

# Laserstrahlschweißen von hochfesten Aluminium-Lithium Legierungen

(Vom Institut für Werkstoffphysik und Werkstofftechnologie der Technischen Universität Hamburg-Harburg als Diplomarbeit angenommen)

J. Enz



# Laserstrahlschweißen von hochfesten Aluminium-Lithium Legierungen

(Vom Institut für Werkstoffphysik und Werkstofftechnologie der Technischen Universität Hamburg-Harburg als Diplomarbeit angenommen)

J. Enz

---

Die HZG Reporte werden kostenlos abgegeben.  
HZG Reports are available free of charge.

Anforderungen/Requests:

Helmholtz-Zentrum Geesthacht  
Zentrum für Material- und Küstenforschung GmbH  
Bibliothek/Library  
Max-Planck-Straße 1  
21502 Geesthacht  
Germany  
Tel.: +49 4152 87-1690  
Fax.: +49 4152 87-1717  
E-Mail: [bibliothek@hzg.de](mailto:bibliothek@hzg.de)

*Druck: HZG-Hausdruckerei*

Als Manuskript vervielfältigt.  
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor.

ISSN 2191-7833

Helmholtz-Zentrum Geesthacht  
Zentrum für Material- und Küstenforschung GmbH  
Max-Planck-Straße 1  
21502 Geesthacht

[www.hzg.de](http://www.hzg.de)

## Laserstrahlschweißen von hochfesten Aluminium-Lithium Legierungen

*(Vom Institut für Werkstoffphysik und Werkstofftechnologie der Technischen Universität Hamburg-Harburg als Diplomarbeit angenommen)*

Josephin Enz

*111 Seiten mit 69 Abbildungen und 28 Tabellen*

### Zusammenfassung

Die derzeitigen Entwicklungen im Flugzeugbau werden durch die allgemeine Forderung nach einer Steigerung der Wirtschaftlichkeit bestimmt. Das Laserstrahlschweißen ist dabei eines der vielversprechendsten Fügeverfahren für die Anwendung im Flugzeugbau durch das die Herstellungskosten deutlich reduziert werden können. Zudem kann durch die Verwendung von leichten und hochfesten Aluminium-Legierungen das Gewicht einer Flugzeugstruktur zusätzlich reduziert werden. Die vorliegende Arbeit befasst sich mit der Entwicklung eines Prozesses zum Laserstrahlschweißen einer Skin-Stringer-Verbindung aus den Aluminium-Lithium-Legierungen AA2196 (als Stringer-Werkstoff) und AA2198 (als Skin- und Stringer-Werkstoff). Unter Verwendung der statistischen Versuchsplanung wurden die optimalen Einstellungen der Schweißprozessparameter für die verschiedenen Werkstoffkombinationen ermittelt, die Anwendung beim Schweißen eines 5-Stringer-Paneels finden sollen. Hierzu wurden die Schweißnähte eingehend auf Unregelmäßigkeiten und Gefügebesonderheiten untersucht sowie verschiedenen mechanischen Prüfungen unterzogen, die die Qualität der Schweißverbindung bestimmen. Weiterhin wurde auch der Einfluss der Oxidschicht und der Nahtvorbereitung auf das Schweißergebnis untersucht.

## Laser Beam Welding of High Strength Aluminium-Lithium Alloys

### Abstract

The present development in aircraft industry determined by the demand for a higher cost-effectiveness. Laser beam welding is one of the most promising joining technologies for the application in the aircraft industry through the considerable reduction of the production costs. Furthermore the weight of an aircraft structure can be reduced by the use of light and high strength aluminium alloys. This paper deals with the development of a process for the laser beam welding of a skin-stringer-joint where the Al-Li-alloy AA2196 is used as stringer material and the Al-Li-alloy AA2198 is used as skin and stringer material. By the use of design of experiments the optimal welding process parameters for different material combinations were determined which will be used for the welding of a 5-stringer panel. Therefore the weld seams of the joints were tested for irregularities and microstructural characteristics. In addition several mechanical tests were performed, which define the quality of the welded joint. Furthermore the influence of the oxide layer and the welding preparation on the welding performance was investigated.

---

# Vorwort

Die vorliegende Arbeit wurde eingereicht als Teilleistung zur Erlangung des akademischen Grades der Diplom-Ingenieurin an der Technischen Universität Hamburg-Harburg (TUHH). Die Arbeit wurde in der Abteilung Fügen und Bewerten (WMF) am Institut für Werkstofforschung - Werkstoffmechanik des Helmholtz-Zentrums Geesthacht (HZG) in der Zeit von September 2011 bis Januar 2012 angefertigt.

An dieser Stelle möchte ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Norbert Huber und Herrn Dr.-Ing. Nikolai Kashaev für die Möglichkeit danken, meine Diplomarbeit am HZG schreiben zu können. Herrn Prof. Dr.-Ing. Joachim Albrecht danke ich für die Übernahme der Aufgabe als Zweitprüfer.

Für die Betreuung dieser Arbeit sowie die wertvollen Diskussionen und Anregungen möchte ich mich bei Herrn Stefan Riekehr sowie auch bei Herrn Dr.-Ing. Nikolai Kashaev bedanken. Weiterhin gilt mein Dank Herrn René Dinse für die tatkräftige Unterstützung am Schweißportal und bei der Probenpräparation, Frau Emma Morales und Frau Petra Fischer für Erstellung der metallographischen Schliffe, Herrn Peter Haack für die Erstellung der röntgenographischen Aufnahmen sowie Herrn Volker Ventzke für die Erstellung der rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen und die Durchführung der energie-dispersiven Röntgenspektroskopie-Analyse.

Schließlich möchte ich mich auch bei meiner Familie und meinen Freunden bedanken, die mich während meiner Diplomarbeit unterstützt haben.

# Kurzfassung

Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist die Untersuchung und Entwicklung eines Prozesses zum Laserstrahlschweißen von Skin-Stringer-Verbindungen einer Flugzeugrumpfstruktur aus den hochfesten Aluminium-Lithium-Legierungen AA2196 und AA2198.

Zunächst wird der Einfluss der Oxidschicht und der Schweißnahtvorbereitung untersucht. Dazu wird zum einen der Wasserstoff-Gehalt der verwendeten Legierungen bestimmt und zum anderen werden verschiedene Verfahren zum Abtrag der Oxidschicht getestet. Schließlich werden Schweißnähte aus den Werkstoffkombinationen AA2198-AA2198 und AA2198-AA2196 bei variierenden Schweißprozessparametern (Schweißleistung, Schweißgeschwindigkeit und Schweißdrahtzufuhr) erstellt und der Einfluss auf das Nahtaussehen und die Porosität der Schweißnaht untersucht und diskutiert. Durch die Methode der statistischen Versuchsplanung und Auswertung sowie durch die Entwicklung eines Modells zur Beschreibung der Zusammenhänge zwischen Eingangs- und Ausgangsgrößen wurden die optimalen Einstellungen der veränderlichen Schweißprozessparameter ermittelt.

Da die Schweißverbindungen im Flugzeugbau hohen Qualitätsanforderungen unterliegen und möglichst frei von Unregelmäßigkeiten, wie zum Beispiel Poren und Rissen, sein sollen, muss die Schweißnahtqualität überprüft werden. Dazu werden die Schweißnaht- und Gefügeausbildung bei den erstellten Verbindungen untersucht.

Die geschweißten Verbindungen sind im Flugzeug einer Vielzahl von Belastungen ausgesetzt. Um die mechanischen Eigenschaften der erstellten Schweißverbindung zu ermitteln, werden verschiedene Prüfungen vorgenommen, die unter anderem auch die realen Belastungen an der Verbindung simulieren.

Schließlich wird gezeigt, welche Werkstoffkombination, Schweißvorbereitung für die verwendeten Legierungen und Schweißprozessparameter zum Schweißen eines 5-Stringer-Paneels am geeignetesten sind.

# Inhaltsverzeichnis

<b>Vorwort</b>	<b>i</b>
<b>Kurzfassung</b>	<b>ii</b>
<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>vi</b>
<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>ix</b>
<b>Symbolverzeichnis</b>	<b>xi</b>
<b>1. Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1. Motivation . . . . .	1
1.2. Zielsetzung . . . . .	2
1.3. Vorgehensweise . . . . .	3
<b>2. Stand der Technik</b>	<b>4</b>
2.1. Flugzeugstruktur . . . . .	4
2.2. Aluminium-Legierungen im Flugzeugbau . . . . .	6
2.3. Laserstrahlschweißen im Flugzeugbau . . . . .	8
2.3.1. Laserstrahlschweißen von Skin-Stringer-Verbindungen . . . . .	8
2.3.2. Laserstrahlschweißen von Aluminium-Legierungen . . . . .	10
<b>3. Statistische Versuchsplanung</b>	<b>16</b>
<b>4. Experimentelle Versuche</b>	<b>23</b>
4.1. Schweißverbindung . . . . .	23
4.1.1. Werkstoffe der Schweißverbindung . . . . .	23
4.1.2. Gestaltung der Schweißverbindung . . . . .	23
4.2. Schweißprozess . . . . .	24
4.2.1. Schweißvorbereitung . . . . .	24
4.2.2. Spannvorrichtung . . . . .	25
4.2.3. Schweißvorrichtung . . . . .	26
4.2.4. Schweißreihenfolge . . . . .	30

4.3.	Chemische Charakterisierung . . . . .	30
4.3.1.	Wasserstoff-Analyse . . . . .	30
4.3.2.	Energiedispersive Röntgenspektroskopie . . . . .	31
4.4.	Optische Charakterisierung . . . . .	31
4.4.1.	Nahtausbildung . . . . .	31
4.4.2.	Metallographische Untersuchung . . . . .	32
4.4.3.	Röntgenuntersuchung . . . . .	33
4.5.	Mechanische Charakterisierung . . . . .	34
4.5.1.	Zugversuch . . . . .	34
4.5.2.	Pull-Out-Versuch . . . . .	35
4.5.3.	Hoop-Stress-Versuch . . . . .	36
4.5.4.	Mikrohärtemessung . . . . .	37
<b>5.</b>	<b>Ergebnisse</b>	<b>39</b>
5.1.	Vorversuchsreihe . . . . .	39
5.1.1.	Mechanische Kennwerte der verwendeten Legierungen . . . . .	39
5.1.2.	Wasserstoff-Gehalt der verwendeten Legierungen . . . . .	40
5.1.3.	Schweißvorbereitung . . . . .	42
5.1.4.	Schweißprozess . . . . .	42
5.2.	Hauptversuchsreihe . . . . .	44
5.2.1.	Nahtaussehen . . . . .	45
5.2.2.	Porosität der Schweißnaht . . . . .	46
5.2.3.	Schweißnaht- und Gefügeausbildung . . . . .	47
5.2.4.	Elementenverteilung in der Schweißnaht . . . . .	53
5.2.5.	Mechanische Kennwerte der Schweißverbindung . . . . .	57
5.2.6.	Verzug der Schweißverbindung . . . . .	65
<b>6.</b>	<b>Diskussion</b>	<b>66</b>
6.1.	Nahtaussehen . . . . .	66
6.2.	Porosität der Schweißnaht . . . . .	66
6.3.	Schweißnaht- und Gefügeausbildung . . . . .	69
6.4.	Elementenverteilung in der Schweißnaht . . . . .	70
6.5.	Mechanische Kennwerte der Schweißverbindung . . . . .	71
6.6.	Verzug der Schweißverbindung . . . . .	72
6.7.	Versteifungsgrad der Schweißverbindung . . . . .	73
6.8.	Statistische Auswertung . . . . .	74
<b>7.</b>	<b>Schlussfolgerungen</b>	<b>80</b>
<b>8.</b>	<b>Fehlerbetrachtung</b>	<b>82</b>

<b>9. Zusammenfassung</b>	<b>83</b>
<b>10. Ausblick</b>	<b>85</b>
<b>A. Anhang</b>	<b>86</b>
A.1. Verwendete Stringerformen . . . . .	86
A.2. Verwendete Abmessungen der Schweißverbindungen . . . . .	86
A.3. Verwendeter statistischer Versuchsplan . . . . .	88
A.4. Ergebnisse des Parameter-Screenings . . . . .	89
A.5. Auswertungsergebnisse der Hauptversuche . . . . .	90
<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>92</b>

# Abbildungsverzeichnis

1.1. Airbus A318 . . . . .	2
2.1. Bestandteile der Flugzeugstruktur . . . . .	4
2.2. Prüfungspyramide zur Bewertung neuer Füge- technologien und Werkstoffe im Flugzeugbau . . . . .	5
2.3. Schematische Darstellung der Eigenschaften in Abhängigkeit von Cu- und Li-Gehalt der Al-Cu-Li-Legierungen . . . . .	6
2.4. Aufbau der an feuchter Luft gebildeten natürlichen Oxidschicht bei Alu- minium . . . . .	8
2.5. Vergleich der beiden Skin-Stringer- Verbindungen . . . . .	9
2.6. Laserstrahlschweißen eines T-Stoßes . . . . .	10
2.7. Wasserstofflöslichkeit von Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur . . . . .	11
2.8. Zusammenhang zwischen den Legierungse- lementen Cu, Li, Mg, Si und der Heißrissanfälligkeit . . . . .	12
2.9. Grundformen des Erstarrens bei Alumi- nium in Abhängigkeit von der Men- ge des vorhandenen Korngrenzeutektikums . . . . .	14
2.10. Schematische Darstellung der ausgebildeten Zonen in der Schweißnaht . . . . .	14
3.1. Schematische Darstellung des statistischen Versuchsplans . . . . .	16
4.1. Schematische Darstellung der verwendeten Anpressrollen-Vorrichtung . . . . .	26
4.2. Verwendete Schweißvorrichtungen . . . . .	27
4.3. Schematische Darstellung der Schweiß- vorrichtung . . . . .	27
4.4. Intensitätsverteilungen beider Laser . . . . .	29
4.5. Strahlausbildung und Fokusslage beider Laser . . . . .	29
4.6. Schweißreihenfolge zum verzugsarmen Schweißen der fünf Stringer auf die Skin des Demonstrators . . . . .	30
4.7. Schematische Darstellung der Messanord- nung zur Bestimmung des Naht- flankenwinkels und Ausbildungen der Nahtflanken . . . . .	32
4.8. Verwendeter Versuchsaufbau für die Rönt- genuntersuchung . . . . .	33
4.9. Abmessungen der verwendeten Zugversuch- Proben . . . . .	34
4.10. Abmessungen der verwendeten Pull-Out- Proben . . . . .	35

4.11. Verwendete Zugvorrichtung für den Pull-Out-Versuch . . . . .	36
4.12. Abmessungen der verwendeten Hoop-Stress-Proben . . . . .	37
4.13. Schematische Darstellung der Härteprüfung nach Vickers . . . . .	38
5.1. Spannungs-Dehnungs-Diagramme für die Aluminium-Legierung AA2196 . .	39
5.2. Spannungs-Dehnungs-Diagramme für die Aluminium-Legierung AA2198 . .	40
5.3. Übersicht über die Wasserstoff-Gehalte der verwendeten Legierungen . . .	41
5.4. Beschaffenheit der Stringer-Oberflächen . . . . .	43
5.5. Stark überwölbte Schweißnaht mit Oberflächenporen bei E6-gebeizten Ober- flächen . . . . .	43
5.6. Beobachtete starke Porosität in den Schweißnähten . . . . .	44
5.7. Vergleich der eingestellten mit der tatsächlich gemessenen Schweißdraht- zufuhr . . . . .	44
5.8. Exemplarische Messung der Schweißdrahtzufuhr . . . . .	45
5.9. Purpurne Flammfärbung während des Laserstrahlschweißens der Legie- rungen AA2196 und AA2198 durch das Legierungselement Lithium . . . . .	45
5.10. Beispiel für eine unregelmäßige Schweißnaht mit starker Überwölbung und Schuppung . . . . .	46
5.11. Ergebnis einer Nahtflankenwinkelmessung mit großen Schwankungen . . . .	46
5.12. Arten der beobachteten Porositäten . . . . .	47
5.13. Grundgefüge der verwendeten Aluminium-Legierungen . . . . .	48
5.14. Gefügeausbildung in der WEZ der Verbindung <b>B</b> . . . . .	49
5.15. Gefügeausbildung in der Schweißnaht und der WEZ nahe der Schmelzlinie bei den Verbindungen <b>A</b> und <b>B</b> . . . . .	50
5.16. Gefüge in der Schweißnaht . . . . .	51
5.17. Ausscheidungen im Schweißnahtbereich . . . . .	51
5.18. Wiederaufschmelzlinien in der Schweißnaht . . . . .	51
5.19. Auftretende Einschnürung, Aufweitung und Überwölbung bei der Verbin- dung <b>B</b> . . . . .	52
5.20. Auftretende Phasentrennung und Entmischung bei den Verbindungen <b>A</b> und <b>B</b> . . . . .	52
5.21. Typische Schweißnahtformen der beiden Verbindungsarten . . . . .	52
5.22. Abhängigkeit des Silizium-Gehalts von den Schweißprozessparametern . .	54
5.23. Rechnerisch ermittelte Silizium-Gehalte für eine Auswahl der erstellten Verbindungen <b>A</b> und <b>B</b> . . . . .	55
5.24. Ergebnisse der EDX-Linien-Analyse in einer Schweißnaht der Verbindung <b>B</b>	56
5.25. Schematische Darstellung der Lage der EDX-Messungen in der Schweißnaht	57
5.26. Vergleich der Ergebnisse für den Pull-Out-Versuch für verschiedene Legie- rungen . . . . .	58

5.27. Beispiel für das lokale Aufreißen einer Pull-Out-Probe . . . . .	58
5.28. Überwiegende Versagensart bei den Pull-Out-Versuchen . . . . .	59
5.29. Spezielle Versagensart bei den Pull-Out-Versuchen . . . . .	59
5.30. Übersicht über eine Bruchfläche . . . . .	60
5.31. Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe zwischen dem Grundwerkstoff und einer geschweißten Verbindung aus dem gleichen Werkstoff . . . . .	61
5.32. Überwiegende Versagensart bei den Hoop-Stress-Versuchen . . . . .	61
5.33. Spezielle Versagensart bei den Hoop-Stress-Versuchen . . . . .	61
5.34. Farbkontur-Plot der Härte bei verschiedenen Werkstoffpaarungen . . . . .	63
5.35. Härteverlauf in der Schweißnahtmitte für verschiedene Werkstoffpaarungen . . . . .	64
5.36. Schematische Darstellung des beobachteten Verzugs . . . . .	65
6.1. Verhältnis zwischen Oxidschicht-Anteil und Gesamtmasse der verwendeten Aluminium-Halbzeuge . . . . .	67
6.2. Vergleich der Versteifungsgrade für verschiedene Werkstoffpaarungen und Querschnitte . . . . .	74
6.3. Konturplots für die entwickelten Modell der Schweißverbindung <b>A</b> . . . . .	77
6.4. Konturplots für die entwickelten Modell der Schweißverbindung <b>B</b> . . . . .	78
A.1. Schematische Darstellung der verwendeten Stringerformen für die Verbindungen <b>A</b> und <b>B</b> mit Abtrag im Fügebereich . . . . .	86
A.2. Abmessungen der erstellen Schweißverbindungen für den statistischen Versuchsplan . . . . .	86
A.3. Abmessungen der erstellen Schweißverbindungen für die Untersuchung des Verzugs bei breiten bzw. langen Skin-Blechen . . . . .	87
A.4. Abmessungen der erstellen Schweißverbindungen für den Demonstrator . . . . .	87

# Tabellenverzeichnis

3.1. Faktorieller Versuchsplan mit Zentralpunkt . . . . .	17
3.2. Mögliche Eingangsparameter für den statistischen Versuchsplan . . . . .	18
3.3. Mögliche Ausgangsparameter für den statistischen Versuchsplan . . . . .	18
3.4. Feste Parameter des Versuchsplanes für die Verbindung <b>A</b> und <b>B</b> . . . . .	19
3.5. Variable Parameter des Versuchsplans für die Verbindungen <b>A</b> . . . . .	19
3.6. Variable Parameter des Versuchsplanes für die Verbindungen <b>B</b> . . . . .	19
3.7. Kategorisierung des Porenratings . . . . .	21
3.8. Kategorisierung des Nahtaussehensratings . . . . .	21
4.1. Chemische Zusammensetzung der verwendeten Al-Li-Legierungen und des Zusatzwerkstoffs . . . . .	24
4.2. Verwendete Vorbereitungsmaßnahmen . . . . .	25
4.3. Wichtige Parameter beider Laser . . . . .	29
5.1. Ergebnisse der Zugversuche für die Aluminium-Legierungen AA2196 und AA2198 . . . . .	40
5.2. Gemittelte Wasserstoff-Gehalte . . . . .	41
5.3. Ergebnisse der EDX-Analyse in verschiedenen Bereichen der Schweißnaht . . . . .	57
5.4. Ergebnisse der Pull-Out-Versuche für die Verbindungen <b>A</b> und <b>B</b> . . . . .	59
5.5. Ergebnisse der Hoop-Stress-Versuche für die Verbindungen <b>B</b> . . . . .	60
5.6. Ergebnisse der Härtemessungen für verschiedene Werkstoffpaarungen . . . . .	63
5.7. Längsverzug bei Schweißverbindung <b>A</b> und <b>B</b> . . . . .	65
6.1. Versteifungsgrade für den Vergleich der Werkstoffpaarungen . . . . .	74
6.2. Effekte der Schweißprozessparameter und ihrer Wechselwirkungen . . . . .	75
6.3. Anteile der Variabilität durch Faktorunterschiede . . . . .	75
6.4. Signifikante Faktoren und ihre Irrtumswahrscheinlichkeit . . . . .	76
6.5. Optimierte Einstellungen der Schweißparameter . . . . .	79
A.1. Verwendeter faktorieller Versuchsplan mit Zentralpunkt . . . . .	88
A.2. Bezeichnung der Faktoren für den verwendeten Versuchsplan . . . . .	88

A.3. Ergebnisse des durchgeführten Parameter-Screenings bzw. der Literatur-Recherche . . . . .	89
A.4. Ergebnisse der Auswertung des Nahtaussehens der Skin-Stringer-Verbindung <b>A</b> und <b>B</b> . . . . .	90
A.5. Ergebnisse der Auswertung der Porosität der Skin-Stringer-Verbindung <b>A</b> und <b>B</b> . . . . .	91

# Symbolverzeichnis

$\alpha$	Einstrahlwinkel der Laser
$\bar{A}_{Dr}$	angepasst Fläche des Drahts
$\beta$	Einstrahlwinkel der Strahlquelle
$\Delta L_M$	Änderung der Prüflänge der Probe
$\delta$	Scannerwinkel bei der Nahtflankenwinkelmessung
$\epsilon$	technische Dehnung
$\eta_{SV}$	Wirkungsgrad der Schweißverbindung
$\gamma$	Einstrahlwinkel des Scanners bei der Nahtflankenwinkelmessung
$\omega$	Öffnungswinkel des Eindringkörpers bei der Härtemessung
$\phi$	Nahtflankenwinkel
$\sigma$	technische Spannung
$A_{Dr}$	Fläche des Drahts
$A_M$	Prüffläche der Probe
$A_{Sk}$	Fläche der Skin
$A_{St}$	Fläche des Stringers
$B$	Breite der Probe
$B_M$	Prüfbreite der Probe
$D$	Dicke der Probe bzw. des Blechs
$d_1, d_2$	Diagonalen des Härteeindrucks
$d_f$	Fokusbereich
$d_H$	Abstand der Härteeindrücke

$d_{OS}$	Dicke der Oxidschicht
$d_P$	Porendurchmesser
$E_S$	Streckenenergie beim Schweißen
$F_{HV}$	Prüfkraft bei der Härtemessung
$F_H$	Haltekraft
$F_Z$	Zugkraft
$g$	Schwerkraft
$H$	Kopfhöhe der Probe
$h_{NL}$	Nahtlage
$h_{SQ}$	Abstand der Strahlenquelle zum Werkstück
$HV$	Vickers-Härte
$I$	Intensität der Laser
$K$	Strahlpropagationsfaktor der Laser
$L_M$	Prüflänge der Probe
$L_t$	Gesamtlänge der Probe
$p_O$	Druck der oberen Anpressrollen
$P_S$	Schweißleistung bzw. Leistung der Laser
$p_S$	Druck der seitlichen Anpressrollen
$R^2$	Güte des Modells
$R_{adj}^2$	Effizienz des Modells
$R_{m,GW}$	Zugfestigkeit des Grundwerkstoffs
$R_{m,SV}$	Zugfestigkeit der Schweißverbindung
$R_t$	Radius am Übergang vom Prüfbereich zum Probenkopf
$S_d$	Stringerdicke
$S_t$	Stringerhöhe

$Si_{Dr}$	Silizium-Gehalt des Drahtes
$Si_{rechn,SN}$	rechnerischer Silizium-Gehalt der Schweißnaht
$Si_{Sk}$	Silizium-Gehalt der Skin
$Si_{St}$	Silizium-Gehalt des Stringers
$SPP$	Strahlparameterprodukt der Laser
$t_{SN}$	Einschweißtiefe
$v_D$	Schweißdrahtgeschwindigkeit
$v_{l,Sk}$	Längeverzug der Skin
$v_{l,St}$	Längsverzug des Stringers
$v_{q,Sk}$	Querverzug der Skin
$v_S$	Schweißgeschwindigkeit
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
EQZ	Zone gleichachsiger Körner (Equiaxed Grain Zone)
Ex	Orientierung in Extrusionsrichtung
L	longitudinale Orientierung zur Walzrichtung
NAR	Rating des Nahtaussehens
OR	Orientierung zur Walzrichtung
PMZ	partiell aufgeschmolzene Zone (Partially Melted Zone)
PR	Rating der Porosität
REM	Rasterelektronenmikroskop
SR	Schweißrichtung
T	transversale Orientierung zur Walzrichtung
WB	Wärmebehandlung
WEZ	Wärmeeinflusszone
WR	Walzrichtung



# 1. Einleitung

## 1.1. Motivation

Die derzeitigen Entwicklungen im zivilen Flugzeugbau werden im Wesentlichen durch die allgemeine Forderung nach einer höheren Wirtschaftlichkeit bestimmt, die sowohl von den Flugzeugherstellern als auch von den Airlines ausgeht. Die Flugzeugstruktur, auch Airframe genannt, bietet durch die Möglichkeit der Gewichtsreduzierung sowie der Senkung der Herstellungs- und Wartungskosten ein großes Einsparungspotenzial, wobei es zu keinen Einschränkungen am Anforderungsprofil der Struktur kommen soll [15]. Die Entwicklung innovativer, leichter und hochfester Werkstoffe für den Flugzeugbau kann zu einer besseren Verarbeitbarkeit, einem geringeren Gewicht, besseren mechanischen Eigenschaften und zu einer höheren Lebensdauer der Struktur führen. Zu den dominierenden Werkstoffen im Flugzeugbau gehören, trotz der zunehmenden Konkurrenz durch andere Werkstoffe, dabei immer noch die hochfesten Aluminium-Legierungen. Auch die Einführung neuer Fertigungstechnologien in den Flugzeugbau, wie zum Beispiel dem Laserstrahlschweißen, ermöglicht eine stärkere Prozessautomatisierung mit weniger Prozessschritten und höheren Prozessgeschwindigkeiten, einen geringeren Wartungsaufwand, einen niedrigeren Materialverbrauch sowie ein geringes resultierendes Strukturgewicht. Des Weiteren zeichnen sich laserstrahlgeschweißte Strukturen im Vergleich zu genieteten Strukturen durch eine hohe Betriebssicherheit und eine verbesserte Prüfbarkeit der Verbindungen aus. Die genieteten Strukturelemente in Differentialbauweise sollen dabei sukzessive durch laserstrahlgeschweißte Strukturelemente in Integralbauweise substituiert werden. Die Integralbauweise zeichnet sich dabei durch möglichst großflächige Elemente ohne vielzählige Einzelteile aus [7, 15, 16, 21].

Eigens für den Flugzeugbau entwickelte, leichte Aluminium-Lithium-Legierungen finden schon seit 1950 Anwendung in Flugzeugstrukturen. Nach einer fortwährenden Weiterentwicklung im Bezug auf die mechanischen Eigenschaften sowie die Korrosionseigenschaften und einem zunehmenden Einsatz dieser Legierungen wurde in den letzten Jahren die neuste und dritte Generation entwickelt, zu denen auch die Aluminium-Kupfer-Lithium-Legierungen AA2196 und AA2198 gehören. Diese beiden Legierungen sollen nach intensiven metallurgischen und mechanischen Untersuchungen sowie ersten

schweißtechnischen Untersuchungen (bisher auf der Prüfungsebene der Coupons und Elemente) in Zukunft vermehrt Anwendung im Flugzeugbau finden [10, 18].

Das Laserstrahlschweißen von Längsversteifungselementen, den sogenannten Stringern, auf das Außenhautblech, auch Skin genannt, einer Rumpfstruktur konnte den konventionellen Nietprozess im Flugzeugbau bereits ersetzen und befindet sich seit 2001 in der Serienfertigung. Das weltweit erste Flugzeug mit einer laserstrahlgeschweißten Rumpfstruktur ist der Airbus A318 (siehe Abbildung 1.1). Bei neueren Flugzeug-Modellen steigt die Anzahl laserstrahlgeschweißter Strukturelemente sowie die Länge der Laserschweißnähte kontinuierlich. In Zukunft kann das Laserstrahlschweißen auch in der Fertigung von anderen Flugzeugelementen Einzug erhalten [15].



Abbildung 1.1.: Airbus A318 [2]

## 1.2. Zielsetzung

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Untersuchung und Entwicklung eines Prozesses zum Laserstrahlschweißen einer Skin-Stringer-Verbindung aus den hochfesten Aluminium-Lithium-Legierungen AA2198 für die gewalzte Skin und AA2196 für die extrudierten Stringer. Die notwendigen Schweißversuche sollen an einem Laserschweißportal mit zwei  $3,5\text{kW}$ -CO<sub>2</sub>-Lasern durchgeführt werden, das in Kooperation mit AIRBUS Deutschland am HZG installiert wurde. Im Zentrum der Betrachtung steht dabei die Optimierung dieses Prozesses im Bezug auf das erzielte Schweißergebnis. Die maßgebenden Ziele dabei sind eine Reduzierung der Porosität und Heißrissigkeit der Schweißnaht, eine Reduzierung der Verformung des geschweißten Bauteile sowie eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung. Schließlich soll der gefundene optimierte Prozess beim Schweißen eines 5-Stringer-Paneels, welches als großformatiger Demonstrator einer Rumpfschalenstruktur dient, Anwendung finden. Der Demonstrator soll für weitere im Anschluss an diese Arbeit stattfindenden Untersuchungen zur Verfügung stehen, die den Sprung in die nächsthöhere Prüfungsebene der Sub-Komponenten darstellen sollen.

### 1.3. Vorgehensweise

Der Ausgangspunkt der vorliegenden Arbeit stellt eine ausführliche Literaturrecherche dar, die der Klärung des Stands der Forschung dient (siehe Kapitel 2).

Auf Grundlage der aus der Literaturrecherche gewonnenen Erkenntnisse über die Konfiguration der Skin-Stringer-Verbindung, die Eigenschaften beider zu verbindenden Aluminium-Lithium-Legierungen AA2196 und AA2198 und den Prozess des beidseitig gleichzeitigen Laserstrahlschweißens konnten erste Vorversuche entwickelt werden. Die Vorversuche dienen dabei im Wesentlichen zur Untersuchung des Einflusses der verschiedenen relevanten Schweißprozessparameter auf das resultierende Schweißergebnis.

