleidung verwendet [ALUMINIUM-VERLAG; 2002]. Die verwendeten Profile oder Bleche werden häufig im Werkstoffzustand H111 geliefert. Nach der DIN EN 515 entspricht dies einem geglühten und durch anschließende Arbeitsgänge wie Recken oder Richten geringfügig kalt verfestigten Zustand. Die in den folgenden Untersuchungen verwendeten Versuchswerkstoffe besitzen diesen Zustand.

4.4 Werkstoff C: ENAW-6060 (AlMgSi)

Dank ihrer hervorragenden spezifischen Eigenschaften sind diese Legierungen zu weit verbreiteten Universalwerkstoffen entwickelt worden. Sie zeichnen sich besonders durch eine hohe Dehngrenze aus. Die AlMgSi- Legierungen mit Siliziumgehalten unter 1,5 % werden ausschließlich als Knetlegierungen eingesetzt. Legierungen mit höheren Si-Gehalten werden als Gusslegierungen verwendet [ALTENPOHL, D.; 1965].

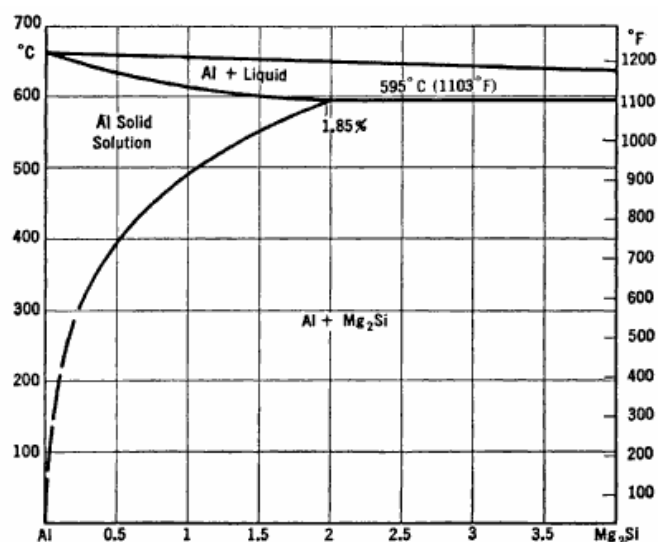


Abb. 16: Quasibinärer Schnitt Al-Mg₂Si, [Mondolfo, L., 1943]

Silizium und Magnesium bilden die intermetallische Verbindung Mg₂Si, die bei der eutektischen Temperatur zu 1,85 % löslich ist, und deren Löslichkeit im α -Mischkristall (Al) mit der Temperatur abnimmt (Abb. 16). Es kommt in diesem Bereich, anders als im System Al-Mg oder Al-Si, bei geeigneter Wärmebehandlung zu einer ausgeprägten Aushärtung. Bei den heute gebräuchlichen AlMgSi- Legierungen liegen die Siliziumgehalte meist zwischen 0,3 und 1 Prozent, die Magnesiumzusätze zwischen 0,4 und 0,9 Prozent. Legierungen, von denen hohe mechanische Festigkeitseigenschaften erwartet werden, enthalten in der Regel einen Siliziumüberschuss, da bei einem höheren Siliziumanteil die Löslichkeit des Magnesiumsilizids (Mg₂Si), welches für die Festigkeitssteigerung verantwortlich ist, nicht vermindert wird. Da mit steigendem Mg₂Si- Gehalt die Dehnung, Biegefähigkeit und Kerbzähigkeit stark vermindert wird, enthalten neben Magnesium und Silizium hauptsächlich höher legierte AlMgSi- Legierungen (Werkstoff D) noch bis zu 0,3 Prozent Mangan. Dieser Zusatz bewirkt in geringen Mengen eine Festigkeitssteigerung. Dies dürfte damit im Zusammenhang stehen, dass Mangan mit Silizium die ternäre Phase AlMnSi bildet. Sehr günstig wirkt sich ein Mn- Zusatz auf die Kerbschlagzähigkeit und die Dehnungseigenschaften des Materials aus. Zudem nimmt die

Biegefähigkeit von Blechen und Profilen mit steigendem Mn- Gehalt zu. Ein ähnlicher Effekt kann an Stelle des Manganzusatzes durch einen geringen Chromzusatz erreicht werden. Dies wird in den USA häufig angewandt [ALTENPOHL, D.; 1965].

Die im Bauwesen sehr häufig vorkommenden Werkstoffe der 6000er Reihe werden vor allem für die Herstellung von Fenster-, Tür-, und Fassadenprofilen verwendet. Der dafür gängigste Herstellerzustand nach DIN EN 515 ist T66, was bedeutet, dass eine Lösungsglühung mit anschließender Warmauslagerung durchgeführt wurde. Für die Hälfte der untersuchten AlMgSi-Legierungen wird dieser Werkstoffzustand verwendet.

„In der Automobilherstellung kommen die aushärtbaren Legierungen AlMgSi sehr häufig zum Einsatz. Diese haben den großen Vorteil, dass sie im weichen Zustand gut verformbar sind, und nach der Verformung zum Bauteil während des Lackiervorganges erheblich an Festigkeit zunehmen“ [ALUMINIUM-VERLAG; 2002, S. 630]. Zwischen der Verformung und dem Lackiervorgang finden allerdings noch diverse Schweißarbeiten, welche mit erneuten Wärmeeinträgen verbunden sind, an den Bauteilen statt. Um dies zu simulieren, wird bei der Hälfte der untersuchten AlMgSi- Legierungen im Zustand T66 eine erneute Lösungsglühung 40 Minuten lang, bei 535°C mit anschließendem Abschrecken im Wasser durchgeführt. Durch diesen Vorgang erhält der Werkstoff den Zustand „W“ und nach der anschließenden Kaltauslagerung den Zustand „T4“. Um relativ praxisnah zu bleiben, ist es erforderlich, die Schweißarbeiten unmittelbar nach der Lösungsglühung durch zu führen.

4.5 Werkstoff D: ENAW-6082 (AlSi1MgMn)

Bei diesen höher legierten aushärtbaren Werkstoffen liegt der Magnesiumgehalt zwischen 0,6 und 1,2 Prozent, und Silizium zwischen 0,7 und 1,3 Prozent [ALTENPOHL, D.; 1965]. Da, wie in Kapitel 4.4 erwähnt, die Dehnung, Biegefähigkeit und Kerbzähigkeit relativ gering ist, wird zusätzlich bis zu 1 Prozent Mangan hinzulegiert. Aus diesem Grund ist die neuere Bezeichnung nach der DIN EN 573-2 nicht mehr AlMgSi1, sondern AlSi1MgMn.

Verwendung finden diese hochfesten Legierungen vorwiegend als Tragkonstruktionen im Bauwesen oder in der Automobilbranche.

Der Werkstoffzustand der untersuchten Legierungen ist nach DIN EN 515 T651. Dies bedeutet, der Werkstoff ist lösungsgeglüht und anschließend durch kontrolliertes Recken entspannt und warm ausgelagert. Die Erzeugnisse werden nach dem Recken nicht nachgerichtet. Wie beim untersuchten Werkstoff C (Kap. 4.4) wird bei der Hälfte der Versuchsbleche der Zustand „T4“ durch eine erneute Lösungsglühung mit anschließender Kaltauslagerung eingerichtet.

4.6 Härte und Festigkeit der verwendeten Werkstoffe nach europäischer Normung

In Tabelle 7 sind die wichtigsten Festigkeitswerte sowie die Härte der untersuchten Werkstoffe aufgelistet. Dabei handelt es sich um die Zugfestigkeit R_m , die 0,2 %- Dehngrenze $R_{p0,2}$, die Bruchdehnung A_{50} und die Brinellhärte HBW. Diese aus den Werkstoffnormen DIN EN 485-2 für Bleche und DIN EN 755-2 für Stangen entnommenen Werte, sind überwiegend Mindestfestigkeiten, welche Erzeugnisse aus den Werkstoffen erreichen müssen.

Tab. 7: Härte und Festigkeitswerte der untersuchten Werkstoffe

Nr.	Werkstoff	Werkstoff-zustand	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa] min.	Bruch- dehnung A_{50} [%]min.	Härte [HBW]
A 1	ENAW- 1050A (Al99,5)	H 14	105-145	85	4	34
A 2	ENAW- 1050A (Al99,5)	O1	65-95	20	26	20
B 1	ENAW- 5754 (AlMg3)	H111	190-240	80	16	52
C 1	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T66	215-...	160	6	70
C 2	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T4	120-...-	60	14	50
D 1	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T651	310-...	260	7	94
D 2	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T4	205-...	110	14	58

5 Experimentelle Durchführung

5.1 Versuchsprogramm

Die experimentelle Durchführung zur Untersuchung der Wärmeeinflusszonen umfasst mehrere Punkte. Nachdem die Beschaffung der zu untersuchenden Werkstoffe erfolgte, ist es erforderlich eine Werkstoffanalyse durchzuführen. Anschließend werden die in Kapitel 4 erläuterten Werkstoffzustände der Versuchswerkstoffe A (Al99,5) eingestellt. Ist dies erfolgreich durchgeführt, kann mit der Einrichtung des Schweißversuchstandes und einiger Testläufe begonnen werden. Um eine relativ schnelle Untersuchung der aushärtbaren Legierungen C (AlMgSi) und D (AlSi1MgMn) zu gewährleisten, werden vorerst nur die nicht aushärtbaren sowie das Reinaluminium geschweißt. Danach kommt es zur Probenpräparation und anschließenden Härtemessung der Versuchswerkstoffe A (Al99,5) und B (AlMg3). Bei dieser Härtemessung erfolgt die Erstellung so genannter Härtereihen, die von Schweißnahtmitte bis hin zum Probenrand erstellt werden. Verlaufen diese Untersuchungen reibungslos, kann es mit der Versuchsdurchführung an den aushärtbaren Legierungen weiter gehen. Dabei greifen die Herstellung der Werkstoffzustände, das Schweißen der Werkstücke, die Probenpräparation sowie die Härtemessungen nahtlos ineinander. Hierbei ist es erforderlich, sich an vorgegebene Zeiten zu halten. Sind die Härtemessungen erfolgreich abgeschlossen, werden von allen untersuchten Materialien verschiedenste Gefügebilder erstellt. Dies beinhaltet eine erneute Probenpräparation und die Anfertigung mehrerer Gefügeschliffe. Zu guter letzt werden Zugversuche in den entfestigten Bereichen (WEZ) der geschweißten Werkstoffe sowie im Grundmaterial der ungeschweißten Versuchswerkstoffe durchgeführt. Vor der Durchführung der Zugversuche ist die Herstellung der einzelnen Zugproben erforderlich.

5.2 Werkstoffanalytik

Um sicher zu stellen, dass bei den verwendeten Werkstoffen die gewollte Legierung vorliegt, ist es notwendig, eine Werkstoffanalyse durch zu führen. Bei dieser Analyse wird die genaue chemische Zusammensetzung der einzelnen Werkstoffe mittels einer Vakuum-emissionsspektroskopie an dem Gerätetyp „GVM-514S“ nach der DIN 51009 für Festkörper ermittelt. Für die Durchführung dieser Analyse ist es erforderlich, jeweils eine Probe mit den Abmessungen 30/30/3 jeder Legierung zu entnehmen.

5.3 Schweißarbeiten

5.3.1 Schweißeinrichtung

5.3.1.1 Schweißverfahren

Da das WIG (Wolfram- Inertgasschweißen) sowie das MIG (Metall-Inertgasschweißen) die meist verbreiteten Verfahren für das Schweißen von Aluminium sind, beschränkt sich die Auswahl auf diese beiden. Jedoch gibt es zwischen diesen Verfahren einen großen Unterschied. Das WIG arbeitet mit einer nicht abschmelzenden Wolframelektrode hingegen das MIG mit einer abschmelzenden Drahtelektrode, was bedeutet, dass beim MIG unweigerlich Zusatzwerkstoff zum Einsatz kommt. Um jedoch gleiche Parameter für beide Verfahren zu gewährleisten, müsste beim WIG- Verfahren der gleiche Zusatzwerkstoff in exakt der gleichen Menge zugeführt werden. Dies erweist sich in der praktischen Durchführung als sehr schwierig. Da in dieser Arbeit die Wärmeeinflusszonen und nicht die eigentliche Schweißnaht untersucht werden, kommt eine Variante zum Einsatz, bei der das MIG- Verfahren durch vorangegangener Berechnungen der Streckenenergie mit dem WIG- Verfahren ohne Zusatzwerkstoff imitiert wird. Alle Schweißarbeiten finden somit an einer Anlage statt (Abb. 17).

5.3.1.2 Stromquelle

Das WIG- Kompaktschweißgerät ist ein Produkt der Firma „Messer Lincoln GmbH“. Es handelt sich dabei um eine „VERTIG 250 AC/DC PULT“ Gleich- und Wechselstromquelle, die in Inverter- Technologie aufgebaut ist. Folgend sind einige Eigenschaften dieser Inverterstromquelle aufgelistet:

Anwendungsmöglichkeiten:

- WIG- Schweißen mit Gleich- und Wechselstrom (2- Takt/ 4- Takt/ Punkten/ Pulsen)
- E- Hand Schweißen
- Berührungsloses Zünden des Lichtbogens mit Hochfrequenz (HF)
- Einstellbare Schweißstromfrequenz von 50 – 200Hz
- Einstellbare Balance von +80 bis -80%
- Durch positive Leerlaufspannung sicheres Lichtbogenzünden
- Schnelleres Stabilisieren des Wechselstromlichtbogens durch Verlängerung der positiven Halbwelle nach dem Zünden.

Besondere Eigenschaften des Gerätes:

- stufenlose Schweißstromeinstellung von 5-250A
- digitale Schweißstromanzeige
- Stromkonstanthaltung: Unabhängig vom Schweiß- und Netzkabellängen bzw. Netzspannungsschwankungen wird der eingestellte Schweißstromwert von der Steuerelektronik konstant gehalten.



Abb. 17: Schweißstromquelle VERTIG 250 AC/DC PULT

5.3.1.3 Schweißbrenner

Beim WIG- Schweißen werden in Abhängigkeit von den geforderten Lichtbogenleistungen luft-, oder wassergekühlte Brenner eingesetzt. Die Luftgekühlten WIG- Brenner werden bis zu einer Lichtbogenstromstärke von ca. 250 A eingesetzt. Die wassergekühlten hingegen bei höheren Stromstärken oder einer langen Einschaltdauer [GSI, 2006]. Da weder die Stromstärke noch die Einschaltdauer bei den Versuchen sehr hoch sind, beschränkt sich der Einsatz auf den wassergekühlten Brenner.

5.3.1.4 Elektrode

Die Güte der Schweißnaht hängt im wesentlichen von der Art und Form der Wolframelektrode ab. Bei der Art wird in reine Wolframelektroden und welche mit Beimengungen oxidischer Zusätze, wie Thoriumoxid, Zirkonoxid, Lanthanoxid oder Ceroxid, unterschieden. Die Unterschiede zwischen diesen Elektrodensorten liegen in der Elektronenaustrittsarbeit. Die reine Wolframelektrode wird ca. 1000°C heißer als eine Wolfram Thoriumelektrode, um einen stabil brennenden Lichtbogen zu erreichen [EWM, 2002]. Die Auswahl der Sorte fällt auf eine reine Wolframelektrode. Die Entscheidung des Durchmessers dieser Elektrode wird mit Hilfe von Tabelle 8 auf 2,5mm festgelegt, da sich der Stromstärkenbereich zwischen 90 und 110 A unter Wechselstrom befindet.

Tab. 8: Empfohlene Stromstärkenbereiche für Wolframelektroden, [DIN EN 26848, 1998]

Elektroden- durchmesser [mm]	Gleichstrom [A]				Wechselstrom [A]	
	Minuspole an der Elektrode		Pluspole an der Elektrode			
	Wolfram rein	Wolfram mit Oxid	Wolfram rein	Wolfram mit Oxid		
1,6	40-130	60-150	10-20	10-20	45-90	60-125
2,0	75-180	100-200	15-25	15-25	65-125	85-160
2,5	130-230	170-250	17-30	17-30	80-140	120-210
3,2	160-310	225-330	20-35	20-35	150-190	150-250
4,0	275-450	350-480	35-50	35-50	180-260	240-350
5,0	400-625	500-675	50-70	50-70	240-350	330-460

Da beim Schweißen mit Wechselstrom die Thermische Belastung der Wolframelektrode wesentlich höher ist als bei Gleichstrom mit Minuspole, wird die Elektrodenspitze in Form eines Kegelstumpfes und nicht spitz angeschliffen.

5.3.1.5 Schutzgas

Für das Schutzgasschweißen von Aluminium werden sowohl Argon als auch Argon- Heliumgemische verwendet, wobei Argon das am häufigsten eingesetzte Schutzgas ist. Aus diesem Grund kommt das weit verbreitete Argon N46 (Ar 99,996%) zum Einsatz.

5.3.1.6 Sekator

Um reproduzierbare Schweißergebnisse zu erzielen, ist es erforderlich, für alle Schweißnähte bestimmte Parameter konstant zu halten. Dies erweist sich jedoch bei einer von Hand geführten Brennerhaltung als unmöglich. Aus diesem Grund kommt ein Sekator zum Einsatz. Dieser gewährleistet eine fest eingestellte Brennerposition, was zur Folge hat, dass ein konstanter Abstand und Winkel zwischen Werkstück und Wolframelektrode vorhanden ist. Vor allem ist es nun möglich, eine klar definierte Schweißgeschwindigkeit zu realisieren.

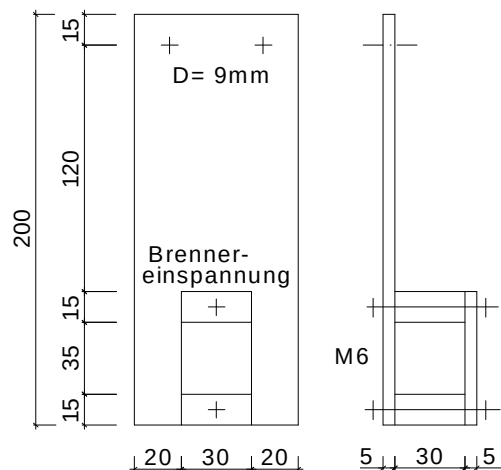


Abb. 18: Aufnahme für Schweißbrenner

Tab. 9: Vorschubstufen des Sekators

Stufe	Strecke [cm]	Dauer [min]	Geschwindigkeit [cm/min]
1	15	2,30	6,52
2	15	2,16	6,94
3	15	2,05	7,31
4	15	1,16	12,93
5	15	0,53	28,30

Um den WIG- Brenner am Sekator zu befestigen, ist die Fertigung einer separaten Aufnahme notwendig (Abb.18). Da es sich bei dem eingesetzten Sekator (Mansfeld, WII/6278) um ein älteres Modell handelt, bei dem der Vorschub stufenlos und manuell an einem Drehknopf geregelt wird, ist es erforderlich, den eigentlichen Vorschub und somit die Schweißgeschwindigkeit zu ermitteln (Tab. 9). Dies geschieht über eine festgelegte Strecke von 15cm, die der Sekator in vorher am Drehknopf angezeichnet und eingestellten Stufen zurücklegt.

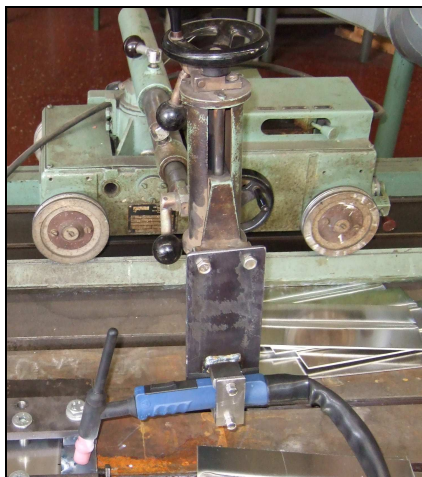


Abb. 19: Sekator (Mansfeld, Typ: II/6278)



Abb. 20: Vorschubstation (Mansfeld, Typ: WII/6278)

5.3.2 Schweißkonfiguration und Parameter

5.3.2.1 Stromart

Da in der praktischen Fertigung die Wechselstromschweißung derzeit am häufigsten eingesetzt wird, kommt diese auch hier zur Geltung. Mittels eines Impulsgenerators, der in der Stromquelle integriert ist, werden beim Schweißen mit Wechselstrom zusätzlich hochfrequente Spannungsimpulse abgegeben, die den Lichtbogen stabilisieren.

5.3.2.2 Stromstärke und Streckenenergie

Die zu untersuchenden Wärmeeinflusszonen werden, wie in Kapitel 5.3.1.1 erläutert, mittels zwei verschiedener Streckenenergien erzeugt. Diese Streckenenergien setzen sich aus den nachstehenden Parametern zusammen, und werden wie folgt berechnet:

$$E = \frac{(U \cdot I)}{v}$$

Formel 1: Streckenenergie [E]

- Lichtbogenspannung [U]
- Schweißstrom [I]
- Schweißgeschwindigkeit [v]
- Streckenenergie [E]

Sie stellen ein Maß für die Energie dar, die dem Schweißprozess zugeführt wird. Es ist jedoch zu berücksichtigen, dass nicht die gesamte der Stromquelle entnommenen elektrischen Energie dem Schweißbad zugeführt werden kann, sondern je nach Schweißverfahren und Schweißbedingungen lediglich ein bestimmter Teil. Einfluss auf den Erstarrungsverlauf im Schweißgut und die thermisch bedingten Gefügeänderungen in der Wärmeeinflusszone hat jedoch nur diese tatsächlich in den Schweißnahtbereich eingebrachte Energie. Daher ist es bei differenzierter Betrachtung erforderlich, die Energieverluste zu berücksichtigen. Das kann dadurch geschehen, dass man die Streckenenergie E um einen Faktor „eta“ erweitert, der sich aus dem Verhältnis der in den Nahtbereich eingebrachten, zu der dem Schweißprozess zugeführten Energie ergibt. Das so definierte Wärmeeinbringen „Q“ berechnet sich demnach wie folgt [ERL, 2002]:

$$Q = \eta \cdot E = \eta \cdot \frac{(U \cdot I)}{v}$$

Formel 2: Wärmeeinbringung [Q]

- Wärmeeinbringung [Q]
- thermischer Wirkungsgrad [eta]
- Streckenenergie [E]
- Schweißstrom [I]
- Schweißgeschwindigkeit [v]
- Lichtbogenspannung [U]

Für den thermischen Wirkungsgrad „eta“ von Schweißprozessen gelten, soweit nicht anders vorgegeben, Werte entsprechend nachstehender Tabelle.