Die gewonnenen Erkenntnisse aus den durchgeführten Vorversuchen wurden wiederum genutzt, um einen Plan der durchzuführenden Versuche zu entwickeln. Um die Anzahl der für die Ermittlung der optimalen Schweißprozessparameter notwendigen Versuche zu minimieren und eine effiziente Auswertung zu ermöglichen, wurde die Methode der statistischen Versuchsplanung angewendet (siehe Kapitel 3).

Die Durchführung der Schweißversuche an kleinformatischen Skin- und Stringerwerkstücken erfolgt anhand des entwickelten Versuchsplans. Mit Hilfe der Sichtprüfung sowie der röntgenographischen Untersuchung aller geschweißten Verbindungen konnten erste optimierte Schweißprozessparameter ermittelt werden. Die Verifizierung dieser Ergebnisse erfolgte mit Hilfe der Untersuchung der metallografischen Schiffe, der Härteprüfung und der mechanischen Prüfung der geschweißten Verbindung (siehe Kapitel 4) an ausgewählten Schweißverbindungen. Durch die Verwendung der statistischen Versuchsplanung können bei der Auswertung Effekte und Wechselwirkungen der Schweißprozessparameter auf das resultierende Schweißergebnis abgeleitet werden.

Nach der Ermittlung der optimierten Schweißprozessparameter für die kleinformatischen Werkstücke soll ein großformatiges Demonstrator-Skin-Paneel mit fünf Stringer geschweißt werden, welches für weitere, spätere Untersuchungen zur Verfügung stehen soll. Für diesen Zweck erfolgte die vollständige Auslegung des Laserschweißprozesses für den Demonstrator.

## 2. Stand der Technik

### 2.1. Flugzeugstruktur

Die Struktur eines Flugzeuges, die sich im Allgemeinen durch einen sehr hohen Leichtbaugrad auszeichnet, setzt sich aus mehreren verschiedenen Sektionen zusammen, deren zentrale Struktur der Rumpf ist. Mit ihr sind die meisten anderen Sektionen, wie zum Beispiel Flügel, Front und Heck verbunden. Die Rumpfschalensektionen selbst setzen sich jeweils aus mehreren Hautblechen, Stringern, Spanten und Clipsen zusammen, die eine formstabile und tragfähige Einheit bilden (siehe Abbildung 2.1). Infolge des hohen Leichtbaugrades der Flugzeugstruktur zeichnen sich diese Elemente durch ihre geringe Dickenabmessungen und ihre Vielgliedrigkeit aus, wobei auf eine möglichst gleichmäßige Materialausnutzung Wert gelegt wurde [21].

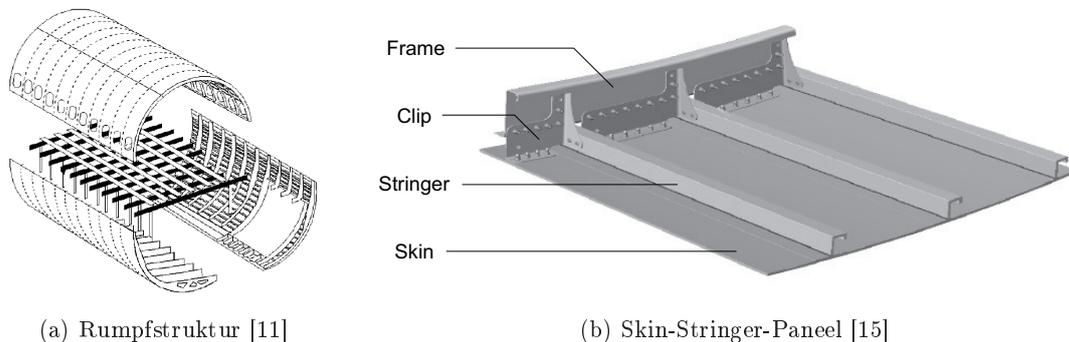


Abbildung 2.1.: Bestandteile der Flugzeugstruktur

Die äußere Hülle des Rumpfes stellt das Außenhautblech dar. Diese Haut wirkt als Membran, die den während eines Fluges entstehenden Druckunterschied inner- und außerhalb der Flugzeugkabine kompensiert. Des Weiteren nimmt sie die Belastungen, die durch das Eigengewicht des Flugzeuges sowie das Nutzlastgewicht entstehen, auf [11].

Die Längsversteifungen, die parallel zur Flugrichtung verlaufen, stellen kleine Winkelprofile dar. Sie sind auf der Innenseite des Außenhautbleches befestigt. Das Material des Stringers soll dabei in der Regel eine höhere Festigkeit als die Skin aufweisen, auf der er aufgebracht wird, um die Steifigkeit der Rumpfstruktur in Längsrichtung zu ermöglichen [14]. Sie dienen zum einem der Formgebung des Hautbleches und damit des

Flugzeugrumpfes und zum anderem der Aufnahme und Weiterleitung von Luft-, Massen- und Hautkräften, die auf die Außenhaut wirken. Die Belastungen stellen sich im Wesentlichen als Kräfte in Längsrichtung dar.

Die Querversteifungen, die senkrecht zur Flugrichtung verlaufen, stellen die größeren Winkelprofile dar, die auch Spante genannt werden. Sie erhöhen die radiale Steifigkeit der gesamten Rumpfstruktur und bestimmen damit auch die Form des Rumpfes [11].

Die Frames, auch Spante genannt, sind dabei indirekt über die sogenannten Clips mit der Skin und direkt mit den Stringern verbunden. Die Skin und die Stringer einer Rumpfschalensektion werden über geeignete Stoßleisten und Anschlüsse mit der Skin bzw. den Stringern einer benachbarten Sektion verbunden.

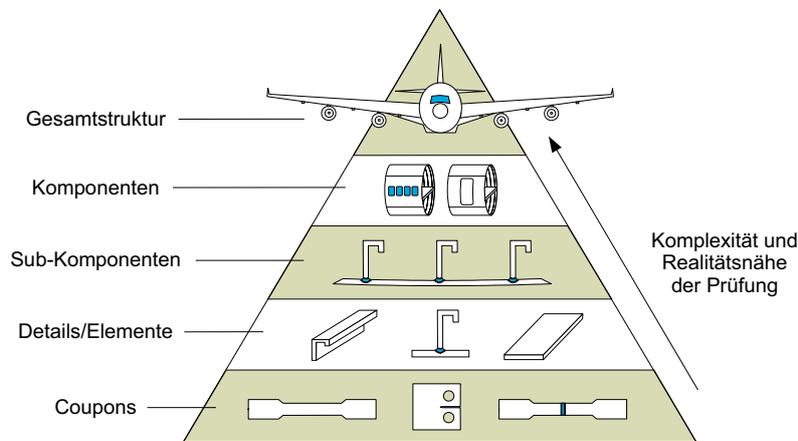


Abbildung 2.2.: Prüfungspyramide zur Bewertung neuer Füge-technologien und Werkstoffe im Flugzeugbau (nach [18])

Alle Elemente der Flugzeugstruktur, wie auch die Skin-Stringer-Verbindung, müssen vor der Einführung in die Serienfertigung die sogenannte Prüfungspyramide durchlaufen. Dabei werden auf der Coupon-Ebene zunächst viele Versuche zur Untersuchung der Materialeigenschaften durchgeführt. In der nächsthöheren Ebene der Details und Elemente werden vereinfachte Belastungen an den neuen Materialien, die über die neue Füge-technologie (mit für die Materialien optimierten Fügeparametern) miteinander verbunden wurden. Nach Absolvierung dieser Prüfung werden die Werkstücke in eine kleinformati-ge und schließlich auch großformatige Version der realen Anordnung gebracht und mit komplexeren und realitätsnäheren Belastungen beansprucht. Schließlich wird das neue Material und die neue Füge-technologie an einem realen Flugzeug getestet, was den letzten Schritt zur Qualifizierung für die Serienreife darstellt (siehe Abbildung 2.2) [18]. Mit zunehmender Größe und Komplexität der zu prüfenden Werkstücke steigt dabei der Aufwand sowie die Kosten der Prüfung.

## 2.2. Aluminium-Legierungen im Flugzeugbau

Aluminium-Legierungen finden aufgrund ihrer vergleichsweise geringen Dichte bei gleichzeitig guten mechanischen Eigenschaften in den verschiedenen Bereichen des Flugzeugbaus Anwendung. Das Legierungselement Lithium mit seiner geringen Dichte und seiner hohen Löslichkeit in Aluminium bietet dabei großes Potenzial zur Gewichtsreduzierung der Flugzeugstruktur. Bei einem Zusatz von 1% Lithium sinkt die Dichte der Aluminium-Legierung um ca. 3%. Weiterhin kann durch die Zugabe von Lithium im Vergleich zu anderen leicht löslichen Elementen der Elastizitätsmodul der Aluminium-Legierung deutlich angehoben werden (bis zu 6% pro Zugabe von 1% Lithium). Zudem lassen sich Aluminium-Legierungen die Lithium enthalten aushärten. Aus diesen Gründen hat es große Anstrengungen zur Weiterentwicklung von Aluminium-Lithium-Legierungen gegeben, mit dem Ziel die bereits im Flugzeugbau verwendeten Legierungen direkt durch neu entwickelte Legierungen zu ersetzen [23]. Zu den derzeit im Flugzeugbau gängigen und weit verbreiteten Aluminium-Legierungen gehören die Legierungen AA2090, AA2024, AA6013, AA6061 sowie AA8090.

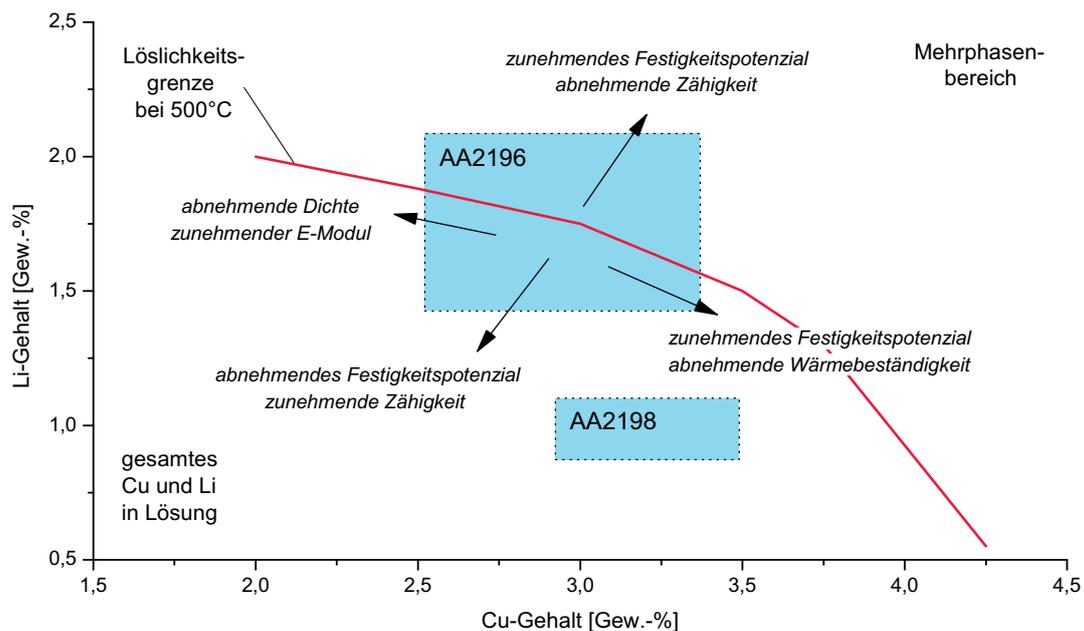


Abbildung 2.3.: Schematische Darstellung der Eigenschaften in Abhängigkeit von Cu- und Li-Gehalt der Al-Cu-Li-Legierungen (nach [29])

Zu den in den letzten Jahren entwickelten Aluminium-Lithium-Legierungen (der 3. Generation) gehören unter anderem die Aluminium-Kupfer-Lithium-Legierung AA2196 sowie AA2198, die nun vermehrt Anwendung im Flugzeugbau finden sollen und die im Flugzeugbau etablierten Aluminium-Legierungen, wie zum Beispiel AA2024 und AA6013,

ersetzen sollen. Gleichzeitig stehen sie in Konkurrenz mit anderen neu entwickelten Aluminium-Legierungen, wie zum Beispiel AA2139 und AA6156. Ihre durchschnittliche chemische Zusammensetzung kann der Tabelle 4.1 entnommen werden. Die Legierung AA2196 liegt vorwiegend als extrudiertes Halbzeug und die Legierung AA2198 liegt wiederum vorwiegend als Blech oder Platten vor. Diese Legierungen wurden bereits auf dem Coupon-Level der Prüfungspyramide getestet (siehe Abbildung 2.2) [18]. Um Eintritt in die Serienfertigung (Qualifizierung) zu bekommen, müssen alle Ebenen der Prüfungspyramide absolviert werden.

Die mechanischen Eigenschaften dieser beiden Aluminium-Legierungen hängen dabei im großen Maße vom Kupfer- und Lithium-Gehalt ab (siehe Abbildung 2.3). Die angegebene Löslichkeitsgrenze bei 500°C stellt die übliche Temperatur beim Lösungsglühen von Aluminium-Legierungen dar. Durch die Zugabe von Kupfer kommt es zur Bildung von festigkeitssteigernden Ausscheidungen (insbesondere die  $Al_2CuLi$ -Phase), die zu einem Anstieg der Zähigkeit führen. Die Zugabe von Lithium führt zu einem Anstieg der Festigkeit (die  $Al_3Li$ -Phase) und zu einer Reduzierung der Dichte der Legierung. Auch Magnesium wird zur Festigkeitssteigerung hinzugegeben. Die durch die Zugabe von Mangan gebildeten inkohärenten Dispersoide verbessern die Bruchzähigkeit und das Ermüdungsverhalten. Zink verbessert dagegen die Korrosionseigenschaften der Legierung [10].

Die Wärmebehandlung bei aushärtbaren Aluminium-Legierungen besteht im Wesentlichen aus dem Aushärten (Lösungsglühen, Abschrecken, Auslagern) und dem Weichglühen bei größeren Umformgraden sowie gegeben falls dem Entspannungsglühen. Sie dient zur gezielten Einstellung mechanischer Eigenschaften sowie bestimmter Gefügezustände der Legierung. Durch Lösungsglühen, Abschrecken und anschließendem Kaltverfestigen (Kaltwalzen) kann der Wärmebehandlungszustand T3 eingestellt werden. Erfolgt im Anschluss ein weiteres Warmauslagern kann der Wärmebehandlungszustand T8 eingestellt werden. Bei beiden Wärmebehandlungen werden die Festigkeitseigenschaften merklich verändert [21].

Alle Aluminium-Legierungen weisen eine natürliche Oxidschicht auf, die sich infolge der hohen Sauerstoffaffinität von blankem Aluminium an der Luft sehr schnell ausbildet. Höhere Temperaturen, wie sie bei der Lösungsglühbehandlung vorliegen, beschleunigen und verstärken das Wachstum der Oxidschicht. An trockener Luft wächst die Oxidschicht mit abnehmender Geschwindigkeit. Bei feuchter Luft wächst die Schicht dagegen anfänglich wesentlich schneller und wird dabei wesentlich dicker. Die Oxidschicht setzt sich aus einer schmalen Sperrschicht und einer Deckschicht, die eine gewisse Porosität aufweist, zusammen. Die Legierungselemente der Aluminium-Legierungen können dabei zur Bildung von Mischoxiden führen (siehe Abbildung 2.4). Zudem kann die Dicke der Oxid-

schicht je nach Legierung sowie auch über die Fläche variieren. So weist die Legierung AA2196 mit  $\approx 150\mu\text{m}$  eine wesentlich dickere Oxidschicht als die Legierung AA2198 mit  $\approx 50\mu\text{m}$  auf. Innerhalb dieser Randbereiche ist es dabei zu einer verstärkten Einlagerung von Wasserstoff sowie zu einer Auslagerung des Legierungselements Lithium gekommen [14, 21]. Zudem verstärkt das Legierungselement Lithium als unedelstes alle Elemente den Oxidationsprozess (Reduktionsmittel).

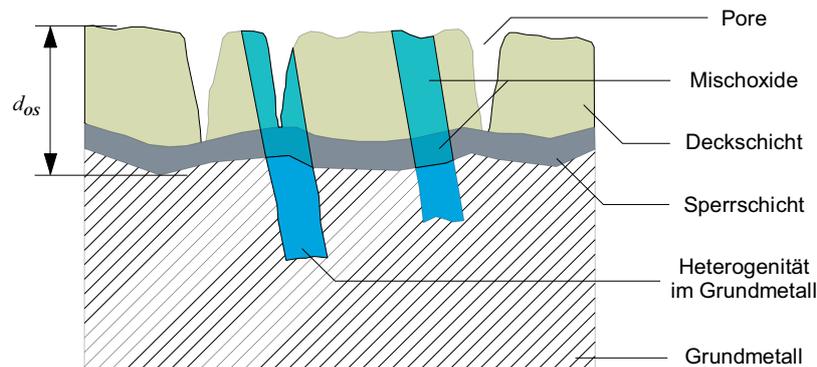


Abbildung 2.4.: Aufbau der an feuchter Luft gebildeten natürlichen Oxidschicht bei Aluminium (nach [21])

## 2.3. Laserstrahlschweißen im Flugzeugbau

### 2.3.1. Laserstrahlschweißen von Skin-Stringer-Verbindungen

Das Nieten als führende Füge­technik für Flugzeugstrukturen, wie der Rumpfschale, war über Jahrzehnte Stand der Technik im Flugzeugbau. Die Nachteile dieser differentiellen Bauweise sind dabei die hohe Anzahl der Prozessschritte durch die hohe Anzahl der benötigten Niete, der höhere Montageaufwand unter Anderem auch durch das Auftragen einer notwendigen Dichtmasse sowie die Erhöhung des Gewichtes durch Materialüberlappungen und die Verbindungselemente selbst. Diese Nachteile konnten durch die Einführung des Laserstrahlschweißens als Füge­technik für die Rumpfschalen überwunden werden, da sich die integrale Bauweise durch eine wesentlich kleinere Anzahl von Prozessschritten, eine schnellere Prozessgeschwindigkeit sowie eine deutliche Gewichtsreduzierung auszeichnet (siehe Abbildung 2.5). Seit dem Jahr 2001 hat das Laserstrahlschweißen von Skin-Stringer-Verbindungen Serienreife erlangt und findet seitdem zunehmend Anwendung in neueren Flugzeugmodellen als etablierte Füge­technik und ersetzt dabei nach und nach das Nieten. So steigt die Anzahl der laserstrahlgeschweißten Rumpfschalen kontinuierlich [22].

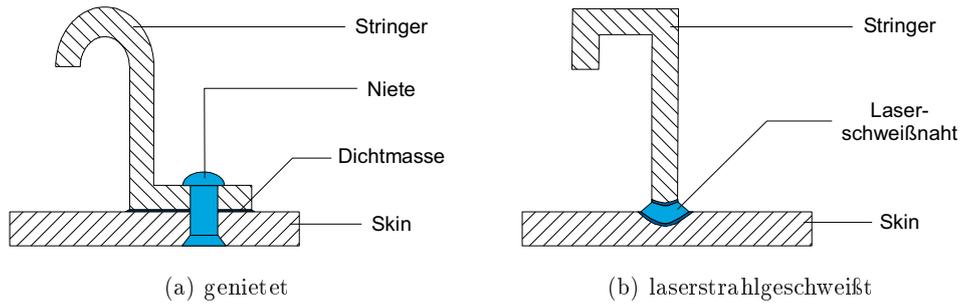


Abbildung 2.5.: Vergleich der beiden Skin-Stringer-Verbindungen (nach [15])

Bei dem im Flugzeugbau gängigen Laserschweißverfahren werden die Skin und der Stringer über einen T-Stoß durch beidseitiges gleichzeitiges Laserstrahlschweißen mit  $\text{CO}_2$ - oder Nd:YAG-Lasern miteinander verbunden, unter Verwendung eines für den zu schweißenden Werkstoff passenden Schweißzusatzdrahtes sowie einem Schutzgas, wobei es sich dabei um Helium, Argon oder Gemische aus beiden handeln kann [15]. Bei einem  $\text{CO}_2$ -Laser dient das Schutzgas neben der Abschirmung der Schmelze vor Sauerstoff und Stickstoff auch der Unterdrückung der Plasmabildung über der Schweißnaht. Aufgrund der relativ großen Tiefenwirkung des Laserstrahls und der schmalen Schweißnaht wird in der Regel das Tiefschweißen mit sehr hohen Leistungsdichten verwendet. Der Laserstrahl schmilzt den Werkstoff örtlich begrenzt auf und verdampft ihn, wodurch sich ein tiefes, schmales, dampfgefülltes Loch bildet, welches auch Dampfkapillare oder Keyhole genannt wird. Im Falle des beidseitig gleichzeitigen Schweißens verbinden sich die beiden Kapillare, bei geeigneter Neigung der Laser, zu einer gemeinsamen durchgängigen und stabilen Kapillare. Der resultierende Dampfdruck auf die Schmelze verhindert das Schließen der Dampfkapillare. An den Wänden der Kapillare wird der Laserstrahl mehrfach reflektiert, wobei die Schmelze den Laserstrahl absorbiert. Beim Schweißen mit  $\text{CO}_2$ -Lasern absorbiert auch der Dampf in der Kapillare die Energie des Laserstrahls, der teilweise ionisiert, wobei laserinduziertes Plasma entsteht. In beiden Fällen wird Energie ins Werkstück transportiert. Die gebildete Schmelze erstarrt im Bezug auf die Schweißrichtung auf der Rückseite der Dampfkapillare zu einer schmalen, tiefen und gleichmäßigen Schweißnaht, wobei das Schweißnahtgefüge bzw. die Erstarrungsmorphologie abhängig von der Schweißgeschwindigkeit ist (siehe Abbildung 2.6) [4, 6]. Die für das Tiefschweißen verwendeten Schweißparameter müssen dabei auf den zu schweißenden Werkstoff und das gewünschte Schweißergebnis abgestimmt sein. Das gleichzeitige Laserstrahlschweißen von beiden Seiten ermöglicht zum einen eine Reduzierung des Verzugs sowie eine symmetrische Nahtausbildung und zum anderen eine günstige Aufmischung der Schweißzone mit dem Schweißzusatzwerkstoff. Bei der Wahl der Einstrahlwinkel und der Leistungen der beiden Laser muss darauf geachtet werden, dass es nicht zu einer Durchschweißung der Skin kommt, da dieser Fall im Flugzeugbau aus ästhetischen, aerodynamischen und

wirtschaftlichen Gründen vermieden wird. Zudem müssen die Laser genau symmetrisch zueinander angeordnet und eingestellt sein, um die Stabilität des Keyholes während des Schweißens zu gewährleisten. Die Schweißnahtvorbereitung besteht dabei in der Regel aus einer Reinigung der Werkstückoberflächen, einer Fertigung von Fügeflächen mit hohen Toleranzanforderungen und einer guten Werkstückeinspannung. Die hohen Schweißgeschwindigkeiten und der kleine Fügebereich führen zu einer Minimierung des Wärmeeintrags, so dass Winkel- und Querverzüge vernachlässigbar klein werden. Bei größeren Bauteilen mit mehreren Schweißungen, wie einem Rumpfschalenelement, kann es teilweise notwendig werden, einen Schweißfolgeplan festzulegen, um ein verzugsarmes Bauteil zu gewährleisten. Dabei sollen insbesondere der Quer- und der Winkelverzug sowie auch Eigenspannungen des Skinblechs minimiert werden. Lediglich der Längsverzug kann bei längeren Schweißnähten auftreten [9].

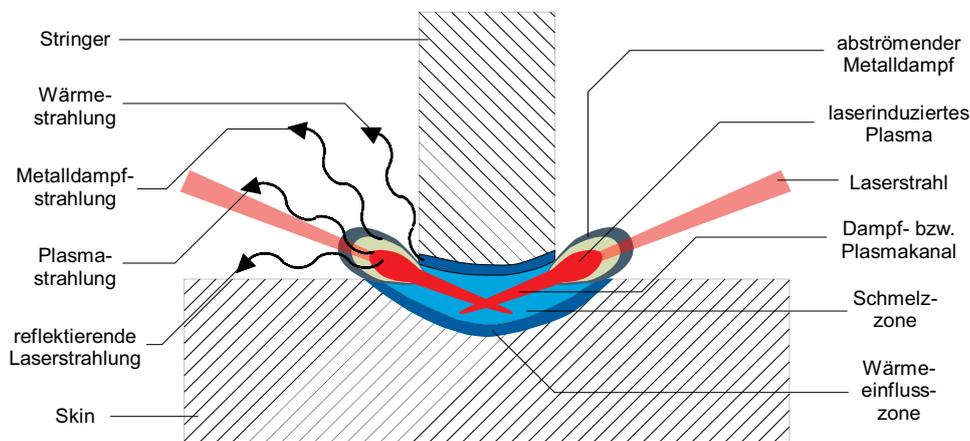


Abbildung 2.6.: Laserstrahlschweißen eines T-Stoßes (nach [5])

Die wesentlichen Vorteile des Laserstrahlschweißens und insbesondere des Laserstrahl-tiefschweißens sind also die hohe Prozessgeschwindigkeit, die Möglichkeit von schmalen, tiefen und präzisen Schweißnähten mit einer hohen Reproduzierbarkeit, der geringe thermische Einfluss und damit die schmale Wärmeeinflusszone (WEZ) sowie der geringe Verzug der geschweißten Skin und Stringer.

### 2.3.2. Laserstrahlschweißen von Aluminium-Legierungen

Aluminium-Legierungen können, wie die meisten im schmelzflüssigen Zustand gewonnenen Metalle, grundsätzlich laserstrahlschweißt werden. Unterschiede in der Schweißbarkeit der Legierungen ergeben sich insbesondere aus dem Gehalt an Legierungsbestandteilen und den Legierungsphasen, die durch die Schweißwärme unerwünschte Veränderungen, einen irreversiblen Festigkeitsabfall, Porenbildung oder Schweißrissigkeit verur-

sachen können und damit die praktische Anwendung einschränken. Zudem reagiert der Laserschweißprozess bei Aluminium-Legierungen sehr empfindlich auf Änderungen der Prozessparameter [13].

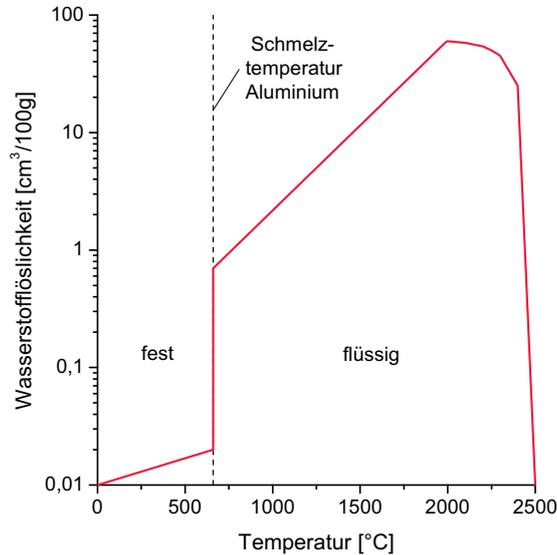


Abbildung 2.7.: Wasserstofflöslichkeit von Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur (nach [12])

Ein Problem stellt beim Laserstrahlschweißen von Aluminium-Legierungen auftretende Porosität dar, deren Ursache im Wesentlichen durch die Eigenschaften von Aluminium begründet ist und im Allgemeinen nur schwer zu vermeiden ist. Die Mehrheit der Poren, die beim Laserstrahlschweißen von Aluminium entsteht, entsteht durch Wasserstoff, der bei der Erstarrung der Schmelze ausgeschieden wird. Diese Wasserstoffporosität zeichnet sich überwiegend durch eine Anhäufung der kugelförmigen Poren an den Schweißnähten aus [12]. Während des Übergangs von flüssiger zu fester Phase ändert sich die Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminium sprunghaft. Die Schmelze kann dabei 20 mal mehr Wasserstoff lösen als die feste Phase (siehe Abbildung 2.7). Das heißt, dass es an der Erstarrungsfront bei der Kristallisation der Schmelze zu einem Wasserstoffüberschuss kommt, der sich als Gasblase ausscheidet. Diese Gasblase kann infolge der hohen Erstarrungsgeschwindigkeit der Aluminium-Legierungen, die aus der niedrigen Schmelztemperatur und der hohen Wärmeleitfähigkeit von Aluminium-Legierungen sowie der hohen Schweißgeschwindigkeit beim Laserstrahlschweißen resultiert, infolge der nachfließenden Schmelze nicht aus der Schmelze entweichen. Eine Quelle für diesen Wasserstoff stellen Oberflächenverschmutzungen und Feuchtigkeit dar, aber auch die natürliche Oxidschicht des Aluminiums ist eine Wasserstoffquelle. Aus diesem Grund müssen die Oberflächen in einem besondere Maße gereinigt und von der Oxidschicht befreit werden. Dies kann auf

mechanische oder auch auf chemische Weise erfolgen. Die mechanischen Eigenschaften einer Schweißverbindung können durch vermehrt auftretende Poren negativ beeinflusst werden. Eine Porosität von 0,25% hat dabei praktisch keinen Rückgang der statische Festigkeit zur Folge. Ein nennenswerter Festigkeitsabfall ergibt sich im Allgemeinen erst ab einer Porosität von über 0,5%. Die dynamische Festigkeit wird bei einer feinverteilten Porosität und Poren mit einem Durchmesser von  $\leq 0,2\text{mm}$  ebenfalls praktisch nicht beeinflusst, da die Poren globular sind. Mit einem zunehmenden Durchmesser der Poren wird auch in zunehmendem Maße die dynamische Festigkeit der Schweißverbindung beeinflusst. Auch die Verteilung der Poren spielt eine wichtige Rolle. Dabei sind einzelne verstreute Poren oder Porennester von geringer Bedeutung als zeilenförmig angeordnete sehr kleine Poren [21].

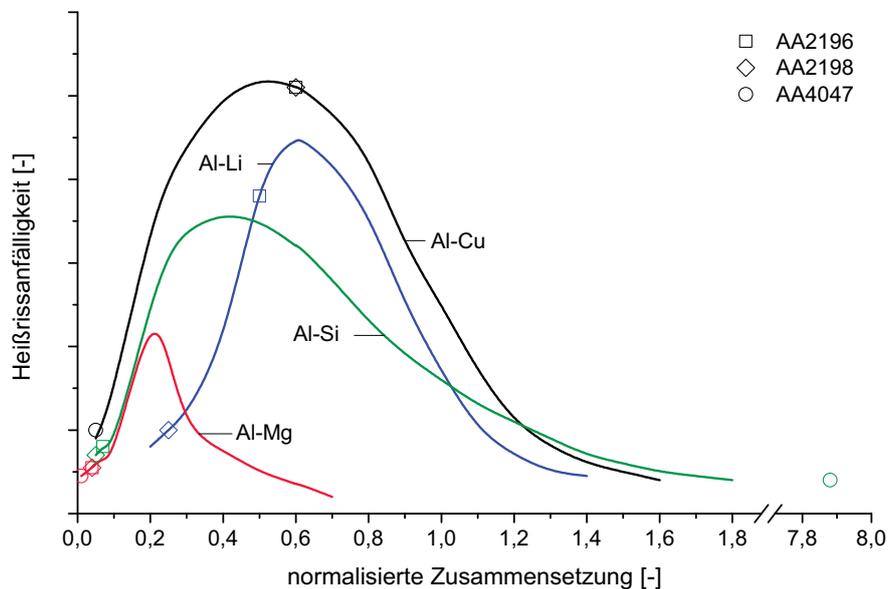


Abbildung 2.8.: Zusammenhang zwischen den Legierungselementen Cu, Li, Mg, Si und der Heißrissanfälligkeit (bei binären Aluminium-Systemen)[16]

Ein weiteres Problem beim Laserstrahlschweißen von Aluminium-Legierungen stellt deren Erstarrungsintervall dar, der zu einer erhöhten Heißrissanfälligkeit dieser Legierungen führt. Dabei sind die aushärtbaren Legierungen durch die Bildung von niedrigschmelzenden Korngrenzeneutektika besonders anfällig für Heißrisse beim Laserstrahlschweißen. Aus diesem Grund müssen derartige Legierungen immer mit einem hochlegierten Zusatzwerkstoff geschweißt werden, der nicht nur im Hinblick auf die Fließeigenschaften der Schmelze während des Schweißens und die resultierende Festigkeit der Schweißnaht ausgewählt werden muss, sondern auch die Heißrissanfälligkeit des Schweißgutes herabsetzen soll. Dies kann zum Beispiel durch einen bestimmten Gehalt der Legierungselemente Ma-

gnesium und Silizium erreicht werden. Die Elemente Kupfer und Lithium können dagegen bei einem bestimmten Gehalt in der Aluminium-Legierung die Heißrissanfälligkeit stark heraufsetzen (siehe Abbildung 2.8). Aus den in Abbildung 2.8 gezeigten Kurven ergibt sich die maximale Heißrissanfälligkeit bei 3% Cu, 2,5% Li, 3% Mg und 0,8% Si [16]. Die Kupfer- und Lithium-Gehalte der Aluminium-Legierungen AA2196 und AA2198 liegen dabei sehr nahe an diesen Werten. Durch den Zusatzwerkstoff, der in der Regel definierte Magnesium und Silizium-Gehalte aufweist, kann daher in der Schmelze der Gehalt des Korngrenzeutektikums und damit die Rissneigung beeinflusst werden. Das Korngrenzeutektikum ist dabei die Phase aus zwei oder mehreren Legierungsbestandteilen, die den niedrigsten Schmelzpunkt hat und zwischen den bereits erstarrten Körnern noch flüssig ist. Durch das Schrumpfen während der Erstarrung kommt es zu einer Veränderung der Lage der bereits erstarrten Körner. Die dabei entstandenen Verschiebungen müssen durch Verformung oder Nachfließen des noch flüssigen Aluminiums mit geringerem Verformungswiderstand ausgeglichen werden. Während dieses Vorganges können Werkstofftrennungen auftreten, die bei einem ausreichenden Korngrenzeutektikum sofort wieder geschlossen werden können. Es besteht jedoch die Gefahr der Bildung von Korngrenzenlunkern (siehe Abbildung 2.9c). Ist nicht genügend Korngrenzeutektikum vorhanden, bleiben feinste Fehlstellen im erstarrten Gefüge zurück, die sich beim weiteren Erkalten und Schrumpfen zu erkennbaren Schweißrissen aneinanderreihen können (siehe Abbildung 2.9b). Im Vergleich zu Aluminium-Legierungen tritt bei reinem Aluminium, welches über kein Eutektikum verfügt, keine Rissbildung auf. Jedoch kann es bei ungünstigen Erstarrungsbedingungen zur Bildung von Mikrolunkern kommen (siehe Abbildung 2.9a). Bei der Einspannung der Aluminium-Werkstücke ist darauf zu achten, dass eine ausreichende Wärmeableitung sowie eine Ausdehnung der Werkstücke gewährleistet ist, um die Rissgefahr bei diesen Aluminium-Legierungen zu minimieren. Weiterhin existiert eine kritische Schweißgeschwindigkeit, die für jede Legierung spezifisch ist und oberhalb der die Heißrissigkeit der Aluminium-Legierung zunimmt. Daher ist insbesondere bei Schweißverfahren mit hohen Schweißgeschwindigkeiten, wie dem Laserstrahlschweißen, bei denen die Schmelze besonders schnell erstarrt, die Wahl des richtigen Zusatzwerkstoffes von großer Bedeutung [3, 16, 21].

Die Prozessparameter des Laserstrahlschweißens müssen genau auf den zu fügenden Werkstoff angepasst werden, um ein optimales Schweißergebnis zu erzielen. Dabei können die unterschiedlichen Legierungselemente in den Aluminium-Legierungen, die überwiegend im Flugzeugbau Anwendung finden, den Schweißprozess und das daraus resultierende Schweißergebnis beeinflussen. Die Legierungselemente einer Aluminium-Legierung beeinflussen die Energie des Lasers, die notwendig ist, um das Tiefschweißen zu ermöglichen sowie die Stabilität des Keyholes beim Tiefschweißen. Auch der Zustand der Oberfläche kann einen Einfluss auf die Absorption der Laserstrahlenergie und damit auf die

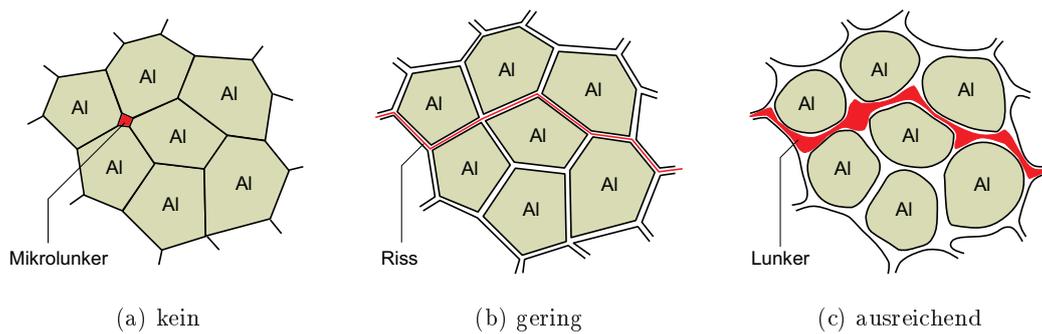


Abbildung 2.9.: Grundformen des Erstarrens bei Aluminium in Abhängigkeit von der Menge des vorhandenen Korngrenzeutektikums [21]

Tiefschweißwirkung der beiden Laserstrahlen haben. So beeinflussen leichtflüchtige Legierungselemente, die eine niedrigere Verdampfungstemperatur als Aluminium aufweisen, wie zum Beispiel Magnesium, Lithium und Mangan die Einschweißtiefe, die Schwellleistung und die Schweißnahtbreite [3]. Die Schmelze von Aluminium-Legierungen weist in der Regel eine niedrige Viskosität auf. Auch das verwendete Schutzgas kann die Ausbildung der Schweißnaht beeinflussen.

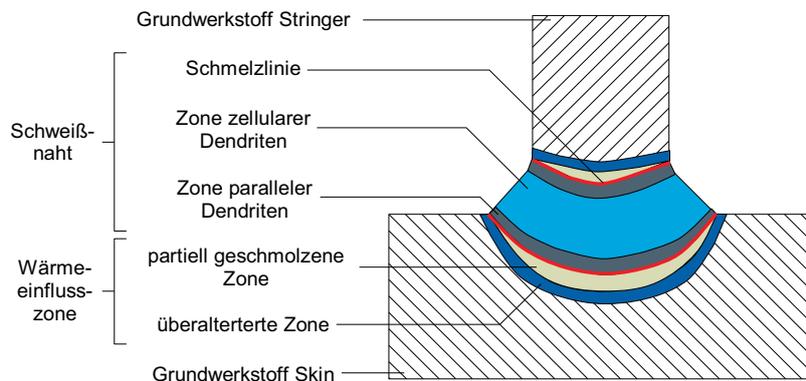


Abbildung 2.10.: Schematische Darstellung der ausgebildeten Zonen in der Schweißnaht (nach [31])

Eine typische Laserschweißnaht bei Aluminium-Legierungen besteht im Wesentlichen aus zwei ausgeprägten Regionen, die unterteilt werden in die Schmelzzone, in der das Schmelzen und Erstarren stattfindet, und die WEZ, in der die Mikrostruktur des der Schmelze umgebenden Grundwerkstoffes durch den Wärmeeinfluss beim Schweißen verändert wird. Die Mikrostruktur bzw. die Erstarrungsmorphologie und die Verteilung der gelösten Elemente hängt von den Wechselbeziehung zwischen Temperaturgradient, Erstarrungsrate und Diffusion ab. So ergeben Schweißprozesse mit hohen Energiedich-

ten, wie beim Laserstrahlschweißen, eine feine Schweißnahtmikrostruktur. Wie bereits erwähnt, kann es am Ende der Erstarrungsprozesses zur Bildung von Eutektika in der Schweißzone kommen. Zwischen der Schmelzlinie und der eigentlichen WEZ befindet sich die schmale, partiell aufgeschmolzene Zone, die auch Partially Melted Zone (PMZ) genannt wird, in der Temperaturen zwischen der eutektischen Temperatur und der Schmelztemperatur liegen. In dieser Zone kommt es zum Aufschmelzen der eutektischen Phase, die häufig an den Korngrenzen vorliegt und eine niedrige Schmelztemperatur aufweist. Die Mikrostruktur der WEZ wird dagegen im Wesentlichen durch Festphasenreaktionen bestimmt, die in der Region erhöhter Temperatur stattfinden. Zudem kann es zu einer Veränderung der festigkeitssteigernden Ausscheidungen und zum Wachstum der Körner in der WEZ kommen [16]. Infolge des Schweißprozesses resultiert bei aushärtbaren Aluminium-Legierungen eine niedrigere Zugfestigkeit und Duktilität, die aus zurückgehenden Ausscheidungseffekten bei stark erhöhten Temperaturen (Überalterung) resultieren und nicht ohne eine komplette Lösungsglühung wieder in den Ausgangszustand zurückversetzt werden können. Der Wirkungsgrad der Schweißverbindung  $\eta_{SV}$  kann dabei als das Verhältnis der Festigkeit der Schweißnaht  $R_{m,SV}$  zur Festigkeit des Grundwerkstoffes  $R_{m,GW}$  angegeben werden (siehe Gleichung 2.1).

$$\eta_{SV} = \frac{R_{m,SV}}{R_{m,GW}} = 50..80\% \quad (2.1)$$

### 3. Statistische Versuchsplanung

Die Grundlage der in dieser Arbeit durchgeführten experimentellen Versuche und der anschließenden Optimierung des Schweißprozesses stellt die Methode der statistischen Versuchsplanung dar. Durch diese Methode können die Abhängigkeiten der festen und veränderlichen Eingangsgrößen (die Schweißvorbereitung, die Schweißprozessparameter u.a.) zu den Ausgangsgrößen (die Eigenschaften der Verbindung) ermittelt werden (siehe Abbildung 3.1a). Im Anschluss können durch eine statistische Auswertung sowie durch die Entwicklung eines Modells zur Beschreibung der Zusammenhänge zwischen Eingangs- und Ausgangsgrößen die optimalen Einstellungen der veränderlichen Parameter ermittelt werden. Zudem dient diese Methode im Hinblick auf die zuvor gesetzten Ziele der Reduzierung der durchzuführenden experimentellen Versuche und damit der Minimierung des Prüfungs- und Kostenaufwandes. Aus diesem Grund findet die statistische Versuchsplanung auch in der industriellen Praxis zunehmend Anwendung [27].

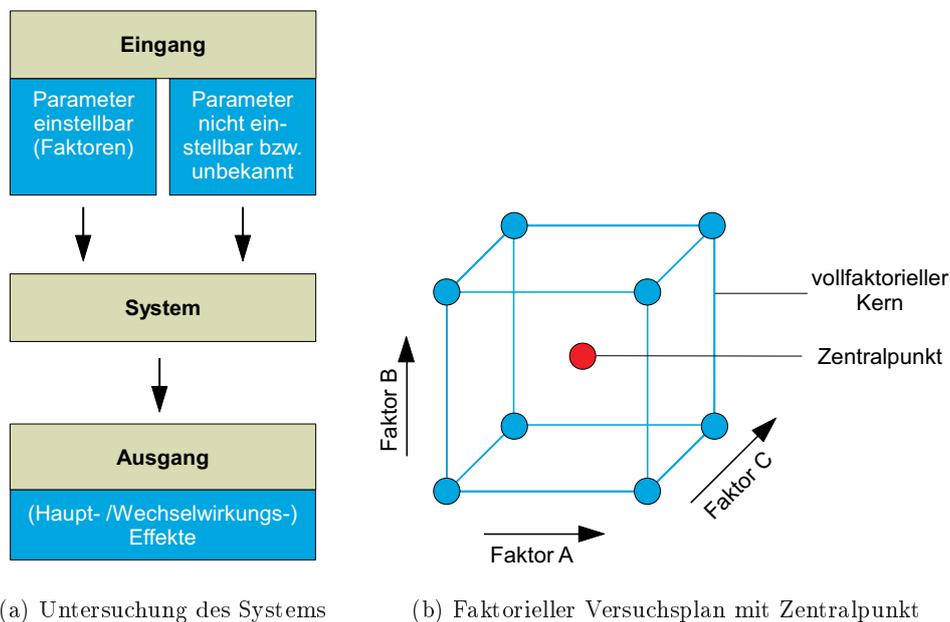


Abbildung 3.1.: Schematische Darstellung des statistischen Versuchsplans

Als Prüfdesign wurde dabei der faktorielle Versuchsplan mit Zentralpunkt gewählt (siehe Abbildung 3.1b und Tabelle 3.1), um lineare Abhängigkeiten zwischen den verschiedenen Einflussgrößen zu erkennen. Die Punkte des faktoriellen Kerns befinden sich im normierten Abstand  $\pm 1$  zum Zentrum 0. Der zusätzliche Zentralpunkt dient dem Vergleich zwischen den in den experimentellen Versuchen ermittelten Ausgangsgrößen und den rechnerischen Ausgangsgrößen, die über das entwickelte Modell bestimmt wurden.

Versuchs- plan	Versuchs- nr.	Faktor A	Faktor B	Faktor C	Ausgang
Kern	1	-	-	-	$y_1$
	2	+	-	-	$y_2$
	3	-	+	-	$y_3$
	4	+	+	-	$y_4$
	5	-	-	+	$y_5$
	6	+	-	+	$y_6$
	7	-	+	+	$y_7$
	8	+	+	+	$y_8$
Zentrum	9	0	0	0	$y_9$

Tabelle 3.1.: Faktorieller Versuchsplan mit Zentralpunkt

Zur Festlegung der relevanten Eingangs- und Ausgangsgrößen wurde ein umfassendes Parameter-Screening mit Hilfe einer Literatur-Recherche sowie ersten Vorversuchen durchgeführt (siehe Tabelle A.3). Bei der Literatur-Recherche wurden dabei Schweißprozessparameter herausgesucht, die zum Laserstrahlschweißen vergleichbarer Aluminium-Legierungen sowie derselben Verbindungsart verwendet wurden. Diese ermittelten Parameter wurden dann in den ersten Vorversuchen überprüft. Dabei wurden relevante Parameter von nicht für das Schweißergebnis relevanten Parametern getrennt sowie die Größenordnung der Parameter und deren Einfluss auf das Schweißergebnis ermittelt. Hierzu wurden Blindschweißungen sowie Schweißungen von T-Stößen erstellt. Auch der Einfluss des Oberflächenzustandes sowie der Werkstoffkombinationen aus beiden Aluminium-Legierungen wurde in den Vorversuchen untersucht. Die möglichen Ein- und Ausgangsparameter, die möglichen Einstellungsstufen und die Relevanz dieser Parameter für die in dieser Arbeit durchzuführenden Versuche sind in den Tabellen 3.2 und 3.3 zusammengefasst. Die Einschätzung der Relevanz der möglichen Ein- und Ausgangsparameter wurde anhand der zur Verfügung stehenden Möglichkeiten (vorhandene Geräte und Materialien, Einstellungsmöglichkeiten) sowie anhand des möglichen Einflusses des Parameters auf das Schweißergebnis (beste Einstellung schon bekannt) vorgenommen. Dabei entspricht die Bewertung ++ der höchsten Relevanz und -- der niedrigsten Relevanz.

Parameter	Stufen	Relevanz
Laserart	2	- -
Laserleistung	$\geq 2$	++
Fokuslage	$\approx 3$	+
Nahtlage	$\geq 2$	+
Einstellwinkel Laser	$\geq 2$	- -
Versatz Laser	3	- -
Schweißgeschwindigkeit	$\geq 2$	++
Schweißdraht	$\approx 2$	+
Schweißdraht durchmesser	$\approx 3$	+
Schweißdrahtzufuhr	$\geq 2$	++
Einstellwinkel Draht	2	- -
Schutzgas	3	+
Schutzgaszufuhr	$\geq 2$	+
Einstellwinkel Gas	3	0
Schweißvorbereitung	3	+
Heftstrategie	$\geq 2$	- -
Materialstärke	$\geq 2$	0
Wärmebehandlung Material	$\geq 2$	0

Tabelle 3.2.: Mögliche Eingangsparameter für den statistischen Versuchsplan

Parameter	Relevanz
Nahtaussehen	+
Nahtflankenwinkel	+
Einschweißtiefe	+
Porosität	++
Rissigkeit	++
Mikrostruktur	++
Zug	++
Hoop-Stress	++
Pull-Out	++
Härte	++
Ermüdung	0
Verzug	0

Tabelle 3.3.: Mögliche Ausgangsparameter für den statistischen Versuchsplan

Parameter	Verbindung		
	A	B	BE
Material Skin		AA2198	
Materialstärke Skin	5mm	5mm	3,2mm
Wärmebehandlung Skin	T3	T3	T8
Schweißvorbereitung Skin		geschliffen	
Material Stringer	AA2918	AA2196	AA2196
Materialstärke Stringer	1,9mm	2,7mm	2,7mm
Wärmebehandlung Stringer	T3	T8	T8
Schweißvorbereitung Stringer		gefräst	
Fokuslage		0	
Nahtlage	0,25mm	0,27mm	0,27mm
Anpressrollendruck	1,6bar	1,8bar	1,8bar
Laserart		CO <sub>2</sub>	
Einstrahlwinkel Laser		22°	
Schweißzusatzdraht		AA4047	
Heftstrategie		25mm	
Heftleistung		1330W	
Heftgeschwindigkeit		12,55m/min	
Schutzgasart		Helium	
Schutzgaszufuhr		35l/min	

Tabelle 3.4.: Feste Parameter des Versuchsplanes für die Verbindung **A** und **B**

Stufe	Schweißleistung [kW]	Schweißgeschwindigkeit [m/min]	Schweißdrahtzufuhr [m/min]
-	1,48	3,80	7,00
+	1,72	6,20	9,00
0	1,60	5,00	8,00

Tabelle 3.5.: Variable Parameter des Versuchsplans für die Verbindungen **A**

Stufe	Schweißleistung [kW]	Schweißgeschwindigkeit [m/min]	Schweißdrahtzufuhr [m/min]
-	1,80	5,00	6,0
+	2,00	6,00	8,0
0	1,90	5,50	7,0

Tabelle 3.6.: Variable Parameter des Versuchsplanes für die Verbindungen **B**

Schließlich wurde mit den gewonnenen Daten ein Versuchsplan für die experimentellen Versuche aufgestellt (siehe Tabelle A.1). Dabei wurde ein für die jeweilige Werkstoffpaarung der Skin-Stringer-Verbindung AA2198-AA2196 (**A**) und AA2198-AA2198 (**B**) angepasster Versuchsplan entwickelt. Die Durchführung der einzelnen Versuche erfolgte randomisiert, wobei nur einzelne Versuchspunkte wiederholt wurden. Dadurch können zufällige Fehler kompensiert und durch Trends verursachte Verfälschungen der Ergebnisse vermieden werden. Die Wiederholung nur einzelner Versuchspunkte reduziert den Prüfungsaufwand, wobei gleichzeitig die Wiederholgenauigkeit dieser Ergebnisse überprüft wird. Dabei wird die Homoskedastizität der Residuen, das heißt die Gleichheit der Standardabweichungen bei allen Versuchen, der Ergebnisse vorausgesetzt [1].

Als Eingangsgrößen bzw. Faktoren wurden die Schweißleistung, die Schweißgeschwindigkeit sowie die Schweißdrahtzufuhr gewählt, die übrigen Parameter, wie zum Beispiel die Naht- und Fokuslage, der Einstrahlwinkel der beiden Laser, der Zusatzwerkstoff und das Schweißschutzgas wurden dagegen während der gesamten Versuche konstant gehalten. Die variablen Faktoren werden auf die für den Versuchsplan notwendigen zwei Stufen  $-1$  und  $+1$  normiert. Der zusätzliche Zentralpunkt  $0$  stellt das arithmetische Mittel der jeweiligen Faktorstufe dar. Die Wahl der Schweißprozessparameter Schweißleistung und Schweißgeschwindigkeit erfolgte dabei nach der resultierenden Streckenenergie  $E_S$ , die sich als Quotient aus Schweißleistung  $P_S$  und Schweißgeschwindigkeit  $v_S$  ergibt (siehe Gleichung 3.1). Es wurde versucht Streckenenergien von  $180 - 240 J/cm$  zu erreichen, um einen ausreichenden Unterschied zwischen den einzelnen Stufen zu erhalten und um die Ergebnisse voneinander sowie von auftretenden Schwankungen unterscheidbar zu machen.

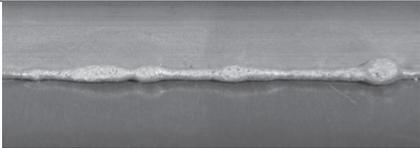
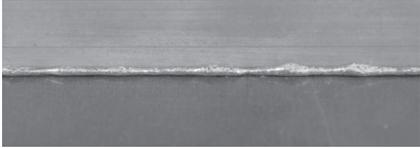
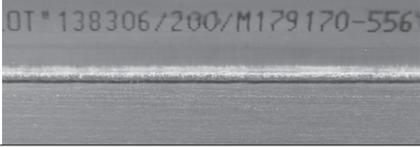
$$E_S = \frac{P_S}{v_S} \quad (3.1)$$

Als Ausgangsgröße wurden die Schweißnahtausbildung, die Porosität der Schweißnaht und der Nahtflankenwinkel der Schweißnaht gewählt. Die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht und die Gefügeausbildung wurden aufgrund des größeren Arbeitsaufwands nur an ausgewählten und repräsentativen Schweißnähten untersucht. Aufgrund der Vielfältigkeit der einzelnen Ausgangsgrößen wurde ein für jede Größe spezifisches Bewertungssystem (Rating) entwickelt. Die Ratingstufen laufen dabei von  $1$  (schlechteste Wertung) bis  $5$  (beste Wertung). Das Rating für die Bewertung der Porosität soll auf Grundlage der in Tabelle 3.7 aufgestellten Einstufung anhand von Röntgenaufnahmen erfolgen. Bei diesem Bewertungssystem werden die Porengröße, der Abstand der Poren zueinander, die Porenverteilung sowie die Lage der Poren in der Schweißnaht berücksichtigt. Dabei wirken sich Porenzeilen und Porennester negativ auf die Bewertung aus. Auch das Rating für die Bewertung des Nahtaussehens soll auf Grundlage der in Tabelle 3.8 aufgestellten Einstufung erfolgen. Bei diesem Bewertungssystem werden wiederum die

Rating PR	Beispiel	Bemerkung
1		<ul style="list-style-type: none"> <li>• sehr große und tiefe Poren</li> <li>• vermehrt Porenanhäufungen</li> <li>• ausgeprägte Porenzeilen</li> </ul>
	⇕	
3		<ul style="list-style-type: none"> <li>• mittelgroße und flache Poren</li> <li>• wenige Poren</li> <li>• gleichmäßige Porenverteilung</li> </ul>
	⇕	
5		<ul style="list-style-type: none"> <li>• nahezu keine Poren</li> </ul>

1 =schlechteste Wertung, 5 =beste Wertung

Tabelle 3.7.: Kategorisierung des Porenratings

Rating NAR	Beispiel	Bemerkung
1		<ul style="list-style-type: none"> <li>• sehr ungleichmäßige Naht</li> <li>• vermehrt Oberflächenporen</li> <li>• starke Nahtüberwölbung</li> </ul>
	⇕	
3		<ul style="list-style-type: none"> <li>• leicht ungleichmäßige Naht</li> <li>• wenige Oberflächenporen</li> <li>• geringe Nahtüberwölbung</li> </ul>
	⇕	
5		<ul style="list-style-type: none"> <li>• ebene und gleichmäßige Naht</li> <li>• nahezu keine Oberflächenporen</li> </ul>

1 =schlechteste Wertung, 5 =beste Wertung

Tabelle 3.8.: Kategorisierung des Nahtaussehensratings

Breite der Schweißnaht, die Nahtschuppigkeit, die Nahtüberwölbung, die Gleichmäßigkeit und Symmetrie der Nähte berücksichtigt. Möglicherweise vorhandene Oberflächenporen wirken sich dabei negativ auf das Rating aus. Bei der Bewertung des Nahtflankenwinkels, der geometrisch bedingt zwischen  $0^\circ$  und  $90^\circ$  liegen kann, ist ein Winkel von  $45^\circ$  optimal und ein Winkel zwischen  $20^\circ$  und  $80^\circ$  akzeptabel. Da es sich hierbei um eine direkt messbare Größe handelt wurde kein Bewertungssystem verwendet.

Die statistische Auswertung der ermittelten Ergebnisse erfolgt mit Hilfe der Fisher Varianzanalyse. Das Ziel dieser Varianzanalyse ist dabei die Mittelwerte in verschiedenen Gruppen auf signifikante Unterschiede zu vergleichen. Die in den Daten vorhandene Variation wird in zwei Teile aufgeteilt: die Faktoreffekte und das sogenannte Rauschen. Dabei ist es möglich diese beiden Gruppen durch einen Vergleich die Nullhypothese gegen eine Alternativhypothese zu testen, so dass es möglich ist, signifikante Effekte der Faktoren gegen Faktoren ohne Effekt zu unterscheiden [27].

## 4. Experimentelle Versuche

### 4.1. Schweißverbindung

#### 4.1.1. Werkstoffe der Schweißverbindung

Bei den verwendeten Werkstoffen handelt es sich um die beiden Aluminium-Legierungen AA2196 und AA2198 für den Stringer und für die Skin sowie um die Aluminium-Legierung AA4047 als Schweißzusatzwerkstoff, der sich durch seinen hohen Gehalt an Silizium und niedrigen Gehalt an Magnesium laut Werkstoff-Hersteller sehr gut zum Schweißen derartiger Werkstoff eignet. Dabei soll die Entstehung von Heißrissen durch den Silizium-Gehalt verringert werden. Die chemischen Zusammensetzung laut Hersteller ist der Tabelle 4.1 zu entnehmen.

#### 4.1.2. Gestaltung der Schweißverbindung

Die für den Versuchsplan notwendigen Schweißverbindungen werden auf einer Skin mit einer Länge von  $355\text{mm}$  und einer Breite von  $100\text{mm}$  sowie mit Stringern der Länge  $450\text{mm}$  angefertigt (siehe Abbildung A.2). Für die Anfertigung der Proben für den Hoop-Stress-Versuch sowie die Untersuchung des Effektes der Skinblech-Breite und -Länge auf das Verzugverhalten wurde eine andere Probenform mit einem  $220\text{mm}$  breiten und  $490\text{mm}$  langen Skinblech sowie eine Stringerlänge von  $450\text{mm}$  gewählt. Der Stringer soll dabei zum Schweißen mittig positioniert werden (siehe Abbildung A.3). Zum Schweißen des großformatigen Demonstrators wurden eine Skingröße von  $740\text{mm}$  Länge und  $1250\text{mm}$  Breite gewählt. Die Stringer haben dabei eine Länge von  $1500\text{mm}$  und werden mit einem Abstand von  $150\text{mm}$  zueinander gleichmäßig auf dem Skinblech verteilt (siehe Abbildung A.4). Das Übermaß der Stringerlänge im Vergleich zum Skinblech ist durch das Nachlaufen der Spannvorrichtung begründet (siehe Kapitel 4.2.2). Die Auslaufbleche, durch die eine durchgehende Schweißnaht ohne Start- und Stopp-Stellen ermöglicht wird, sowie die überragenden Stringer werden am Ende abgesägt, um eine glatte Kante zu erhalten. Die Stringer werden im T-Stoß im rechten Winkel zur Skin geschweißt (siehe Abbildung 2.6). Bedingt durch die zur Verfügung stehenden Halbzeugen aus den verwendeten Legierungen werden zwei verschiedene Stringerformen verwendet (siehe Abbildung A.1).

Element [%]	Legierung		
	AA2196	AA2198	AA4047
Si	0,12	0,08	11,0-13,0
Fe	0,15	0,1	0,8
Cu	2,5-3,3	2,9-3,5	0,3
Mn	0,35	0,5	0,15
Mg	0,25-0,8	0,25-0,8	0,1
Cr	-	0,05	-
Zn	0,35	0,35	0,2
Ti	0,1	0,1	-
Ag	0,25-0,6	0,1-0,5	-
Li	1,4-2,1	0,8-1,1	-
Zr	0,04-0,18	0,04-0,18	-
Al	Rest	Rest	Rest

Tabelle 4.1.: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Al-Li-Legierungen und des Zusatzwerkstoffs [28]

## 4.2. Schweißprozess

### 4.2.1. Schweißvorbereitung

Die zu fügenden Werkstücke wurden vor dem Schweißen einer Vorbereitung unterzogen, um den negativen Einfluss von Verunreinigungen und Unebenheiten auf der Werkstückoberfläche sowie der negative Einfluss von Randbereichen, in denen das Lithium herausdiffundiert und der Wasserstoff hineindiffundiert ist, auf das Schweißergebnis zu minimieren.

Das E6-Beizen (nach DIN 17611:2000) ist ein Standardverfahren zum chemischen Aluminiumabtrag an der Oberfläche. Das dabei verwendete Beizmittel besteht aus einer Natronlauge, die mit verschiedenen Additiven versetzt ist. Die Werkstücke werden bei einer Temperatur zwischen 50° und 65° für 10 bis 25 Minuten gebeizt [8].

Die Tabelle 4.2 zeigt die ideale, vom Werkstoffhersteller ALCAN empfohlene Schweißvorbereitung für die Aluminiumlegierungen AA2198 und AA2196. Die Schritte 2 bis 6 sind ausschließlich für den Stringer aus AA2196 gedacht.

Das Beizen mit Natronlauge ( $NaOH$ ) dient im Wesentlichen dem Dünnen der natürlichen Oxidhaut der Aluminium-Legierung. Das Neutralisieren dient wiederum der Entfernung des beim Beizen der kupferhaltigen Aluminium-Legierung zurückgebliebenen schwarzen Belags auf der Oberfläche durch die Neutralisierung mit Salpetersäure ( $NHO_3$ ). Bei Silizium-Gehalten über 0,8% bleibt ein grauer Belag auf der Oberfläche zurück, der nicht durch die Salpetersäure entfernt werden kann. Die Oberfläche erhält durch diese Behandlung eine gleichmäßig mattweiße bzw. seidengänzende Oberfläche. Da üblicherweise nur

Schritt	Maßnahme
1	Fräsen und/oder Schleifen mit einem Abtrag von $50\mu m$ für AA2198 und $150\mu m$ für AA2196
2	Entfetten und Reinigen mit Aceton
3	alkalisches Beizen mit $NaOH$ bei $50^\circ C$
4	Spülen mit kaltem fließenden $H_2O$
5	Neutralisieren mit $NHO_3$ bei $20^\circ C$
6	Spülen mit kaltem fließendem $H_2O$
7	Trocknen mittels Warmluft

Tabelle 4.2.: Verwendete Vorbereitungsmaßnahmen

sehr dünne Schichten annähernd gleichmäßig abgetragen werden können, können selbst geringfügige Oberflächenverletzungen nicht ausgeglichen werden [21].