Tab. 10: thermischer Wirkungsgrad „eta“, [ERL, 2002]

Schweißverfahren	Faktor eta
Unterpulverschweißen	1,0
Lichtbogenhandschweißen mit Stabelektrode	0,8
Metall- Aktivgasschweißen (MAG)	0,8
Metall- Inertgasschweißen (MIG)	0,8
Wolfram- Inertgasschweißen (WIG)	0,6

Die vorangegangenen Erklärungen lassen schlussfolgern, dass beim Schweißen mittels WIG und MIG unter gleichen Parametern (Spannung, Stromstärke, Schweißgeschwindigkeit) die Wärmeeinbringung bei WIG rund zwanzig Prozent höher liegt als beim MIG. Um diese unterschiedlichen Wärmeeinbringungen in den Versuchsreihen mit zu erfassen, werden die Parameter für alle Versuchsreihen gleich eingestellt, und der Unterschied ausschließlich über den Schweißstrom realisiert.

- Stromstärke für MIG (imitiert mit WIG) $\rightarrow I_{\text{MIG}} = 90\text{A}$
- Stromstärke für WIG ($I_{\text{MIG}} + 20\%$) $\rightarrow I_{\text{WIG}} = 108\text{A}$

5.3.2.3 Schutzgasmenge

Die Schutzgasmenge wird als Volumenstrom in l/min eingestellt. Dieser richtet sich nach der Größe des Schmelzbades und damit nach dem Elektrodendurchmesser, dem Gasdüsendurchmesser, dem Düsenabstand zur Grundwerkstoffoberfläche, der umgebenden Luftströmung und der Art des Schutzgases [GSI, 2006]. Bei dem eingesetzten Argon und dem vorhandenen Wolframelektrodendurchmesser von 2,5mm sollten 5 bis 10 Liter Schutzgas zugegeben werden. Demzufolge wird die Durchflussmenge auf 8 l/min eingestellt.

5.3.2.4 Frequenz

Die Höhe der Frequenz stellt einen wesentlichen Faktor für die Erzielung eines guten Schweißergebnisses dar. Sie beeinflusst die Schmelzbadausbildung, die Lichtbogenstabilität und die Belastung der Wolframelektrode. Nach der Durchführung einiger Probeschweißungen wird die Schweißfrequenz für alle Versuchsreihen auf $f = 100$ Hz festgelegt.

5.3.2.5 Verschiebung Halbwelle (Halbwellenbalance)

Mit Hilfe des Balance-Einstellers wird der Zeitanteil der positiven und der negativen Wechselstromhalbwelle stufenlos verändert. In Abhängigkeit von der Schweißaufgabe können hiermit der Reinigungseffekt, die Einbrandtiefe sowie die Temperatur an der Wolframelektrode eingestellt werden. Da die Belastung der Elektrode bei den folgenden Versuchsreihen sich in Grenzen hält, und auch sonst keine besonderen Anforderungen wie z.B. hohe Einbrandtiefe etc. bestehen, wird festgelegt, die Verschiebung der Halbwelle nicht zu berücksichtigen. Somit wird die Balance auf null Prozent eingestellt.

5.3.2.6 Lichtbogenlänge

Da die Lichtbogenlänge beim WIG mittels des Abstandes der Wolframelektrode zum Werkstück realisiert wird und diese einen großen Einfluss auf das Schweißergebnis hat, muss gewährleistet sein, dass der Abstand an jeder Position gleich groß ist. Durch den eingesetzten Sekator und der zusätzlich gefertigten Brennerhalterung (Kap. 5.3.1.6) ist dies durchaus erfüllt. Nach einigen Probeschweißungen wird die Lichtbogenlänge auf $l_{Libo} = 8$ mm eingestellt.

5.3.2.7 Vorschub

Wie bei den vorangegangenen Parametern, ist auch der Vorschub, oder die Schweißgeschwindigkeit, bei allen Versuchsreihen konstant zu halten. Nach einigen Testläufen wird die Vorschubstufe 2, welche einer Schweißgeschwindigkeit von 6,94 cm/min entspricht, ausgewählt (Kap. 5.3.1.6)

5.3.3 Werkstückeinrichtung

Um zu gewährleisten, dass bei allen Schweißproben exakt die gleichen Bedingungen herrschen, werden die Werkstücke vorerst mittels einer Schlagscheere auf gleiche Abmessungen gebracht und zum schweißen fest auf eine Spannvorrichtung geschraubt. Somit wird sichergestellt, dass die Lage zwischen Werkstück und Schweißbrenner bei allen Proben identisch ist. Die Abmessung der Werkstücke beträgt 250mm x 100mm x 3mm.



Abb. 21: Werkstückeinrichtung

5.3.4 Versuchsdurchführung

Nachdem die Durchführung einiger Probeschweißungen und Parametereinstellungen erfolgreich abgeschlossen ist, beginnt die Realisierung der Schweißungen der in Tabelle 11 aufgeführten Proben.

Tab. 11: Übersicht der Schweißproben

Probe	Werkstoff	Werkstoff-zustand	Schweißverfahren (Stromstärke)	Stk
A 1-1	ENAW- 1050A (Al99,5)	H 14	WIG (108A)	5
A 1-2	ENAW- 1050A (Al99,5)	H 14	MIG (90A)	5
A 2-1	ENAW- 1050A (Al99,5)	O1	WIG (108A)	5
A 2-2	ENAW- 1050A (Al99,5)	O1	MIG (90A)	5
B 1-1	ENAW- 5754 (AlMg3)	H111	WIG (108A)	5
B 1-2	ENAW- 5754 (AlMg3)	H111	MIG (90A)	5
C 1-1	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T66	WIG (108A)	5
C 1-2	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T66	MIG (90A)	5
C 2-1	ENAW- 6060 (AlMgSi)	W	WIG (108A)	5
C 2-2	ENAW- 6060 (AlMgSi)	W	MIG (90A)	5
D 1-1	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T651	WIG (108A)	5
D 1-2	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T651	MIG (90A)	5
D 2-1	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	W	WIG (108A)	5
D 2-2	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	W	MIG (90A)	5

Begonnen wird mit den Werkstoffen der Reihe A (Al99,5) und B (AlMg3). Erst nachdem diese Versuchsreihen abgeschlossen sind, einige Messungen durchgeführt wurden und dabei alles reibungslos von statten ging, kann mit dem Schweißen der Proben C und D begonnen werden. Da es sich bei diesen Werkstoffen um aushärtbare oder selbstaushärtende Knetlegierungen handelt und die Proben C2 und D2, wie im Kapitel 4.4 und 4.5 erläutert, vor den Schweißarbeiten einer Lösungsglühung unterzogen werden, ist es von großer Bedeutung, eine definierte Zeit zwischen den Prozessen Lösungsglühen und Schweißen einzuhalten.

Da die Standorte der Wärmebehandlung und Schweißarbeiten einige Kilometer entfernt liegen, wird die Zeit auf eine Stunde festgelegt. Geschweißt wird unter den in Kapitel. 5.3.1, 5.3.2 und 5.3.3 erläuterten Gegebenheiten. Nachfolgend sind die wichtigsten Parameter zusammenfassend aufgeführt.

- Verfahren: WIG / MIG (imitiert mit WIG)
- Schutzgas / Menge: Argon N46 (Ar 99,996%) / 8l/min
- Nahtart: Auftragsnaht
- Zusatzwerkstoff: ohne
- Strom: Wechselstrom
- Stromstärken: 108A / 90A
- Frequenz / Balance: 100Hz / 0%
- Vorschub: Stufe 2 (6,94cm/min)

Da die Schweißproben eine Länge von 250mm aufweisen und die maximale Länge der zu untersuchenden Proben 128mm betragen soll, wird auf den Einsatz von Anlauf sowie Auslaufblechen verzichtet. Nach dem Schweißen werden die Proben mit Hilfe einer Schlagschere um jeweils 61mm von beiden Seiten zurück geschnitten.

Die folgenden Bilder zeigen jeweils eine Probe der einzelnen Versuchsreihen.

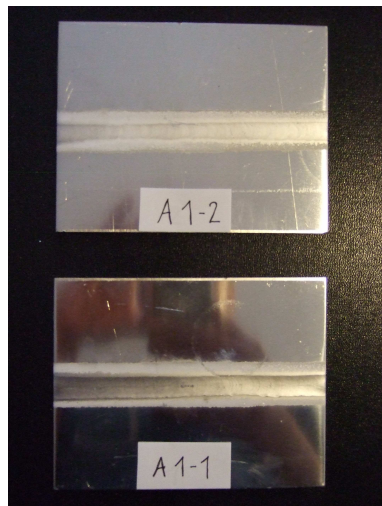


Abb.22: Schweißproben A1
(Al99,5 / H14)

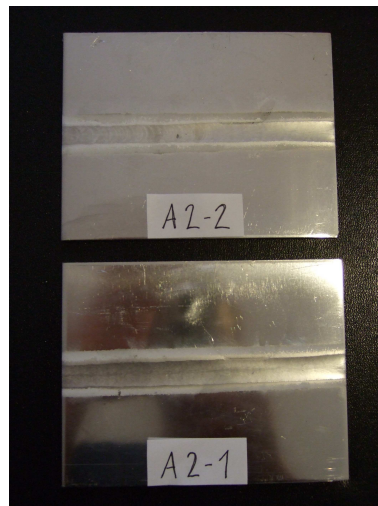


Abb.23: Schweißproben A2
(Al99,5 / O1)



Abb. 24: Schweißproben B1
(AlMg3 / H111)



Abb. 25: Schweißproben C1
(AlMgSi / T66)

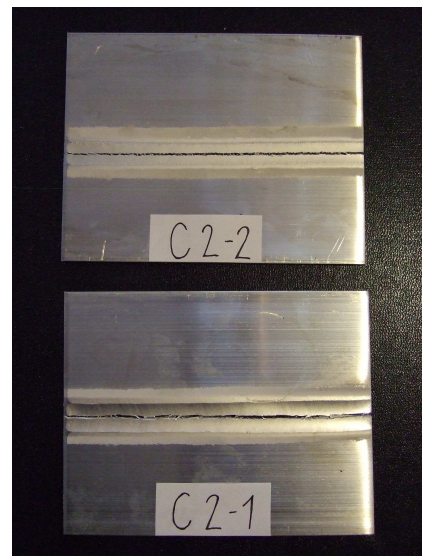


Abb. 26: Schweißproben C2
(AlMgSi / T4)



Abb. 27: Schweißproben D1
(AlSi1MgMn / T651)



Abb. 28: Schweißproben D2
(AlSi1MgMn / T4)

Bei den Proben C (AlMgSi_{0,5}), D (AlSi1MgMn) und vereinzelt auch B (AlMg₃) kommt es wie den Abbildungen 25 bis 28 deutlich zu sehen, zur Heißrissbildung. Da bei der Versuchsdurchführung auf den Gebrauch von Zusatzwerkstoff verzichtet wird, ist diese Tatsache, die in Kapitel. 3.2 beschrieben ist, nicht zu vermeiden. Für die nachfolgenden Untersuchungen der Wärmeeinflusszonen sind diese Schweißnahtfehler jedoch irrelevant.

5.4 Härtemessungen

5.4.1 Härteprüfverfahren

Zur Auswahl des geeigneten statischen Härteprüfverfahrens stehen die Verfahren nach Rockwell, Brinell oder Vickers. Bei Aluminium wird die Härte üblicherweise als Brinellhärte bestimmt. Daneben sind Vickers- Härtemessungen im Kleinlastbereich üblich, die in den folgenden Untersuchungen zur Geltung kommen.

Der verwendete Kleinkraftbereich gilt nach der DIN EN ISO 6507-1 für eine Prüfkraft von $49,03\text{ N} > F \geq 1,961\text{ N}$. Je höher die Prüfkraft ist, desto größere Mindestabstände sind für die einzelnen Messwerteindrücke notwendig. Aus diesem Grund wird mit HV 0,5, was einer Kraft von $4,903\text{ N}$ entspricht, eine relativ geringe Prüfkraft ausgewählt. Der Nachteil dieser geringen Prüfkraft liegt im relativ großen Streubereich, was wiederum die Vielzahl der nun möglichen Messpunkte etwas relativiert.

Die Einwirkdauer der Prüfkraft sollte in der Regel 10 bis 15 Sekunden betragen, anderenfalls ist sie zusätzlich zur Prüfkraft mit der Härtezahl anzugeben [DIN EN ISO 6507, 2006]. Diese Zeit wird in den folgenden Messungen auf 15 Sekunden festgelegt.

Durchgeführt werden die Messungen an der Härteprüfmaschine „HMT-2000“ der Firma Shimadzu. Bei diesem für Vickers- Härtemessungen im Mikro- und Kleinkraftbereich hergestellten Gerät werden die Kräfte computergesteuert über direkt wirkende Massen aufgebracht. Die Vermessung der Eindrücke erfolgt direkt in der Maschine, indem das Objektiv statt des Eindringkörpers auf der Basis eines Objektivrevolvers eingeschwenkt wird. Die Auswertung der Eindrücke erfolgt anschließend über ein Bildanalysesystem.

5.4.2 Probenpräparation

Da die Härteprüfung im Kleinkraftbereich mit einer sehr geringen Prüfkraft durchgeführt wird, ist die Beschaffenheit der Oberfläche der zu prüfenden Probe von großer Bedeutung. Einerseits wirkt sich dies auf die Standfestigkeit des Eindringkörpers aus, andererseits auf die Genauigkeit der Messergebnisse. Doch vor allem ist eine sorgfältige Probenpräparation notwendig, um für die spätere Durchführung der Messreihen die Schmelzlinie, welche den Übergang von Schmelzbad zur Wärmeeinflusszone darstellt, erkennbar zu machen.

Da alle Geräte und Hilfsmittel für die Herstellung der zu messenden Proben zur Produktgruppe der Firma „Struers“ gehören, erfolgt die Präparation in Ahnlehnung an [BJERREEGAARD et al., 2006].

Die Präparation wird in folgenden vier Schritten durchgeführt:

- (1) Trennen (gezielte Probenentnahme)
- (2) Schleifen (1. Stufe des mechanischen Materialabtrags)
- (3) Polieren (2. Stufe des mechanischen Materialabtrags)
- (4) Ätzen (sichtbar machen des Gefüges)

Die Probenentnahme erfolgt mit Hilfe der Nasstrennschleife „Struers-Discotom 6“. Die Auswahl der geeigneten Trennscheibe ist abhängig von der Art, der Härte und Duktilität des zu trennenden Materials. Da mit Aluminium ein relativ weiches Nichteisenmetall vorliegt, fällt die Auswahl auf eine Siliziumkarbid- Trennscheibe mit der Bezeichnung „36TRE“. Getrennt wird mit einem sehr langsamen automatischen Vorschub von $f = 0,1 \text{ mm/s}$ unter extremer Kühlung. Dies gewährleistet das Ergebnis eines sehr feinen Trennschnittes, was den Aufwand des nachfolgenden Schleifens in Grenzen hält und keinen zusätzlichen Wärmeeintrag verursacht. An jeder Probe müssen drei Trennschnitte (TS) ausgeführt werden (Abb. 29).

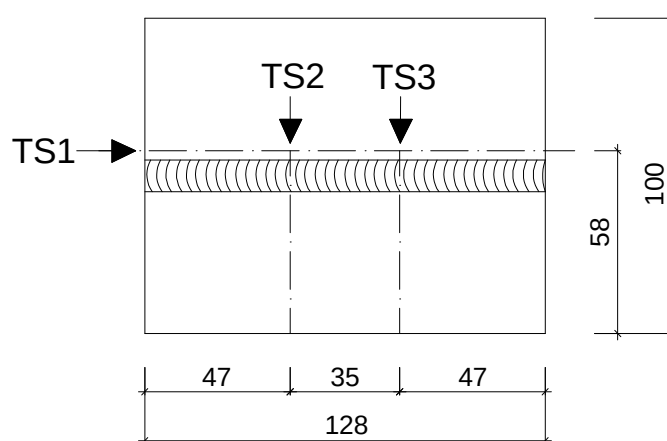


Abb. 29: Prinzipskizze für das Trennen der Proben für die Härtemessung

Nach der Probenentnahme folgt üblicherweise das Einbetten der Proben mittels verschiedenster Kunstharze in dafür vorgesehene Formen. Da dieser Vorgang mit viel Zeit und vor allem Wärme verbunden ist, wird sich für eine andere Variante entschieden. Das Einspannen der Proben erfolgt in selbst gefertigten Klammern aus Flacheisen mit den Abmessungen 20/100/5 mm (Abb.30/31).

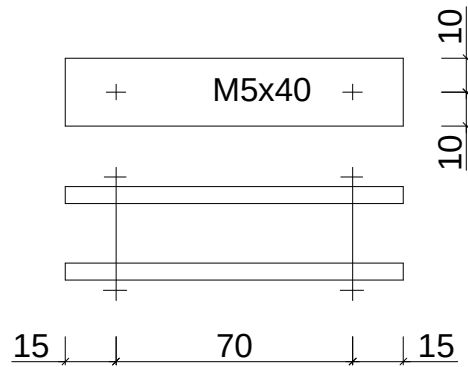


Abb. 30: Skizze Schliffklammer

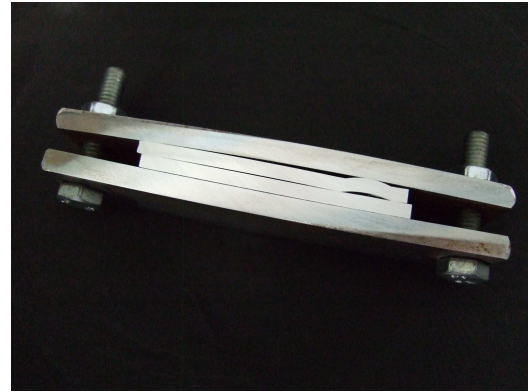


Abb. 31: Bild Schliffklammer mit Proben

Durch die Benutzung dieser Klammern bleibt zwar der Arbeitsgang des Einbettens erspart, allerdings ist das Schleifen und Polieren nun nicht mehr vollmechanisch möglich. Dies erfordert, da die Klammern nicht in die Aufnahmen der Schleif- und Poliereinrichtungen passen, eine von hand ausgeführte Erzeugung der einzelnen Schleif und Polierstufen.

Das Nassschleifen der Proben findet an der „Struers- Labopol-2“ mit einer Drehzahl von 500 U/min statt. Als Kühlmittel kommt Wasser zum Einsatz. Da es sich bei den Proben um weiche Nichteisenmaterialien im Härtebereich 40-150 HV handelt, werden ausschließlich SIC-Papiere mit den Körnungen 320, 500, 1200 und 2400 in dieser Reihenfolge verwendet. Die Schleifrichtung wechselt mit der Drehung der Probe um 90 ° bei jedem Papierwechsel. Somit werden tiefe Schleifriefen vermieden. Zwischen den einzelnen Schleifgängen ist es erforderlich, die Probe unter fließendem Wasser mit Zugabe eines Reinigungsmittels zu säubern, und anschließend mit vergeltem Alkohol zu desinfizieren. Bei der Probenpräparation wird ausschließlich auf Sicht geschliffen. Ziel des Schleifens ist es, beschädigtes oder verformtes Oberflächenmaterial abzutragen und somit eine plane Oberfläche mit minimalen Schädigungen, die beim anschließenden Polieren in kürzester Zeit entfernt werden können, zu erhalten.

Wie schon beim Schleifen, muss auch beim Polieren die Verformung vorhergehender Arbeitsgänge beseitigt werden. Dies wird stufenweise, in dem immer feinere Poliermittel eingesetzt werden, erreicht. Beim ersten Arbeitsgang wird ein „MD-Dac“- Poliertuch, mit 3 µm DP- Suspension (Diamantpoliermittel) und einem Alkohol-Glykol-Gemisch als Gleitmittel eingesetzt. Die Proben werden vier Minuten lang unter ständigem Richtungswechsel bei einer Drehzahl von 250 U/min poliert. Die zweite Polierstufe findet unter der Verwendung eines feineren „MD-Nap“- Poliertuches mit 1µm DP- Suspension statt. Dieser Vorgang dauert 2 Minuten bei 250 U/min. Zwischen beiden Polierstufen ist eine Reinigung der Proben notwendig.

Damit die Schmelzlinie bei der anschließenden Durchführung der Messreihen erkennbar ist, besteht die Notwendigkeit eines flüssigen Ätzmittels, welches die Gefügestruktur an der geschliffenen Oberfläche der präparierten Proben sichtbar macht. Dabei kommt die sogenannte „Ätzlösung nach Keller“, welches sich speziell für Aluminium, Aluminiumlegierungen und Schweißnähte eignet, zum Einsatz. Dieses chemische Ätzmittel besteht aus 3 ml konz. Salzsäure, 5 ml konz. Salpetersäure, 1 ml konz. Flusssäure und 190 ml destilliertem Wasser [SCHUMANN, 2005]. Nach der Herstellung des genannten Ätzmittels werden die Proben kurz vor der Messung unter ständiger Bewegung in dieses eingetaucht. Die Ätzzeit ist bei den verschiedenen Aluminiumlegierungen unterschiedlich. Da aus wissenschaftlichen Quellen keine genauen Zeitangaben hervorgehen, erfolgt die Festlegung der Tauchzeit durch einige Versuche. Es werden folgende Zeiten für die einzelnen Werkstoffe dabei ermittelt:

- Al99,5: ca.: 15 s
- AlMg3: ca.: 10 s
- AlMgSi0,5: ca.: 2,5 min
- AlSi1MgMn: ca.: 45 s

5.4.3 Durchführung der Messreihen

Die einzelnen Härtemessungen erfolgen in Anlehnung an die DIN EN 1043-1 (Härteprüfung für Lichtbogenschweißverbindungen), DIN EN 1043-2 (Mikrohärteprüfung an Schweißverbindungen) und DIN EN ISO 6507 (Härteprüfung nach Vickers).

Folgend sind bereits festgelegte Parameter (Kap. 5.4.1) zusammenfassend aufgelistet:

- Verfahren: Härtemessung nach Vickers
- Prüfmaschine: HMV2000 (Shimadzu)
- Prüfkraft: HV0,5 (4,903 N) (Vickers-Kleinkrafthärteprüfung)
- Einwirkdauer: 15 Sekunden
- Vermessung: 100- fach vergrößerndes Objektiv

Sämtliche Prüfeindrücke werden auf einer Achse, die sich genau in der Mitte bei 1,5 mm jeder Probe befindet, realisiert. Dies gilt laut DIN EN 1043-2 für Materialstärken kleiner als 4 Millimeter. Der Abstand der Mittelpunkte zweier nebeneinander liegender Eindrücke sollte laut DIN EN ISO 6507-1 bei Leichtmetallen mindestens das Sechsfache der mittleren Diagonalenlänge des größeren betragen. Um den Abstand so gering wie möglich zu halten, wird dieser vorerst bei allen Messungen auf 0,9 mm festgelegt. Nur bei zu weichen Werkstoffen wie Al99,5 kommt ein Vielfaches dieses Abstandes zur Geltung. Somit wird gewährleistet, dass die Prüfeindrücke bei allen Proben dieselben Koordinaten aufweisen. Als Nullpunkt jeder Messreihe ist die Schmelzlinie, das heißt der Übergang des Schmelzbades zur Wärmeeinflusszone, gewählt. Von diesem Nullpunkt aus werden anschließend Prüfeindrücke in Richtung Schweißnahtmitte und in Richtung Grundmaterial erstellt. In Abbildung 32 ist die Erstellung einer solchen Messreihe skizzenhaft dargestellt.

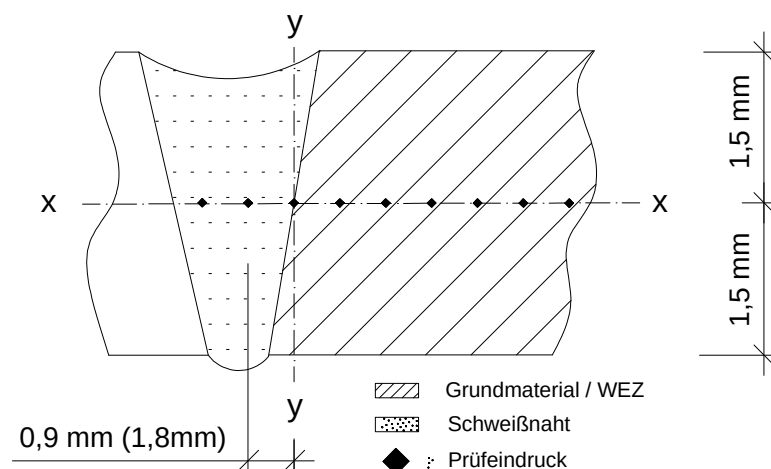


Abb. 32: skizzenhafte Darstellung einer Härtemessreihe

Da die Messergebnisse ausgehend von der Schweißnahtmitte eine gewisse Symmetrie aufweisen, wird die Messung auf nur eine Seite der Proben begrenzt.

Tabelle 12 zeigt die zu messenden Proben und die Messzeit ausgehend von der Schweißung oder Wärmebehandlung.

Tab. 12: Übersicht der Härtemessreihen

Probe	Werkstoff	Werkstoff-zustand	Schweißverfahren (Stromstärke)	Messzeit nach Schweißung (Glühung)
A 1-1	ENAW- 1050A (Al99,5)	H 14	WIG (108A)	14d
A 1-2	ENAW- 1050A (Al99,5)	H 14	MIG (90A)	14d
A 1-3	ENAW- 1050A (Al99,5)	H 14	ungeschweißt	-
A 2-1	ENAW- 1050A (Al99,5)	O1	WIG (108A)	14d
A 2-2	ENAW- 1050A (Al99,5)	O1	MIG (90A)	14d
A 2-3	ENAW- 1050A (Al99,5)	O1	ungeschweißt	(~16d)
B 1-1	ENAW- 5754 (AlMg3)	H111	WIG (108A)	14d
B 1-2	ENAW- 5754 (AlMg3)	H111	MIG (90A)	14d
B 1-3	ENAW- 5754 (AlMg3)	H111	ungeschweißt	-
C 1-1	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T66	WIG (108A)	6h/24h/3d/7d
C 1-2	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T66	MIG (90A)	6h/24h/3d/7d
C 1-3	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T66	ungeschweißt	-
C 2-1	ENAW- 6060 (AlMgSi)	W	WIG (108A)	6h/24h/3d/7d
C 2-2	ENAW- 6060 (AlMgSi)	W	MIG (90A)	6h/24h/3d/7d
C 2-3	ENAW- 6060 (AlMgSi)	W	ungeschweißt	(1h/7h/25h/3d/7d)
D 1-1	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T651	WIG (108A)	6h/24h/3d/7d
D 1-2	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T651	MIG (90A)	6h/24h/3d/7d
D 1-3	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T651	ungeschweißt	-
D 2-1	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	W	WIG (108A)	6h/24h/3d/7d
D 2-2	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	W	MIG (90A)	6h/24h/3d/7d
D 2-3	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	W	ungeschweißt	(1h/7h/25h/3d/7d)

5.5 Zugversuche

5.5.1 Fertigung der Zugproben

Die Probengeometrien hängen von den Erzeugnissen ab, aus denen die Proben herausgearbeitet werden. Sie können kreisrunde, quadratische, rechteckige oder ringförmige Querschnitte besitzen. Bei metallischen Werkstoffen werden vorwiegend so genannte Rundzugproben verwendet, welche eine kreisrunde Querschnittsfläche aufweisen [LÄPPLE et al., 2007]. Da es sich jedoch bei den zu prüfenden Werkstücken um 3mm starke Aluminiumbleche handelt, und es sehr schwierig wäre, daraus eine Rundzugprobe zu gewinnen, fällt die Auswahl auf eine Flachzugprobe mit den in Abbildung 33 dargestellten Abmessungen.

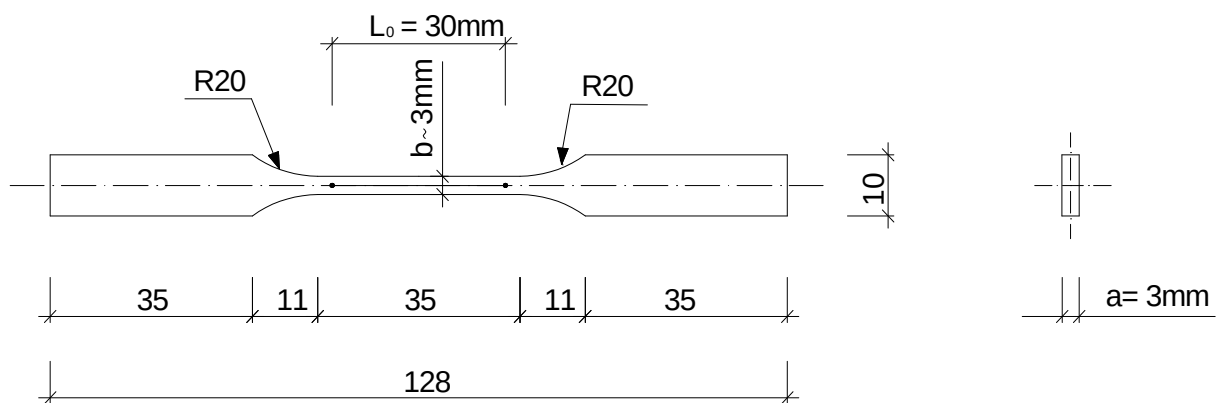


Abb. 33: Geometrie und Abmessungen der Zugprobe

Für die Entnahme dieser Proben aus den geschweißten und ungeschweißten Blechen stehen verschiedenste Verfahren zur Auswahl. Da es sich jedoch um eine größere Stückzahl handelt, und der finanzielle Aufwand so gering wie möglich gehalten werden sollte, wird diese Auswahl eingeschränkt. Zudem ist eine erneute Wärmeeinbringung zu vermeiden. Werden diese Faktoren berücksichtigt, fallen Verfahren wie das Wasserstrahlschneiden, Laserschneiden oder Plasmaschneiden heraus. Letzt endlich fällt die Auswahl auf das Herausfräsen dieser Geometrien unter extremer Kühlung an einer CNC- gesteuerten Universalfräsmaschine „FUW 525 / IXION-MAXION-Auerbach“. Die Fertigung dieser Flachzugproben findet ca. vier Wochen nach den Wärmebehandlungen und Schweißarbeiten statt, was zur Folge hat, dass alle Legierungen vollständig ausgelagert sind.

In der Abbildung 34 ist die Entnahme der Flachzugproben aus den geschweißten Blechen dargestellt. Die Auswahl des x - Maßes, welches den Abstand von Schweißnahtmitte bis Mitte Zugprobe darstellt, fällt mit Hilfe der vorangegangenen Härtemessungen. Ziel ist es bei den geschweißten Blechen Proben aus den entfestigten Bereichen der Wärmeeinflusszonen zu entnehmen.

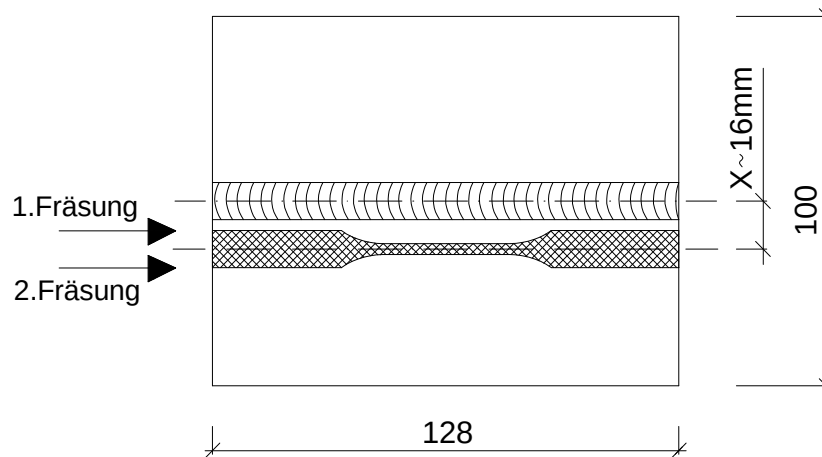


Abb. 34: Prinzipskizze der Zugprobenentnahme an geschweißten Blechen

5.5.2 Durchführung der Zugversuche

Die Durchführung der Zugversuche erfolgt in Ahnlehnung an die DIN EN 10002 an einer Prüfmaschine „Inspekt retrofit 100 kN MFX“ von Hegewald und Peschke. Diese besitzt eine Kraftmesszelle von 100 kN und ein Langwegdehnungsmessgerät „MFX200“ mit automatischem Anfahren von L_0 . Die Prüfgeschwindigkeit wird auf 0,1 mm/s und die Vorspannung auf 10 MPa festgelegt. Bei der Durchführung werden folgende Messgrößen ermittelt oder festgelegt:

- | | | | |
|------------------|--|---|---------------------------------------|
| - L_0 ... | Messlänge | → | $L_0 = 30\text{mm}$ |
| - a ... | Probendicke | → | $a = 3\text{mm}$ |
| - E ... | E- Modul | → | $E \sim 70\text{GPa}$ |
| - b ... | Probenbreite | → | $b \sim 3\text{mm}$ (unterschiedlich) |
| - S_0 ... | Querschnittsfläche der Proben | | |
| - $F_{\max}$... | Maximalkraft (global) | | |
| - R_m ... | Zugfestigkeit (DIN EN 10002) | | |
| - $R_{p0,2}$... | 0,2 % Dehngrenze (DIN EN 10002) | | |
| - A_g ... | nicht proportionale Dehnung bei Zugfestigkeit (Gleichmaßdehnung) | | |
| - A ... | Bruchdehnung (DIN EN 10002) | → | $A_{30\text{mm}}$ |
| - A^* ... | Bruchdehnung (manuell) | → | $A_{30\text{mm}}$ |

Für die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse werden von jeder geschweißten und ungeschweißten Probe (Tab. 13) mindestens drei Flachzugproben geprüft.

Tab. 13: Übersicht der zu prüfenden Flachzugproben

Probe	Werkstoff / Zustand	Werkstoff-zustand	Schweißverfahren (Stromstärke)
A 1-1	ENAW- 1050A (Al99,5)	H 14	WIG (108A)
A 1-2	ENAW- 1050A (Al99,5)	H 14	MIG (90A)
A 1-3	ENAW- 1050A (Al99,5)	H 14	ungeschweißt
A 2-1	ENAW- 1050A (Al99,5)	O1	WIG (108A)
A 2-2	ENAW- 1050A (Al99,5)	O1	MIG (90A)
A 2-3	ENAW- 1050A (Al99,5)	O1	ungeschweißt
B 1-1	ENAW- 5754 (AlMg3)	H111	WIG (108A)
B 1-2	ENAW- 5754 (AlMg3)	H111	MIG (90A)
B 1-3	ENAW- 5754 (AlMg3)	H111	ungeschweißt
C 1-1	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T66	WIG (108A)
C 1-2	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T66	MIG (90A)
C 1-3	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T66	ungeschweißt
C 2-1	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T4	WIG (108A)
C 2-2	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T4	MIG (90A)
C 2-3	ENAW- 6060 (AlMgSi)	T4	ungeschweißt
D 1-1	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T651	WIG (108A)
D 1-2	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T651	MIG (90A)
D 1-3	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T651	ungeschweißt
D 2-1	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T4	WIG (108A)
D 2-2	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T4	MIG (90A)
D 2-3	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	T4	ungeschweißt

5.6 Gefügeaufnahmen

5.6.1 Probenpräparation

Die Präparation der einzelnen Proben zur Anfertigung der Schliffbilder erfolgt ähnlich der Präparationsschritte für die Anfertigung der Härtemessproben (Kap. 5.4.2).

Die Probenentnahme findet nach dem in Abbildung 35 dargestellten Prinzip an der Trennschleife „Struers- Discotom 6“ statt.

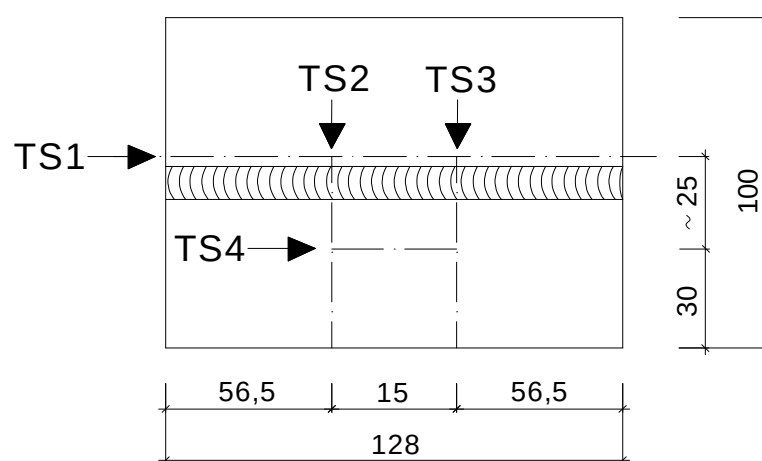


Abb. 35: Prinzipskizze des Trennens der Proben

Da bei der Präparation der Proben für die Gefügeschliffe eine sehr hohe Qualität gefordert wird, ist das Schleifen und Polieren von Hand nicht mehr ratsam. Aus diesem Grund werden die Proben in Kunstharzformen eingebettet und können dadurch maschinell bearbeitet werden.

Die Einbettung erfolgt in Formen mit einem Durchmesser von 40 Millimetern. Sie wird als Kalteinbettung durchgeführt, was bedeutet, dass die Proben in die jeweiligen Formen gestellt, anschließend das Einbettmittel „Durofix-2“ zubereitet und in diese Formen gegossen werden. Dieses Acryl- Kunstharz besteht aus selbstpolymerisierenden Komponenten, die durch Zugabe eines Katalysators aushärten. Die Aushärtezeit beträgt ca. 15 Minuten. Danach kann die eingegossene und ausgehärtete Probe aus der Form entnommen werden.

Das maschinelle Schleifen und Polieren erfolgt an einem „Tegra-System“ der Firma Struers und wird in fünf Arbeitsgängen unter folgenden Parametern durchgeführt:

- (1) Planschleifen: - Unterlage/Körnung: SIC- Schleifpapier/ 220;500;800;1200
- Schmiermittel: Wasser
- 300 U/min; 25 N; 3 min (bis plan)
- (2) Feinschleifen: - Unterlage/Schleifmittel: MD-Largo/ 9 µm DP- Suspension
- 150 U/min; 30 N; 5 min
- (3) Polieren 1: - Unterlage/Schleifmittel: MD-DAC/ 3 µm DP- Suspension
- 150 U/min; 25 N; 3 min
- (4) Polieren 2: - Unterlage/Schleifmittel: MD-Nap/ 1 µm DP- Suspension
- 150 U/min; 20 N; 1,5 min
- (5) Endpolieren: - Unterlage/Schleifmittel: SP-PoliCel1/ 0,04 µm OP-U
- 150 U/min; 20 N; 2 min

Nachdem die Proben erfolgreich geschliffen, poliert und gereinigt sind, kann mit der Ätzung begonnen werden. „Die nach dieser Methodik präparierten Schliffe lassen sich sehr gut elektrolytisch mit dem Ätzmittel nach BARKER ätzen und im polarisierten Licht kontrastieren“ [ZWIEG, 2001, S.24]. Da die Vorraussetzungen für eine elektrische Kontaktierung der Proben jedoch gerätetechnisch nicht gegeben sind, wird auf ein Aluminium-Farbätzmittel auf der Basis der alkalischen Kaliumpermanganat- Lösung nach WECK zurückgegriffen. Dieses Ätzverfahren besteht aus einer Doppelätzung unter folgenden Parametern [SCHUMANN, H., 2005].

1. Ätzung: - Ätzmittel: 100 ml destilliertes Wasser; 2 g Natriumhydroxid
- Temperatur: Raumtemperatur
- Zeit: 30 s bis 1 min
2. Ätzung: - Ätzmittel: 100 ml destilliertes Wasser; 4 g Kaliumpermanganat; 1 g Natriumhydroxid
- Temperatur: Raumtemperatur
- Zeit: 15s oder bis die Schlifffläche eine gelbgrüne Färbung aufweist

5.6.2 Anfertigung der Gefügebilder

Die Herstellung der Gefügaufnahmen findet an einem umgekehrten Auflichtmikroskop „PMG3“ der Firma Olympus statt. Es wird ausschließlich im Hellfeld gearbeitet. Die Bilder werden mit der Kamera „Color View II“ und der Software „analySIS“ aufgenommen. Da die Probenpräparation und Aufnahme dieser Gefügebilder recht zeitintensiv ist und der Unterschied zwischen den WIG- geschweißten und MIG- geschweißten Proben sehr gering ausfällt, beschränken sich die Aufnahmen auf die WIG- geschweißten Proben. Die Aufnahmen fanden mindestens drei Wochen nach der letzten Wärmeeinbringung statt, was bedeutet, dass bei den aushärtbaren Legierungen der 6000er- Reihe keine späteren Gefügeänderungen mehr anzunehmen sind. Es werden Gefügebilder im geätzten und ungeätzten Zustand angefertigt. Im ungeätzten Zustand wird mit einem fünfzigfach- vergrößernden Objektiv und einer Apertur von 0,8 gearbeitet. Beim den geätzten Proben kommen drei verschiedene Objektive zum Einsatz. Das fünffach- vergrößernde mit einer Apertur von 0,13, das zwanzigfach- vergrößernde mit 0,4 und das fünfzig- fach- vergrößernde mit 0,8. Es werden mit den jeweiligen Objektiven folgende Aufnahmen angefertigt:

Aufnahmen im geätzten Zustand:

- (1) Schweißnahtmitte: (50x / 0,8)
- (2) Schweißnahttrand: (50x / 0,8)
- (3) Wärmeeinflusszone: (50x / 0,8) / (20x / 0,4)
- (4) Grundmaterial: (50x / 0,8) / (20x / 0,4)
- (5) Übergang Schweißnaht zur WEZ: (5x / 0,13)

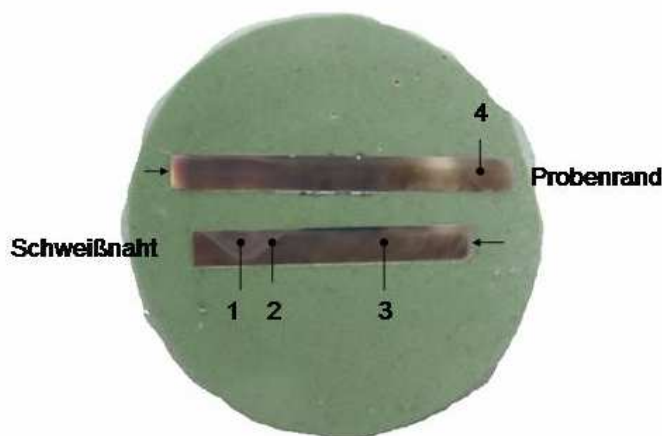


Abb. 36: Darstellung der Aufnahmestellen an der eingebetteten Probe

Aufnahmen im ungeätzten Zustand:

- (1) Schweißnahtmitte: (50x / 0,8)
- (2) Schweißnahttrand: (50x / 0,8)
- (3) Wärmeeinflusszone: (50x / 0,8)
- (4) Grundmaterial: (50x / 0,8)

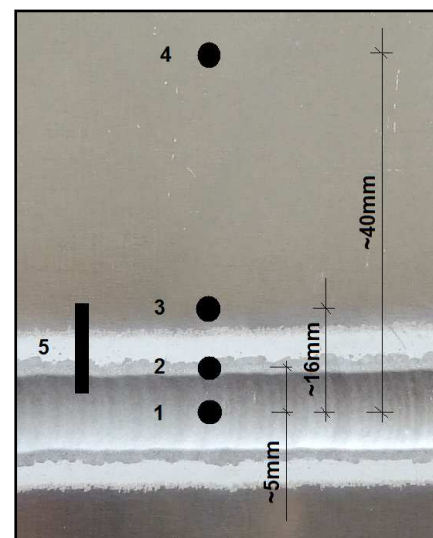


Abb. 37: Darstellung der Aufnahmestellen am geschweißten Blech

6 Ergebnisse und Auswertung

6.1 Werkstoffanalytik

Die chemischen Zusammensetzungen der vier untersuchten Werkstoffe sind in Tabelle 12 als prozentuale Gewichtsanteile dargestellt. Das Ausrufezeichen hinter den gemessenen Werten bedeutet, dass diese nicht im kalibrierten Messbereich liegen. Die in Klammern gesetzten Werte sind die jeweilig zulässigen Grenzwerte aus der DIN EN 573-3.