Nach dem Entfernen der Oxidschicht wächst diese unmittelbar wieder nach. Daher handelt es sich im eigentlichen Sinne um ein gleichmäßiges Dünnen der Oxidschicht.

Die vorbereiteten Werkstücke werden bis zum Schweißen in einem Vakuumschrank aufbewahrt, um den Einfluss der Umgebungsluft und der darin enthaltenen Feuchtigkeit auf die Werkstückoberfläche zu minimieren. Unmittelbar vor dem Schweißen werden alle Oberflächen der Skin und des Stringers mit Iso-Propanol und Ethanol gereinigt.

#### 4.2.2. Spannvorrichtung

Die Einspannung der Skin und des Stringers erfolgt innerhalb des Schweißportals und direkt unterhalb der Laserbearbeitungskopfes auf einem mittig ausgerichteten Werkstückauflagetisch.

Die Skin wurde über eine flächige Vakuumanaugvorrichtung, sowie zusätzliche, seitliche Fixierklemmen, die auf dem Werkstückauflagetisch montiert wurden, eben fixiert, wodurch eine horizontale Verschiebung der Skin sowie eine Wölbung der Skin infolge von Verzug während des Schweißprozesses weitestgehend verhindert wird. Je nach Größe des zu schweißenden Werkstücks wurden entweder eine oder mehrere Vakuumanaugvorrichtungen gleichzeitig verwendet.

Die Stringer wurden über eine mit dem Laserbearbeitungskopf in Schweißrichtung mitlaufende, pneumatische Rollenspanntechnik auf der Skin fixiert. Die horizontale Verschiebung des jeweiligen Stringers während des Schweißprozesses wurde über mehrere über die Stringerlänge verteilte, seitliche Anpressrollen mit einem Anpressdruck von  $p_S$  verhindert. Auf der einen Seite des Stringers befinden sich dabei die Rollen, die ein festes Widerlager darstellen. Die Anpressrollen auf der gegenüberliegenden Seite dagegen stellen ein flexibles Gegenlager dar, so dass auch bei Änderungen der Stringerbreite über die

Länge des Stringers eine sichere Fixierung gewährleistet ist. Die zwei oberen Anpressrollen gewährleisten durch den zur Verfügung stehenden lokalen Anpressdruck  $p_O$  den für das Laserstrahlschweißen notwendigen kleinen Fügespalt und verhindern auch gleichzeitig eine vertikale Verschiebung des Stringers. Der Anpressdruck der oberen Rollen ist dabei von der nominellen Stringerdicke abhängig und beträgt in den durchgeführten Versuchen  $p_O = 1,8 \text{ bar}$ . Durch die Anordnung der Anpressrollen ist nur eine Ausrichtung der Stringers auf der Skin möglich.

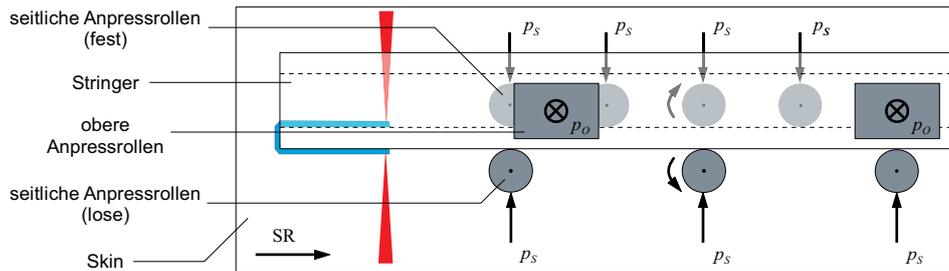


Abbildung 4.1.: Schematische Darstellung der verwendeten Anpressrollen-Vorrichtung

Bei der Einspannung der Skin und des Stringers wurde darauf jeweils geachtet, dass vergleichsweise große Ausdehnungen in Längsrichtung infolge des Wärmeeintrags und der hohen Wärmeleitfähigkeit während des Schweißprozesses und eine ausreichende Wärmeableitung möglich sind, um die Rissgefahr durch eine Ausdehnungsbehinderung zu minimieren. Diese Maßnahmen minimieren den Verzug der beiden Werkstücke und gewährleisten gleichzeitig, dass der für das Laserstrahlschweißen notwendige kleine Fügespalt zwischen Skin und Stringer während des ganzen Schweißprozesses vorhanden ist. Ferner wurde die Einspannvorrichtung so gewählt, dass die Bewegung des Laserbearbeitungskopfs in Schweißrichtung nicht behindert wird.

### 4.2.3. Schweißvorrichtung

Das Schweißen der Skin-Stringer-Verbindung erfolgt mit Hilfe eines Schweißportales (siehe Abbildung 4.2a). Das Portal dient der Führung des Laserbearbeitungskopfes (siehe Abbildung 4.2b). Dabei sind translatorische Bewegungen in horizontaler und in vertikaler Richtung möglich, wobei ein vergleichsweise großer dreidimensionaler Bearbeitungsraum zur Verfügung steht. Der Laserbearbeitungskopf ist mit den beiden zum Schweißen verwendeten  $\text{CO}_2$ -Lasern DC 035 der Firma Rofin verbunden, die sich auf der Oberseite des Portals befinden. Die Laser haben eine maximale Leistung von jeweils  $3,5 \text{ kW}$ . Des Weiteren befinden sich an dem Bearbeitungskopf die beiden Drahtspulen und Drahtführungen, die beiden gasführenden Leitungen, die Schweißrauchabsaugung sowie die gesamte Messtechnik. Der Laserbearbeitungskopf ermöglicht eine genaue räumliche Ausrichtung der

beiden Laserstrahlen, die zur reproduzierbaren Einstellung des Einstrahlwinkels und der Lage des Laserfokus notwendig ist.

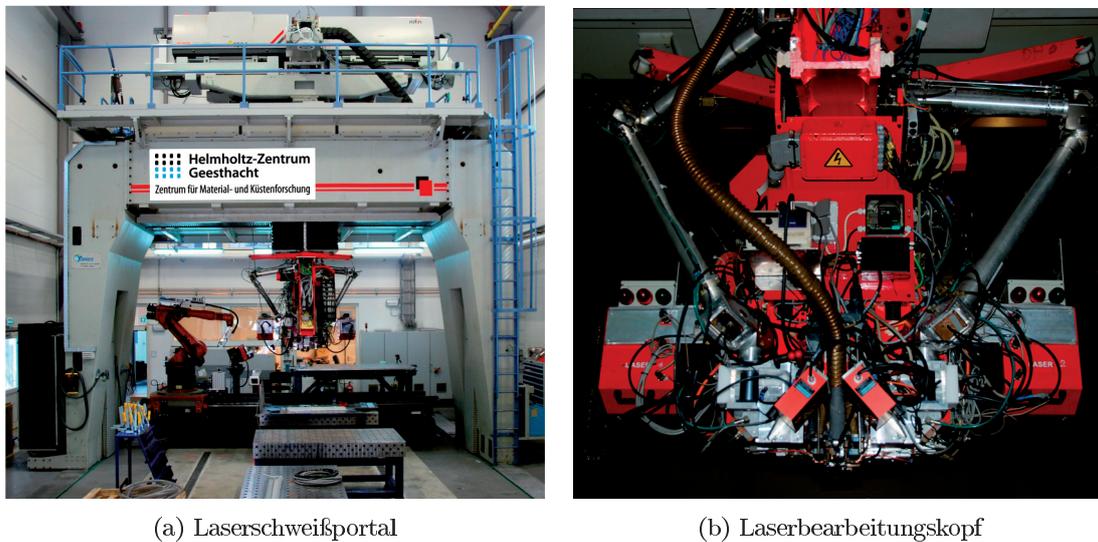


Abbildung 4.2.: Verwendete Schweißvorrichtungen

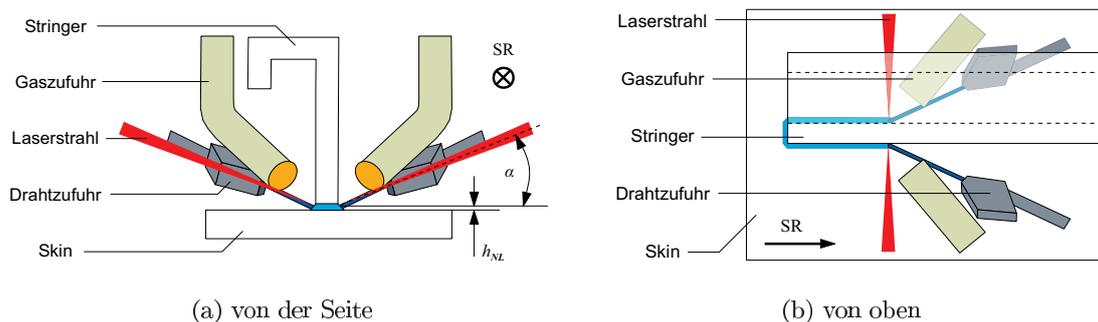


Abbildung 4.3.: Schematische Darstellung der Schweißvorrichtung

Die Steuerung und Kontrolle der während des Schweißens durchgeführten mit der Schweißung mitlaufenden Messungen erfolgt in einem von der Laserhalle separierten Steuerstand mit direktem Sichtkontakt zur Laserhalle und zum Schweißportal. Die während des Schweißens durchgeführten Messungen umfassen die Ermittlung der tatsächlichen Drahtzufuhr, die Messung der Laserleistungen und die Messung der Nahtflankenwinkel jeweils auf beiden Seiten. Auch die zum Schweißen gewünschte Bewegung des Laserkopfes erfolgt über die Terminals des Steuerstandes. Dabei werden die Positionierung des Laserbearbeitungskopfes und damit der beiden Laser bzw. Laserfokusse, die Bewegungsrichtung, die Heftparameter (Heftleistung, Heftgeschwindigkeit und Heftmodus), die Schweißparameter (Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit und Drahtzufuhr) und die Gaszufuhr eingestellt. Die Einrichtung sowie Kontrolle der Laserausrichtung erfolgt an

dem Werkstück durch den Operator. Dazu werden anstatt der für das Schweißen verwendeten Laser zwei Positionierungslaser angeschaltet, die dieselbe Ausrichtung haben wie die eigentlichen Laser. Die Positionierung der Laser erfolgt anhand der Stringerbreite am Anfang des Fügebereichs, die zuvor gemessen wurde. Während des Schweißens kommt es zu einer Anpassung der vertikalen Lage des Fokuspunktes bei Änderung der Stringerbreite über die Länge des Stringers durch einen in Schweißrichtung mitlaufenden induktiven Taster (taktile Sensor), der in der Kehle von Skin und Stringer liegt. Dadurch wird eine Defokussierung der beiden Laser während des Schweißens verhindert.

Die Gaszufuhr im Fügebereich wurde schleppend und mit ausreichend großem Düsendurchmesser gewählt, so dass eine laminare Strömung entsteht, um Verwirbelungen und damit den Eintrag von Luft bzw. Wasserstoff zu unterbinden und den Fügebereich vollkommen abzudecken. Infolge der Überkrängung des Stringers kann es jedoch zu minimalen Verwirbelungen kommen, die sich als Schmauch im Fügebereich abzeichnen. Die Zufuhr des Schweißzusatzdrahtes erfolgt ebenfalls schleppend, also entgegen der Vorschubrichtung, so dass der Draht in der Schmelze indirekt aufgeschmolzen wird. Der Draht liegt dabei direkt in der Kehle von Skin und Stringer, so dass es während des Schweißens bei Drall (Springmaß) oder Dressur (Vorbiegung) des Drahtes zu einer Selbstzentrierung kommt, die insbesondere bei kleinen Drahtrollen auftritt. Zudem soll es zu einer möglichst gleichmäßigen Förderung des Drahtes kommen. Weiterhin wird durch die schleppende Drahtzufuhr ein festbrennen des Drahtes an der Schweißnaht verhindert.

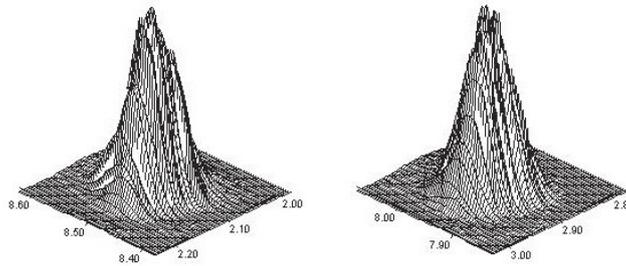
Bei der Einrichtung des Laserbearbeitungskopfes wurde außerdem darauf geachtet, dass dieser ein möglichst symmetrisches Verhalten aufweist. Beim Einrichten der Laseranlage wurde bei jeder Schweißung darauf geachtet, dass es sich um den derselben Operator handelt. Zudem wurde eine kleinformatige Kamera verwendet, über die im Steuerstand ein vergrößertes Bild des Schweißbereichs und der beiden Positionierlaserpunkte am Stringeranfang gezeigt werden kann. Somit wird die Ausrichtung der Positionierungslaser zur Stringerkante erleichtert. Dies gewährleistet eine Reproduzierbarkeit der erzielten Ergebnisse.

Vor den Schweißungen wurde eine Messung der Intensitätsverteilung bzw. Leistungsdichte und der Lage der Fokusse der beiden Laser mit dem FocusMonitor der Firma Primes durchgeführt (siehe Abbildungen 4.4 und 4.5). Die Strahltaile des Lasers im Fokus ist durch die Position Null gekennzeichnet. Eine Veränderung der Fokuslage bedeutet dabei eine positive oder negative Verschiebung der Lage der Strahltaile in Bezug auf die Oberfläche des zu schweißenden Werkstücks und damit eine Defokussierung des Laserstrahls. Durch Ausrichtung der Spiegel konnte die Laserstrahlausbildung beeinflusst werden. Dabei wurde darauf geachtet, dass beide Laser eine symmetrische Ausbildung aufweisen, um ein stabiles Keyhole während des Schweißens und daraus resultierend ei-

Laser	$K$ [-]	$SPP$ [mm · mrad]	$d_f$ [ $\mu\text{m}$ ]
links	$\geq 0,76$	4,4	65
rechts	$\geq 0,78$	4,4	65

Tabelle 4.3.: Wichtige Parameter beider Laser

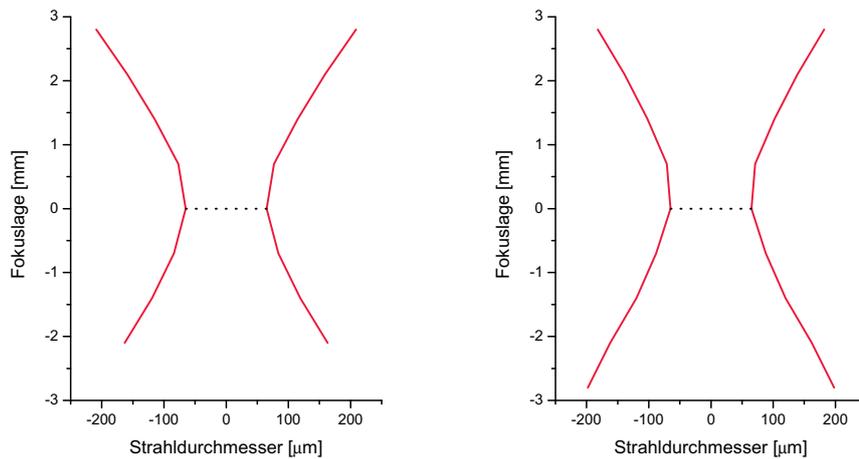
ne symmetrische Nahtausbildung zu erhalten. Die Bestimmung der Laserparameter, wie der Durchmesser des Laserstrahles im Fokus, der Strahlpropagationsfaktor, der idealerweise einen Wert von  $K = 1$  hat, und das Strahlparameterprodukt erfolgte nach der 2. Moment-Methode (siehe Tabelle 4.3) [24]. Bei den verwendeten Lasern handelt es sich um Laser mit einer hohen Strahlqualität (Gaußstrahl).



(a) linker Laser

(b) rechter Laser

Abbildung 4.4.: Intensitätsverteilungen beider Laser



(a) linker Laser

(b) rechter Laser

Abbildung 4.5.: Strahlausbildung (rot) und Fokusslage (gestrichelt) beider Laser

#### 4.2.4. Schweißreihenfolge

Der Schweißfolgeplan für den Demonstrator wurde so festgelegt, dass der Verzug beim Skinblech möglichst minimiert wird. Die fünf Stringer werden dabei von außen zur Mitte des Blechs auf die Skin geschweißt, wobei abwechselnd links und rechts von der Mitte geschweißt wird. Die entwickelte Schweißreihenfolge ist der Abbildung 4.6 zu entnehmen. Dabei wird von einer ausreichenden Duktilität der Grund- und Zusatzwerkstoffe ausgegangen. Eine Minimierung der im Bauteil vorhandenen Eigenspannungen kann mit dieser Methode nicht erreicht werden, da sie eine umgekehrte Schweißreihenfolge erfordern würde [9].

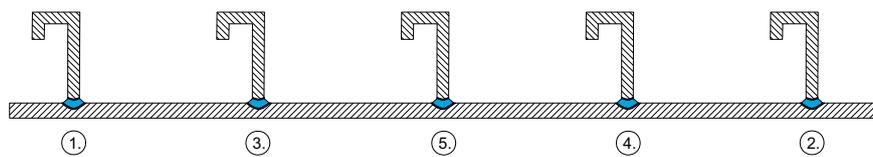


Abbildung 4.6.: Schweißreihenfolge zum verzugsarmen Schweißen der fünf Stringer auf die Skin des Demonstrators

### 4.3. Chemische Charakterisierung

#### 4.3.1. Wasserstoff-Analyse

Der Wasserstoff-Gehalt des verwendeten Grundmaterials für Skin und Stringer wurde im Auslieferungszustand, also vor dem Beizen und Schweißen, untersucht. Die Untersuchung der Proben wurde mit Hilfe des Wasserstoff-Analysators RH-402 der Firma LECO durchgeführt. Die Apparatur arbeitet dabei nach dem Trägergasverfahren. Die Probe der Aluminium-Legierung wird bei der Schmelzextraktion in einem Ofen auf 1600°C gebracht. Der im zuvor entgasten Graphittiegel freigesetzte Wasserstoff wird mit Hilfe eines Trägergasstroms (Stickstoff) gespült und anschließend einer Wärmeleitfähigkeitsmesszelle zugeführt. Über diese Messzelle wird mit Hilfe der zuvor ermittelten Probenmasse, der gesamte Wasserstoff-Gehalt durch interne Rechner der Apparatur bestimmt. Der gemessene Wasserstoff kann sowohl aus der Oberfläche als auch aus dem Inneren der Probe stammen. Durch die Wiederholung der Messungen soll die Signifikanz der erhaltenen Ergebnisse erhöht werden. Die Arbeitsgänge zur Probenvorbereitung und Probenhandhabung müssen möglichst fettfrei erfolgen, um Verunreinigung der Proben zu vermeiden. Die Kalibrierung des Gerätes erfolgt über ein Kalibriergas wie zum Beispiel reiner Wasserstoff oder Wasserstoffgemische mit Stickstoff.

### 4.3.2. Energiedispersive Röntgenspektroskopie

Die energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) dient der Analyse der chemischen Zusammensetzung einer Probe. Dabei werden die Atome der Probe durch einen Elektronenstrahl einheitlichen Energie angeregt. Infolgedessen senden die Atome eine für das jeweilige chemische Element charakteristische Röntgenstrahlung aus. Anhand dieser Strahlung können Rückschlüsse auf die Zusammensetzung der Probe gezogen werden. Nachweisbar sind dabei alle chemischen Elemente mit einer Ordnungszahl größer als vier. Daher kann Lithium als einer der Hauptlegierungselemente der verwendeten Aluminium-Legierungen mit einer Ordnungszahl von drei mit dieser Methode nicht nachgewiesen werden. Dieses Verfahren findet Verwendung, um die lokale chemische Zusammensetzung in der Schweißnaht zu ermitteln, da es hier zur Durchmischung zweier verschiedener Grundwerkstoffe sowie eines Zusatzwerkstoffes mit jeweils unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung kommt. Auch die Verteilung der chemischen Elemente bzw. eine eventuell vorhandene Entmischung ist mit Hilfe dieses Verfahrens feststellbar. Die Untersuchungen wurden mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskopes DSM 962 der Firma Zeiss und einem EDX-System DIPS der Firma Kevex und EDX-WINEDS durchgeführt.

## 4.4. Optische Charakterisierung

### 4.4.1. Nahtausbildung

Zu den ersten Untersuchungen der erstellten Schweißnähte gehört die Inaugenscheinnahme ohne Hilfsmittel, auch Sichtprüfung genannt, die zerstörungsfrei abläuft. Durch die Inaugenscheinnahme können äußere Unregelmäßigkeiten festgestellt und bewertet werden. Aufgrund der geringen Nahtbreite bei Laserstrahlschweißnähten und den ebenfalls geringen Abmessungen der Unregelmäßigkeiten kann die Zuhilfenahme einer Lupe notwendig werden. Zu den äußeren Unregelmäßigkeiten, die über die Sichtprüfung ermittelt werden können, gehören zum Beispiel Nahtüberwölbungen, unregelmäßige Nahtschuppung, Oberflächenporen und -risse in der Schweißnaht, falsche Nahtlage, Schweißnahtspritzer und Lunker, Nahtdickenüber- und -unterschreitungen sowie Verzug an den geschweißten Werkstücke.

Des Weiteren steht ein weiteres Hilfsmittel an der Laserportal-Anlage zur Verfügung mit der Online, also direkt während der Schweißung, das Nahtprofil bzw. der Nahtflankenwinkel zerstörungsfrei gemessen werden kann. Die Vermessung der Schweißnähte auf beiden Seiten des Stringers erfolgt optisch mit Hilfe von Laserscannern entlang der Schweißnaht. Dazu befindet sich ein optisches Profilvermessungsinstrument am Laserbearbeitungskopf (siehe Abbildung 4.7). Aus den ermittelten Daten wird über das

Computer-Programm WeldInspector der Firma Dr. D. Wehrhahn die Nahtgeometrie rekonstruiert.

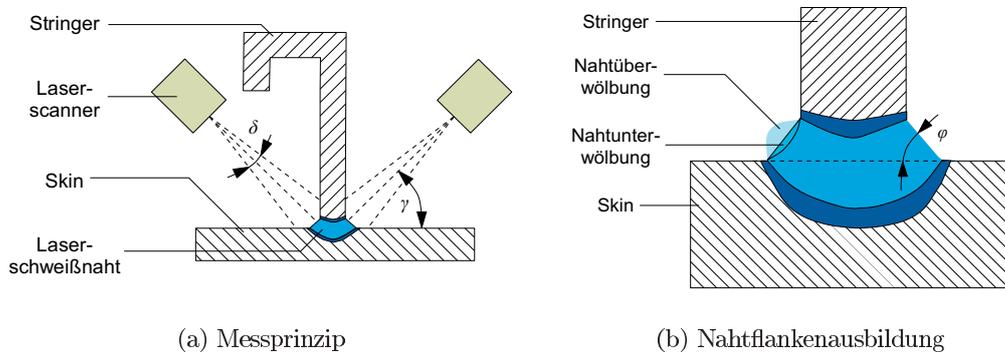


Abbildung 4.7.: Schematische Darstellung der Messanordnung zur Bestimmung des Nahtflankenwinkels und Ausbildungen der Nahtflanken (nach [30])

#### 4.4.2. Metallographische Untersuchung

Die metallographische Untersuchung dient der Ermittlung der Gefügeausbildung in der Schweißnaht sowie der Ermittlung des Einflusses des Schweißens auf das die Schweißnaht umgebene Gefüge, wie zum Beispiel Risse in der WEZ. Die Proben wurde für alle aus der Versuchsreihe stammenden Schweißungen an der gleichen Stelle (140mm von der vorderen Skin-Kante entfernt) entnommen, um die Vergleichbarkeit zu gewährleisten. Die Proben wurden dabei durch Sägen in die gewünschte Form gebracht. Der thermische Einfluss auf die Proben sollte dabei möglichst gering sein. Die Einbettung der Proben erfolgte in einem geeigneten Einbettmittel, wobei die zu betrachtende Seite in Schweißrichtung zeigt. Nach dem stufenweisen Schleifen und Feinpolieren der Proben mit geeigneten Schleif- und Poliermitteln erfolgte die Ätzung der Proben mit dem Dix-Keller-Ätzmittel, welches speziell für Aluminium-Legierungen geeignet ist, mit einer einheitlichen Einwirkzeit von wenigen Sekunden, da die Legierungen sehr schnell reagieren, und einem nachfolgenden Spülen der Proben. Infolge dieser Ätzung kann das Mikrogefüge der Schweißnaht sichtbar gemacht werden. Die Untersuchung der erzielten Ergebnisse erfolgte mit dem digitalen Mikroskop DMI 5000M der Firma Leica sowie einer entsprechenden Auswertungssoftware der Firma Olympus. Weiterhin wurden Proben, die in einem elektrisch leitfähigen Einbettmittel und ungeätzt vorlagen, mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops (REM) untersucht, um eine bessere Darstellung der Topographie und des Materialkontrastes zu erhalten. Dazu wurden digitale maßstäbliche Fotos von den zu untersuchenden Gefügebereichen gemacht. Die Proben wurden für weitere Untersuchungen in einem Exsikkator mit hygroskopischem Trocknungsmittel zwischengelagert, um eine übermäßige Oxidation an der Probenoberfläche zu verhindern.

### 4.4.3. Röntgenuntersuchung

Die röntgenographische Untersuchung (in Anlehnung an EN 1435, Prüfklasse B) dient der Bestimmung der Porosität der Schweißnaht. Dabei sind insbesondere die Größe der Poren und die Lage bzw. die Verteilung der Poren dabei von großer Bedeutung. Die dreidimensionale Schweißnaht wird auf dem Röntgenfilm zweidimensional abgebildet bzw. projiziert. Weiterhin lässt sich durch die Betrachtung des Röntgenfilms eine Aussage über die Gleichmäßigkeit der Schweißnaht treffen. Vorhandene Risse in der Schweißnaht lassen sich dagegen nur darstellen, wenn sie eine ausreichende Ausdehnung haben und sie zudem im richtigen Winkel zur Strahlquelle liegen, durch die sie sichtbar gemacht werden. Aufgrund der Gestalt von Kehlnähten in Bezug auf die Zugänglichkeit, die Dickenunterschiede und den großen Winkel zwischen den gefügten Halbzeugen sind sie im Allgemeinen schwierig prüfbar. Aus diesem Grund werden die Aufnahmen mittels einer Röntgenröhre Isovolt 320/13 der Firma Seifert unter Bevorzugung eines Flankenbereichs angefertigt. Die Dickenunterschiede erfordern dabei besondere Maßnahmen bei der Einrichtung der Röntgenanlage, um die für die Auswertung erforderliche Filmschwärzung zu erreichen. Die in dieser Arbeit verwendete Versuchsanordnung ist der Abbildung 4.8 zu entnehmen. Dabei wurde ein Einstrahlwinkel von  $\beta = 42^\circ$  auf die rechte, nicht vom Stringer überragte Seite der Schweißnaht sowie ein Abstand der Strahlenquelle von  $h_{SQ} = 800\text{mm}$  gewählt. Die Röhrenspannung beträgt  $60\text{kV}$  bei einem Röhrenstrom von  $3,8\text{mA}$ . Der Brennfleck der Röhre hat eine Größe von  $1,5 \cdot 1,5\text{mm}$ . Infolge dieses Aufbaus ist eine hohe Auflösung sowie eine maßstabsgetreue Abbildung der Schweißnaht auf dem Röntgenfilm möglich. Auf Grund der schrägen Einstrahlung ist lediglich mit einer kleinen geometrischen Unschärfe sowie mit einem geringen Verlust des Kontrastunterschiedes zu rechnen.

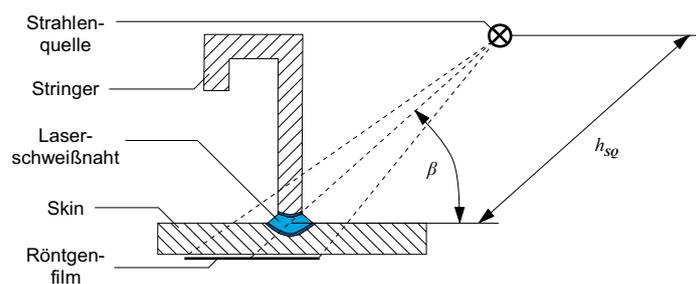


Abbildung 4.8.: Verwendeter Versuchsaufbau für die Röntgenuntersuchung

## 4.5. Mechanische Charakterisierung

### 4.5.1. Zugversuch

Der Zugversuch (nach DIN EN ISO 6892-1) dient der Ermittlung der mechanischen Kennwerte der verwendeten Grundwerkstoffen AA2198 und AA2196. Mit Hilfe dieser Werte kann die Effizienz der Schweißverbindung berechnet werden (Vergleich Gleichung 2.1). Die Versuche wurden an der 100kN Zugmaschine RM100 der Firma Instron durchgeführt, die über eine Elektronik der Firma Zwick verfügt. Dabei wird an den Proben eine statische Zugbelastung sowohl quer (transversal) als auch längs (longitudinal) zur Walzrichtung auf die Probe aufgebracht. Die Aufnahme der Kraft und der Verlängerung erfolgte dabei über eine Kraftmessdose bzw. einem Laserwinkelscanner der Firma Fiedler unter Verwendung entsprechender Markierungen auf den Proben. Die Versuche erfolgten dehnungsgesteuert, das heißt es wurde eine Dehnrage von 1mm/min gewählt. Die technische Spannung  $\sigma$  ergibt sich als Quotient aus der anliegenden Zugkraft  $F_Z$  und der Querschnittsfläche  $A_M$  der Probe im Prüfbereich (siehe Gleichung 4.1). Die technische Dehnung  $\epsilon$  ergibt sich wiederum als Quotient aus der Probenverlängerung  $\Delta L_M$  und der Ausgangslänge  $L_M$  des Prüfbereichs (siehe Gleichung 4.2). Die verwendeten Probenabmessungen können der Abbildung 4.9 entnommen werden.

$$\sigma = \frac{F_Z}{A} = \frac{F_Z}{D \cdot B_M} \quad (4.1)$$

$$\epsilon = \frac{\Delta L_M}{L_M} \quad (4.2)$$

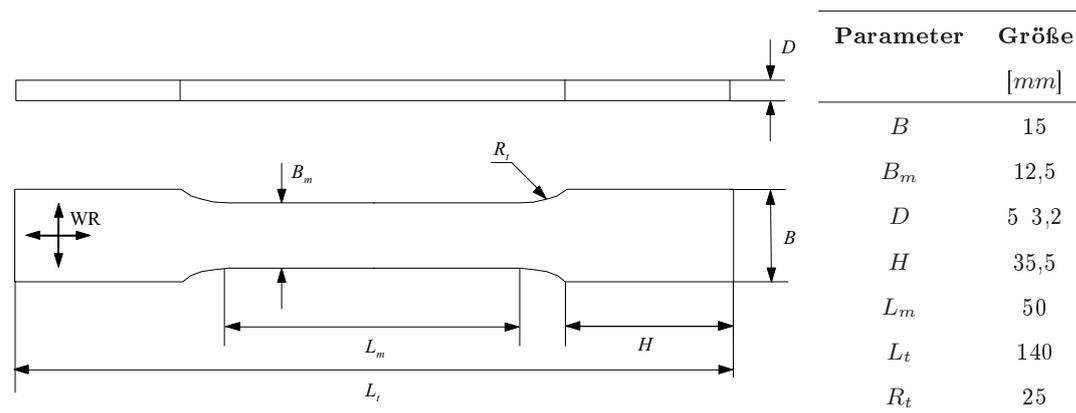


Abbildung 4.9.: Abmessungen der verwendeten Zugversuch-Probenspezifikation

#### 4.5.2. Pull-Out-Versuch

Der nicht genormte statische Pull-Out-Versuch dient der Ermittlung der mechanischen Kennwerte der Schweißverbindung und insbesondere der Schweißnaht unter einer statischen Zuglast am Stringer senkrecht zur Skin. Dabei wird die Anbindung des Stringers an die Skin, auch Verbindungs- oder Kopfbzugfestigkeit genannt, überprüft sowie die Bruchlage bestimmt. Jedoch handelt es sich in diesem Fall nicht um eine reale Belastung der Schweißverbindung. In der Probenhalterung wird die Skin flächig festgeklemmt während der Stringer nach oben weggezogen wird (siehe Abbildung 4.11). Dabei wird auf eine symmetrische Einspannung geachtet, so dass Biegemomente während des Pull-Out-Versuche vermieden werden können. Die Versuche wurden an der  $100kN$  Zugmaschine RM100 der Firma Instron, die über eine Elektronik der Firma Zwick verfügt, durchgeführt. Die Aufnahme der Kraft und der Verlängerung erfolgte dabei über eine Kraftmessdose bzw. einen Wegaufnehmer. Die Versuche erfolgten weggesteuert, das heißt es wurde eine Rate von  $1mm/min$  gewählt. Die Aufnahme der korrekten technischen Dehnung ist in diesem Fall unmöglich, da sich die Skin lokal mit verbiegen kann und so das Ergebnis für die Verlängerung des Stringers verfälschen kann. Auf Grund dieser Prüfbedingungen beim Pull-Out-Versuch ist ein direkter Vergleich mit den mechanischen Kennwerten der Grundwerkstoffe sowie die Berechnung des Wirkungsgrads der Schweißverbindung nicht möglich. Die Berechnung der technischen Spannung  $\sigma$  ergibt sich als Quotient aus der anliegenden Zugkraft  $F_Z$  und der Querschnittsfläche  $A_{St}$  des Stringers (siehe Gleichung 4.3). Die verwendeten Probenabmessungen können der Abbildung 4.9 entnommen werden. Die Proben für die Pull-Out-Versuche wurden jeweils an den verschiedenen definierten Stellen der Schweißnaht entnommen, um die Signifikanz der Ergebnisse zu erhöhen.

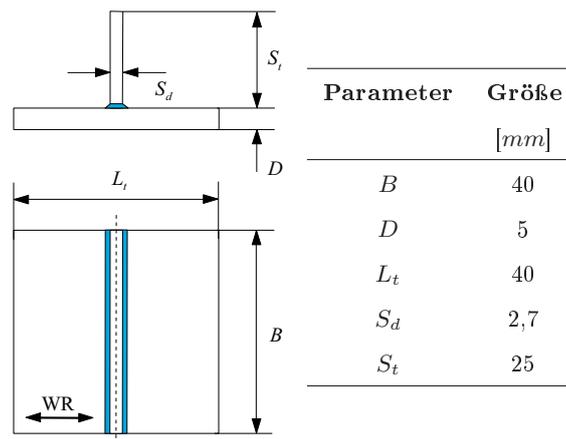


Abbildung 4.10.: Abmessungen der verwendeten Pull-Out-Proben

$$\sigma = \frac{F_Z}{A_{St}} = \frac{F_Z}{B \cdot S_d} \quad (4.3)$$

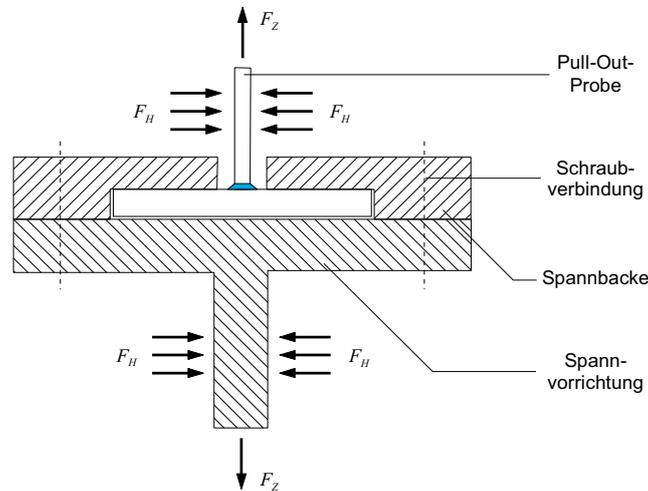


Abbildung 4.11.: Verwendete Zugvorrichtung für den Pull-Out-Versuch

### 4.5.3. Hoop-Stress-Versuch

Der Hoop-Stress-Versuch (in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1) dient der Ermittlung der mechanischen Kennwerte der Schweißverbindung unter einer statischen Zuglast parallel zur Skin und senkrecht zum Stringer, der sich noch auf der Zugprobe befindet, sowie zur Ermittlung der Bruchlage (siehe Abbildung 4.12). Dabei wird die Belastung der Schweißverbindung am realen Rumpfteil des Flugzeuges simuliert, die aus der Ausdehnung des Rumpfes infolge von Druckänderungen resultiert (siehe Kapitel 2.1). Dieser Versuch ähnelt dabei dem Standard-Zugversuch (Vergleich 4.5.1), wobei sich jedoch der Stringer auf der Skin bzw. auf der Zugprobe befindet. Die technische Spannung  $\sigma$  ergibt sich als Quotient aus der anliegenden Zugkraft  $F_Z$  und der Querschnittsfläche  $A_{Sk}$  der Skin im Prüfbereich (siehe Gleichung 4.4). Die technische Dehnung  $\epsilon$  ergibt sich wiederum als Quotient aus der Probenverlängerung  $\Delta L_M$  und der Ausgangslänge  $L_M$  des Prüfbereichs (siehe Gleichung 4.5). Die verwendeten Probenabmessungen können der Abbildung 4.12 entnommen werden. Die Proben für die Hoop-Stress-Versuche wurden jeweils an den verschiedenen definierten Stellen der Schweißnaht entnommen, um die Signifikanz der Ergebnisse zu erhöhen.

$$\sigma = \frac{F_Z}{A_{Sk}} = \frac{F_Z}{D \cdot B_M} \quad (4.4)$$

$$\epsilon = \frac{\Delta L_M}{L_M} \quad (4.5)$$

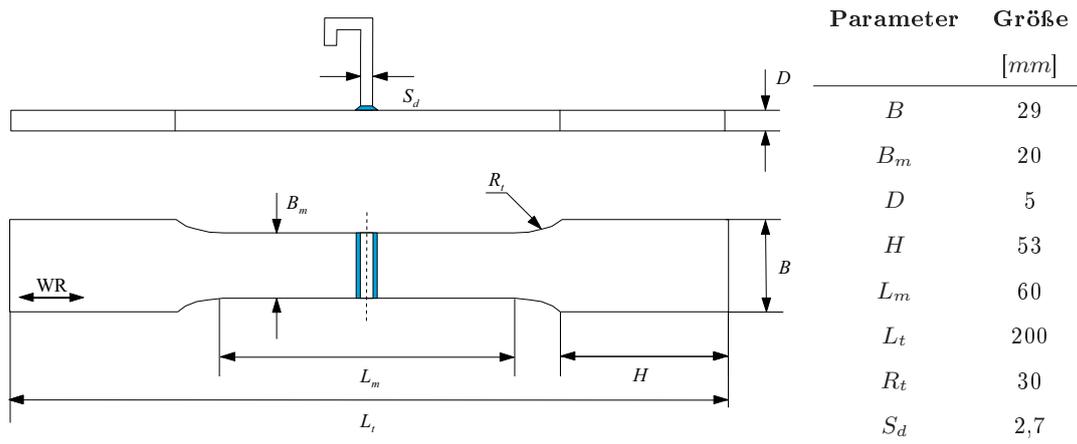


Abbildung 4.12.: Abmessungen der verwendeten Hoop-Stress-Proben

#### 4.5.4. Mikrohärtemessung

Die Prüfung der Mikrohärtigkeit (nach DIN EN ISO 6507-1) in der Schweißnaht und dem umgebenden Bereichen erfolgte nach Vickers mit dem Mikrohärtprüfgerät HMV 2000 der Firma Shimadzu sowie mit der Bildanalyse-Software Duramin von der Firma Struers. Als Eindringkörper dient dabei eine Diamantpyramide mit einem Öffnungswinkel von  $136^\circ$  (siehe Abbildung 4.13a). Während der Härteprüfung wird der arithmetische Mittelwert aus den beiden gemessenen Diagonalen  $d_1$  und  $d_2$  im Eindruck auf der Probe ermittelt (siehe Abbildung 4.13b). Mit Hilfe der zuvor für den Werkstoff festgelegten Prüfkraft  $F_{HV}$  lässt sich daraus die Vickershärtigkeit  $HV$  errechnen.

$$HV = \frac{1}{g} \cdot \frac{2 \cdot F_{HV} \sin \frac{136}{2}}{d^2} \approx 0,1891 \cdot \frac{F_{HV}}{d^2} \quad (4.6)$$

Der Prüfkörper muss dabei frei von Fremdstoffen oder Beschädigungen sein. Die Prüfkraft wird rechtwinklig zur Prüffläche stoß- und schwingungsfrei aufgebracht und gesteigert, bis die festgelegte Eindruckkraft erreicht ist. Die Prüflast im Kleinkraftbereich liegt für eine  $HV0,2$ -Härtemessung, wie sie typischerweise bei Aluminium-Legierungen verwendet wird, bei  $200p$  bzw.  $1,961N$ . Die Zeitspanne vom Beginn der Prüflastaufbringung bis zum Erreichen der gesamten Prüflast muss dabei zwischen zwei und acht Sekunden liegen. Danach ist die Prüflast für 10 Sekunden konstant zu halten. Um einen Überblick über den Härteverlauf in der Schweißnaht und im umgebenden Grundwerkstoff zu bekommen, wurde ein rasterförmiges Prüfschema gewählt. Das Schema besteht aus circa 320 Härteeindrücken und wurde über die Software programmiert (siehe Abbildung 4.13c). Dabei wurde ein Abstand von  $d_H = 0,3mm$  zwischen den Härteeindrücken gewählt, was dem 6-fachen des Eindruckdurchmessers (Mindestabstand für Aluminium-Legierungen) entspricht. Der Abstand zwischen der Mitte des Eindrucks und dem Probenrand liegt bei dem 3-fachen des mittleren Eindruckdurchmessers.

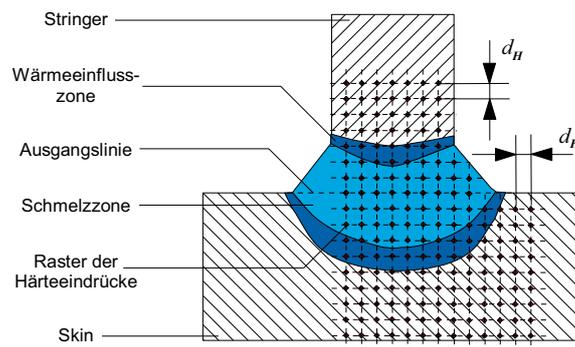
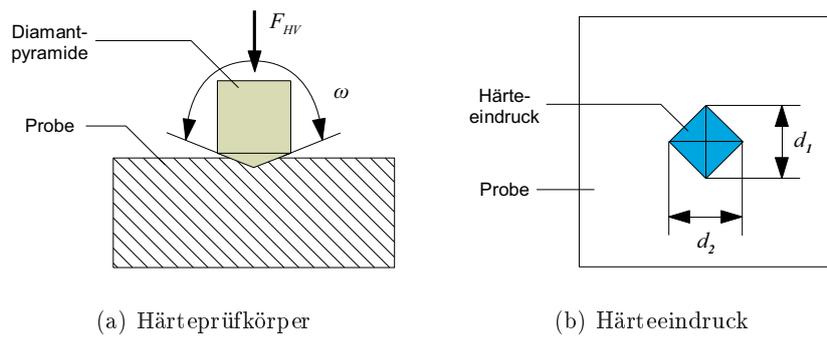


Abbildung 4.13.: Schematische Darstellung der Härteprüfung nach Vickers

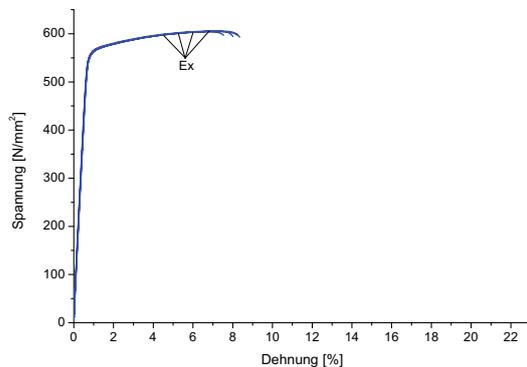
# 5. Ergebnisse

## 5.1. Vorversuchsreihe

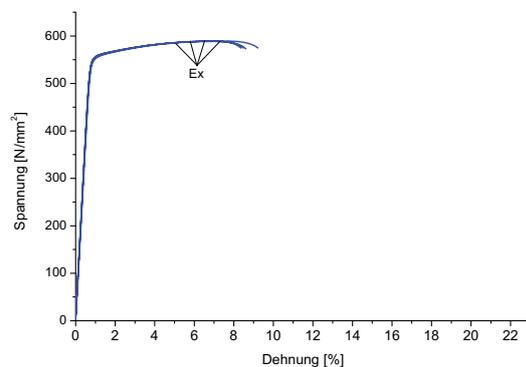
Die durchgeführten Vorversuche dienen der Ermittlung der mechanischen Kennwerte und der Wasserstoff-Gehalte der verwendeten Grundwerkstoffe sowie zur anfänglichen Ermittlung des Einflusses der Schweißvorbereitung und des Schweißprozesses auf das Schweißergebnis.

### 5.1.1. Mechanische Kennwerte der verwendeten Legierungen

Die Ermittlung der mechanischen Kennwerte der verwendeten Grundwerkstoffe aus dem Zugversuch soll zum späteren Vergleich der Aluminium-Legierungen untereinander sowie zur Berechnung des Wirkungsgrades der erstellten Schweißverbindung dienen. Die Abbildungen 5.2 und 5.1 zeigen die aus den Zugversuchen ermittelten Spannungs-Dehnungs-Verläufe der verwendeten Grundwerkstoffe bei verschiedenen Wärmebehandlungszuständen (T3 oder T8) und Blechdicken. Bei dem gewalzten Skin-Blech aus AA2198 wurde zusätzlich auch der Einfluss der verschiedenen Orientierungen zur Walzrichtung (longitudinal oder transversal) auf die mechanischen Kennwerte untersucht. In Tabelle 5.1 sind die wichtigsten aus den Zugversuchen ermittelten mechanischen Kennwerte zusammengefasst. Die extrudierten Stringer aus AA2196 wurden dagegen nur in Extrusionsrichtung geprüft.



(a) WB=T8 und D=1,8mm



(b) WB=T8 und D=3,0mm

Abbildung 5.1.: Spannungs-Dehnungs-Diagramme für die Aluminium-Legierung AA2196

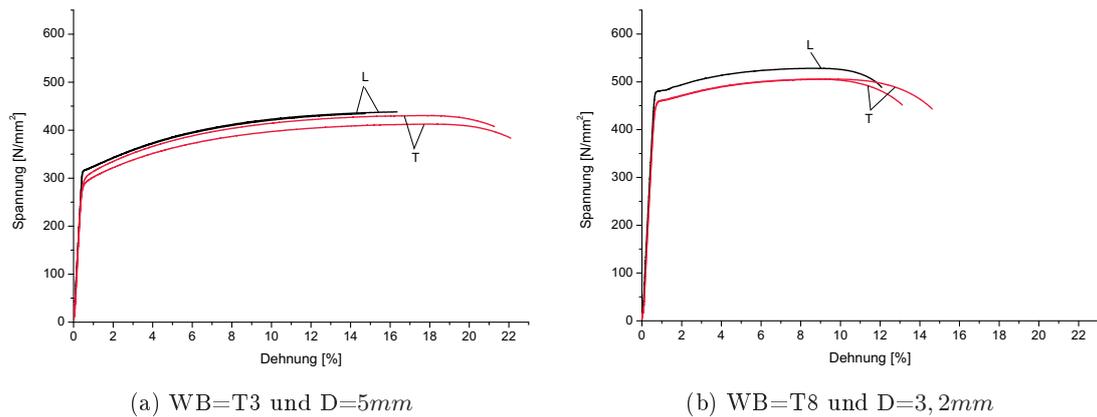


Abbildung 5.2.: Spannungs-Dehnungs-Diagramme für die Aluminium-Legierung AA2198

Material	WB	OR	D	Streckgrenze	Zugspannung	E-Modul	Bruchdehnung
			[mm]	[N/mm <sup>2</sup> ]	[N/mm <sup>2</sup> ]	[GPa]	[%]
AA2196	T8	Ex	1,8	555,82 ± 1,4	604,94 ± 0,67	87,23 ± 2,41	7,35 ± 0,36
AA2196	T8	Ex	3	550,84 ± 3,0	589,05 ± 0,39	74,85 ± 2,92	7,92 ± 0,38
AA2198	T3	L	5	319,6 ± 2,98	436,26 ± 2,52	70,55 ± 0,49	14,83 ± 0,94
AA2198	T3	T	5	300,33 ± 8,85	421,51 ± 12,60	81,30 ± 24,75	21,01 ± 0,63
*AA2198	T8	L	3,2	481,53	528,32	70,5	11,3
AA2198	T8	T	3,2	461,3 ± 1,73	507,76 ± 0,04	74,65 ± 4,60	13,06 ± 1,14

\*=Einzelprobe, L=longitudinal, T=transversal, Ex=in Extrusionsrichtung

Tabelle 5.1.: Ergebnisse der Zugversuche für die Aluminium-Legierungen AA2196 und AA2198

Der Stringer aus AA2196 mit einer T8-Wärmebehandlung weist eine deutlich höhere Festigkeit sowie eine kleinere Bruchdehnung als die Skin auf. Die Festigkeitswerte (Streckgrenze und Zugfestigkeit) des Stringers mit einer Blechdicke von 1,8mm liegen dabei leicht über den Werten für den Stringer mit einer Blechdicke von 3mm, wobei die Bruchdehnung vergleichbar ist. Die Skin aus AA2198 mit einer T8-Wärmebehandlung weist im Vergleich zum Skin mit T3-Wärmebehandlung eine deutlich höhere Festigkeit auf, wobei gleichzeitig eine geringere Bruchdehnung zu beobachten ist. Weiterhin weisen die Skin-Bleche in Walzrichtung (longitudinal) eine etwas höhere Festigkeit auf als senkrecht zur Walzrichtung. Der Unterschied der Festigkeitswerte zwischen den beiden Ausrichtungen beträgt durchschnittlich 20N/mm<sup>2</sup>.

### 5.1.2. Wasserstoff-Gehalt der verwendeten Legierungen

Die Untersuchung des Wasserstoff-Gehalts der verwendeten Grundwerkstoffe soll der Abschätzung der Oxidschichtdicke und der damit verbundenen Anfälligkeit zur Poren-

Werkstück	D [mm]	Legierung	Wasserstoff-Gehalt [ppm]
Skin	1,8	AA2139	$2,19 \pm 0,31$
Stringer	2,5	AA2139	$3,08 \pm 0,74$
Stringer	1,8	AA2196	$17,83 \pm 1,04$
Stringer	3,0	AA2196	$11,80 \pm 0,3$
Skin	5,0	AA2198	$3,91 \pm 0,58$
Skin	1,8	AA6156	$5,66 \pm 1,07$

Tabelle 5.2.: Gemittelte Wasserstoff-Gehalte

bildung dienen. Die ermittelten Wasserstoff-Gehalte der verwendeten Grundwerkstoffe AA2196 und AA2198 sowie der Vergleichswerkstoffe AA2139 und AA6156 sind in Tabelle 5.2 zusammengefasst. Bei den untersuchten Werkstoffen wurde auch der Einfluss der Blechdicke bzw. der Querschnittsfläche auf den Wasserstoff-Gehalt untersucht. Die Abbildung 5.3 zeigt dabei den Wasserstoff-Gehalt, der über die jeweilige Querschnittsfläche des Halbzeugs aufgetragen ist.

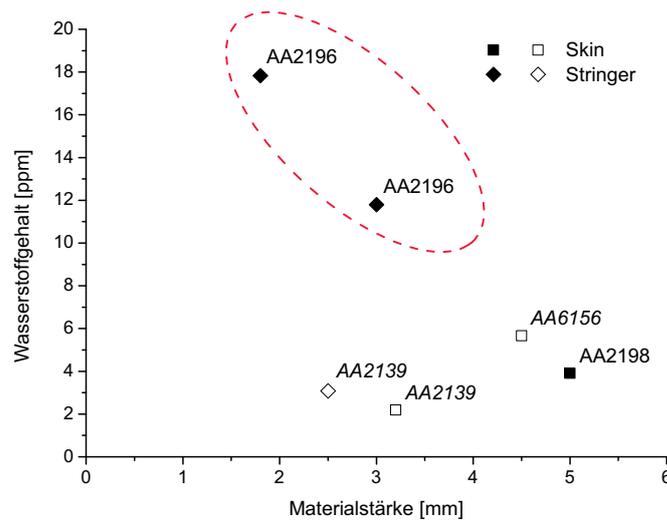


Abbildung 5.3.: Übersicht über die Wasserstoff-Gehalte der verwendeten Legierungen

Die Wasserstoff-Gehalte der Stringer aus AA2186 liegen deutlich über denen der anderen Werkstoffe. Dabei war zu beobachten, dass insbesondere der Stringer mit der Blechdicke von  $1,8\text{mm}$  einen sehr hohen Wasserstoff-Gehalt aufweist.

Mit dem verwendeten Verfahren konnte nicht ermittelt werden, ob der jeweilige Wasserstoff-Gehalt aus der Oberfläche bzw. den Randbereichen oder aus dem Inneren des Grundwerkstoffs stammt.

### 5.1.3. Schweißvorbereitung

Die Untersuchung der Schweißvorbereitung soll den Einfluss der vorhandenen, natürlichen Oxidschicht bzw. der Schweißvorbereitung auf das Schweißergebnis aufzeigen. Dazu wurden Blindschweißungen und erste T-Stoß-Schweißungen sowohl an unvorbereiteten als auch an präparierten Werkstoffen angefertigt. Des Weiteren wurde der Oberflächenzustand nach den verschiedenen Schweißvorbereitungen untersucht.

Die unvorbereitete Oberfläche beider Aluminium-Legierung weist eine offenporige Struktur auf und zeigt nach dem Schweißen eine starke Porosität (siehe Abbildung 5.4a). Die Schweißvorbereitung der Stringer aus AA2196 durch das E6-Beizen sowie durch das selbstgedurchführte Beizen (nach dem in Tabelle 4.2 beschriebenen Verfahren) führt zu einer noch höheren Oberflächenporosität und damit zu einer verstärkten Porenbildung in der Schweißnaht (siehe Abbildungen 5.5 und 5.6). Dabei weist diese Oberfläche des E6-gebeizten Stringer einen weißlichen, unregelmäßigen Belag und die Oberfläche des selbstgebeizten Stringers teilweise auch einen bräunlichen Belag auf (siehe Abbildungen 5.4b und 5.4c). Die geringste Porosität, insbesondere bei der Aluminium-Legierung AA2196, waren bei den geschliffenen und gefrästen Oberflächen zu beobachten, die trotz einer gewissen Rauigkeit und Welligkeit keine offenporige Oberflächen aufweisen. Ein Anstieg der Porosität konnte bei der Legierung AA2196 beobachtet werden, bei denen die Schweißvorbereitung nicht direkt vor dem Schweißen erfolgte. Trotz der Lagerung im Vakuumschrank und einer Lagerungsdauer von nur wenigen Stunden kam es bei dieser Legierung zur Ausbildung einer neuen Oxidschicht. Auch die Größe des Abtrags wirkt sich bei der Legierung AA2196 auf die Porenbildung aus. Bei der Legierung AA2198 konnte dagegen kein so negativer Effekt auf die Porosität der Schweißverbindung beobachtet werden. Trotz eines vergleichsweise geringen Abtrags sowie eventuell auch einer Lagerung der Bleche für mehrere Stunden konnte kein bemerkenswerter Anstieg der Porenanzahl beobachtet werden.

### 5.1.4. Schweißprozess

Die Untersuchung des Schweißprozesses mit seinen verschiedenen Parametern soll Aufschluss über den Einfluss der Schweißprozessparameter sowie der beobachteten Auffälligkeiten auf das Schweißergebnis geben.

Während der durchgeführten experimentellen Versuche fiel auf, dass die eingestellte Schweißdrahtzufuhr nicht der tatsächlich vorliegenden Schweißdrahtzufuhr entspricht. Die tatsächliche Schweißdrahtzufuhr beträgt dabei nur ca. 86% der eingestellten Schweißdrahtzufuhr (siehe Abbildung 5.7). Des Weiteren wurde eine Differenz zwischen der linken und der rechten Schweißdrahtzufuhr festgestellt, wobei die Abweichung ca.  $0,2\text{m}/\text{min}$  beträgt. Zudem weisen beide Drahtzuführungen ein gewisses Rauschen bzw. Schwankungen

von ca.  $\pm 0,1m/min$  auf, die auf eine leicht ungleichförmige Drahtförderung zurückzuführen sind (siehe Abbildung 5.8).

Auch die Schweißleistung der beiden verwendeten Laser zeigt über die Zeit ein Rauschen bzw. Schwankungen von  $\pm 40W$ , die verschiedene Ursachen haben kann, wie zum Beispiel Störungen bei der Einkopplung der Laserstrahlen, Verschmutzungen im Strahlengang oder Fluktuationen beim Kühlwasser. Diese Schwankungen in der Laserleistung können sich wie die Schwankungen bei der Schweißdrahtzufuhr auf das Schweißergebnis auswirken, sofern es sich nicht um Messungenauigkeiten handelt.

Während der durchgeführten Schweißungen fiel ein purpurfarbener Lichtschein im Fügebereich auf (siehe Abbildung 5.9). Diese Flammenfärbung kann eindeutig dem Legierungselement Lithium zugeordnet werden, da die Flammenfarben der anderen Hauptlegierungselemente der beiden verwendeten Aluminium-Legierungen, wie zum Beispiel Aluminium, Kupfer und Magnesium anderen Farben entsprechen.

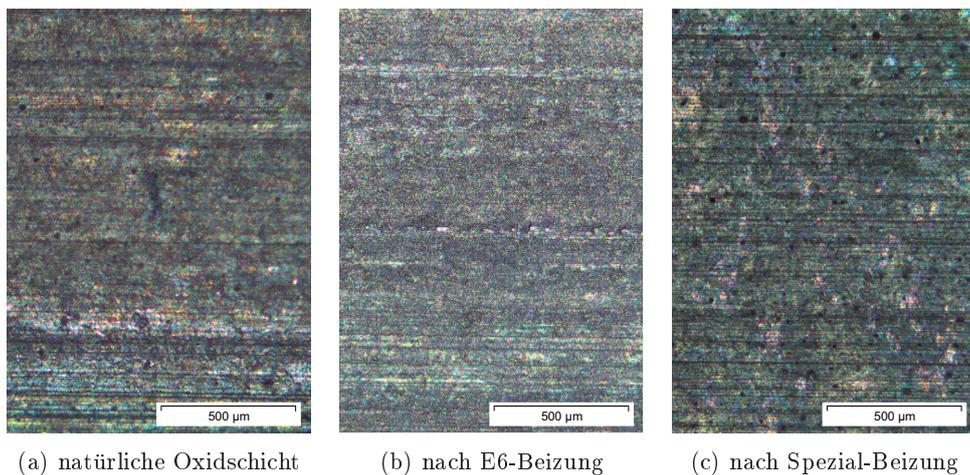


Abbildung 5.4.: Beschaffenheit der Stringer-Oberflächen

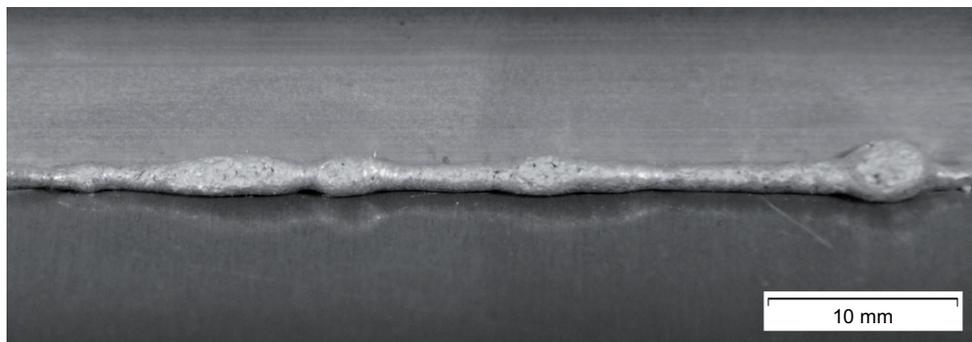


Abbildung 5.5.: Stark überwölbte Schweißnaht mit Oberflächenporen bei E6-gebeizten Oberflächen

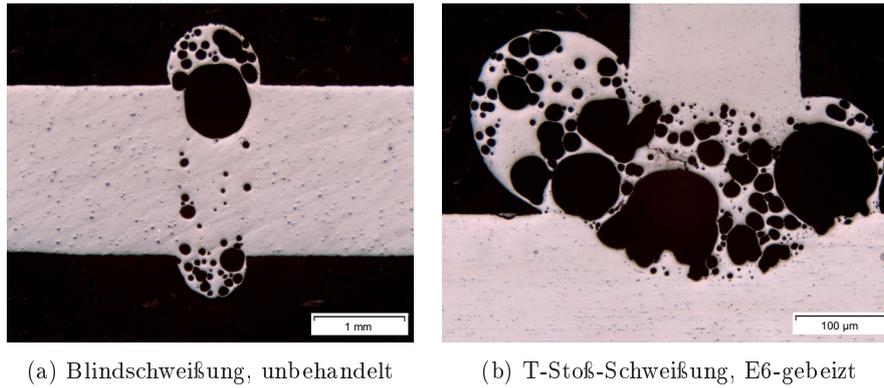


Abbildung 5.6.: Beobachtete starke Porosität in den Schweißnähten

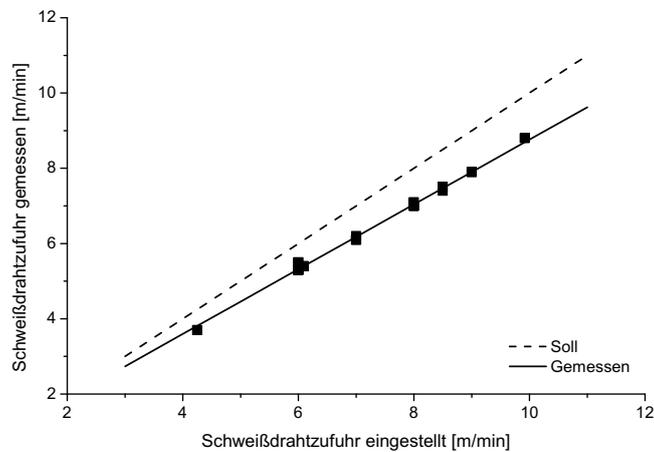


Abbildung 5.7.: Vergleich der eingestellten mit der tatsächlich gemessenen Schweißdrahtzufuhr

Die Festlegung der festen Schweißprozessparameter für die Hauptversuchsreihe bzw. die statistische Versuchsplanung (Vergleich 3.4) erfolgte anhand von bekannten Erfahrungswerten sowie von Werten aus dem durchgeführten Parameter-Screening. Eine Überprüfung und gegebenenfalls notwendige Anpassung der Parameter erfolgt mit Hilfe von durchgeführten Probeschweißungen.