Tab. 14: chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe

Element	ENAW- 1050A (Al99,5)	ENAW- 5754 (AlMg3)	ENAW- 6060 (AlMgSi)	ENAW- 6082 (AlSi1MgMn)	Messbereich
Si	0,094 (0,25)	0,161 (0,4)	0,405 (0,3-0,6)	1,043 (0,7-1,3)	0,005 – 15,0
Fe	0,245 (0,4)	0,348 (0,4)	0,251 (0,1-0,3)	0,310 (0,5)	0,005 – 1,3
Cu	0,000! (0,05)	0,067 (0,1)	0,015 (0,1)	0,093 (0,1)	0,005 – 12,0
Mn	0,005 (0,05)	0,097 (0, 5)	0,050 (0,1)	0,524 (0,4-1,0)	0,001 – 1,2
Mg	0,035 (0,05)	2,686 (2,6-3,6)	0,382 (0,35-0,6)	0,789 (0,6-1,2)	0,001 – 10,0
Ni	0,016 (-)	0,020 (-)	0,020 (-)	0,017 (-)	0,002 – 2,4
Zn	0,013 (0,07)	0,087 (0,2)	0,062 (0,15)	0,011 (0,2)	0,001 – 1,0
Ti	0,010 (0,05)	0,010 (0,15)	0,016 (0,1)	0,031 (0,1)	0,002 – 0,3
Pb	0,012 (-)	0,017 (-)	0,012 (-)	0,008 (-)	0,002 – 0,5
Sn	0,007! (-)	0,009! (-)	0,011 (-)	0,008! (-)	0,01 – 0,2
Ca	0,0000! (-)	0,0013! (-)	0,0000! (-)	0,0000! (-)	0,002 – 0,02
Zr	0,000! (-)	0,001! (-)	0,001! (-)	0,008 (-)	0,005 – 0,2
Cr	0,000! (-)	0,016 (0,3)	0,009 (0,05)	0,021 (0,25)	0,005 – 0,3
V	0,007 (-)	0,011 (-)	0,011 (0,25)	0,013 (-)	0,005 – 0,1
Sonstige: einzeln	(0,03)	(0,05)	(0,05)	(0,05)	
zusammen	(-)	(0,15)	(0,15)	(0,15)	

6.2 Einfluss der chemischen Zusammensetzung und des Werkstoffzustandes

6.2.1 Einfluss auf die Härte und das Gefüge

Die Gefügeeigenschaften sind stark abhängig von der chemischen Zusammensetzung, der Legierungsart und dem Herstellerzustand eines Werkstoffes. Die Härte wird wiederum durch die jeweiligen Gefügezustände beeinflusst. Aus diesem Grund erfolgt in diesem Kapitel eine nähere Betrachtung dieser zwei Aspekte.

Vorerst wird das Reinaluminium Al99,5 (Probe A) und die nicht- aushärtbare Legierung AlMg3 (Probe B) auf ihre Härteeigenschaften und Gefügebildungen im geschweißten sowie ungeschweißten Zustand näher untersucht. Bei der AlMg3- Legierung handelt es sich um einen geringfügig kaltverfestigten Werkstoff (vgl. Kap. 4.3). Beim Reinaluminium werden hingegen zwei verschiedene Werkstoffzustände untersucht: zum einen ein kaltverfestigter (Probe A1) und zum anderen ein weichgeglühter Werkstoff (Probe A2) (vgl. Kap. 4.2).

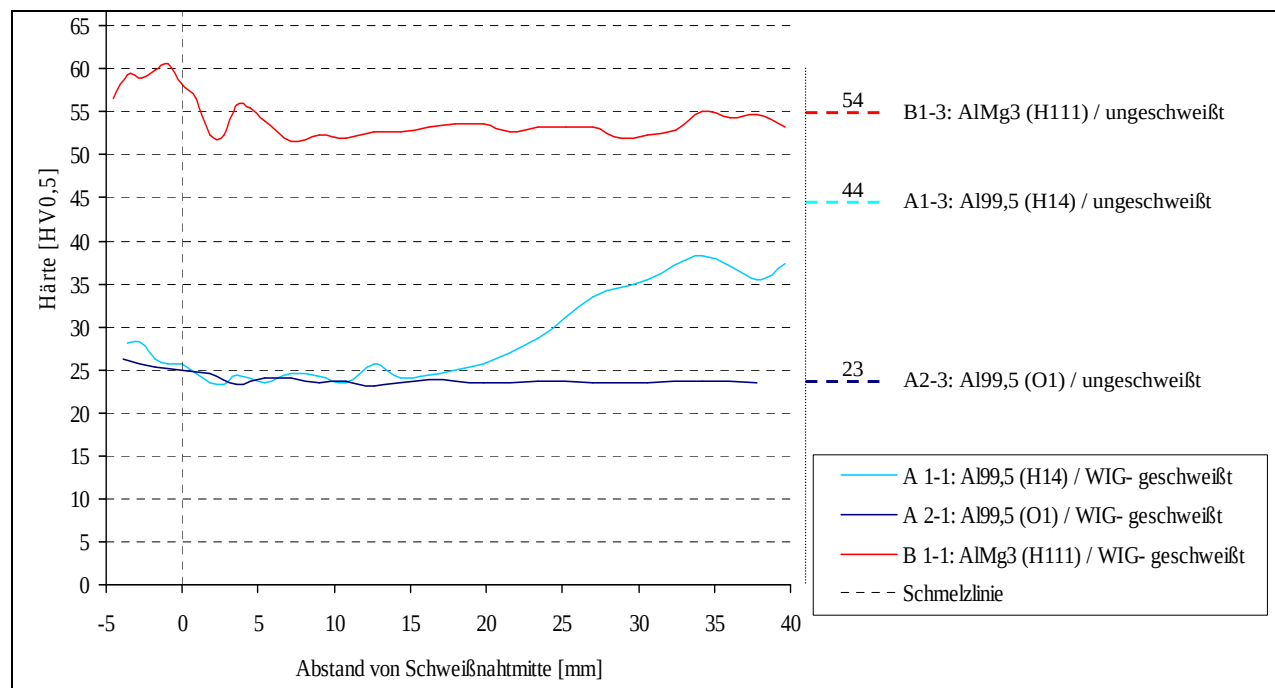


Abb. 38: Härteverläufe der geschweißten und Härtewerte der ungeschweißten Proben A1 / A2 / A3

Beim Vergleich der Härtewerte der ungeschweißten Bleche in Abbildung 38, ist zu erkennen, dass die nur geringfügig kaltverfestigte Legierung AlMg3 eine höhere Härte besitzt als das kaltverfestigte Reinaluminium. Dies bedeutet, dass die Mischkristallverfestigung durch das zulegieren von Magnesium einen größeren Härteanstieg als die reine Verformungsverfestigung bewirkt. Deutlich unterhalb dieser beiden Werkstoffe liegt die Härte des Reinaluminiums im

Zustand „O1“. Die Ursache dafür liegt in der durchgeführten Rekristallisationsglühung, bei der sämtliche Kaltverfestigungen beseitigt werden (vgl. Kap. 2.6.2).

Die in Abbildung 38 dargestellten Härteverläufe der WIG- geschweißten Proben zeigen, dass bei Reinaluminium im weich- geglühten Zustand (Probe A2-1) und dem geringfügig kaltverfestigten AlMg3 (Probe B1-1) keine nennenswerte Veränderung der Härte durch das Schweißen auftritt. Bei dem im kalt- verfestigten Zustand geschweißten Al99,5 (Probe A1-1) ist dagegen ein starker Abfall der Härte im Bereich der WEZ und der Schweißnaht zu verzeichnen. Ursache für den starken Härteabfall ist die unvermeidbare Kristallerholung bis hin zur vollständigen Rekristallisation des Gefüges durch die eingebrachte Schweißwärme. Durch die Wärmeeinbringung beim Schweißen werden sämtliche Kaltverfestigungen beseitigt. Aus diesem Grund entsprechen die Härtewerte in der WEZ des kalt- verfestigten Reinaluminiums den Werten der weich- geglühten Reinaluminiumwerkstoffe. Selbst 45 mm von der Schweißnahtmitte entfernt ist die Härte der geschweißten Bleche noch nicht auf dem Niveau der ungeschweißten Bleche, was bedeutet, dass die Temperatur für eine Kristallerholung noch hoch genug ist.

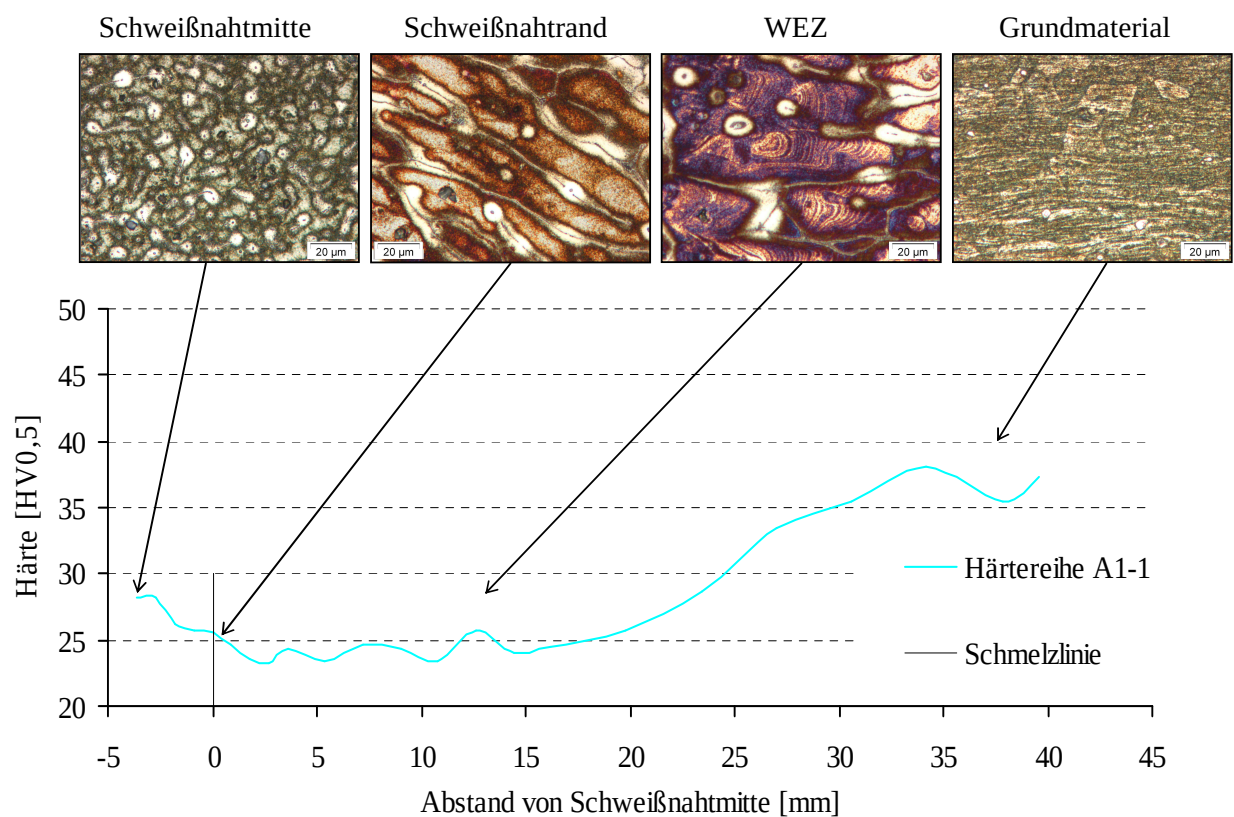


Abb. 39: Härteverlauf und Gefügaufnahmen von WIG- geschweißtem kaltverfestigtem Al99,5 (H14)

In Abbildung 39 ist die mit der Rekristallisation einhergehende Grobkornbildung im Bereich der Schmelzlinie und der WEZ deutlich zu erkennen. Die Richtung der am Schweißnahttrand entstehenden länglichen Stengelkristalle zeigt die starke Wärmeableitung vom Schmelzbad in Richtung Grundmaterial. Dieses grobkörnigere Gefüge bringt nicht nur einen starken Härteabfall mit sich. Auch die mechanischen Festigkeitswerte wie Zugfestigkeit, Dehngrenze sowie Verformungseigenschaften, wie die Gleichmaßdehnung und die Bruchdehnung, werden beeinflusst (vgl. Kap. 6.2.2). In der Schweißnahtmitte ist eine feinere Kornausbildung und demzufolge ein leichter Härteanstieg zu verzeichnen. Zudem sind vor allem im Bereich der WEZ und der Schmelzlinie so genannte Anschmelzungsrisse (vgl. Kap. 3.2) mit relativ groß ausgeprägten Korngrenzsubstanzen zu sehen, die sich auf den Werkstoff ebenfalls güttemindernd auswirken.

Vergleicht man die Gefügeausbildung und vor allem die Korngröße im Grundmaterial des kaltverfestigten Reinaluminiums (Abb. 39) mit der des weichgeglühten Reinaluminiums (Abb. 40), ist die gröbere Kornausbildung durch das Weichglühen deutlich zu erkennen. Die Gefüge im Schweißnahttrand und in der WEZ der verschiedenen Reinaluminiumwerkstoffe ähneln sich, was auf die an diesen Stellen gleichen Härtewerte sowie Festigkeitseigenschaften schlussfolgern lässt.

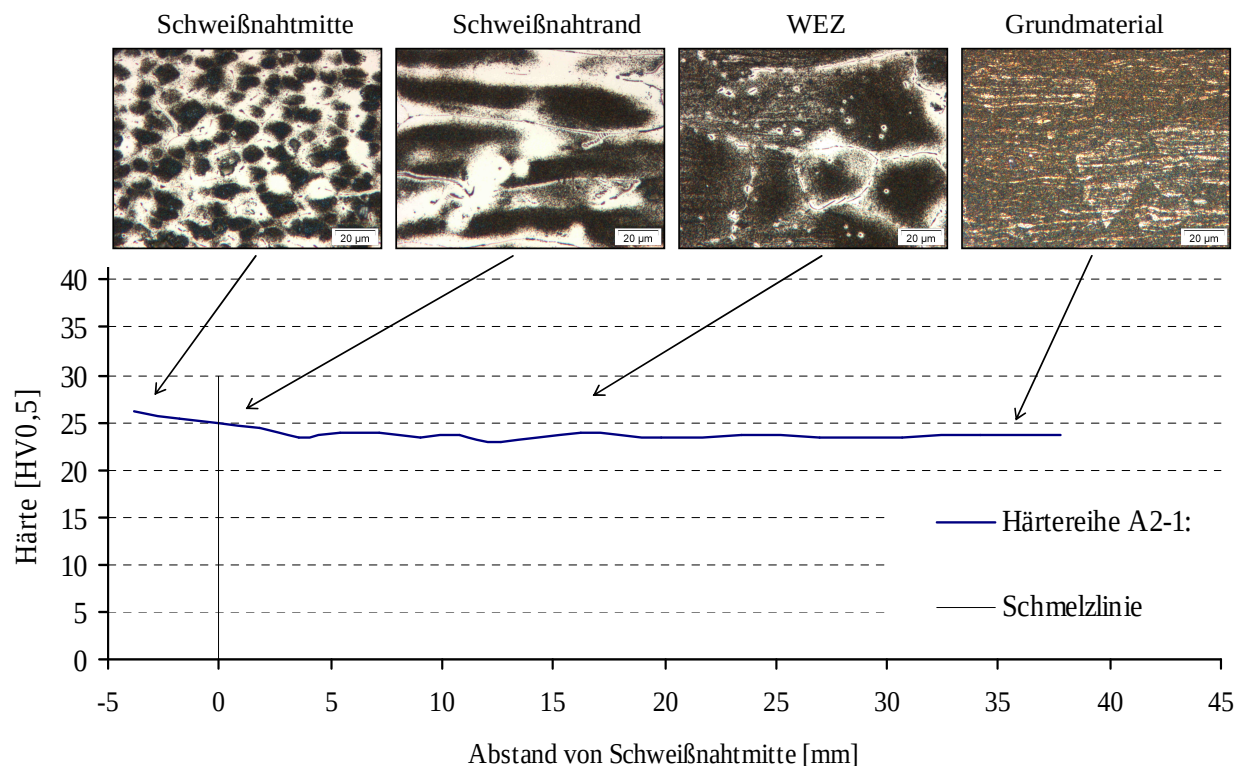


Abb. 40: Härteverlauf und Gefügaufnahmen von WIG-geschweißten weichgeglühten Al99,5 (O1)

Beim Vergleich des Härteverlaufs der geschweißten AlMg3- Legierung mit den zugehörigen Gefügebildern ist in Abbildung 41 ein Unterschied zum kaltverfestigten Reinaluminium (Abb. 3) festzustellen. Obwohl im Bereich der WEZ eine starke Kornvergrößerung im Vergleich zum Grundmaterial zu verzeichnen ist, bleibt die Härte konstant. Die Begründung ist vermutlich die durch das zulegieren von Magnesium hervorgerufene Mischkristallverfestigung, welche einen weitaus stärkeren Einfluss auf die Härte bzw. die Festigkeit hat, als die Gefügestruktur. Dies könnte jedoch anders aussehen, wenn statt des Werkstoffzustandes H111 ein stark kaltverfestigter AlMg3- Werkstoff geschweißt würde. In Richtung Schweißnahtmitte ist mit einer feineren Kornausbildung ein leichter Härteanstieg erkennbar.

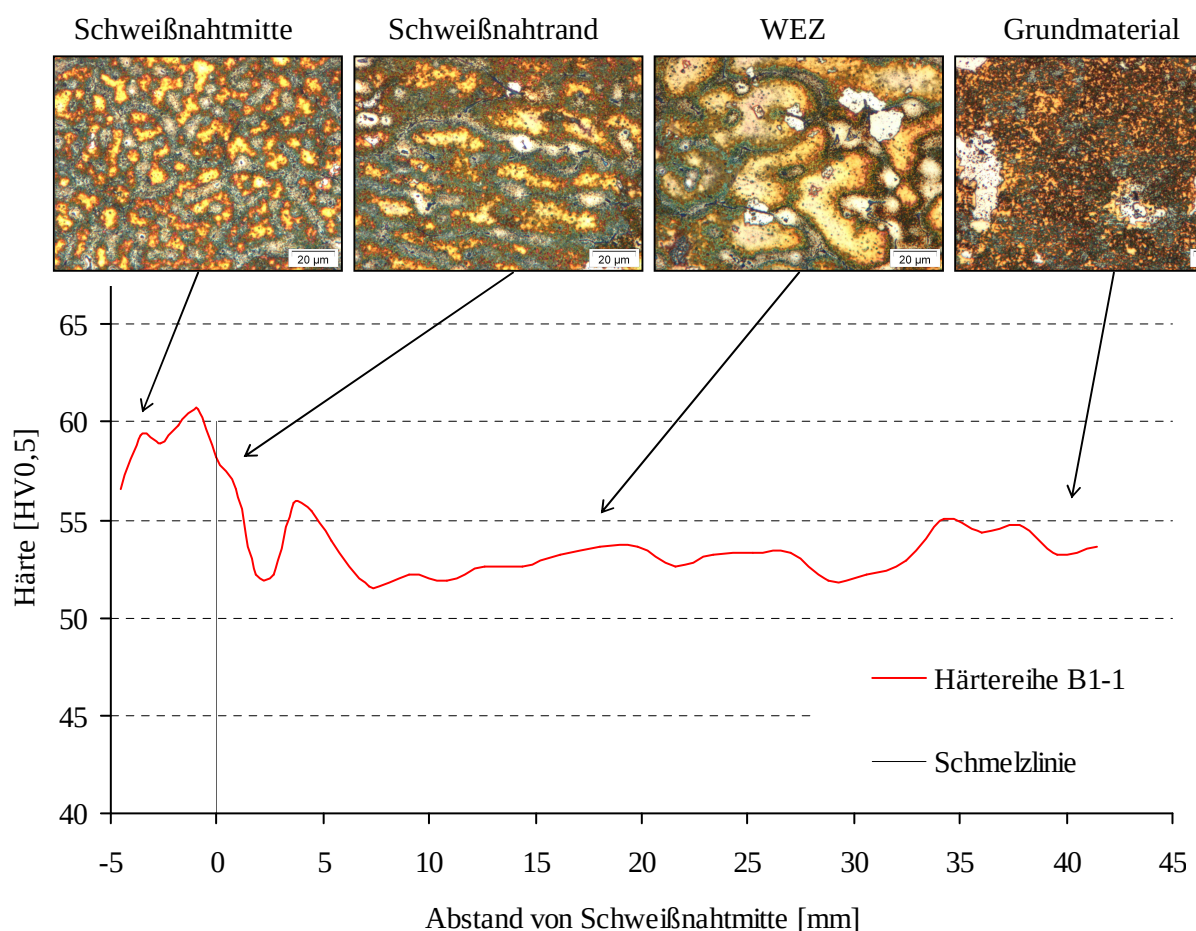


Abb. 41: Härteverlauf und Gefügeaufnahmen von WIG- geschweißten AlMg3 (H111)

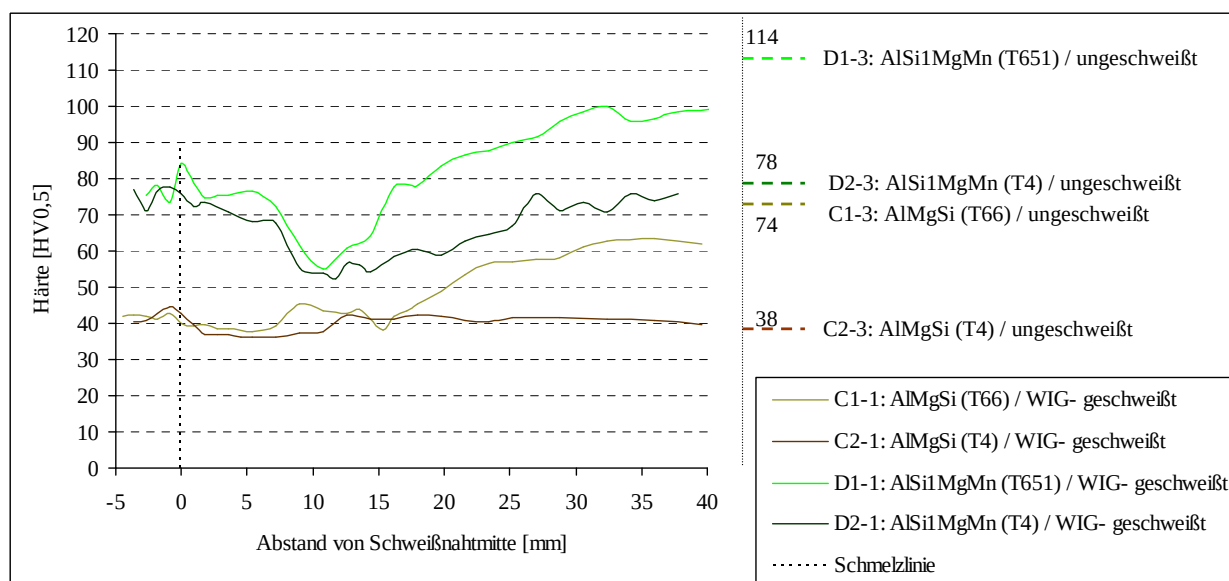


Abb. 42: Härteverläufe der geschweißten und Härtewerte der ungeschweißten Proben C1 / C2 / D1 / D2 (Kaltauslagerungszeit bzw. Messzeit nach dem Schweißen beträgt 7 Tage)

Beim Vergleich der Abbildungen 38 und 42 ist zu erkennen, dass die Härtewerte der ungeschweißten, warmausgelagerten AlMgSi- und AlSi1MgMn- Legierungen deutlich über der Härte von Reinaluminium und der AlMg3- Legierung liegen. Verantwortlich dafür ist zum einen die durch das Zulegieren von Magnesium und Silizium hervorgerufene Mischkristallverfestigung und zum anderen die durch Wärmebehandlung auf den Zustand T66 bzw. T651 herbeigeführte Ausscheidungsverfestigung (Kap. 2.5.2). Ausschließlich bei der AlMgSi- Legierung im Zustand T4 (C2-3), bei der eine Lösungsglühung mit anschließender Kaltauslagerung durchgeführt wurde, ist ein niedrigerer Härtewert zu verzeichnen. Die Ursache dafür liegt einerseits in der durchgeführten Kaltauslagerung, die im Vergleich zur Warmauslagerung niedrigere Härte bzw. Festigkeitswerte mit sich führt (vgl. Kap. 2.6.3, Abb. 12), andererseits in der chemischen Zusammensetzung der verwendeten AlMgSi- Legierung. Die im Kapitel 6.1 (Tab. 14) dargestellten Magnesium- und Silizium- Anteile dieser Legierung liegen nur sehr knapp über den zulässigen unteren Grenzwerten, was zu einer geringen Mischkristallverfestigung führt.

Bei der Betrachtung der Härteverläufe der warm ausgelagerten und anschließend geschweißten Werkstoffe der 6000er Reihe (C1-1 / D1-1) in Abbildung 42 ist ein deutlicher Härteabfall im Bereich der WEZ zu beobachten. Dies ist auch für die Festigkeitseigenschaften zutreffend (vgl. Kap. 6.2.2). Der Härte- bzw. Festigkeitsabfall lässt sich ebenfalls bei den kaltausgelagerten Werkstoffen (C2-1 / D2-1) nach dem Schweißen feststellen. Durch die bereits erwähnte

chemische Zusammensetzung der verwendeten AlMgSi- Legierung zeigt sich dieser Abfall bei dem kalt ausgelagerten Werkstoff (C2-1) nur geringfügig.

Im Gegensatz zu den kaltverfestigten Werkstoffen, bei denen die Entfestigung durch die Rekristallisation und Kristallerholung herbeigerufen wird, sind bei den aushärtbaren Legierungen die unter der Schweißwärme beeinflussten Ausscheidungen ausschlaggebend. Diese gelösten, festigkeitserhöhenden Teilchen scheiden sich während des unkontrollierten Abkühlens nicht vollständig oder in einer nachteiligen Form wieder aus. Die Folge ist eine Abnahme von Härte, Festigkeit und Zähigkeit [SCHULZE, G., 2004].

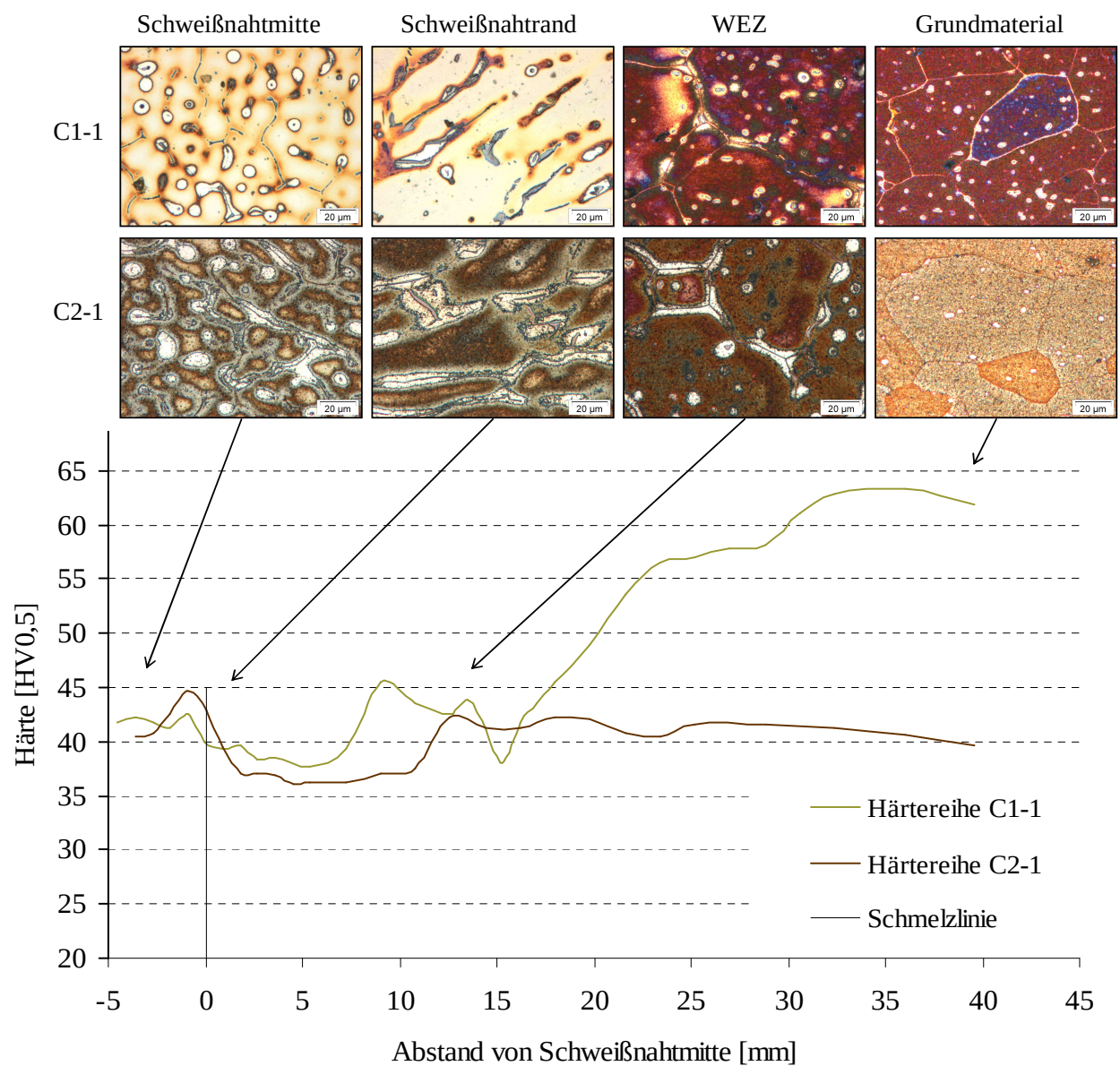


Abb. 43: Härteverlauf und Gefügaufnahmen von WIG- geschweißten AlMgSi- Legierungen.

Probe C1-1: AlMgSi / T66 (lösungsgeglüht und warm ausgelagert)

Probe C2-1: AlMgSi / T4 (lösungsgeglüht und kalt ausgelagert)

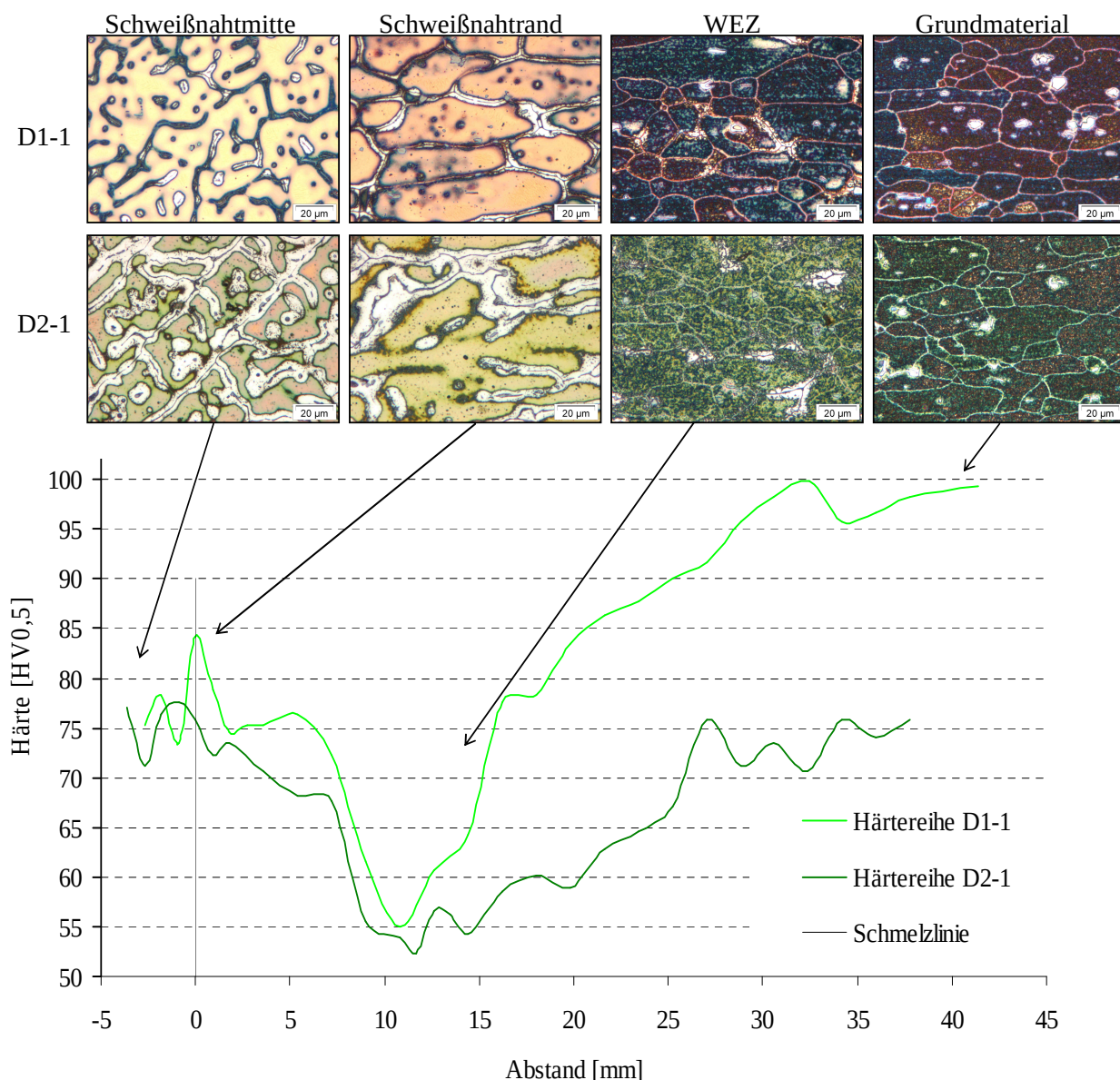


Abb. 44: Härteverlauf und Gefügebildungen von WIG- geschweißten AlSi1MgMn- Legierungen.

Probe D1-1: AlSi1MgMn / T651 (lösungsgeglüht und warm ausgelagert)

Probe D2-1: AlSi1MgMn / T4 (lösungsgeglüht und kalt ausgelagert)

Bei Betrachtung der Gefügebilder in der WEZ der AlMgSi- Legierung in Abbildung 43 sind entlang der Korngrenzen perlschnurartige Substanzen erkennbar. Die bläuliche Farbe lässt mit Hilfe der Tabelle 6.14 [SCHUMANN, H. 2005, S.862] auf Mg_2Si - Ausscheidungen schließen. Zudem sind in den entfestigten Bereichen relativ groß ausgeprägte Korngrenzensäume zu erkennen. „Die Korngrenzensubstanz besteht aus Fremdatomen aller Art, niedrig- schmelzenden, meist eutektischen Verbindungen und Ausscheidungen, die sich z. B. während einer Wärmebehandlung (Glühprozesse, Wirkung der Schweißwärme in der WEZ usw.) gebildet haben“ [SCHULZE, G., 2004, S. 14]. „Die mechanischen Gütewerte werden entscheidend von der

Korngrenzsubstanz und der geometrischen Fehlordnung im Bereich der Korngrenzen bestimmt. Sie wirkt grundsätzlich gütemindernd“ [SCHULZE, G., 2004, S. 15]. Eine Festlegung, worum es sich bei den in Abbildung 43 sichtbaren Substanzen handelt, kann nicht getroffen werden. Im Bereich der Schmelzlinie sind Korngrenzenansmelzungen oder aufgeschmolzene Partikel an den Korngrenzen zu erkennen. Die Neigung zur Korngrenzenansmelzung könnte durch die Verwendung eines geeigneten Zusatzwerkstoffes beim Schweißen herabgesetzt werden.

Die Gefügebilder der höher legierten AlSi1MgMn- Werkstoffe (Abb.44) sind den niedriger legierten AlMgSi- Werkstoffen (Abb. 43) relativ ähnlich. Beim Vergleich der Gefügebilder im Bereich der Schweißnaht, dem Bereich, in dem das Metall flüssig war, lässt sich feststellen, dass die stabilen Ausscheidungen (Mg_2Si) bei den höher legierten Werkstoffen (AlSi1MgMn) ausgeprägter sind.

6.2.2 Einfluss auf die Festigkeit und Verformbarkeit

In diesem Kapitel werden die Einflüsse der chemischen Zusammensetzung und des Werkstoffzustandes auf die Festigkeitseigenschaften und die Verformungseigenschaften geschweißter und ungeschweißter Aluminiumwerkstoffe untersucht. Dazu werden für die Festigkeitseigenschaften die Zugfestigkeit und die 0,2%- Dehngrenze und für die Verformungseigenschaften die Gleichmaßdehnung und die Bruchdehnung gewählt. Die mechanischen Kennwerte lassen sich im Zugversuch nach DIN EN 10002 (Kap. 5.5) ermitteln. Da indirekt Zusammenhänge zwischen den Festigkeitseigenschaften und den im Kapitel 6.2.1 untersuchten Härteeigenschaften bestehen, sind relativ ähnliche Ergebnisse zu erwarten. Eine exakte Umrechnung von den gemessenen Härtewerten auf die Festigkeitswerte ist beim Aluminium nicht möglich.

Zuerst wird auf das Reinaluminium Al99,5 im kaltverfestigten und im weichgeglühten Zustand, sowie auf die nicht aushärtbare Legierung AlMg3 im geringfügig kaltverfestigten Zustand näher eingegangen. Die Zugfestigkeiten der ungeschweißten Werkstoffe (Abb. 45) sind ebenso wie die Härte (Abb. 38) bei der AlMg3- Legierung (B1-3) deutlich höher als beim Reinaluminium. Beim Vergleich der 0,2 %- Dehngrenze weist das Al99,5 im kaltverfestigten Zustand (A1-3) höhere Werte als die AlMg3- Legierung auf. Die niedrigsten Festigkeiten besitzt das weichgeglühte Al99,5 (A2-3).

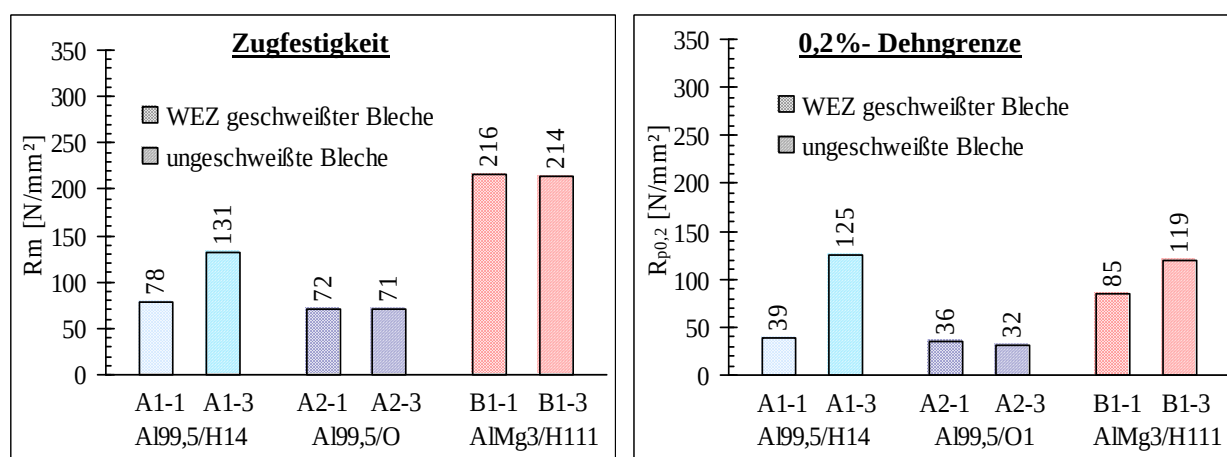


Abb. 45: Zugfestigkeit und 0,2 %- Dehngrenze von kaltverfestigten Al99,5, weichgeglühten Al99,5 und AlMg3 aus der WEZ WIG- geschweißter Bleche und ungeschweißter Bleche

Beim Vergleich der in Abbildung 45 dargestellten Festigkeitswerte der geschweißten Bleche mit den Härteverläufen (Abb. 38, Kap. 6.2.1) lässt sich ein ähnliches Verhalten beobachten. Bei dem rekristallisationsgeglühten Al99,5 (A2-1) werden Zugfestigkeit und Dehngrenze durch das

Schweißen nicht beeinflusst. Beim kaltverfestigten Reinaluminium (A1-1) werden die durch Kaltverfestigung herbeigeführten Festigkeitssteigerungen durch das Schweißen nahezu beseitigt. Ursache dafür ist wie beim Härteverlust die Kristallerholung bis hin zur vollständigen Rekristallisation des Gefüges (vgl. Kap. 6.2.1 / 2.6.2). Bei der AlMg3- Legierung (B1-1) sind im Gegensatz zum Reinaluminium andere Ergebnisse zu beobachten. Zwar bleibt die Zugfestigkeit vom Schweißen ebenfalls unbeeinflusst, jedoch ist ein Rückgang der Dehngrenze zu verzeichnen. Verantwortlich dafür ist das grobkörnigere Gefüge im Bereich der WEZ (vgl. Abb. 41). „Mit steigendem Mg- Gehalt nimmt die Korngrößenabhängigkeit der 0,2 %- Dehngrenze zu, d.h. die Dehngrenze wird durch Grobkörnigkeit bei höher legiertem Material stärker reduziert“ [OSTERMANN, F., 2007, S. 121].

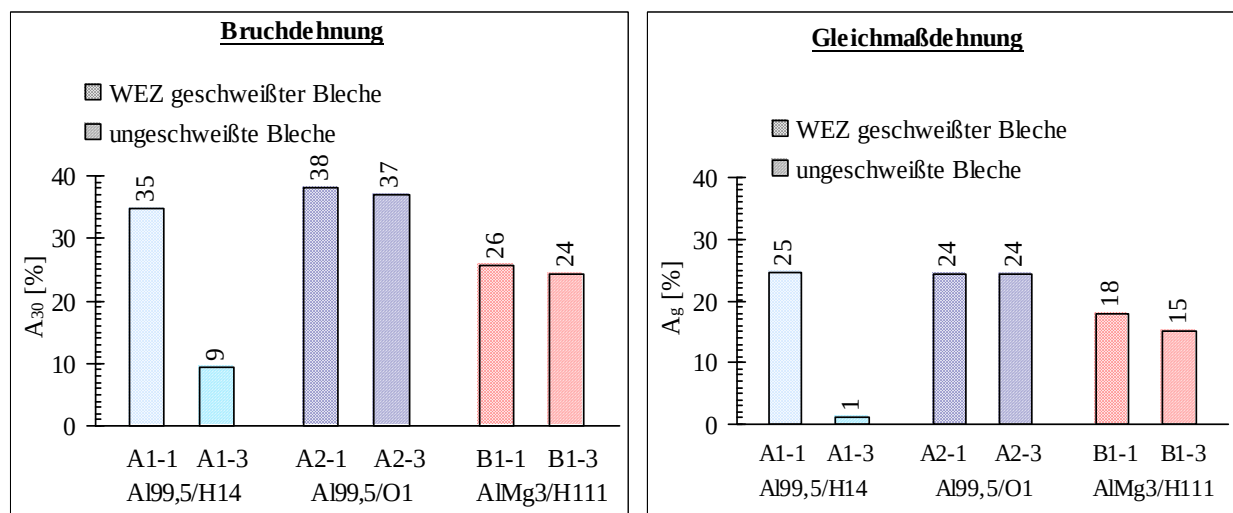


Abb. 46: Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung von kaltverfestigten Al99,5, weichgeglühten Al99,5 und AlMg3 aus der WEZ WIG- geschweißter Bleche und ungeschweißter Bleche

Bei den Verformungseigenschaften der untersuchten Werkstoffe zeigen sich im Vergleich zu Härte und Festigkeit teilweise entgegengesetzte Abhängigkeiten. In Abbildung 46 ist deutlich zu erkennen, dass der ungeschweißte Al99,5/O1- Werkstoff (A2-3), welcher die niedrigste Festigkeit und Härte besitzt, die beste Duktilität aufweist. Bruch- und Gleichmaß- Dehnung sind um ein vielfaches höher als beim gleichen Material im kaltverfestigten Zustand (A1-3). Die Ursache dafür liegt in der niedrigeren Versetzungsdichte (vgl. Kap. 2.5.2) und dem grobkörnigeren Gefügebau (vgl. Abb. 47).