## 5.2. Hauptversuchsreihe

Die Hauptversuche dienen der Umsetzung des entwickelten statistischen Versuchsplans (Vergleich 3.1) an kleinen Proben sowie der anschließenden Auswertung und Optimierung des Schweißprozesses, der beim Schweißen von Demonstrator-Paneelen Anwendung finden soll.

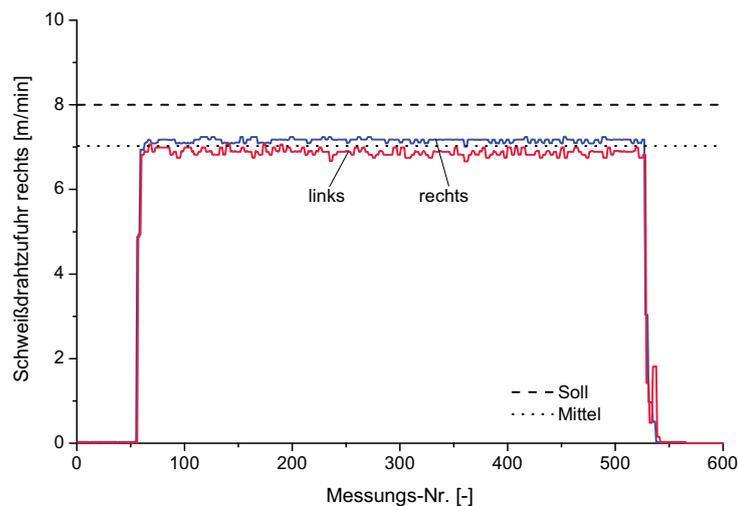


Abbildung 5.8.: Exemplarische Messung der Schweißdrahtzufuhr

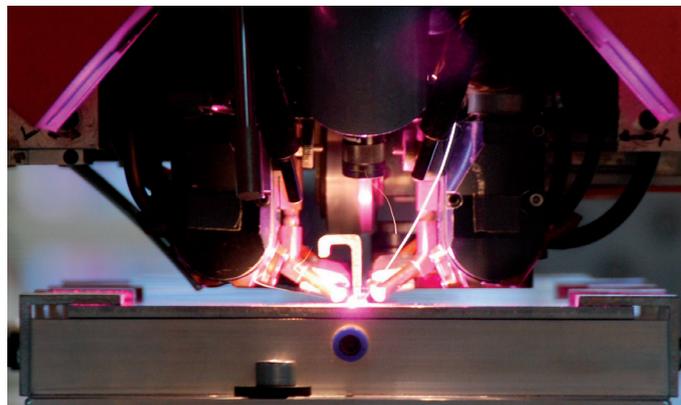


Abbildung 5.9.: Purpurne Flammfärbung während des Laserstrahlschweißens der Legierungen AA2196 und AA2198 durch das Legierungselement Lithium

### 5.2.1. Nahtaussehen

Bei allen erstellten Schweißnähten, sowohl bei der Verbindung **A** als auch bei der Verbindung **B**, konnte eine starke Überwölbung der Schweißnaht beobachtet werden. Die Überwölbung der Schweißnaht nahm dabei mit steigender Porosität zu. Aufgrund dieser starken Schweißnahtüberwölbung war es teilweise nicht möglich den Nahtflankenwinkel über das verwendete Profilvermessungsinstrument korrekt zu bestimmen, da die über die verwendete Software berechneten Nahtflankenwinkel sehr große Schwankungen aufweisen (siehe Abbildung 5.11). Der Großteil der gemessenen Nahtflankenwinkel liegt dabei zwischen  $40^\circ$  und  $80^\circ$ . Zudem weisen die Schweißnähte der Verbindung **B** einen leicht unregelmäßigen Schweißnahtverlauf sowie in einigen Fällen auch eine asymmetrische Schweißnahtausbildung auf der linken und rechten Stringerseite auf.

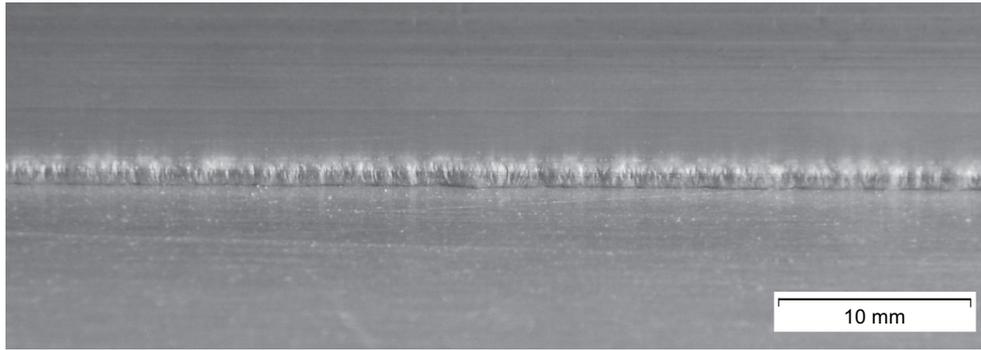


Abbildung 5.10.: Beispiel für eine unregelmäßige Schweißnaht mit starker Überwölbung und Schuppung

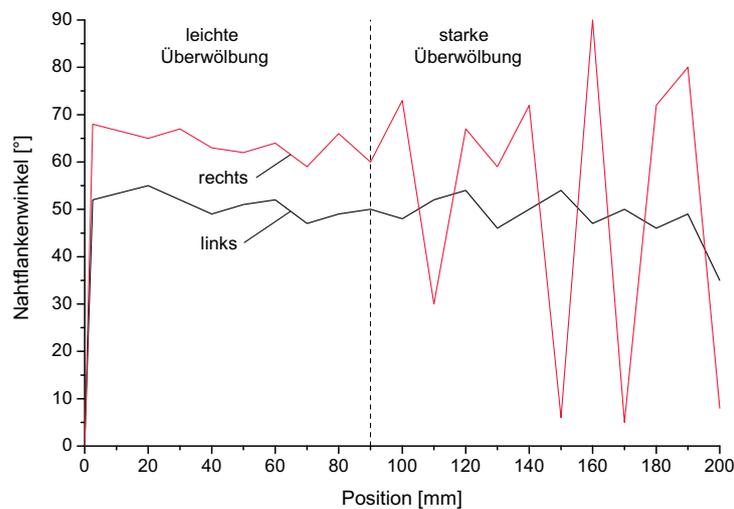


Abbildung 5.11.: Ergebnis einer Nahtflankenwinkelmessung mit großen Schwankungen

Insbesondere bei der Verbindung **B** waren vermehrt Oberflächenporen an den Schweißnähten zu erkennen. Ein Teil der Schweißnähte weist eine grobe, schuppige Oberfläche auf.

Die genaue Aufschlüsselung der Ergebnisse für die Bewertung des Nahtaussehens sowie das daraus resultierende Rating können der Tabelle A.4 entnommen werden. Die statistische Auswertung dieser Ergebnisse im Bezug auf die eingestellten Schweißprozessparameter kann wiederum dem Kapitel 6.8 entnommen werden.

### 5.2.2. Porosität der Schweißnaht

Die Porosität der Verbindungen **B** ist im Allgemeinen deutlich höher als die der Verbindungen **A**. Dabei konnten unterschiedliche Arten von Porosität in den Schweißnähten beobachtet werden. Diese sind in Abbildung 5.12 dargestellt. Die Porenarten unterschei-

den sich dabei in Durchmesser und Tiefe, mittleren Abstand, der Verteilung und der Häufigkeit in der Schweißnaht. Die beobachteten Porennester, die sich teilweise über die gesamte Schweißnaht erstrecken sowie die sehr großen und tiefen Poren traten vorwiegend bei den Verbindungen **B** auf (Vergleich Abbildungen 5.12a und 5.12b), wohingegen die vereinzelt auftretenden Porenzeilen sowie die sehr kleinen Poren mit großem Abstand zueinander vorwiegend bei den Verbindungen **A** auftraten (Vergleich Abbildungen 5.12c und 5.12d). Bei beiden Verbindungen konnten vereinzelt Porenanhäufungen am Schweißnahtanfang beobachtet werden.

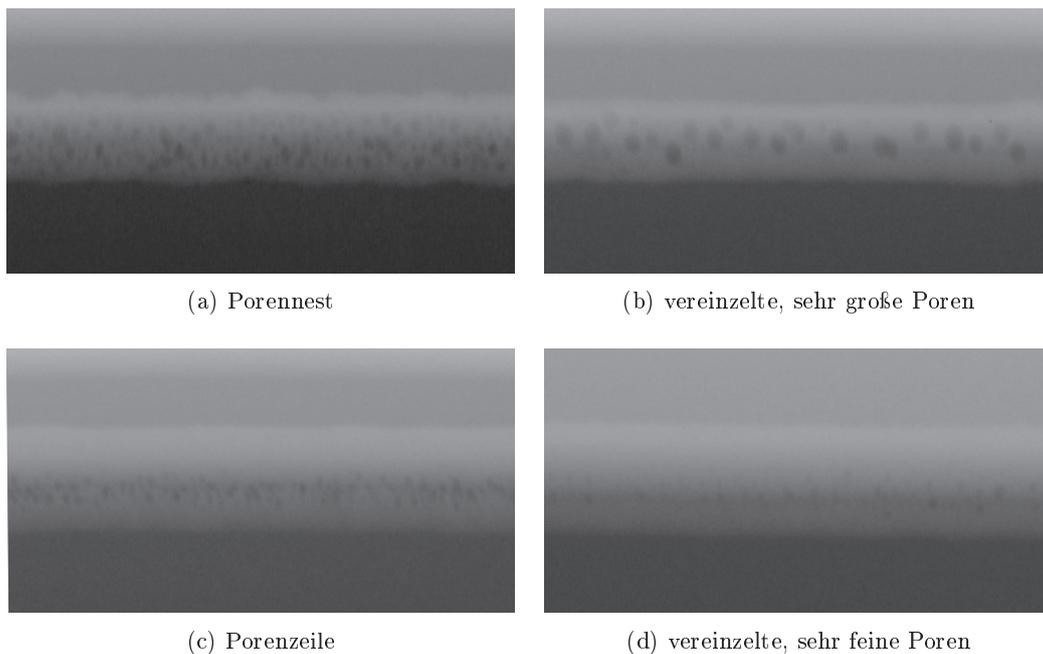


Abbildung 5.12.: Arten der beobachteten Porositäten

Die genaue Aufschlüsselung der Ergebnisse für die Bewertung der Porosität sowie das daraus resultierende Rating können der Tabelle A.5 entnommen werden. Die statistische Auswertung dieser Ergebnisse im Bezug auf die eingestellten Schweißprozessparameter kann wiederum dem Kapitel 6.8 entnommen werden.

### 5.2.3. Schweißnaht- und Gefügebildung

Das Grundgefüge der Aluminium-Legierung AA2196, also des extrudierten Stringers, weist ein heterogenes Gefüge auf, das aus dem Extrusionsprozess resultiert. Die Körner in der Mitte des Stringers weisen dabei eine leichte Streckung in Längsrichtung auf. Die im Werkstoff verteilten Ausscheidungen liegen sowohl an den Korngrenzen als auch innerhalb der Körner vor (siehe Abbildung 5.13a). Das Grundgefüge der Aluminium-Legierung AA2198, also der gewalzten Skin, weist ein heterogenes Gefüge mit Walzstruktur auf,

das heißt es liegen vergleichsweise große und langgestreckten Körner sowie verteilte Ausscheidung vor. Die Ausscheidungen liegen auch hier sowohl an den Korngrenzen als auch innerhalb der Körner vor (siehe Abbildung 5.13b).

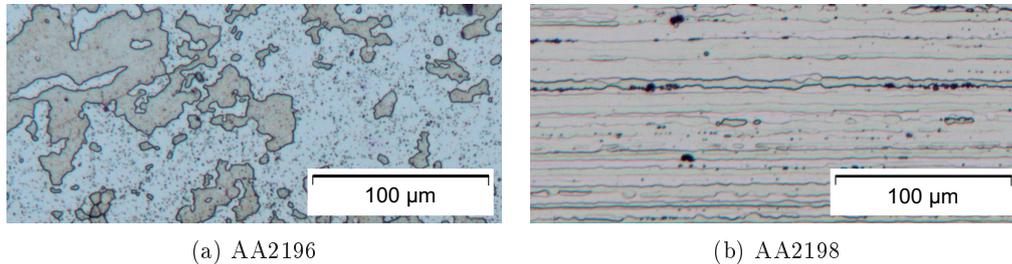


Abbildung 5.13.: Grundgefüge der verwendeten Aluminium-Legierungen

Eine ausgeprägte Wärmeeinflusszone mit grobkörnigem Gefüge kann in keiner der untersuchten Verbindungen **A** und **B** beobachtet werden. Jedoch sind im Übergangsbereich zwischen Stringer-Werkstoff und Schweißnaht (Schmelzlinie) eine teilweise stark steigende Anzahl an größeren Ausscheidungen, die bis zu  $750\mu\text{m}$  in das Stringer-Gefüge hineinreichen, sowie die Ausbildung eines schmalen Bereiches mit einer Breite von  $50\mu\text{m}$  mit extrem feinkörnigen und gleichgerichteten Körnern, auch Equiaxed Grain Zone (EQZ) genannt, zu beobachten. Dieser feinkörnige Bereich konnten auch teilweise auf der Skin-Seite beobachtet werden. Die Korngrenzen in der WEZ nahe der Schmelzlinie erscheinen breiter sowie stärker angereichert mit Ausscheidungen (siehe Abbildung 5.17a). Die partiell aufgeschmolzene Zone auf der Skin-Seite umfasst einen schmaleren Bereich, was auf ihre Walzstruktur und die Ausrichtung der gestreckten Körner, insbesondere im Vergleich zum Gefüge des extrudierten Stringers, zurückzuführen ist (siehe Abbildungen 5.14 und 5.15). Weiterhin zeigt sich, dass die PMZ im seitlichen Bereich der Schweißnaht wesentlich schmaler ausgebildet ist als in der Schweißnahtmitte.

Die Schweißnähte der Verbindungen **A** und **B** selbst weisen entlang der Aufschmelzlinien ein feines dendritische Gefüge auf, das infolge des Schweißprozesses und der daraus resultierenden Strömungen unterschiedliche Wachstumsrichtungen bzw. Erstarrungsrichtungen aufweist. Zur Schweißnahtmitte hin ist dagegen eher ein zelluläres Gefüge zu beobachten. Eine weitere Besonderheit, die beobachtet werden konnte, sind die weißlichen Bereiche vorwiegend in oberen Teil der Schweißnaht (Entmischung). Sie zeigen ebenfalls eine Ausrichtung der Körner in Strömungsrichtung. Die Körner innerhalb dieses Bereiche zeigen im Vergleich zu den umgebenden Dendriten eine größere Ausdehnung sowie eine abweichende Orientierung (siehe Abbildung 5.16a). Dabei konnte teilweise ein zirkulares Wachstum dieser Körner beobachtet werden. Zudem treten in diesem Bereich und insbesondere bei den Verbindungen **B** vermehrt Mikrorisse auf. Die Risse, auch Erstarrungsrisse genannt, verlaufen dabei vorwiegend interkristallin entlang der zusammenstoßenden

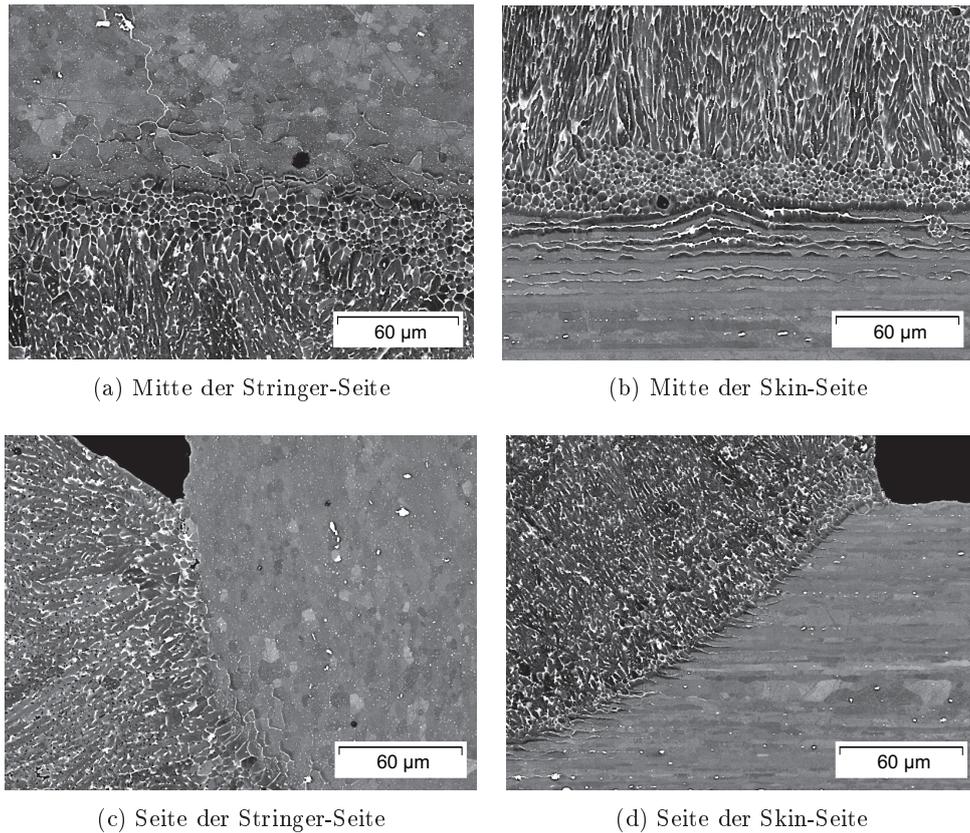


Abbildung 5.14.: Gefügeausbildung in der WEZ der Verbindung **B**

Erstarrungsfronten (siehe Abbildung 5.16b). In den äußeren Bereichen der Schweißnaht, in denen auch die weißen Bereiche vorliegen, kann zudem eine Anhäufung feinsten Ausscheidungen beobachtet werden (siehe Abbildung 5.17b). Die makroskopischen Risse der Verbindungen **B** können vorwiegend in der Schweißnahtmitte in vertikaler Richtung sowie teilweise im oberen Bereich der Schweißnaht entlang der Schmelzlinie in horizontaler Richtung beobachtet werden. Im unteren Teil der Schweißnaht zeigen sich Wiederaufschmelzlinien, die sich als wiederholender schmaler, feinkörniger Bereich darstellen (siehe Abbildung 5.18).

Ein deutlicher Unterschied zwischen den Verbindungen **A** und **B** konnte in der Schweißnahtform gefunden werden (siehe Abbildung 5.21). Dabei weisen die Schweißverbindung **B** eine Einschnürung auf beiden Seiten des Stringers beim Laserstrahleintritt in den Grundwerkstoff sowie eine Ausbauchung der Schweißnaht in der Schweißnahtmitte auf. Infolgedessen konnte bei diesen Schweißnähten eine erhöhte Einschweißtiefe beobachtet werden (siehe Abbildung 5.19). In der Ausbauchung auf der Stringerseite konnte zudem eine Ansammlung von Poren entlang der Schmelzlinie beobachtet werden (siehe Abbildung 5.20).

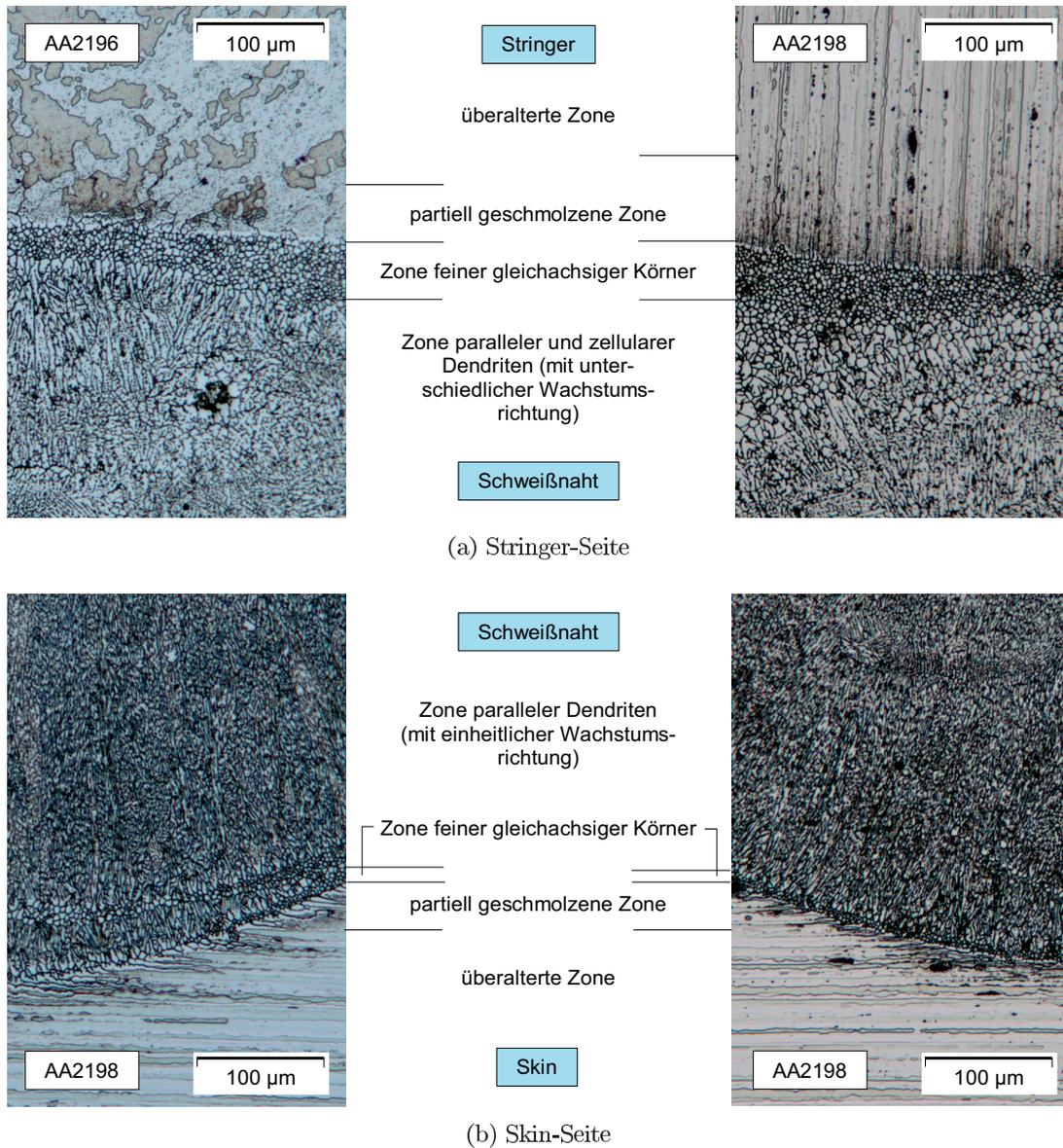
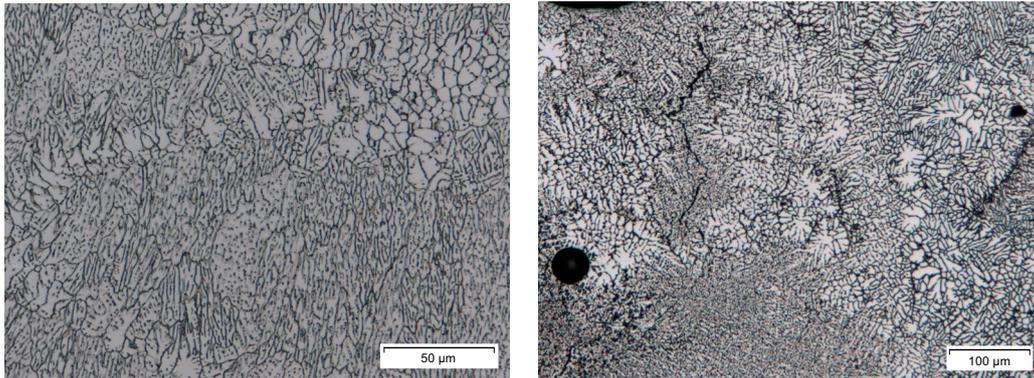


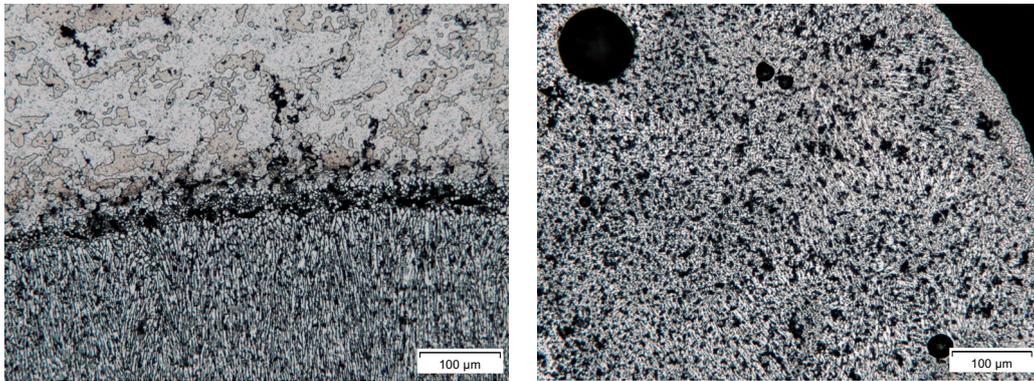
Abbildung 5.15.: Gefügeausbildung in der Schweißnaht und der WEZ nahe der Schmelzlinie bei den Verbindungen **A** und **B**



(a) Rand des Entmischungsbereichs

(b) Risse

Abbildung 5.16.: Gefüge in der Schweißnaht



(a) an der Schmelzlinie zum Stringer

(b) an der Außenseite der Schweißnaht

Abbildung 5.17.: Ausscheidungen im Schweißnahtbereich

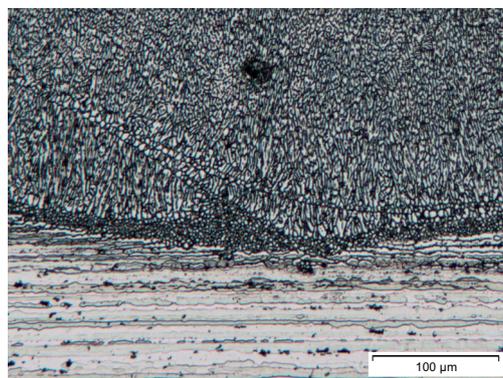
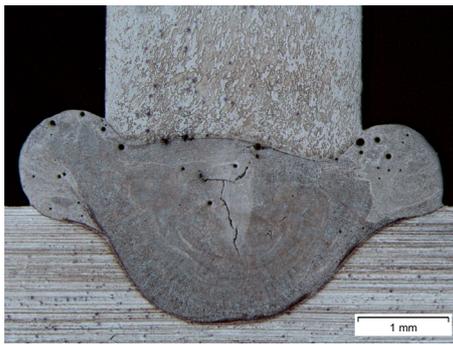
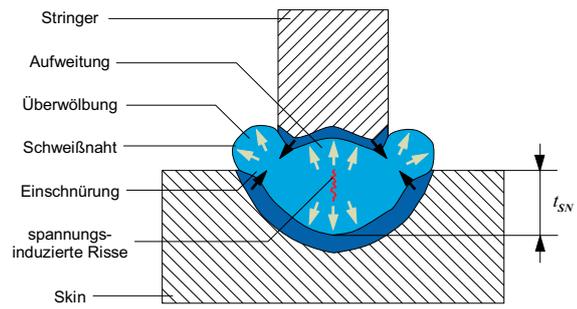


Abbildung 5.18.: Wiederaufschmelzlinien in der Schweißnaht

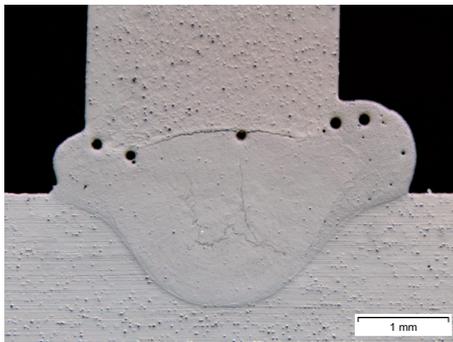


(a) Querschliff, geätzt

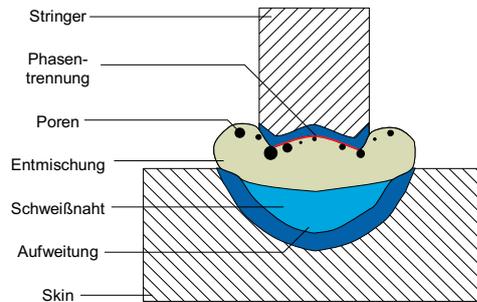


(b) Schematische Darstellung der auftretenden Effekte

Abbildung 5.19.: Auftretende Einschnürung, Aufweitung und Überwölbung bei der Verbindung **B**

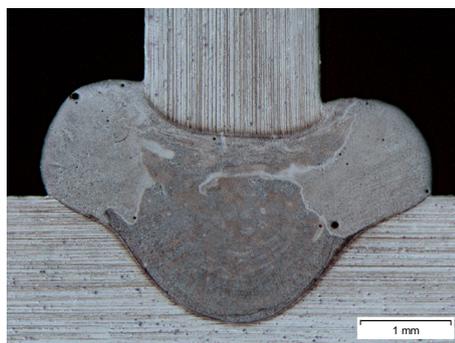


(a) Querschliff, ungeätzt

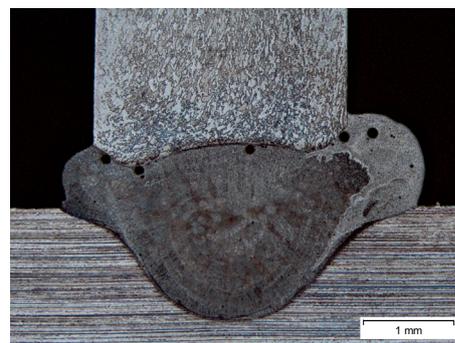


(b) Schematische Darstellung der auftretenden Effekte

Abbildung 5.20.: Auftretende Phasentrennung und Entmischung bei den Verbindungen **A** und **B**



(a) Verbindung **A**



(b) Verbindung **B**

Abbildung 5.21.: Typische Schweißnahtformen der beiden Verbindungsarten

#### 5.2.4. Elementenverteilung in der Schweißnaht

Der rechnerische Silizium-Gehalt  $Si_{rechn,SN}$  der erstellten Schweißnähte ergibt sich aus den Silizium-Gehalten der verwendeten Grundwerkstoffe für Stringer  $Si_{St}$ , Skin  $Si_{Sk}$  und Draht  $Si_{Dr}$  (in Gew.-%) sowie den tatsächlich aufgeschmolzenen Volumenanteilen von Stringer, Skin und Draht. Das (zylindrische) Volumen ist dabei für ein Weginkrement proportional zur Fläche, so dass die Anteile für den Stringer  $A_{St}$  und die Skin  $A_{Sk}$  sowie für die gesamte Schweißnaht  $A_{SN}$  grafisch über die erstellten Schlibbilder berechnet werden können (siehe Gleichung 5.1). Um den Unterschied zwischen Schweißgeschwindigkeit und Drahtgeschwindigkeit, die im Allgemeinen größer ist, auszugleichen, wird die Querschnittsfläche des Drahtes  $A_{Dr}$  proportional zum Geschwindigkeitsverhältnis vergrößert zu  $\bar{A}_{Dr}$  (siehe Gleichung 5.2). Bei der Berechnung wird von einer homogenen Verteilung des Siliziums in den Grundwerkstoffen und der resultierenden Schweißnaht ausgegangen.

$$Si_{rechn,SN} = \frac{A_{St} \cdot Si_{St} + A_{Sk} \cdot Si_{Sk} + 2 \cdot \bar{A}_{Dr} \cdot Si_{Dr}}{A_{SN}} \quad (5.1)$$

$$\bar{A}_{Dr} = A_{Dr} \cdot \frac{v_D}{v_S} \quad (5.2)$$

Die Basis der Berechnung, die Schweißnahtfläche, wird dabei maßgeblich durch die eingestellten Schweißparameter, die Schweißleistung, die Schweißgeschwindigkeit und die Drahtgeschwindigkeit, bestimmt. Die Abbildung 5.22 zeigt die Abhängigkeit des rechnerischen Silizium-Gehalts der Schweißnaht von der Streckenenergie und der Drahtgeschwindigkeit, wobei die anderen Schweißparameter konstant bleiben. Mit zunehmender Streckenenergie vergrößert sich die Schweißnahtfläche, so dass der Silizium-Gehalt bei konstanter Drahtzufuhr kleiner wird. Bei steigender Drahtzufuhr und einer durch die konstante Streckenenergie konstante Schweißnahtfläche steigt jedoch der Silizium-Gehalt.