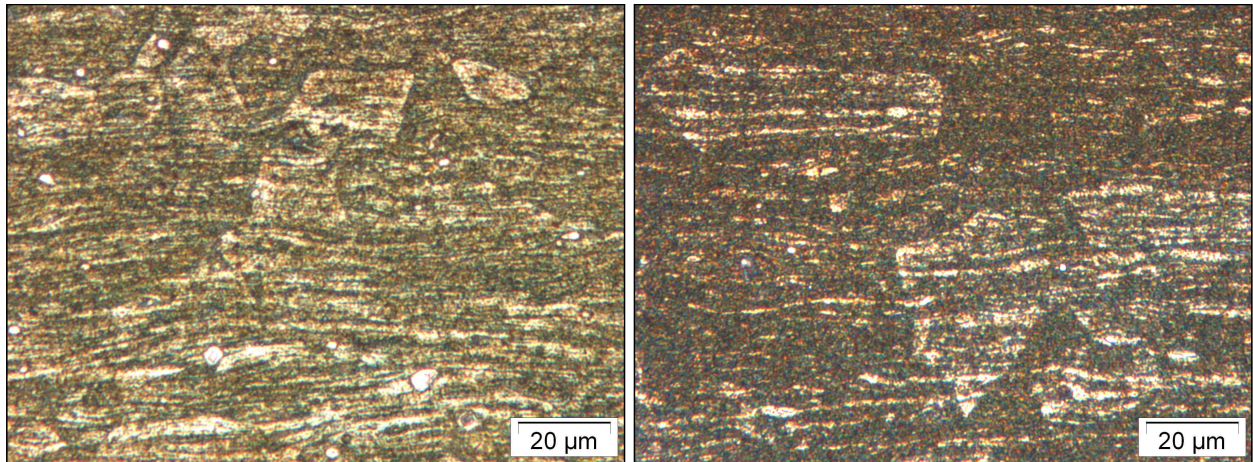


Abb. 47: Gefügebilder von Al99,5/H14 (links) und Al99,5/O1 (rechts), geätzt nach WECK

Die höhere Festigkeit und Härte der AlMg₃- Legierung gegenüber dem kaltverfestigten Al99,5 lässt vermuten, dass die Verformungseigenschaften bei AlMg₃ schlechter sind. Dem ist jedoch nicht so (vgl. Abb. 46). Eine Erklärung dafür liefert OSTERMANN, F. [1998]: Mit steigendem Mg-Gehalt erhöhen sich die für die Umformbarkeit wichtigen Kennwerte der Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung.

Ein Einfluss des Schweißens auf die Verformungseigenschaften ist nur beim kaltverfestigten Reinaluminium (A1-1) zu erkennen. Es kommt im Bereich der WEZ zu einem Anstieg der Bruch- und Gleichmaßdehnung auf die Werte, die nur das weich geglühte Reinaluminium besitzt (Abb. 46).

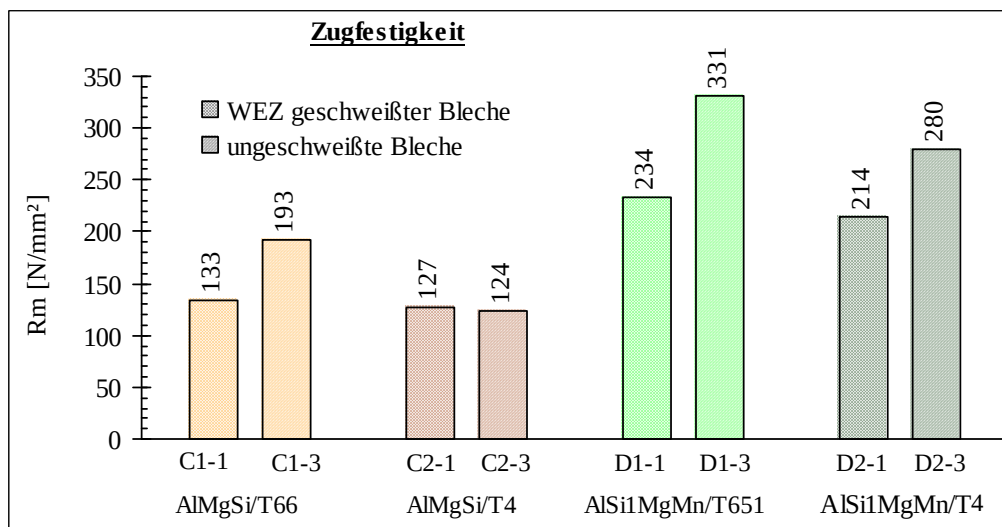


Abb. 48: Zugfestigkeit von AlMgSi und AlSi1MgMn im warmausgelagerten und kaltausgelagerten Zustand aus der WEZ WIG- geschweißter Bleche und ungeschweißter Bleche

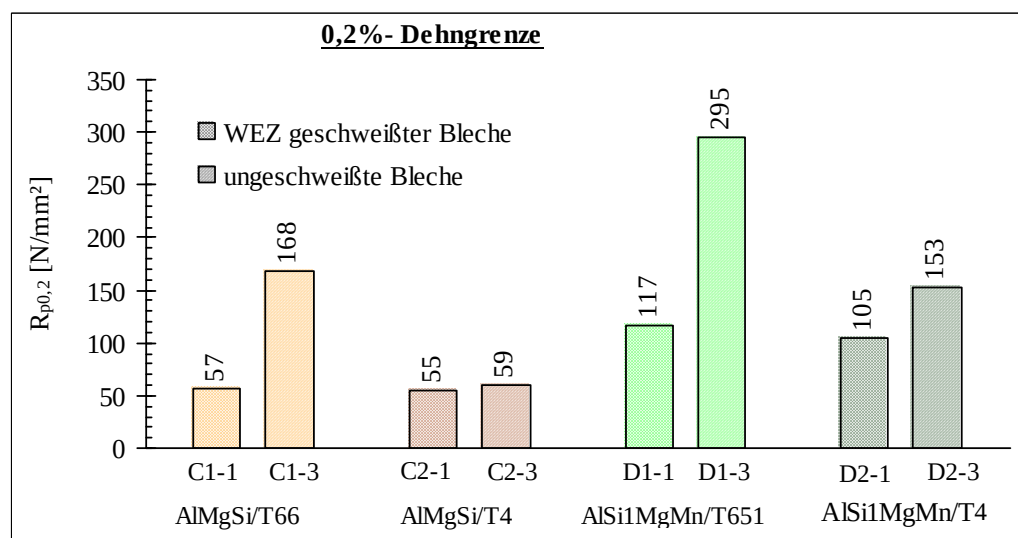


Abb. 49: 0,2 %- Dehngrenze von AlMgSi und AlSi1MgMn im warmausgelagerten und kaltausgelagerten Zustand aus der WEZ WIG- geschweißter Bleche und ungeschweißter Bleche

Aus dem Vergleich der in Abbildung 48 und 49 dargestellten Festigkeitswerte der ungeschweißten Legierungen der 6000er Reihe mit denen der ungeschweißten AlMg3- und Reinaluminium- Werkstoffe (Abb. 45) geht hervor, dass Zugfestigkeit und Dehngrenze der AlSi1MgMn- Legierung sowohl im warm ausgelagerten (D1-3) als auch im kalt ausgelagerten Zustand (D2-3) deutlich höher liegen. Anders verhalten sich die AlMgSi- Legierungen. Bei diesen ist die Dehngrenze der warm ausgelagerten Materialien (C1-3) zwar höher, aber die Zugfestigkeit niedriger als bei AlMg3. Ursache dafür ist der deutlich niedrigere Mg- Gehalt im Vergleich zu AlMg3 und der relativ niedrige Si- Gehalt im Vergleich zu AlSi1MgMn (vgl. Tab. 14, Kap. 6.1). Bei der kaltausgelagerten AlMgSi- Legierung (C2-3) liegen beide Festigkeitswerte unterhalb der Werte von AlMg3 und sogar unterhalb vom kalt verfestigten Reinaluminium.

In Abbildung 48 und 49 sind bei den geschweißten Blechen beider warm ausgelagerter Legierungen deutliche Festigkeitsverluste im Bereich der WEZ zu beobachten. Die Ursache dafür ist im Kapitel 6.2.1 ausführlich beschrieben. Unter den kaltausgelagerten Werkstücken sind nur beim AlSi1MgMn Festigkeitsverluste zu verzeichnen. Die unveränderliche Festigkeit zwischen den geschweißten und ungeschweißten, kaltausgelagerten AlMgSi- Werkstoffen beruht, wie schon in Kapitel 6.2.1 erläutert, auf der niedrigen Legierungsverfestigung dieser Proben. Grund dafür sind die niedrigen Mg- und Si- Gehalte.

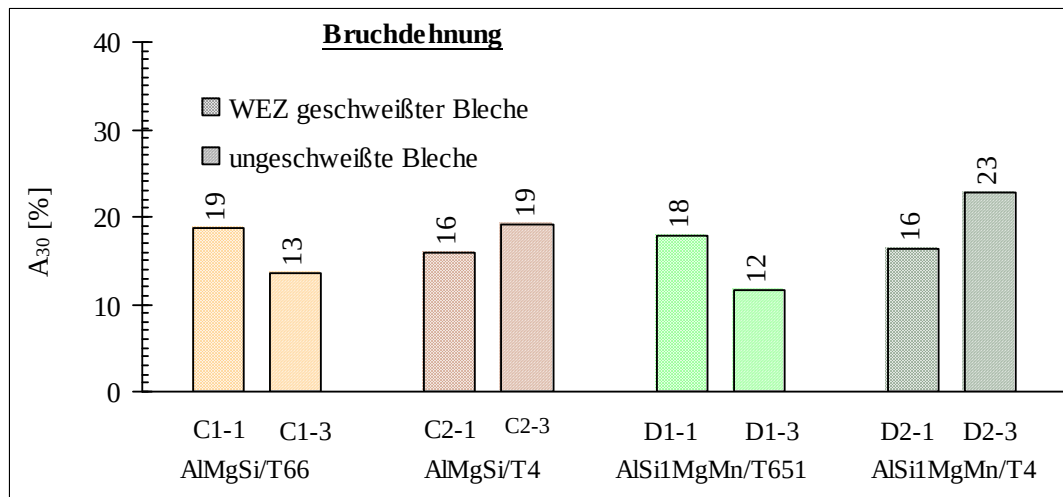


Abb. 50: Bruchdehnung von AlMgSi und AlSi1MgMn im warmausgelagerten und kaltausgelagerten Zustand aus der WEZ WIG- geschweißter Bleche und ungeschweißter Bleche

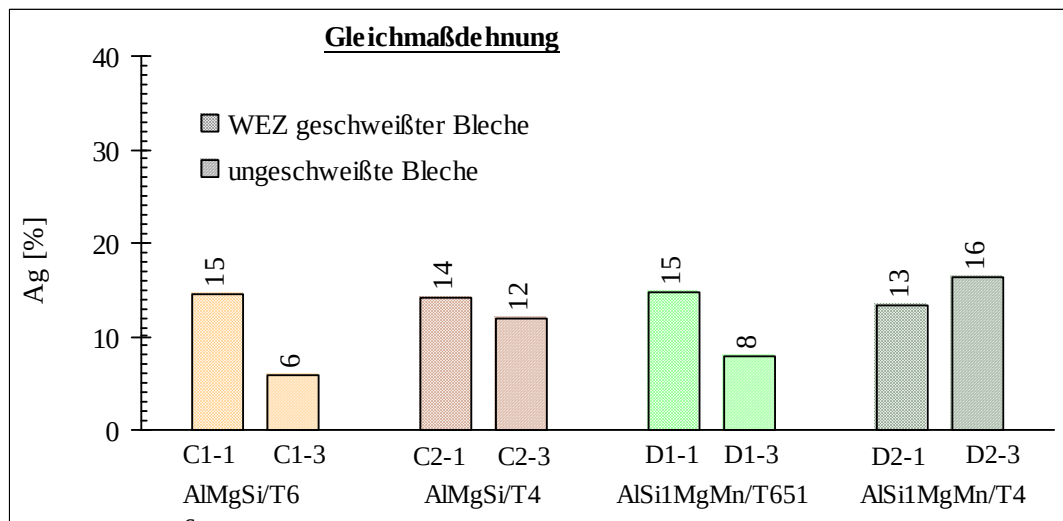


Abb. 51: Gleichmaßdehnung von AlMgSi und AlSi1MgMn im warmausgelagerten und kaltausgelagerten Zustand aus der WEZ WIG- geschweißter Bleche und ungeschweißter Bleche

Abbildung 50 und 51 zeigen, dass die Verformungseigenschaften der ungeschweißten Bleche der 6000er Legierungen im kalt ausgelagerten Zustand (C2-3/D2-3) etwa auf dem Niveau der AlMg3- Legierung liegen. Im warm ausgelagerten Zustand (C1-3/D1-3) sind diese durch die hohe Festigkeit deutlich unterhalb der AlMg3- Werte. Beim Schweißen der warm ausgelagerten Legierungen steigen die Bruchdehnung und die Gleichmaßdehnung durch die Festigkeitsverluste in der WEZ in diesen Bereichen an. Sie erreichen annähernd die Werte der kalt ausgelagerten ungeschweißten Werkstoffe. Anders ist dies bei den Werkstoffen, welche lösungsgeglüht, geschweißt und anschließend kalt ausgelagert wurden (C2-1/D2-1). Bei den niedrig legierteren AlMgSi- Werkstoffen tritt durch das Schweißen keine nennenswerte Veränderung der

Verformungseigenschaften auf. Beim höher legierten AlSi1MgMn lässt sich in der WEZ sowohl ein Festigkeitsverlust als auch ein Rückgang der Verformungseigenschaften erkennen. Eine Ursache dafür ist wahrscheinlich das in nachteiliger Form ausgeschiedene Mangan durch die fehlende Warmauslagerung und das unkontrollierte Abkühlen nach dem Schweißen. Denn mit verringertem Mangan- Gehalt sinkt sowohl die Festigkeit, als auch die Kaltumformbarkeit (vgl. Tab. 3, Abs. 2.4.1). Eine zweite Ursache liegt im hohen Siliziumgehalt dieser Legierung. „Überschüssiges Silizium neigt zur Bildung von Si- Ausscheidungen an den Korngrenzen mit negativen Auswirkungen auf die Duktilität“ [OSTERMANN, F., 2007, S.139].

6.3 Einfluss der Kaltauslagerungszeit auf die Härte

In diesem Kapitel wird auf die Härte der aushärtbaren Legierungen AlMgSi und AlSi1MgMn in Abhängigkeit von der Kaltauslagerungszeit nach dem Lösungsglühen oder Schweißen näher eingegangen. Beide Legierungen werden zum einen im Zustand T66 bzw. T651 geschweißt, d.h. die Werkstoffe werden vor dem Schweißen lösungsgeglüht und warm ausgelagert. Zum anderen finden Schweißungen ca. 1 h nach erneut durchgeführten Lösungsglühungen statt (Zustand W1h). Die Härtemessungen erfolgen jeweils 6 h, 24 h, 3 Tage und 7 Tage nach dem Schweißen. Zusätzlich wird die Härte der lösungsgeglühten, ungeschweißten Proben in fünf verschiedenen Kaltauslagerungszeiten gemessen (Abb. 52).

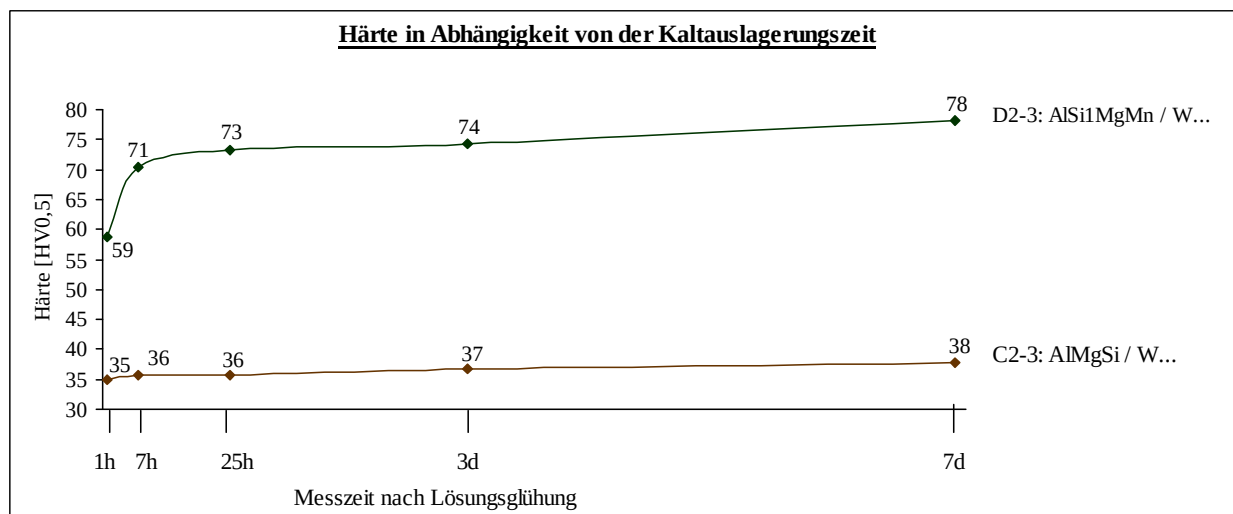


Abb. 52: Härtewerte der ungeschweißten Legierungen AlMgSi und AlSi1MgMn nach verschiedenen Kaltauslagerungszeiten

In Abbildung 52 ist zu erkennen, dass bei der ungeschweißten, lösungsgeglühten AlMgSi-Legierung durch das Kaltauslagern ein nur minimaler Härteanstieg auftritt. Anders verhält sich der höher legierte Werkstoff AlSi1MgMn. Bereits nach 7 h Kaltauslagerung zeigt dieser einen Härteanstieg von ca. 17 %. Anschließend verläuft der Härteanstieg langsamer, bis nach 7 Tagen keine Veränderung mehr eintritt. Die Ursache des unterschiedlichen Kaltaushärtungsverhaltens beider Legierungen liegt in der chemischen Zusammensetzung. Da die für die Aushärtung zuständigen Magnesium- und Siliziumgehalte im Versuchswerkstoff AlMgSi nur knapp über den zulässigen Mindestwerten liegen (vgl. Kap. 6.1), fällt dieser Unterschied sehr deutlich aus.

An den zu verschiedenen Zeitpunkten gemessenen Härteverläufen der geschweißten AlMgSi-Legierungen (Abb. 53/54) und AlSi1MgMn-Legierungen (Abb. 55/56) sind die in Kapitel 6.2.1 diskutierten Härteabfälle im Bereich der WEZ bei allen Messreihen deutlich zu sehen. Ein leichter Anstieg der Härte im Bereich der WEZ nach mehreren Tagen Auslagern bei Raumtemperatur ist bei den vor dem Schweißen warm ausgelagerten Werkstoffen (C1-1/D1-1) zu beobachten. Dies trifft auch auf den Bereich im Grundwerkstoff zu. Bei den kalt ausgelagerten Werkstoffen (C2-1/D2-1) fällt der Härteanstieg noch geringer aus. Beim Vergleich des Härteanstieges durch die Auslagerung der geschweißten (Abb. 55) und ungeschweißten (Abb. 52) AlSi1MgMn-Legierung fällt auf, dass der ungeschweißte Werkstoff besser aushärtet. Begründen lässt sich dies wahrscheinlich mit dem fehlenden Abschrecken nach dem Schweißen. Somit kann sich kein übersättigter Zustand, der für eine Kaltaushärtung notwendig ist, einstellen.

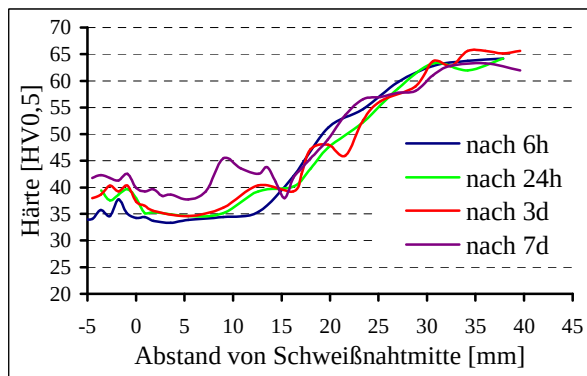


Abb. 53: zu versch. Zeiten gemessene Härteverläufe einer im Zustand T66 geschweißten AlMgSi-Legierung (C1-1)

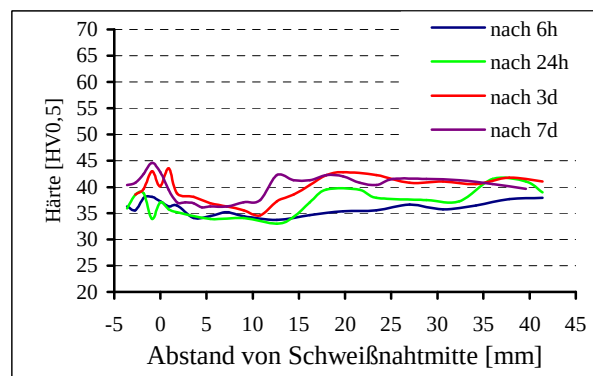


Abb. 54: zu versch. Zeiten gemessene Härteverläufe einer lösungsgeglühten und geschweißten AlMgSi-Legierung (C2-1)

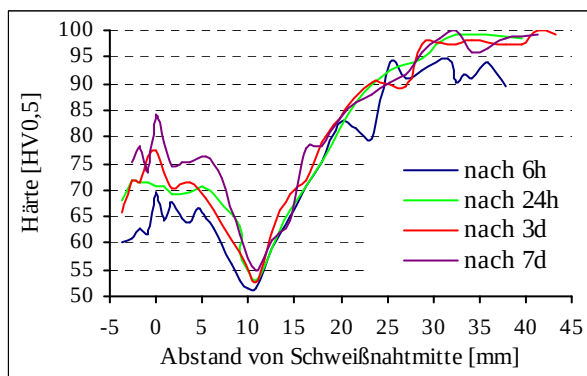


Abb. 55: zu versch. Zeiten gemessene Härteverläufe einer im Zustand T651 geschweißten AlSi1MgMn-Legierung (D1-1)

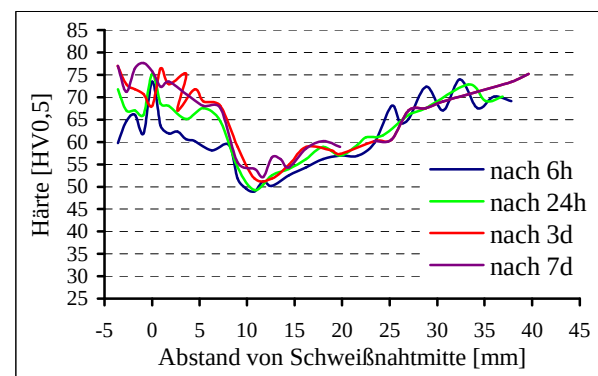


Abb. 56: zu versch. Zeiten gemessene Härteverläufe einer lösungsgeglühten und geschweißten AlSi1MgMn-Legierung (D2-1)

6.4 Einfluss der Streckenenergie auf die Härte, Festigkeit und Verformbarkeit

Ziel dieses Kapitels ist es, den Einfluss der Schweißverfahren auf Härte, Festigkeit und Verformbarkeit der Aluminiumwerkstoffe zu untersuchen. Dabei kommt es zu einer Gegenüberstellung des WIG- Verfahrens mit dem MIG- Verfahren. Aus den in Kapitel 5.3.1.1 erläuterten Gründen wird das MIG- Verfahren mittels des Schweißens mit einer geringeren Streckenenergie (Stromstärke) durch das WIG- Verfahren imitiert (Kap. 5.3.2.2).

Laut OSTERMANN, F., [2007] ist die WEZ um so schmaler und die Festigkeits- bzw. Härteeinbußen um so niedriger, je geringer die Wärmeeinbringung oder Streckenenergie ist. Die Ergebnisse werden allerdings zeigen, dass dies nicht allgemein gültig ist.

Aus den in Abbildung 57 dargestellten Härteverläufen des Reinaluminiums und der AlMg3-Legierung geht hervor, dass die unterschiedlichen Streckenenergien (Stromstärken) keine Auswirkungen auf das Reinaluminium im Zustand O1 und die AlMg3- Legierung im Zustand H111 haben, da diese keine nennenswerten Härteabfälle durch das Schweißen erfahren. Beim kalt verfestigten Reinaluminium, welches einen erheblichen Rückgang an Härte und Festigkeit im Bereich der WEZ durch die eingebrachte Schweißwärme erfährt, trifft die Aussage zu, dass bei höherer Streckenenergie (A1-1) die WEZ breiter wird. Der geringste Härtewert in der WEZ ist jedoch bei den Proben A1-1 und A1-2 trotz unterschiedlicher Wärmeeinbringung gleich und entspricht der Härte des weich geglühten Werkstoffes A2.

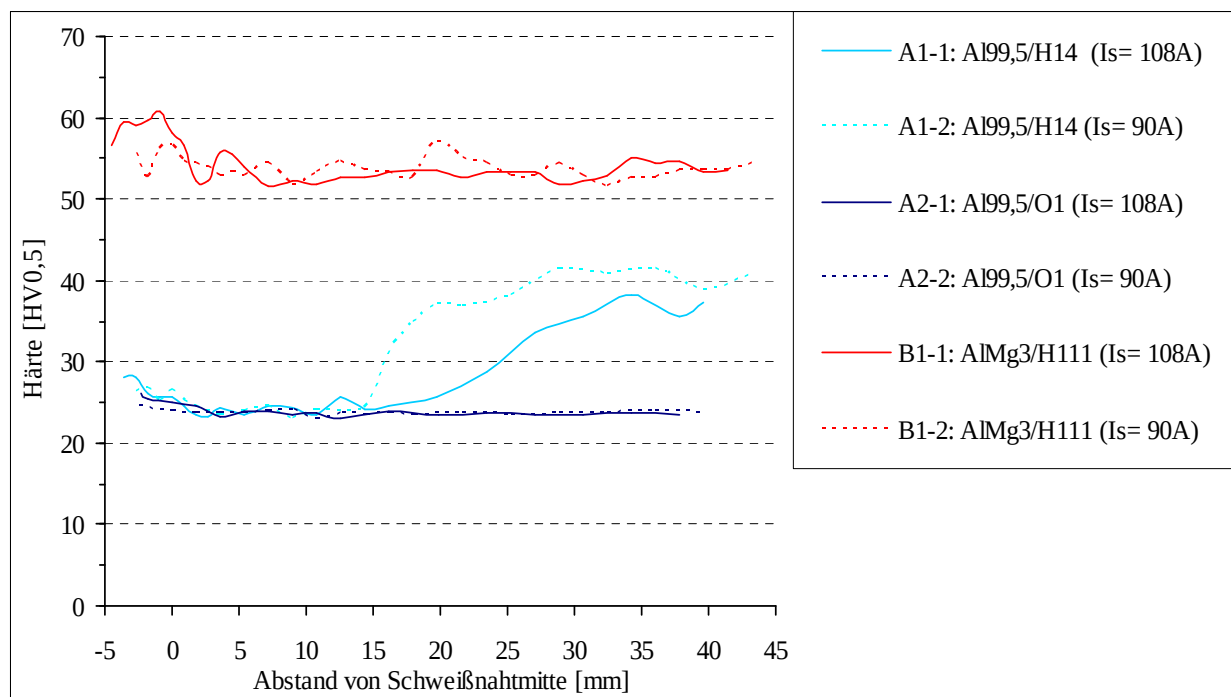


Abb. 57: Härteverläufe von Reinaluminium- und AlMg3- Werkstoffen, die mit unterschiedlichen Stromstärken WIG- geschweißt wurden

Bei den in Abbildung 58 und 59 dargestellten Härteverläufen der mit unterschiedlichen Stromstärken geschweißten AlMgSi- und AlSi1MgMn- Legierungen sind gegenläufige Ergebnisse zur Aussage von OSTERMANN und den Ergebnissen der Reinaluminium- Werkstoffe fest zu stellen.

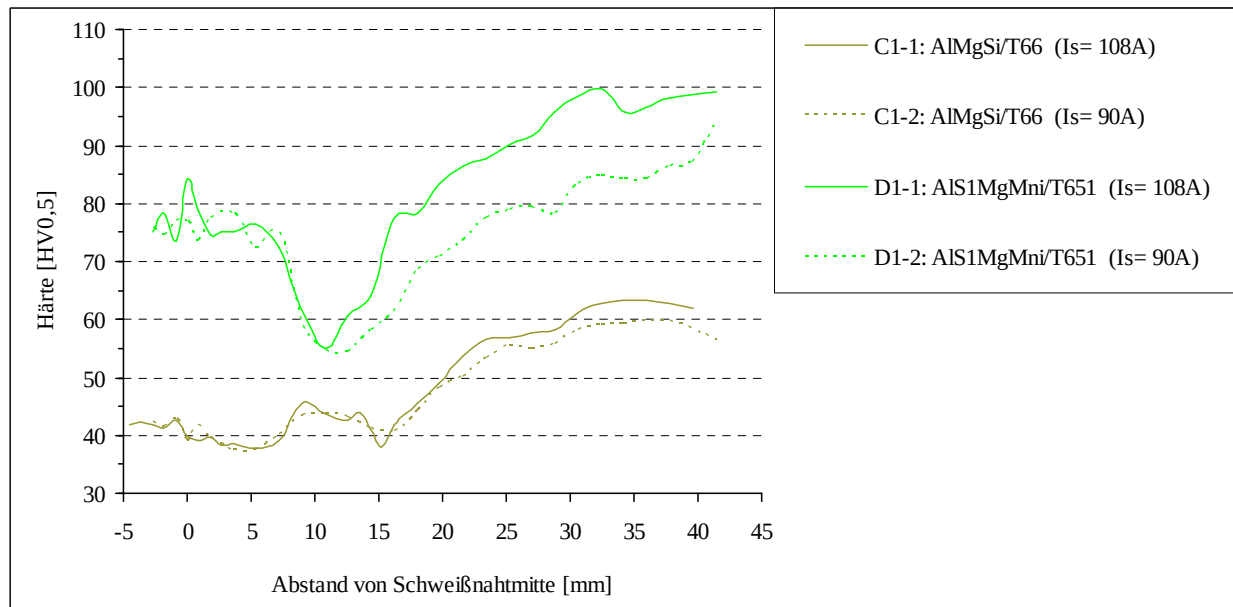


Abb. 58: Härteverläufe von warm ausgelagerten AlMgSi- und AlSi1MgMn- Legierungen, die mit unterschiedlichen Stromstärken WIG- geschweißt und anschließend 7 Tage kalt ausgelagert wurden

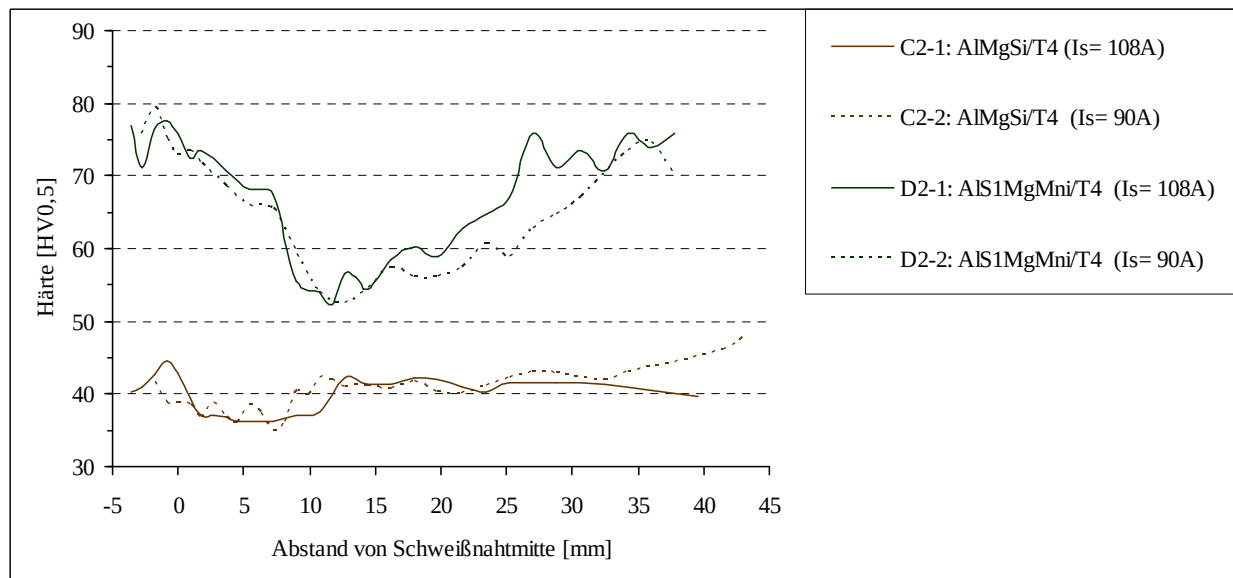


Abb. 59: Härteverläufe von AlMgSi- und AlSi1MgMn- Legierungen, die mit unterschiedlichen Stromstärken WIG- geschweißt und anschließend 7 Tage kalt ausgelagert wurden

Bei der AlSi1MgMn- Legierung ist sowohl im warm ausgelagerten Zustand T651, als auch im kalt ausgelagerten Zustand T4 zu erkennen, dass die Proben, welche mit einer niedrigeren Stromstärke geschweißt sind, eine breitere WEZ aufweisen als die Proben, die mit höheren

Stromstärken geschweißt wurden. Unter den AlMgSi- Legierungen tritt dieses Phänomen nur geringfügig bei den vor dem Schweißen warm ausgehärteten Werkstoffen auf. Erklären lässt sich der Unterschied zur Literatur und zum kaltverfestigten Reinaluminium nur mit der Aushärtbarkeit dieser Legierungen. Die Festigkeit und Härte nach der Aushärtung ist unter anderem von der Lösungsglühtemperatur abhängig. Vergleicht man die Wärmezufuhr beim Schweißprozess mit einer Lösungsglühung, so ist die Aushärtung abhängig von der eingebrachten Schweißwärme und damit auch von der Stromstärke (Streckenenergie). Dies wird in Abbildung 60 deutlich, in welcher die Härteverläufe am Beispiel der mit unterschiedlichen Stromstärken geschweißten AlSi1MgMn- Legierung in zwei verschiedenen Auslagerungszeiten dargestellt sind. Es ist zu erkennen, dass die Kurven bei 6 h Auslagern nach dem Schweißen dichter aneinander liegen als nach 7 Tagen. Direkt nach dem Schweißen gäbe es höchst wahrscheinlich keinen Unterschied. der Einfluss der Streckenenergie (Stromstärke) kommt somit erst im ausgelagerten Zustand oder nach dem Aushärten zum tragen.

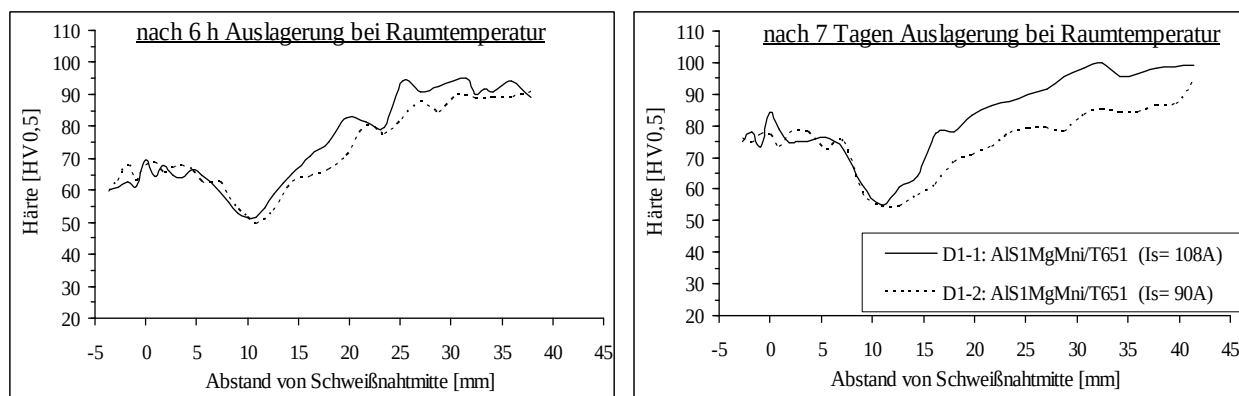


Abb. 60: Härteverläufe unterschiedlich geschweißter AlSi1MgMn- Legierungen nach versch. Auslagerungszeiten

Beim Vergleich der Festigkeitswerte in der WEZ der jeweiligen Werkstoffe miteinander, sind in Abbildung 61 annähernd gleiche Ergebnisse wie bei den Härteverläufen fest zu stellen. Eine nennenswerte Abweichung der Zugfestigkeit und 0,2 %- Dehngrenze bezüglich unterschiedlicher Schweißstromstärken tritt nur bei den höher legierten aushärtbaren AlSi1MgMn- Legierungen auf. Dabei besitzen die Werkstoffe, die mit niedrigerer Stromstärke geschweißt sind, auch die niedrigeren Festigkeitswerte in der WEZ. Die Ursache dafür ist, wie bei der Diskussion der Härteverläufe bereits erwähnt, die ungünstigere Wärmezufuhr bei 90 A im Vergleich zu 108 A bezogen auf den Kaltaushärtungseffekt. Detailliertere Aussagen zu den unterschiedlichen Festigkeitseigenschaften und Festigkeitsverläufen in der WEZ können nicht getroffen werden, da nur Zugproben aus den gleichen Bereichen entnommen und diese nur im ausgehärteten Zustand geprüft wurden.

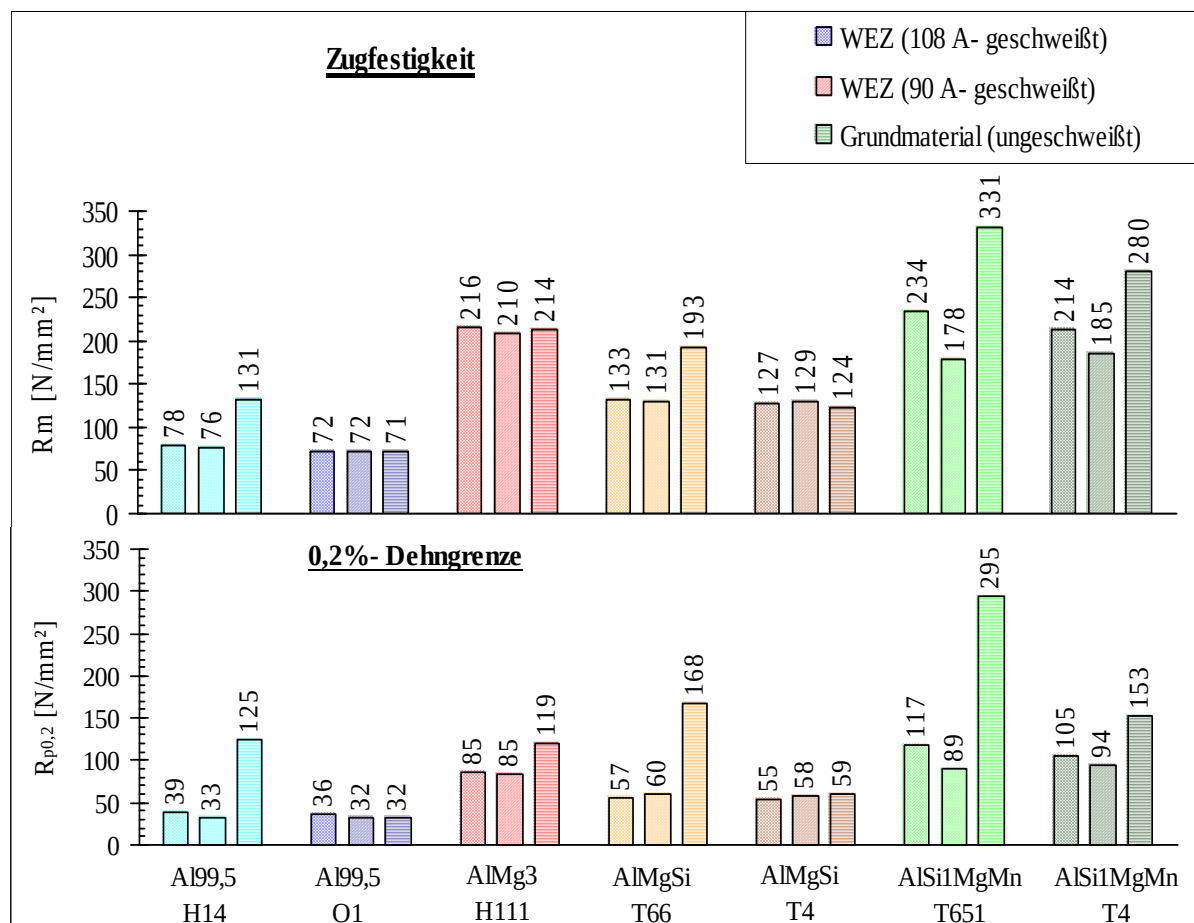


Abb. 61: Festigkeitswerte untersuchter Aluminiumwerkstoffe, die mit unterschiedlichen Stromstärken WIG- geschweißt und mindestens 14 Tage bei Raumtemperatur ausgelagert wurden

Die Verformungseigenschaften des Reinaluminiums, der AlMg3- Legierung und der AlMgSi- Legierung sind, wie schon beim Festigkeitsvergleich festgestellt, relativ unbeeinflusst vom Schweißen mit verschiedenen Stromstärken (Abb. 62). Dies gilt zumindest bezüglich der Mindestwerte in der WEZ. Eine Ausnahme stellt auch hier der höher legierte AlSi1MgMn- Werkstoff dar, allerdings nur bei der im Zustand T651 geschweißten Legierung. In Abbildung 62 ist zu erkennen, dass die mit höherer Stromstärke geschweißten Proben eine höhere Bruch- und Gleichmaßdehnung aufweisen als die bei niedrigerer Stromstärke geschweißten. Dies steht im Gegensatz zur Diskussion um die in Abbildung 61 dargestellten Festigkeitswerte. Dieser Unterschied lässt sich mit zwei Argumenten begründen: Zum einen wirkt sich der Kaltaushärtungseffekt, welcher bei der AlSi1MgMn- Legierung für die höhere Festigkeit bei größerer Streckenenergie verantwortlich ist, nicht so stark auf die Verformungseigenschaften aus. Zum anderen wird vermutlich das Mangan, welches für die hohen Dehnungswerte verantwortlich ist, bei den mit 90 A geschweißten Werkstoffen ungünstiger ausgeschieden als bei den mit 108 A geschweißten.