Die Abbildung 5.23 zeigt die errechneten Silizium-Gehalte der erstellten Verbindungen **A** und **B**. Bei dem angegebenen Mindest-Silizium-Gehalt von 3 Gew.-% handelt es sich um den optimalen Mindestgehalt für Aluminium-Legierungen, bei dem nach Abbildung 2.8 eine minimale Heißrissneigung vorliegt. In der Praxis wird dagegen eher mit einem Mindest-Silizium-Gehalt von 2 Gew.-% gearbeitet. Die Silizium-Gehalte der Verbindung **A** liegen im Gegensatz zur Verbindung **B** deutlich über dem Mindest-Silizium-Gehalt.

Die Abbildung 5.24 zeigt die Ergebnisse der EDX-Linien-Analyse im Bereich der Schmelzlinie einer Schweißerbindung **B**. Dabei sind nur die Legierungselemente angegeben, die eine vergleichsweise markante Verteilung in diesem Bereich aufweisen. Die nicht angegebenen Legierungselemente (Mg, Mn, Cr, Zn, Zr) wiesen in diesem Bereich nur Werte unter  $\approx 0,2$  Gew.-% auf. Die fortlaufend nummerierten Messpunkte liegen in der WEZ der Skin aus AA2198 (1 bis 21), direkt auf der Schmelzlinie (22) und in der Schweißnaht (23 bis 48).

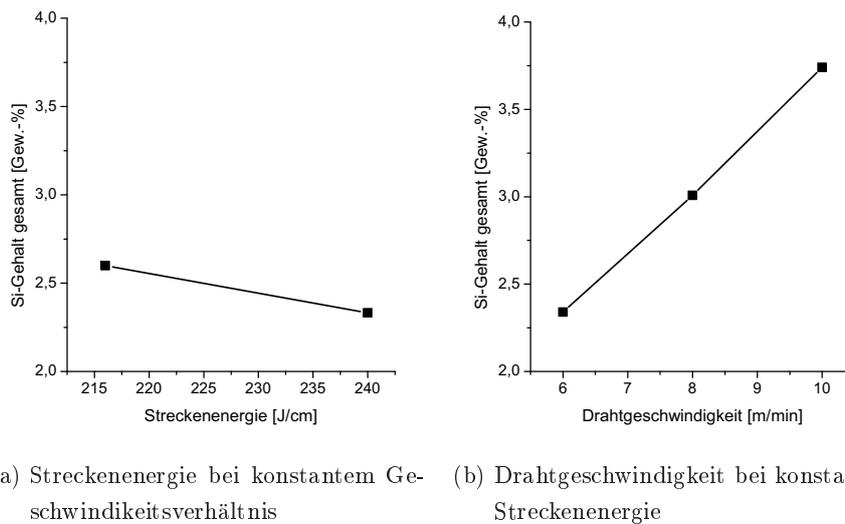
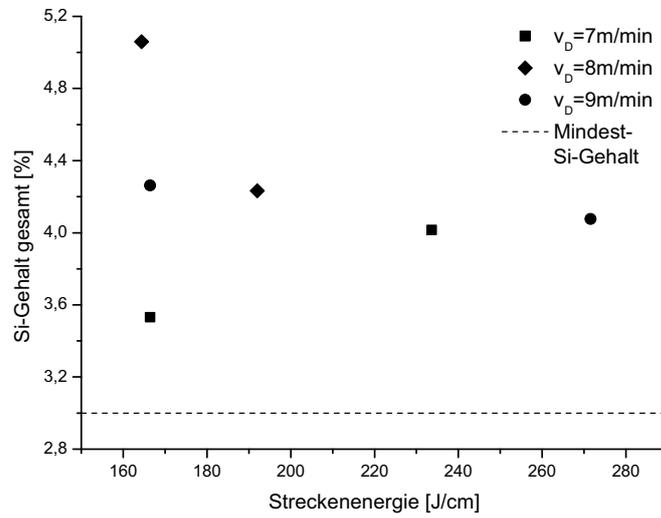


Abbildung 5.22.: Abhängigkeit des Silizium-Gehalts von den Schweißprozessparametern (am Beispiel Verbindung **B**)

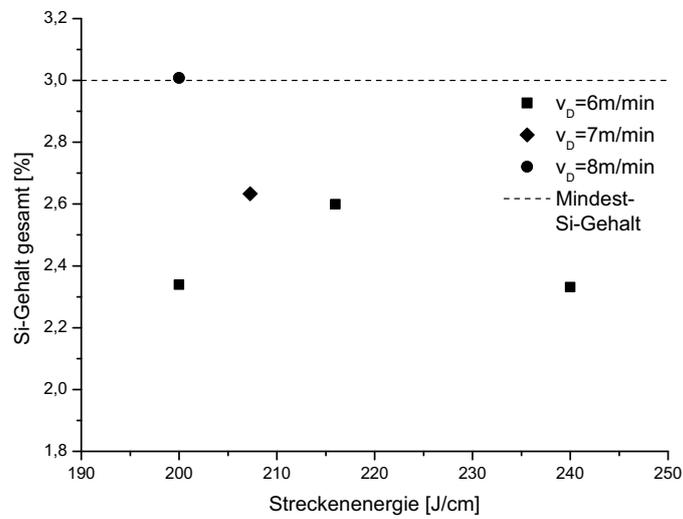
Innerhalb des Bereiches der WEZ ist ein nahezu konstanter Gehalt der betrachteten Legierungselemente zu beobachten. Dagegen schwanken die Gehalte innerhalb der Schweißnaht deutlich. Dabei steigen der Kupfer-Gehalt und der Silizium-Gehalt lokal an, wobei ein gleichzeitiger Abfall des Aluminium-Gehalts zu beobachten ist. Die ermittelten Gehalte der betrachteten Legierungselemente im Grundwerkstoff der Skin stimmen weitestgehend mit den in Tabelle 4.1 angegebenen Werten überein. Der ermittelte Silizium-Gehalt in der Schweißnaht mit durchschnittlich  $\approx 0,2$  Gew.-% liegt überwiegend unterhalb des errechneten Wertes. Lediglich ein lokaler Peak weist einen Silizium-Gehalt von circa 7,8 Gew.-% auf.

Auf Grundlage der beobachteten Entmischung in den erstellten Schweißnähten wurden weitere EDX-Messungen an verschiedenen Stellen in der Schweißnaht einer Verbindung **B** durchgeführt (siehe Abbildung 5.25). Die Ergebnisse der Analyse sind in Tabelle 5.3 zusammengefasst. Bei den angegebenen Legierungselementen handelt es sich nur um diejenigen Elemente, die einen kleinen Fehler aufweisen.

Im Zentrum der Schweißnaht sowie im unteren Bereich der Schweißnaht auf der Seite der Skin wurde kein bzw. nur ein sehr geringer Silizium-Gehalt nachgewiesen. Dagegen liegt in den oberen Bereichen der Schweißnaht ein Silizium-Gehalt bei circa 1,21% und liegt damit auch hier weit unter dem rechnerisch ermittelten Silizium-Gehalt. Die Verteilung des Siliziums in der Schweißnaht ist insgesamt sehr inhomogen. Weiterhin fällt auf, dass im unteren Bereich der Schweißnaht vorwiegend die im Verhältnis zu Aluminium schwereren Elemente, wie Kupfer und Silber, nachgewiesen werden konnten, wohingegen die leichten Elemente, wie Silizium, in den oberen Bereich verstärkt auftreten.

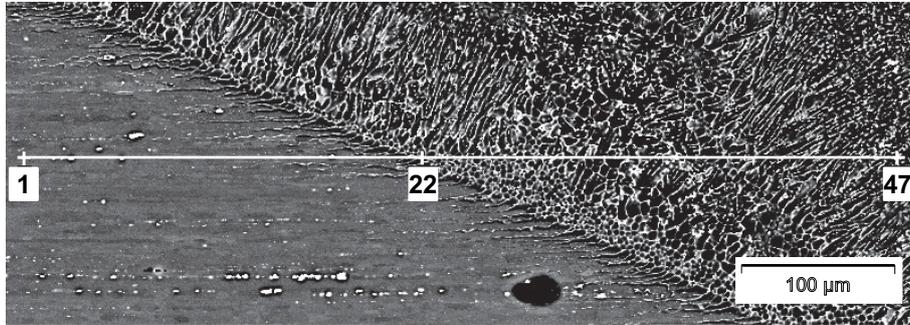


(a) Verbindungen A

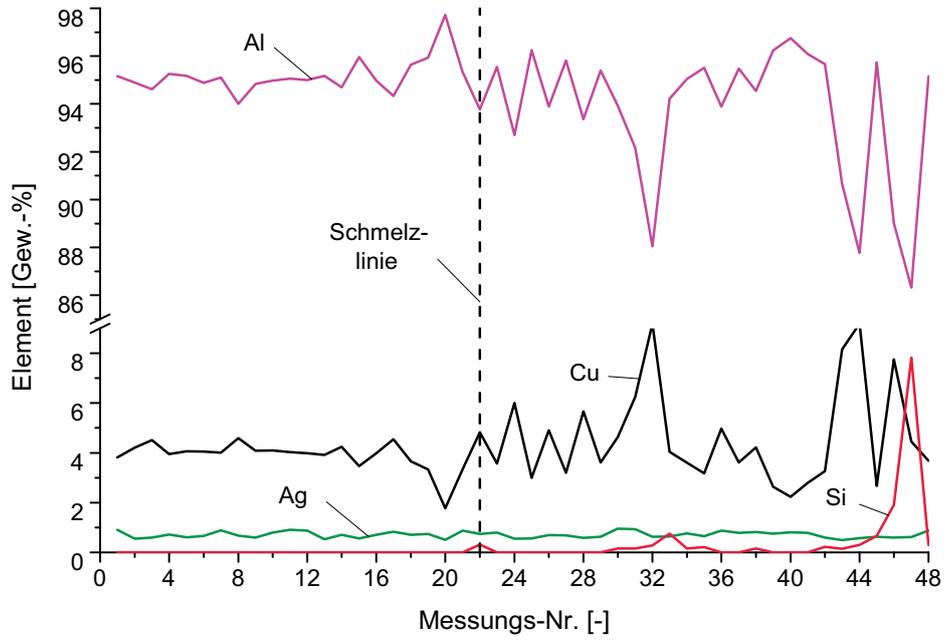


(b) Verbindungen B

Abbildung 5.23.: Rechnerisch ermittelte Silizium-Gehalte für eine Auswahl der erstellten Verbindungen A und B



(a) Lage der Messpunkte in der Schweißnaht



(b) Markanteste Legierungselemente in der Messung

Abbildung 5.24.: Ergebnisse der EDX-Linien-Analyse in einer Schweißnaht der Verbindung **B**

Position	Gehalt						
	Al [Gew.-%]	Cu [Gew.-%]	Si [Gew.-%]	Ag [Gew.-%]	Fe [Gew.-%]	Mg [Gew.-%]	Zr [Gew.-%]
oben links	92,31	5,20	1,62	0,49	0,37	n.b.	n.b.
oben rechts	93,03	5,08	1,47	0,32	n.b.	0,11	n.b.
oben Mitte	93,53	5,13	0,55	0,49	n.b.	n.b.	0,29
Mitte	92,78	6,40	n.b.	0,47	0,35	n.b.	n.b.
unten Mitte	90,56	8,62	n.b.	0,66	n.b.	0,16	n.b.

n.b.=nicht bestimmbar

Tabelle 5.3.: Ergebnisse der EDX-Analyse in verschiedenen Bereichen der Schweißnaht

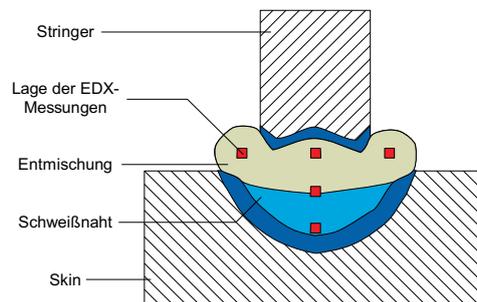


Abbildung 5.25.: Schematische Darstellung der Lage der EDX-Messungen in der Schweißnaht

## 5.2.5. Mechanische Kennwerte der Schweißverbindung

### Pull-Out-Versuche

Die Abbildung 5.26 zeigt die Ergebnisse der durchgeführten Pull-Out-Versuche für die beiden Verbindungen **A** und **B** im Vergleich zu zwei anderen Aluminium-Legierungen für den Flugzeugbau. Die in den Pull-Out-Versuchen ermittelten mechanischen Kennwerte der Verbindung sind in Tabelle 5.4 zusammengefasst. Dabei zeigt die Verbindung **A** mit Abstand die besten Ergebnisse und Verbindung **B** mit Abstand die schlechtesten Ergebnisse. Die Spannung steigt während der Pull-Out-Versuche kontinuierlich an bis die jeweilige Probe gerissen ist. In einigen Fällen konnte zudem ein kurzzeitiges Abfallen der Spannung beobachtet werden, was mit dem teilweisen bzw. lokalen Aufreißen der Schweißnaht einher ging (siehe Abbildung 5.27).

Die Untersuchung der Lage des Bruches zeigt, dass die Mehrheit der Proben aus beiden Verbindungsarten **A** und **B** in der WEZ bzw. entlang der Schmelzlinie zwischen der Schweißnaht und dem Stringer versagen (siehe Abbildung 5.28). Nur bei sehr wenigen Proben wich die Lage der Bruchfläche von der allgemein vorherrschenden Bruchlage ab.

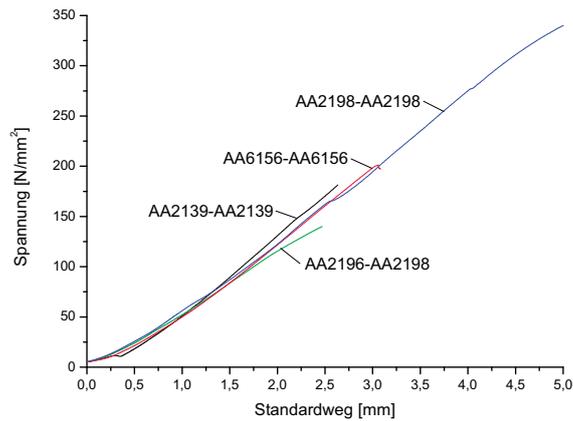


Abbildung 5.26.: Vergleich der Ergebnisse für den Pull-Out-Versuch für verschiedene Legierungen

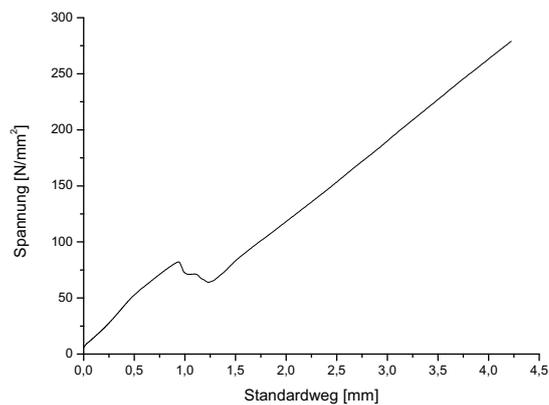


Abbildung 5.27.: Beispiel für das lokale Aufreißen einer Pull-Out-Probe

So konnte bei einer Probe eine Ablenkung des Risses in die Schweißnaht beobachtet werden. Bei einer Probe vom Verbindungstyp **A**, also bei gleichem Material für Skin und Stringer, wiederum lag die Bruchlage in der WEZ der Skin, was ein vollkommen anderes Versagensverhalten darstellt (siehe Abbildung 5.29). Dabei fiel auf, dass der Anbindungsquerschnitt infolge der Schweißnahtausbildung auf der Skin-Seite kleiner war als auf der Stringer-Seite. Bei genauer Begutachtung der Bruchflächen stellte sich heraus, dass neben der stumpfen Bruchoberfläche auch eine hellere und blanke Oberfläche mit blasiger Struktur auftritt. Weiterhin konnten neben den in der Schweißnaht verteilten Poren auch ein Netzwerk aus feinen Rissen festgestellt werden (siehe Abbildung 5.30).

Versuchs- nr.	maximale Spannung [ $N/mm^2$ ]
A1	$356,2 \pm 7,3$
A2	$265,3 \pm 2,5$
A6	$280,4 \pm 46,5$
A9	$245,6 \pm 71,2$
A11	$187,6 \pm 48,6$
A13	$337,9 \pm 16,4$
<hr style="border-top: 1px dashed black;"/>	
B1	$78,5 \pm 27,0$
B2	$42,1 \pm 11,8$
B5	$120,9 \pm 17,1$
B6	$69,8 \pm 34,9$
B7	$62,7 \pm 1,1$
BE	$802 \pm 34,4$

Tabelle 5.4.: Ergebnisse der Pull-Out-Versuche für die Verbindungen **A** und **B**

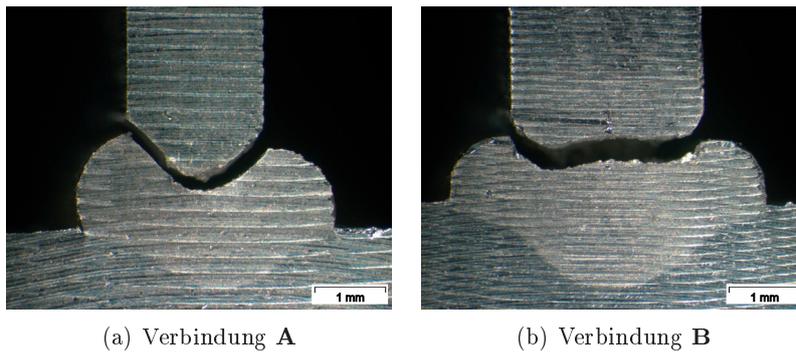


Abbildung 5.28.: Überwiegende Versagensart bei den Pull-Out-Versuchen

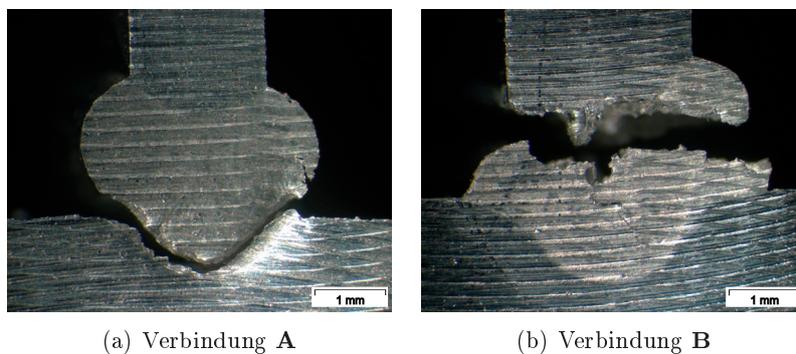
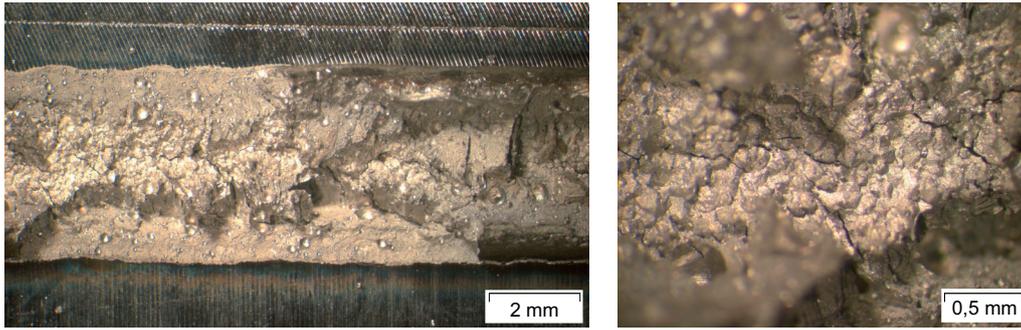


Abbildung 5.29.: Spezielle Versagensart bei den Pull-Out-Versuchen



(a) Bruchfläche mit verschiedenen Oberflächenarten

(b) vergrößelter Ausschnitt

Abbildung 5.30.: Übersicht über eine Bruchfläche

Versuchs- nr.	Streck- grenze [N/mm <sup>2</sup> ]	Zug- festigkeit [N/mm <sup>2</sup> ]	E-Modul [GPa]	Bruch- dehnung [%]	Wirkungs- grad
B1	291,92 ± 3,43	311,79 ± 9,16	79,9 ± 3,04	2,44 ± 0,41	74 ± 2
B5	291,88 ± 1,73	320,97 ± 2,32	71,81 ± 5,57	2,73 ± 0,4	76 ± 1
B7	290,62 ± 3,62	331,51 ± 5,43	73,82 ± 2,21	3,17 ± 0,08	79 ± 1

Tabelle 5.5.: Ergebnisse der Hoop-Stress-Versuche für die Verbindungen **B**

### Hoop-Stress-Versuche

Die in den Hoop-Stress-Versuchen ermittelten mechanischen Kennwerte der Verbindung **B** sind in Tabelle 5.5 zusammengefasst. Dabei zeigt sich, dass die geschweißten Verbindungen einen Wirkungsgrad  $\eta_{SV}$  von  $\approx 76\%$  haben. Das heißt, die geschweißten Verbindungen erreichen nur circa drei Viertel der Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes der Skin (siehe Abbildung 5.31). Die vorliegende Einschweißtiefe entspricht dabei im Mittel ebenfalls drei Vierteln der Blechdicke der Skin. Auch die Bruchdehnung der geschweißten Verbindung ist deutlich niedriger und entspricht nur circa einem Siebtel der Bruchdehnung des Grundwerkstoffes. Die geschweißte Verbindung weist weiterhin einen lokalen Spannungsabfall auf, was auch hier mit einem teilweisen Versagen bzw. lokalen Aufreißen der Probe einher ging (siehe Abbildung 5.31).

Die Untersuchung der Lage des Bruches zeigt, dass bei der Mehrheit der Proben aus Verbindung **B** der Riss bis zum Erreichen der vollen Einschweißtiefe in der WEZ bzw. entlang der Schmelzlinie zwischen der Schweißnaht und der Skin verläuft, um dann in einem Winkel von  $45^\circ$  durch den Grundwerkstoff der Skin zu laufen (siehe Abbildung 5.32). Bei einigen Proben konnte ferner ein Riss durch die Schweißnaht sowie entlang der Schmelzlinie zwischen der Schweißnaht und dem Stringer beobachtet werden. Bei einer Probe konnte weiterhin eine Rissausbreitung durch die Schweißnaht und beginnend an der WEZ des Stringers beobachtet werden (siehe Abbildung 5.33).

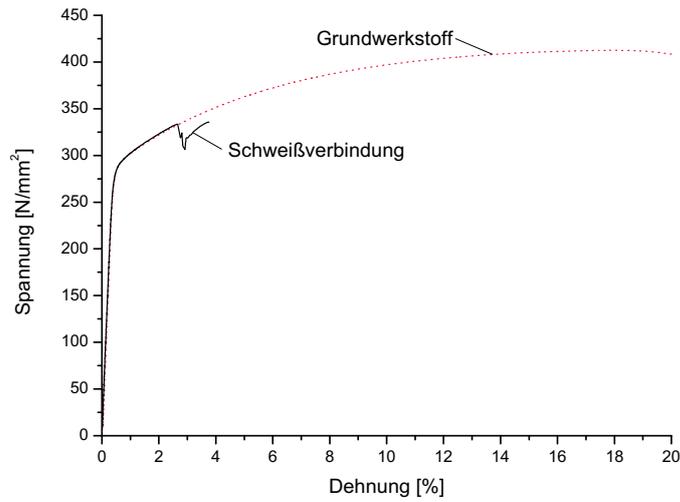


Abbildung 5.31.: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe zwischen dem Grundwerkstoff und einer geschweißten Verbindung aus dem gleichen Werkstoff AA2198 T3 transversal)

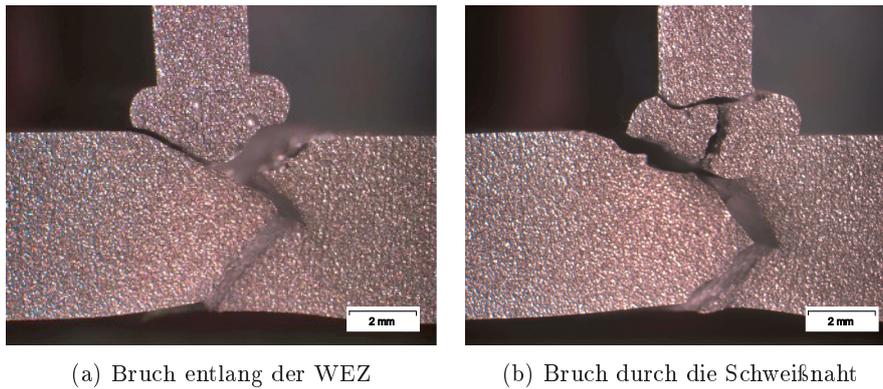


Abbildung 5.32.: Überwiegende Versagensart bei den Hoop-Stress-Versuchen

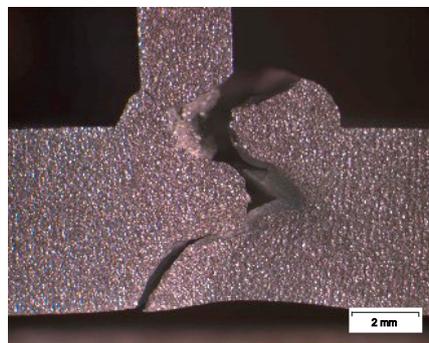


Abbildung 5.33.: Spezielle Versagensart bei den Hoop-Stress-Versuchen

## Mikrohärtemessung

Vor Beginn der Härteprüfung wurde eine Überprüfung des Härteprüfgerätes mit Hilfe einer Härtevergleichsplatte, die eine definierte Mikrohärte von  $102,2HV0,2$  aufweist, vorgenommen. Das Ergebnis dieser Testmessung lag bei  $99,0HV0,2$  und weist damit eine Abweichung von  $\approx +3,2\%$  auf. Die Abbildung 5.34 zeigt die Ergebnisse des Härte-Mappings im Querschliff der erstellten Schweißverbindungen **A** und **B**. Die Koordinaten in der Abbildung ergeben sich aus  $x = 0mm$  als die Schweißnaht- bzw. Stringermittle sowie aus  $y = 0mm$  als obere Kante der Skin. Dabei sind Unterschiede zwischen den Härtegraden der Grundwerkstoffe aufgefallen. So weist die Skin aus AA2198 T3 eine deutlich geringere Härte auf als der Stringer aus AA2196 T8 und der Skin aus AA2198 T8. Bei allen Proben zeigt sich eine teilweise kleinere Härte in der Schweißnaht im Vergleich zu den verwendeten Grundwerkstoffen. Je nach Werkstoffpaarungen sind dabei die Härtesprünge, also lokale Härteabfälle innerhalb weniger zehntel Millimeter, mehr oder weniger stark ausgeprägt. Die Schweißverbindung aus gleichartigen AA2198 T3 zeigt dabei im Vergleich zu verschiedenartigen Werkstoffpaarungen eine homogene Härteverteilung über die Schweißnaht auf. Weiterhin ist die Ausbildung der Wärmeeinflusszone, die Erweichung des der Schweißnaht angrenzende Gefügebereichs darstellt, deutlich zu erkennen. Dabei ist der Härteabfall in der Schweißnahtmitte, also den ausgebauchten Bereich, deutlich größer als in den seitlichen, eingeschnürten Bereichen. Weiterhin ist das zeilenförmige Gefüge der gewalzten Skin aus AA2198 ebenfalls im Härte-Mapping zu erkennen. Dabei weisen einzelne zeilenförmige Bereiche eine höhere Härte auf, als die umgebenden Bereiche.

Die Abbildung 5.35 zeigt den Verlauf der Härte über die Mitte der Schweißnaht bei  $x = 0mm$ . Die gestrichelten Linien in der Abbildung kennzeichnen den Bereich der Schweißnaht. Die verschiedenen Grundhärten der verwendeten Werkstoffe sind auch in dieser Abbildung deutlich zu erkennen. Auch der rapide Abfall der Härte in der Nähe der Schweißnaht bzw. in der WEZ ist deutlich zu erkennen. Dabei zeigt sich, dass die Härteniveaus bei der Skin aus AA2198 T8 und dem Stringer aus AA2196 T8 ungefähr gleich sind bzw. sich bei der Skin aus AA2198 T3 und dem Stringer aus AA2196 T8 deutlich unterscheiden.

Die Tabelle 5.6 zeigt die Ergebnisse der Härtemessungen aufgeschlüsselt nach den verschiedenen Werkstoffpaarungen und den einzelnen Schweißnahtbereichen. Dabei fällt auf, dass die Härte der Skin aus AA2198 T8 und die Härte des Stringers aus AA2196 T8 eine vergleichbare Härte aufweisen.

Ein kleiner Teil der erstellten Härteeindrücke konnte aufgrund darunter liegender Poren oder aufgrund der Nähe der Eindrücke zu benachbarten Poren nicht ausgewertet werden, da die Eindrücke in diesen Bereich überproportional groß waren.