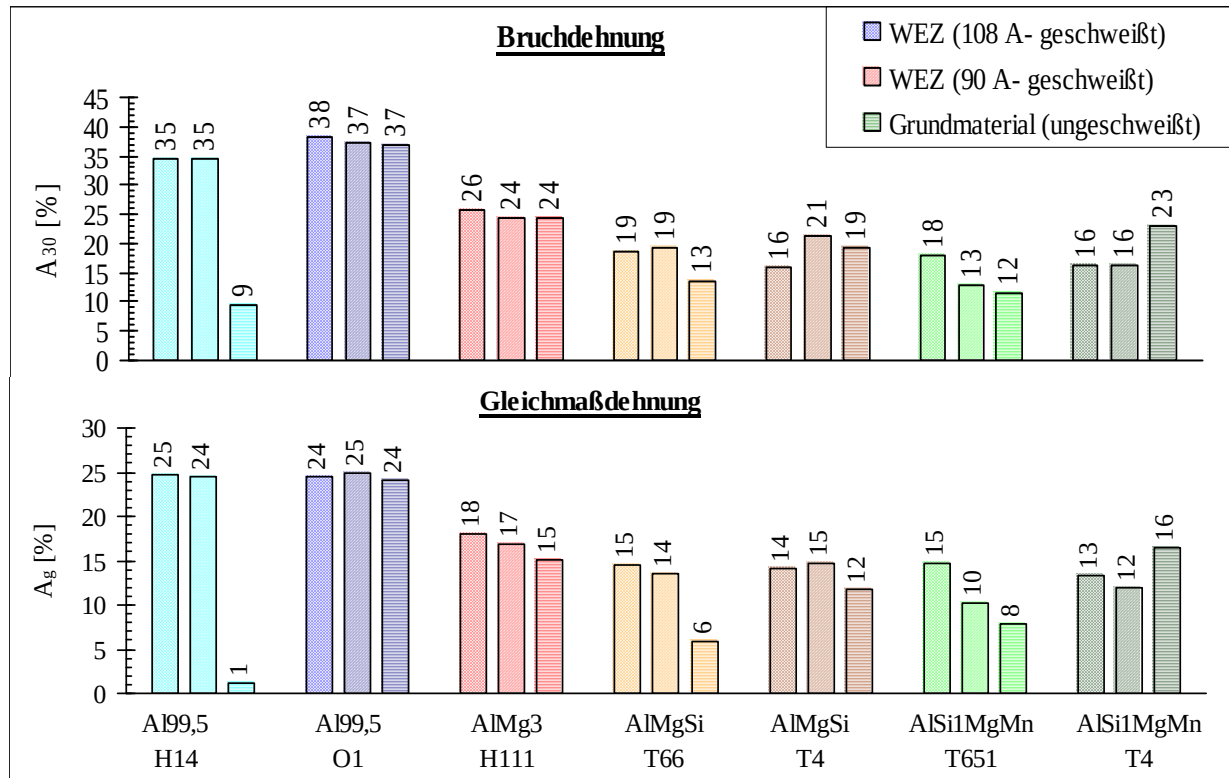


Abb. 62: Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung untersuchter Aluminiumwerkstoffe, die mit unterschiedlichen Stromstärken WIG- geschweißt und mind. 14 Tage bei Raumtemperatur ausgelagert wurden

6.5 Vergleich der Ergebnisse mit den Bemessungsregeln für Aluminiumbauten nach Eurocode 9

In diesem Kapitel findet ein Vergleich der Ergebnisse mit den Bemessungsregeln aus der DIN ENV 1999-1-1 (Eurocode 9) statt. Gemäß dieser Normung besteht die Notwendigkeit die in dem Kapitel 6.2 ausführlich besprochenen Festigkeitsreduktionen im Bereich der WEZ geschweißter Aluminiumbauteile bei der Bemessung und Konstruktion zu berücksichtigen. In welchem Umfang und bei welchen Aluminiumwerkstoffen dies stattfinden sollte, ist in den Kapiteln 3.4.2, 3.4.3 und 3.4.4 erläutert.

Eine erste Unstimmigkeit gibt es zwischen den Ergebnissen der 6000er Legierungen und den in Tabelle 6 (Kap. 3.4.3) dargestellten Entfestigungsbeiwerten ρ_{WEZ} . Diese sind für die Werkstoffe im Zustand T4 auf 1,0 festgesetzt, was bedeutet, dass bei der Bemessung keine Entfestigungen berücksichtigt werden. Jedoch zeigen selbst im Zustand T4 vor allem die höher legierten AlSi1MgMn- Werkstoffe (Abb. 48/49, Kap. 6.2.2) nennenswerte Festigkeitseinbußen im Bereich der WEZ.

Eine zweite Unstimmigkeit tritt bei den unterschiedlichen Entfestigungsbeiwerten der 6000er-Legierungen zwischen WIG- und MIG- geschweißten Bauteilen auf. Laut Tabelle 6 (Kap. 3.4.3) sind bei WIG- Schweißungen größere Entfestigungen zu berücksichtigen als bei MIG- Schweißungen. In Kapitel 6.4 (Abb. 61) werden jedoch gegenteilige Ergebnisse beobachtet. Bei den untersuchten AlMgSi- Legierungen lässt sich kein Unterschied der Festigkeitsreduktion zwischen WIG und MIG feststellen. Bei den AlSi1MgMn- Legierungen kommt es beim MIG, welches mit niedriger verwendeten Schweißstromstärken durch das WIG- Verfahren imitiert wurde, zu deutlich größeren Entfestigungen als beim WIG. Um jedoch allgemein gültige Aussagen treffen zu können, oder die Entfestigungsbeiwerte aus der Norm zu widerlegen, bedarf es genauerer Untersuchungen. Empfehlenswert, vor allem bei den aushärtbaren Legierungen der 6000er- Reihe, ist eine differenziertere Betrachtung bezüglich der genauen Werkstoffzusammensetzung, Werkstoffzustände und des Aushärtverhaltens in Abhängigkeit von der eingebrachten Schweißwärme.

Beim Vergleich der nach Eurocode 9 anzusetzenden Ausdehnung der WEZ (Kap. 3.4.4) mit den Härteverläufen der geschweißten Proben sind keine nennenswerten Unstimmigkeiten aufgetreten. Jedoch ist mit den einheitlichen Abmessungen der Versuchswerkstoffe und der eng begrenzten Auswahl verschiedener Parameter beim Schweißen eine intensivere Prüfung nicht möglich.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Die Untersuchungen beschränken sich auf die vor allem im Metallbau und Fahrzeugbau häufig verwendeten Aluminiumwerkstoffe AlMg₃, AlMgSi, AlSi1MgMn sowie das Reinaluminium Al99,5. Zudem werden die Werkstoffe mit Ausnahme der AlMg₃- Legierung in verschiedenen Werkstoffzuständen untersucht. Um Aussagen über die Eigenschaften der ungeschweißten sowie Eigenschaftsänderungen der geschweißten Werkstoffe zu treffen erfolgt zur Untersuchung der Härte eine Analyse der VICKERSHärte. Die Zugfestigkeit und 0,2 %- Dehngrenze beschreiben die Festigkeitseigenschaften. Die Analyse der Verformungseigenschaften erfolgt anhand der Bruch- und Gleichmaßdehnungsmessung. Zudem dienen Gefügebilder aus bestimmten Bereichen der geschweißten Werkstoffe der näheren Beschreibung der Gefügeveränderungen. Die Ergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

Die Untersuchung der ungeschweißten Werkstoffe zeigen, dass die AlSi1MgMn- Legierungen die höchste Festigkeit und Härte besitzen. Ursache dafür ist die hohe Legierungsverfestigung. Danach folgen die AlMg₃- und AlMgSi- Legierungen. Dabei besitzt das AlMgSi im warm ausgelagerten Zustand eine höhere Härte und Dehngrenze als das AlMg₃. Im kalt ausgelagerten Zustand liegen diese Werte allerdings weit darunter, was die Wichtigkeit einer geeigneten Wärmebehandlung bei den aushärtbaren Legierungen widerspiegelt. Allerdings muss erwähnt werden, dass es sich bei der verwendeten AlMgSi- Legierung um einen Werkstoff handelt, dessen Legierungsgehalte nur knapp über der zulässigen Grenze liegen. Somit fällt die Mischkristallverfestigung in diesem Fall sehr gering aus. Die niedrigsten Festigkeits- bzw. Härtewerte besitzt das Reinaluminium. Selbst im kaltverfestigten Zustand H14 liegen Zugfestigkeit und Härte unterhalb der Werte anderer Legierungen. Lediglich die 0,2 %- Dehngrenze fällt durch die Kaltverfestigung relativ hoch aus.

Dass sich die Verformungseigenschaften der Werkstoffe gegenläufig zu den Festigkeitseigenschaften verhalten, zeigt, dass die Legierungen mit hohen Festigkeitswerten die niedrigste Bruch- und Gleichmaßdehnung aufweisen. Am Verformungsverhalten des kaltverfestigten Reinaluminiums, welches trotz relativ geringer Festigkeiten mit Abstand die schlechteste Bruch- und Gleichmaßdehnung besitzt, wird ein weiterer Aspekt des Legierens deutlich. Durch das Zulegieren geeigneter Elemente kann schon bei geringem Abfall der Bruch- bzw. Gleichmaßdehnungswerte die Festigkeit enorm gesteigert werden. Dies ist bei der Verformungsverfestigung nicht möglich.

In Tabelle 15 erfolgt eine zusammenfassende Darstellung der Auswirkung des Schweißens auf die Härte-, Festigkeits-, Verformungs- und Gefügeeigenschaften der einzelnen Versuchswerkstoffe.

Tab. 15: Übersicht der Gefüge- und Eigenschaftsänderungen in der WEZ

Werkstoff		Eigenschaften in der WEZ		
Legierung	Werkstoffzustand	Zustands- änderung	Gefüge- veränderung	Eigenschafts- änderung
Al99,5	O1 / weichgeglüht	keine	Anschmelznungs- risse	keine
Al99,5	H14 / kaltverfestigt	Kristallerholung Rekristallisation	starke Grobkornbildung Bildung von Korngrenzen- substanzen Anschmelznungs- risse	Entfestigung und Härteabfall ggf. bis Zustand weich Verbesserung der Verformungs-eigensch. ggf. bis Zustand weich
AlMg3	H111 / geringfügig kaltverfestigt	keine	starke Grobkornbildung	Rückgang der 0,2 %- Dehngrenze
AlMgSi	T66 / lösungsgeglüht und warm ausgelagert	Veränderung des MK durch Ausscheidungen	perlschnurartige Substanzen an den Korngrenzen Mg ₂ Si- Ausscheidungen	Härteabfall bzw. Entfestigung Verbesserung der Verformungseigensch.
AlMgSi	T4 / lösungsgeglüht und kalt ausgelagert	Veränderung des MK durch Ausscheidungen	perlschnurartige Substanzen an den Korngrenzen Mg ₂ Si- Ausscheidungen	geringer Härteabfall bzw. Entfestigung
AlSi1MgMn	T651 / lösungsgeglüht und warm ausgelagert	Veränderung des MK durch Ausscheidungen	wenig Substanzen an den Korngrenzen Mg ₂ Si- Ausscheidungen	starker Härteabfall bzw. Entfestigung Verbesserung der Verformungseigensch.
AlSi1MgMn	T4 / lösungsgeglüht und kalt ausgelagert	Veränderung des MK durch Ausscheidungen	wenig Substanzen an den Korngrenzen Mg ₂ Si- Ausscheidungen	starker Härteabfall bzw. Entfestigung Verschlechterung der Verformungseigensch.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die Härte bzw. Festigkeitseigenschaften der Werkstoffe im Bereich der WEZ umso stärker verringert werden, je höher die vorangegangenen Kaltverfestigungen oder Aushärtungen des Grundwerkstoffes sind. Eine nachträgliche Beseitigung dieser Entfestigungen ist bei den nicht aushärtbaren Werkstoffen nicht mehr möglich. Bei den aushärtbaren Legierungen könnte man die Festigkeit und Härte durch nachträgliche Wärmebehandlungen zwar steigern, jedoch ist dies aus praktischen Gründen meist sehr schwer umsetzbar. Eine nennenswerte Selbstaushärtung im Bereich der WEZ lässt sich bei den 6000er Legierungen nicht feststellen. Es sind zwar unterschiedliche Festigkeitssteigerungen durch den Kaltaushärtungseffekt beim höher legierten AlSi1MgMn aufgetreten, jedoch reichen diese nicht annähernd an die Festigkeit im Grundmaterial heran.

Kann dieser Festigkeitsverlust nicht toleriert werden, und besteht keine Möglichkeit der nachträglichen Wärmebehandlung, sollte auf eine AlZnMg- Legierung zurückgegriffen werden. Diese Legierungen härten nach einer 3- monatigen Lagerung bei Raumtemperatur vollständig aus, sodass die Festigkeit der WEZ das Niveau des Grundwerkstoffs fast vollständig erreicht [OSTERMANN, F., 2007].

Ein Einfluss des Schweißens auf die Verformungseigenschaften ist bei den nicht aushärtbaren Werkstoffen ausschließlich beim kaltverfestigten Al99,5 zu erkennen. Bei diesem kommt es durch Kristallerholung oder Rekristallisation im Bereich der WEZ zu einem Anstieg der Bruch- und Gleichmaßdehnung auf Werte, welche nur das weich geglühte Reinaluminium besitzt. Bei den im Zustand T6 bzw. T651 geschweißten Legierungen der 6000er Reihe kommt es durch den Festigkeitsabfall erwartungsgemäß zu einem Anstieg der Bruch- und Gleichmaßdehnung. Anders verhalten sich diese Legierungen beim Schweißen direkt nach dem Lösungsglühen. Es kommt trotz starker Festigkeitsverluste vor allem beim höher legierten AlSi1MgMn zu erheblichen Einbußen der Verformungswerte. Ursachen dafür liegen wahrscheinlich in den ungünstigen Mangan- und Siliziumausscheidungen.

Bei den Untersuchungen des Einflusses der Schweißverfahren (Streckenenergie) auf die WEZ des Werkstoffes zeigen sich größere Unterschiede der Härte-, Festigkeits- und Verformungswerte nur bei den AlSi1MgMn- Legierungen. Bei den mit niedrigerer Stromstärke geschweißten Blechen kommt es zu größeren Entfestigungen als bei den mit höheren Stromstärken geschweißten. Ursache dafür ist wahrscheinlich die ungünstige Wirkung der niedrigeren Stromstärke auf den Kaltaushärtungseffekt. Beim kaltverfestigten Reinaluminium sind lediglich unterschiedliche Auswirkungen auf die Breite der WEZ festzustellen. Bei höherer Streckenenergie ist die WEZ dementsprechend größer.

Beim Vergleich der untersuchten Entfestigungen im Bereich der WEZ mit den Bemessungsregeln nach Eurocode 9 treten Unstimmigkeiten auf. Zum einen werden bei der Berechnung geschweißter Konstruktionen für alle 6000er Legierungen des Herstellerzustandes T4 keine Entfestigungen berücksichtigt. Dies stimmt mit den Untersuchungsergebnissen nicht überein. Die geschweißten AlSi1MgMn- Bleche mit den Werkstoffzuständen T4 erfahren eindeutige Abfälle der Härte und Festigkeit in der WEZ. Zum anderen existieren Unstimmigkeiten bei der Auswahl der Entfestigungsbeiwerte zwischen den WIG- und MIG-Schweißungen bei aushärtbaren Legierungen. Die Untersuchungen zeigen bei den AlSi1MgMn-Werkstoffen gegenteilige Ergebnisse. Bei höherer Streckenenergie kommt es zu kleineren Festigkeitsabfällen und geringeren Ausdehnungen der WEZ als es bei geringeren Streckenenergien der Fall ist.

Abschließend lässt sich sagen, dass die Untersuchungen der ausgewählten Aluminiumwerkstoffe hinsichtlich ihrer Eigenschaften im ungeschweißten Zustand vergleichbare Ergebnisse zur Literatur aufweisen. Die Ergebnisse verdeutlichen die Wichtigkeit einer sorgfältigen Auswahl der geeigneten Legierung sowie eines geeigneten Herstellerzustandes um einen Werkstoff zu erhalten, der mit seinen vielfältigen Eigenschaften den späteren Anforderungen gerecht wird.

Die Ergebnisse der untersuchten Eigenschaftsänderungen im Bereich der WEZ zeigen, dass Schweißarbeiten an bestimmten Aluminiumwerkstoffen erhebliche Veränderungen des Gefüges, der Härte, der Festigkeits- und Verformungseigenschaften zur Folge haben. Aus diesen Gründen sollten bei der Bemessung, Gestaltung und Ausführung geschweißter Konstruktionen oder Bauteile die Hinweise aus der Literatur und der zuständigen Regelwerke beachtet werden. Die in der vorliegenden Arbeit diskutierten Einflüsse der chemischen Zusammensetzung, des Herstellerzustandes, der Kaltauslagerungszeit und der Streckenenergie auf die geschweißten Werkstoffe beschränken sich auf die Ergebnisse der durchgeführten Versuchsreihen. Beim Vergleich dieser Einflüsse mit Aussagen aus diversen Literaturquellen sind größtenteils Übereinstimmungen zu finden. Einige Unstimmigkeiten sind beim Vergleich der Ergebnisse mit den Bemessungsregeln aus der DIN ENV 1999-1-1 (Eurocode 9) aufgetreten. Für weitere Aussagen zu dieser Problematik, oder um etwaige Forschungslücken zu schließen, sind vielseitigere Versuchsreihen und Prüfungen mit kritischen Analysen notwendig.

Literaturverzeichnis

Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*, Springer- Verlag Berlin Heidelberg New York, 1998

Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*, 2. Auflage, Springer- Verlag Berlin Heidelberg New York, 2007

Schulze, G.: *Die Metallurgie des Schweißens*, 3. Auflage, Springer- Verlag Berlin Heidelberg New York, 2004

Schumann, H., Oettel, H.: *Metallografie*, 14. Auflage, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA Weinheim, 2005

Mondolfo, L.: *Metallography of Aluminium Alloys*, John Wiley & Sons, New York, London, 1943

Bjerregaard, L.; Geels, K.; Ottesen, B.; Rückert, M.: *Metallog Guide*, 3. Auflage, Struers A/S Dänemark, 2008

Altenpohl, D.: *Aluminium und Aluminiumlegierungen*, Springer- Verlag Berlin Göttingen Heidelberg New York, 1965

Valtinat, G.: *Aluminium im Konstruktiven Ingenieurbau*, Ernst & Sohn, 2003

Läpple, V.; Drube, B.; Wittke, G.; Kammer, C.: *Werkstofftechnik Maschinenbau (Theoretische Grundlagen und praktische Anwendungen)*, Verlag Europa-Lehrmittel Haan-Gruiten, 2007

Gobrecht, J.: *Werkstofftechnik- Metalle*, 2. Auflage, Oldenbourg Verlag München, 2006

Bargel, J., Schulze, G., *Werkstoffkunde*, 10. Auflage, Springer Verlag, 2008

Aluminium-Verlag Marketing & Kommunikation GmbH: *Aluminium Taschenbuch 1*, 16. Auflage, Aluminium-Verlag Düsseldorf, 2002

Aluminium-Verlag Marketing & Kommunikation GmbH: *Aluminium Taschenbuch 3*, 16. Auflage, Aluminium-Verlag Düsseldorf, 2002

Zwieg, T.: *Universelle Methodik für randscharfe mechanische Präparation und das Farbätzen von Aluminiumlegierungen*, Dänisches Technologisches Institut, 2001

Herrmann, K.; Kompatscher, M.; Polzin, T.; Ullner, C.; Wehrstedt, A.: *Härteprüfung an Metallen und Kunststoffen*, expert Verlag Renningen, 2007

Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 (Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen), Verlag Springer, 2005

EWM, Hightec Welding GmbH: *Schweisslexikon (WIG- Fibel)*, Mündersbach, 2002)

GSI Gesellschaft für Schweißtechnik International mbH: *SFI- Unterlagen*, DVS Verlag, 2006

DIN EN 26848: *Wolframelektroden für Wolfram-Schutzgasschweißen und für Plamaschneiden und -schweißen*, Deutsches Institut für Normung e. V., 1998

DIN ENV 1999-1-1 (Eurocode 9): *Bemessung und Konstruktion von Aluminiumbauten (Allgemeine Bemessungsregeln, Bemessungsregeln für Hochbauten)*, CEN, 2000

DIN EN 573-1: *Aluminium und Aluminiumlegierungen- chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeugen- Teil 1: Numerisches Bezeichnungssystem*, 2005

DIN EN 573-2: *Aluminium und Aluminiumlegierungen- chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeugen- Teil 2: Bezeichnungssystem mit chemischen Symbolen*, 1994

DIN EN 573-3: *Aluminium und Aluminiumlegierungen- chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeugen- Teil 3: chemische Zusammensetzung*, 2003

DIN EN 515: *Aluminium und Aluminiumlegierungen- Halbzeug- Bezeichnung der Werkstoffzustände*, 1993

DIN EN 485-1: *Aluminium und Aluminiumlegierungen- Bänder, Bleche und Platten- Teil 1: Technische Lieferbedingungen*, 2007

DIN EN 485-2: *Aluminium und Aluminiumlegierungen- Bänder, Bleche und Platten- Teil 2: Mechanische Eigenschaften*, 2006

DIN EN 755-1: *Aluminium und Aluminiumlegierungen- Stranggepresste Stangen, Rohre und Profile- Teil 1: Technische Lieferbedingungen*, 2006

DIN EN 755-2: *Aluminium und Aluminiumlegierungen- Stranggepresste Stangen, Rohre und Profile- Teil 2: Mechanische Eigenschaften*, 2006

DIN EN ISO 6507-1: *Metallische Werkstoffe- Härteprüfung nach Vickers- Teil 1: Prüfverfahren*, 2006

DIN EN 1043-1: *Härteprüfung- Teil 1: Härteprüfung für Lichtbogenschweißverbindungen*, 1996

DIN EN 1043-2: *Härteprüfung- Teil 2: Mikrohärteprüfung an Schweißverbindungen*, 1996

DIN EN 10002-1: *Metallische Werkstoffe- Zugversuch- Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*, 2001

Internet:

ERL: *Erklärungen zur Streckenenergie*, <http://www.erl-gmbh.de/home/fachwissen/berechnungen/streckenenergie/erklaerungen.html>, 2002