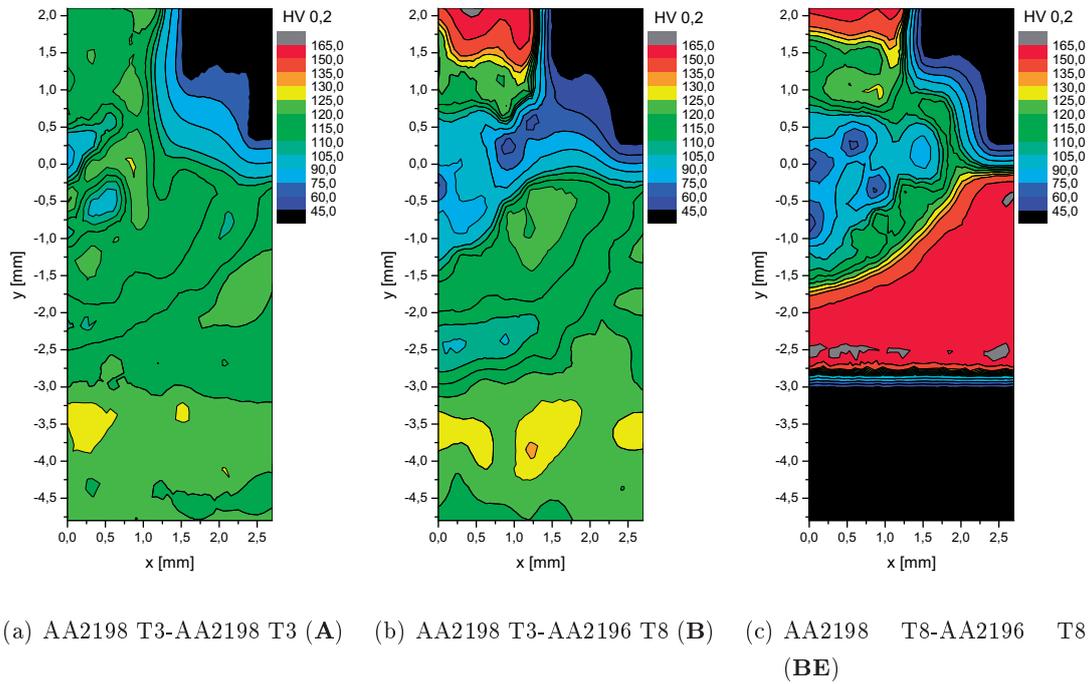
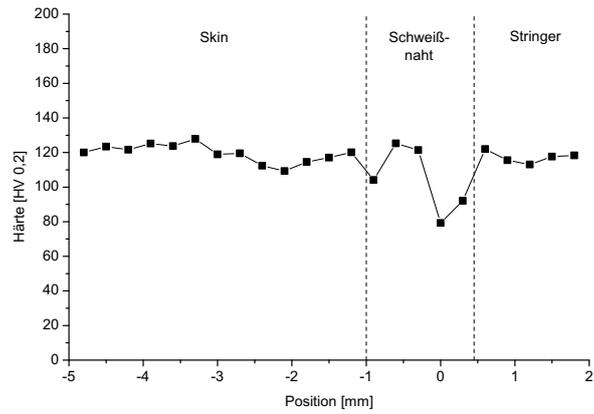


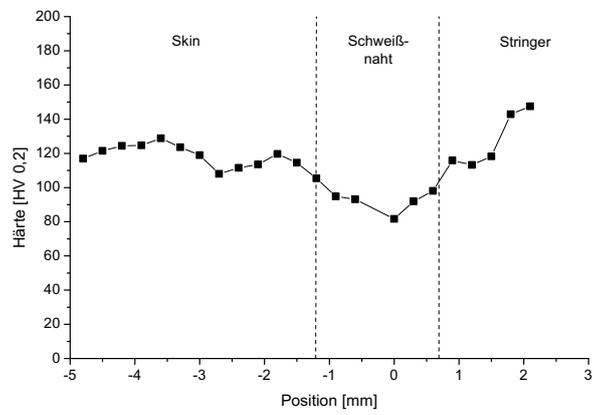
Abbildung 5.34.: Farbkontur-Plot der Härte bei verschiedenen Werkstoffpaarungen (gemittelt/geglättet)

Skin	Stringer	Ort	Härte [HV0, 2]
AA2198 T3	AA2198 T3	Stringer	118,8 ± 1,2
		WEZ Stringer	120,2 ± 1,9
		Schweißnaht	109,2 ± 17,8
		WEZ Skin	112,6 ± 3,6
		Skin	119,0 ± 2,4
AA2198 T3	AA2196 T8	Stringer	155,5 ± 6,7
		WEZ Stringer	119,7 ± 3,3
		Schweißnaht	94,0 ± 17,6
		WEZ Skin	109,9 ± 4,3
		Skin	119,0 ± 2,4
AA2198 T8	AA2196 T8	Stringer	151,6 ± 7,2
		WEZ Stringer	119,0 ± 5,2
		Schweißnaht	78,4 ± 24,0
		WEZ Skin	126,9 ± 15,5
		Skin	158,7 ± 3,4

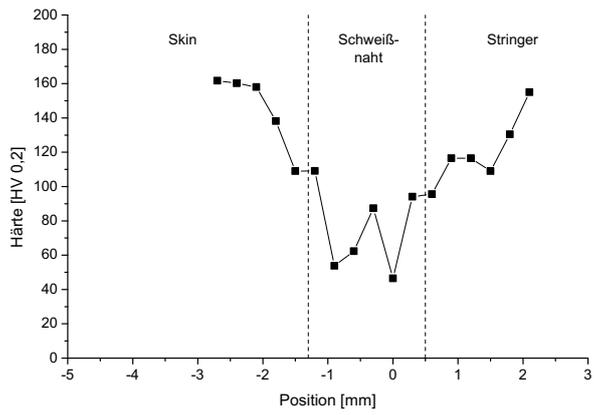
Tabelle 5.6.: Ergebnisse der Härtemessungen für verschiedene Werkstoffpaarungen



(a) AA2198 T3-AA2198 T3 (A)



(b) AA2198 T3-AA2196 T8 (B)



(c) AA2198 T8-AA2196 T8 (BE)

Abbildung 5.35.: Härteverlauf in der Schweißnahtmitte für verschiedene Werkstoffpaarungen

Skin	D	Stringer	D	Längsverzug Skin	Längsverzug Stringer
	[mm]		[mm]	[mm]	[mm]
AA2198 T8	3,2	AA2196 T8	2,7	$\approx 2$	$\approx 2$
AA2198 T3	5	AA2196 T8	2,7	$\approx 1,8$	$\approx 1,2$
AA2198 T3	5	AA2196 T3	1,9	$\approx 0,4$	$\approx 1$

Tabelle 5.7.: Längsverzug bei Schweißverbindung **A** und **B**

### 5.2.6. Verzug der Schweißverbindung

Bei allen kleinformatigen Proben konnte trotz Verwendung der Einspannvorrichtung ein kleiner Längs- und Querverzug beobachtet werden (siehe Abbildung 5.36). Dabei war der Längsverzug etwas stärker ausgeprägt als der Querverzug. Der Längsverzug der Skin äußert sich in einer Aufwölbung in Schweißrichtung in der Mitte des Skin-Blechs um  $v_{l,sk}$ . Dadurch entsteht am freien und ungeschweißten Ende des Stringers eine Differenz  $v_{l,st}$  zwischen Skin und Stringer (siehe Abbildung 5.36a). In Tabelle 5.7 sind die durchschnittlichen Werte für den beobachteten Längsverzug bei Skin und Stringer aufgelistet. Der Querverzug äußert sich dagegen in einer Unterwölbung des Skin-Blechs quer zur Schweißrichtung in der Mitte des Skin-Blechs. Dadurch entsteht wiederum eine Differenz  $v_{q,sk}$  zwischen der Skin und dem ebenen Untergrund auf jeder Seite (siehe Abbildung 5.36b). Der Querverzug beträgt dagegen nur weniger Hundertstel Millimeter auf jeder Seite vom Stringer. Der Schrumpfwinkel beträgt nur circa  $1^\circ$ . Bei den großformatigen Stringern konnte ein ähnliches Verzugsverhalten beobachtet werden, wobei infolge der größeren Abmessungen die Auf- und Unterwölbung des Skin-Blechs größer erscheint.

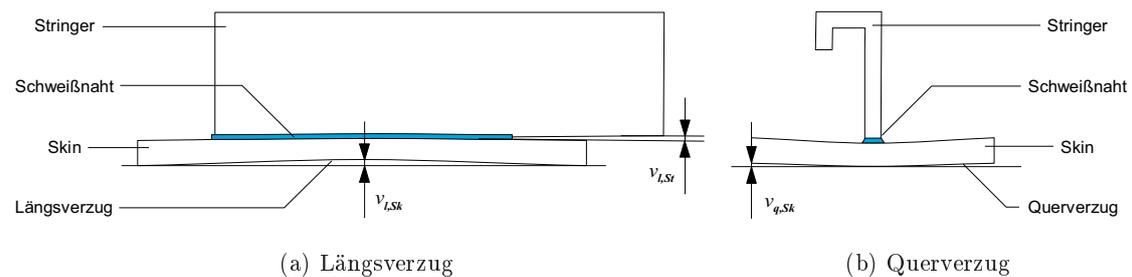


Abbildung 5.36.: Schematische Darstellung des beobachteten Verzugs

## 6. Diskussion

### 6.1. Nahtaussehen

Die starke Überwölbung der Schweißnähte, die bei allen erstellten Schweißverbindungen beobachtet werden konnte, kann verschiedene Ursachen haben. Neben dem beobachteten Zusammenhang zwischen Schweißnahtüberwölbung und Porosität, kann die Ursache auch in der niedrigen Viskosität und der hohen Oberflächenspannung der Aluminium-Schmelze liegen. Diese Effekte werden durch das in beiden Legierungen enthaltene Element Lithium verstärkt. Die Schuppigkeit der Schweißnähte ergibt sich aus kleinen Instabilitäten des Keyholes, der hohen Schmelzbaddynamik sowie ebenfalls aus der niedrigen Viskosität der Schmelze [3]. Die Abweichung von der Symmetrie sowie die Ungleichmäßigkeit der Schweißnähte links und rechts vom Stringer ist im Wesentlichen auf eine abweichende Positionierung der Laser zurückzuführen. Da die Positionierungslaser vom jeweiligen Operator nur über Augenmaß unter Zuhilfenahme des Kamerasystems eingestellt werden, kann nicht immer eine einwandfreie Positionierung gewährleistet werden, so dass eine asymmetrische Nahtausbildung resultieren kann. Weiterhin können auch Unterschiede in der Drahtförderung zwischen der linken und rechten Drahtfördereinheit sowie Unterschiede in der Leistung beider CO<sub>2</sub>-Laser die Schweißnahtausbildung beeinflussen.

### 6.2. Porosität der Schweißnaht

Als Hauptursache für die Entstehung von Poren in den erstellten Schweißnähten konnte das Vorhandensein einer Oxidschicht, als Wasserstoffquelle, auf den zu verschweißenden Aluminium-Halbzeugen identifiziert werden. Dabei konnte, durch den Abtrag einer ausreichenden Schichtdicke und die Durchführung der Schweißung direkt im Anschluss, die Porosität in der Schweißnaht auf ein Minimum reduziert werden. Die Porosität, die aus einer vorhandenen Oxidschicht resultiert, zeichnet sich durch die gleichmäßige Verteilung größerer Poren über die Schweißnahtlänge aus. Schließlich kann auch die Oxidschicht des Schweißdrahtes eine Quelle für Wasserstoff darstellen und eine gleichmäßige und feine Porosität über die Schweißnahtlänge verursachen.

Die Oxidschichten der beiden verwendeten Legierungen AA2196 T8 und AA2198 T3 unterscheiden sich dabei in der Schichtdicke sowie in der Geschwindigkeit der Neubildung der Schicht.

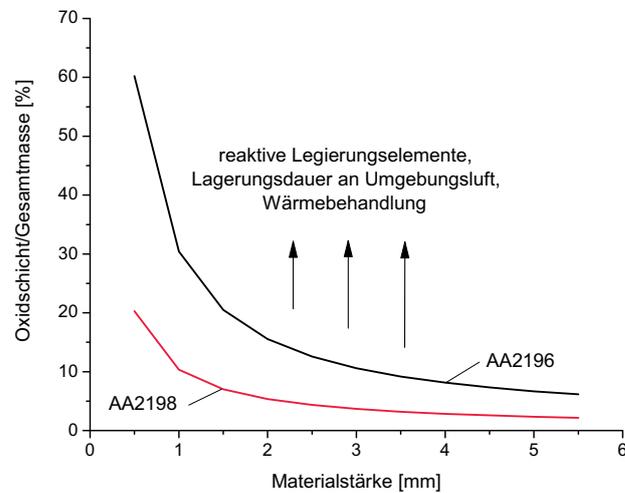


Abbildung 6.1.: Verhältnis zwischen Oxidschicht-Anteil und Gesamtmasse der verwendeten Aluminium-Halbzeuge

Um die Porenentstehung in der Schweißnaht zu minimieren genügt bei der Legierung AA2198 ein deutlich geringerer Abtrag als bei der Legierung AA2196. Die Legierung AA2196 weist demnach eine dickere Oxidschicht auf, was mit den Angaben des Werkstoffherstellers ALCAN übereinstimmt. Die Dicke der Oxidschicht  $d_{OS}$  wurde vom Hersteller für die Legierung AA2196 mit  $\approx 150\mu m$  und für die Legierung AA2198 mit  $\approx 50\mu m$  angegeben [14]. Dies konnte ebenfalls über die Bestimmung des Wasserstoff-Gehalts (in *ppm*) gezeigt werden. Der Wasserstoff-Gehalt der Legierung AA2196 liegt dabei deutlich über denen der anderen untersuchten Legierung. Weiterhin konnte eine Abhängigkeit von der Blechdicke beobachtet werden. So weist die Legierung AA2196 mit einer Blechdicke von  $3,2mm$  einen höheren Wasserstoff-Gehalt auf, als bei einer Blechdicke von  $5mm$ . Unter der Annahme, dass sich der Großteil des gemessenen Wasserstoffs in der Oxidschicht konzentriert und der Wasserstoff-Gehalt demnach proportional zum Anteil der Oxidschicht an der Probe ist, lässt sich dieses Resultat rechnerisch beschreiben. In Abbildung 6.1 ist der Massenanteil der Oxidschicht über die Blechdicke aufgetragen. Der Anteil der Oxidschicht sinkt exponentiell für eine steigende Blechdicke, wobei die restlichen Bauteilabmessungen konstant bleiben. Dieser exponentielle Abfall ist auch in den gemessenen Wasserstoff-Gehalten für die Legierung AA2196 zu erkennen (Vergleich Abbildung 5.3).

Die unterschiedlichen Oxidschichtdicken sowie die unterschiedlichen Wachstumsgeschwindigkeiten der Oxidschicht lassen sich durch die chemische Zusammensetzung der

Legierungen sowie den Wärmebehandlungszustand begründen. Dabei können bestimmte Legierungselemente, wie zum Beispiel Lithium, die Reaktivität bzw. das Oxidationsverhalten der Legierung unter einer Sauerstoffatmosphäre erhöhen. So bildet sich bei der Legierung AA2196, die einen höheren Lithium-Gehalt aufweist (Vergleich Tabelle 4.1), die Oxidschicht deutlich schneller aus als bei der Legierung AA2198. Höhere Temperaturen, wie sie bei einer Wärmebehandlung für eine bestimmte Dauer vorliegen, beschleunigen und verstärken die Ausbildung der Oxidschicht [21].

Für die Entfernung der Oxidschicht hat sich die mechanische Bearbeitung und insbesondere das Fräsen als am geeignetsten herausgestellt. Das Fräsen ermöglicht dabei einen großen und gleichmäßigen Abtrag. Die resultierende Oberfläche zeigt zwar eine Welligkeit, ist jedoch im Vergleich zu den offenporigen Oberflächen nach den untersuchten Beizverfahren geschlossen und weist keine fest anhaftenden Ablagerungen auf (Vergleich Abbildung 5.4). Ein Nachteil, der sich bei der mechanischen Bearbeitung bei geringen Blechdicken ergibt, ist die mögliche Verformung der Halbzeuge. Der Abtrag sollte in jedem Fall groß genug sein, um die komplette Oxidschicht abzunehmen, da diese nicht immer gleichmäßig dick auf der Oberfläche ist (Vergleich Abbildung 2.4).

Die höhere Porosität in den Schweißnähten der Verbindung **B** im Vergleich zu den Schweißnähten der Verbindung **A** ist unter anderem auf die schlechtere Entgasungsmöglichkeit zurückzuführen, die sich aus der resultierenden Schweißnahtform ergibt (Vergleich Abbildung 5.21)[17]. Bedingt durch die bauchige Form der Schweißnaht in der Mitte können sich in der Schmelze aufsteigende Gasblasen an dieser Stelle sammeln. Auch die seitlichen Einschnürungen in der Schweißnaht verhindern ein leichtes Entgasen, da die Gasblasen in diesem vergleichsweise engen Bereich mit starken Strömungen in der Schmelze nur schwer neben dem Keyhole entweichen können.

Weitere mögliche Ursachen für Poren in den Schweißnähten trotz der ausreichenden Entfernung der Oxidschicht können zum Beispiel Prozess- bzw. Keyholeinstabilitäten sein. Auch eine große Welligkeit der Stringerunterseite, die durch die Anpressrollen nicht ausgeglichen werden kann, kann zu einem Wasserstoffeintrag in die Schweißnaht führen. Dabei kommt es zur Entstehung von turbulenten Strömungen unter und neben dem Stringer, die die Schutzgaswirkung über den Schweißnähten aufheben. Diese Arten der Porosität zeichnet sich durch eine Agglomeration von großen und tiefen Poren aus.

Ferner kann auch die verwendete Stoßart, hier der T-Stoß, die Entgasung der Schmelze beeinträchtigen. Die hohe Wärmeleitfähigkeit der Aluminium-Legierungen führt wiederum zu einem hohen Temperaturgradienten zwischen Grundwerkstoff und Schmelze, so dass es zu einer schnellen Erstarrung der Schmelze kommt, in der vorhandene Poren nicht mehr entweichen können.

### 6.3. Schweißnaht- und Gefügeausbildung

Die Schweißnähte der Verbindung **B** unterscheiden sich in ihrer Form deutlich von den Schweißnähten der Verbindung **A**. Die Nahtform beeinflusst dabei die Strömungs-, Erstarrungs- sowie die Entgasungsverhältnisse in der Schweißnaht.

Die Ursachen für die Schweißnahtform der Verbindung mit der starken Ausbauchung in der Schweißnahtmitte und den seitlichen Einschnürungen können vielfältig sein. Eine mögliche Erklärung kann in der Positionierung der Laser liegen, da die Form der Einschnürung der Strahltaile der Laser ähnelt (Vergleich Abbildung 4.5). Demnach müsste eine Defokussierung, also eine Verschiebung der Fokuslage in den Werkstoff, vorliegen, obwohl eine Fokuslage von 0 angestrebt wurde. Da es sich bei der Einrichtung der Laser immer um den gleichen Operator handelt, müsste dieser Effekt auch bei den Schweißnähten der Verbindungen **B** beobachtet werden. Eine weitere Möglichkeit stellt die Ausbildung eines plasmainduzierten Magnetfeldes dar, bei denen in anderen Arbeiten bereits eine derartige Einschnürung in Blindschweißnähten beobachtet werden konnte [20]. Dabei kommt es durch die leicht verdampfbaren Elemente Lithium und Magnesium beim Schweißen mit einem CO<sub>2</sub>-Laser zur Bildung von Plasma, das nicht vom Schutzgas unterdrückt werden kann. Infolge dessen kommt es in der Schweißnaht zu Strömungen sowie zu einem Stromfluss, der wiederum ein Magnetfeld induziert (Pinch-Effekt). Die Form des Keyholes und damit auch die Form der Schweißnaht kann dadurch geändert werden [17].

Die in den Schweißnähten festgestellten Entmischungerscheinungen können ein Indiz für die Trennung zweier Phasen infolge unterschiedlicher Schmelztemperaturen und unterschiedlicher Löslichkeit der beiden Phasen und auf die mangelnde Durchmischung der aufgeschmolzenen Grundwerkstoffe und des Schweißdrahtes sein. Das beobachtete verschiedenartige Ätzverhalten der beiden Phasen ist auf eine unterschiedliche chemische Zusammensetzung zurückzuführen. In Ermangelung eines geeigneten Verfahrens zur genauen örtlichen Bestimmung der möglicherweise lithiumhaltigen Phasen und Ausscheidung, konnte jedoch keine genaue mikrostrukturelle Bestimmung der Schweißnaht vorgenommen werden.

Die erstellten Schweißnähte weisen entlang der Aufschmelzlinien ein vorwiegend dendritisches Gefüge auf. Dabei wachsen die Dendriten im Verlauf der Abkühlung von der Schmelzlinie in Richtung Schweißnahtmitte. Das zellulare Gefüge in der Schweißnahtmitte resultiert aus der Änderung der Wachstumsrichtung der Dendriten, die sich bei hohen Schweißgeschwindigkeiten in die Schweißrichtung ausrichten. Infolge von turbulenten Strömungen in der Schmelze während des Schweißens kann jedoch die lokale Ausrichtung der Dendriten stark variieren. Die Grenzflächen, an denen unterschiedlich ausgerichtete Dendritenbereiche aneinanderstoßen, stellen bei einem unzureichenden Korngrenzenneu-

tektikum den Ort der Rissentstehung dar, da die Dendriten in diesem Bereich nicht aneinanderwachsen können.

Infolge der unterschiedlichen Abkühlung bzw. den vorhandenen Temperaturgradienten bei der Abkühlung der Schweißnaht (vor und hinter der Einschnürung) kann es zur spannungsinduzierten Rissbildung kommen. Dabei erstarrt das Gefüge außerhalb der Einschnürung schneller als das Gefüge in der aufgeweiteten Schweißnahtmitte. Eine Ursache hierfür ist neben der Schweißnahtform auch das verwendete Schutzgas Helium, welches eine Abkühlung der Schmelze hervorruft. Der Einfluss des Schutzgases Argon sollte die Ionisation und damit die Leitfähigkeit des Plasmas verstärken. Das Legierungselement Lithium hat von allen Elementen in den verwendeten Aluminium-Legierungen die niedrigste Ionisierungsenergie. Aus diesem Grund kann der Einschnürungseffekt insbesondere bei der Legierung AA2196 beobachtet werden, die einen höheren Lithium-Anteil aufweist als die Legierung AA2198 (Vergleich Tabelle 4.1).

Die Korngrenzen in der WEZ nahe der Schmelzlinie erscheinen breiter sowie stärker mit Ausscheidungen angereichert. Dieser Effekt tritt in der PMZ aufgrund der dort vorliegenden Temperaturen auf, die während des Schweißens nahe der Schmelztemperatur des Werkstoffes liegen. Der feinkörnige Bereich nahe der Schmelzlinie ist Teil der Schmelzzone und entsteht infolge einer hohen Wärmeabfuhr und einer damit verbundenen Unterkühlung sowie durch den Keimbildner Zirkon (ab 0,03%) im Zusammenspiel mit Lithium (ab 0,5%), die in beiden der verwendeten Legierungen enthalten sind [12]. Die Wiederaufschmelzlinien, die im unteren Teil der Schweißnaht auftreten, können auf Prozessinstabilitäten oder sogar auf einen minimalen Versatz der Laser in Schweißrichtung hindeuten. Der Übergang von feinkörnigen Gefüge am Rand der Schweißnaht zum grobkörnigen Gefüge in der Nahtmitte ist durch die Erstarrungsmechanismen bzw. die Erstarrungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit vom Temperaturgradienten innerhalb der Schweißnaht zu erklären. Die großen Temperaturgradienten zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht (Schmelze) ergeben sich dabei aus der hohen Wärmeleitfähigkeit der Aluminium-Legierungen.

## 6.4. Elementenverteilung in der Schweißnaht

Der Vergleich des rechnerischen Silizium-Gehalts mit dem tatsächlich in der Schweißnaht vorliegenden Silizium-Gehalts bei den Verbindungen **B** ergab einen deutlichen Unterschied. So lag der durchschnittliche Silizium-Gehalt der Schweißnaht weit unter den berechneten Werten. Die inhomogene Verteilung des Siliziums sowie die beobachtete Entmischung in der Schweißnaht lässt sich auf eine ungenügende Durchmischung der Schmelze zurückführen. Dabei kann sich das mit dem Schweißzusatzdraht eingebrachte Silizium nicht homogen in der Schweißnaht verteilen. Eine weitere mögliche Erklärung für den

Verlust von Legierungselementen ist der Abbrand bzw. die Verdampfung von Elementen während des Schweißens. So spricht der während des Schweißens der lithiumhaltigen Aluminium-Legierungen beobachtete purpurfarbene Lichtschein für den Abbrand von Lithium beim Schweißen, da bei den meisten anderen Aluminium-Legierungen eher ein blau-weißer Lichtschein beobachtet werden kann. Bei Lithium handelt es sich um ein Element mit einer relativ niedrigen Verdampfungstemperatur. Um Aufschluss über den tatsächlichen Lithium-Gehalt in der Schweißnaht und dadurch den Abbrand zu ermitteln, bedarf es auch hier eines geeigneten Verfahrens zum lokalen Nachweis des Elements Lithium.

## 6.5. Mechanische Kennwerte der Schweißverbindung

Die Ergebnisse für die Festigkeit der Schweißverbindungen bei den Pull-Out-Versuchen zeigen für die Verbindung **B** deutlich schlechtere Ergebnisse als für die Verbindung **A**. Dabei zeigt Verbindung **A** auch im Vergleich zu Schweißverbindungen aus anderen artgleichen Aluminium-Legierungen wie AA2139 und AA6156 deutlich höhere Festigkeitswerte. Das vorzeitige Versagen der Schweißnähte aus Verbindung **B** ist auf die vorhandenen Risse und insbesondere die Vielzahl der Poren zurückzuführen. Die Poren stellen dabei eine Querschnittsminderung dar, die im Zusammenhang mit den vorhandenen Rissen den Beginn eines Bruches begünstigen. Der beobachtete Festigkeitsabfalls gefolgt vom anschließenden Anstieg ist auf ein nur teilweises Versagen zurückzuführen. Dabei stoppt der Riss an einer bestimmten Stelle.

In der Schweißnaht vorhandene Unregelmäßigkeiten haben einen starken Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung. Auch die Schweißnahtausbildung, durch die der Anbindungsquerschnitt definiert wird, kann das mechanische Verhalten einer Schweißverbindung beeinflussen. So können Poren und Risse zu einem lokalen und schließlich auch zu einem früheren totalen Versagen der Schweißnaht führen. Die Lage der Bruchflächen gibt dabei Aufschluss über die Gründe des Versagens. Der Übergang der Schweißnaht, die eine starke Überwölbung aufweist, zur Werkstückoberfläche stellt eine scharfe Kerbe mit lokalen Spannungsspitzen dar. Infolge des kleineren Anbindungsquerschnitts auf der Stringer-Seite, sind die Spannungen bei Zugbelastung des Stringers dort größer als auf der Skin-Seite, sodass ein Versagen an dieser Stelle sehr wahrscheinlich ist. Zum anderen stellen die in den metallographischen Schliffbildern, insbesondere bei den Skin-Stringer-Verbindungen **B**, beobachteten Porenansammlungen, Risse und Phasengrenzen direkt an der Schmelzlinie eine Schwachstelle dar, an der der Bruch der Schweißverbindung beginnt. Diese Unregelmäßigkeiten beeinflussen dabei auch den Verlauf des Risses während des Versagens der Schweißnaht (siehe Abbildung 5.30).

Während des Laserschweißens der Verbindungen schmelzen die Korngrenzen in der WEZ bzw. in der PMZ vor den Körnern und erstarren danach wieder sehr langsam (Vergleich Abbildung 5.14). Sie stellen demnach eine ungehärtete Legierung dar, so dass die partiell geschmolzene Zone der WEZ ein sprödes Verhalten aufzeigt und damit die schwächste Stelle der Schweißverbindung darstellt. Je nach Art der Belastung der Schweißnaht liegt diese Stelle in der PMZ entweder auf der Stringer-Seite oder auf der Skin-Seite. Die mechanischen Kennwerte der Schweißverbindungen bei den Pull-Out-Versuchen hängen damit, im Falle der Defektfreiheit der Schweißnaht, fast ausschließlich von den metallurgischen und mechanischen Eigenschaften des Stringer-Werkstoffes ab. Bei den Hoop-Stress-Versuchen, die eine realitätsnähere Belastung simulieren, hängen sie dagegen hauptsächlich von den Eigenschaften des Skin-Werkstoffes ab [25]. Der im Skin-Blech beobachtete Bruchflächenwinkel von  $45^\circ$  ist typisch für einen Gleitbruch bei Aluminium-Legierungen.

Ein Vergleich der mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes der Skin und der erstellten Schweißverbindung im Hoop-Stress-Versuch weist darauf hin, dass es sich bei der Schweißnaht um eine Schwachstelle des Bauteils handelt, da die Schweißverbindung zu einer Erniedrigung der Festigkeit um circa 14% des Skin-Werkstoffes führt. Dabei hat die Einschweißtiefe in das Skin einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften.

Durch die Überhitzung und die resultierende Überalterung in der Schweißnahtmitte kommt es im Vergleich zu den seitlichen Teilen der Schweißnaht zu einem größeren Härteabfall, also einer Erweichung des Gefüges. Zwischen der Skin aus AA2198 T3 und dem Stringer aus AA2196 ist ein deutlicher Härteunterschied zu beobachten. Dabei weist der Stringer infolge des Herstellungsprozesses (Extrusion) eine höhere Grundhärte auf als die gewalzte Skin. In dieser Legierungskombination stellt die Schweißnaht in Bezug auf die Härte eine Schwachstelle dar. Die teilweise starken, lokalen Härteabfälle innerhalb der Schweißnaht sind hauptsächlich auf die Präsenz von größeren Poren zurückzuführen. Diese Tatsache erklärt auch die großen Werte für die Standardabweichung der Härte in der Schweißnaht. Eine Möglichkeit zur Reduzierung des Härteabfalls in der WEZ der Schweißnaht ist eine nachträgliche Wärmebehandlung des gesamten Strukturbauteils, wodurch eine Homogenisierung der mechanischen Eigenschaften, wie zum Beispiel der Festigkeit und der Härte, der Schweißverbindung bezweckt wird. Dies ist jedoch mit einem sehr großen Kostenaufwand verbunden.

## 6.6. Verzug der Schweißverbindung

Der beobachtete Verzug, in Form von Längs- und Querverzug, resultiert aus den beobachteten Erwärmungs- und Abkühlungsprozessen, die während des Schweißens ablaufen. Dabei wird die Ausdehnung sowie die Schrumpfung des erwärmten Werkstoffbereiches

durch den angrenzenden, kühleren Werkstoffbereich behindert. Dieser Effekt wird durch die unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen der verwendeten Legierungen, die einen Einfluss auf die physikalischen Eigenschaften der Legierungen haben, sowie durch die unterschiedlichen Blechdicken, die eine jeweils unterschiedliche Wärmeleitung aufweisen, verstärkt. Die beiden verwendeten Legierungen weisen einen unterschiedlichen E-Modul und damit eine unterschiedliche Steifigkeit auf. Den höheren Widerstand gegen den Verzug hat dabei die Legierung mit dem höheren E-Modul. Dies ist im vorliegenden Fall der Stringer, der als Längsversteifung für die Skin fungiert. Damit die Schweißnaht während des Abkühlens schrumpfen kann, müssen die Eigenspannungen die Streckgrenze des Schweißgutes erreichen. Je höher die Streckgrenze im Bereich der Schweißnaht ist, desto höher sind auch die Eigenspannungen, wodurch sich das Risiko für die Rissbildung erhöht. Der E-Modul und die Streckgrenze sind dabei abhängig von den Temperaturen im Werkstück. Durch die vergleichsweise geringe Wärmezufuhr beim Laserstrahlschweißen und die Verwendung eines geeigneten Schweißfolgeplans kann der Verzug bei großen Strukturbauteilen minimiert werden. Jedoch lassen sich die Unebenheiten und Welligkeiten des Skin-Blechs, auch Zeppelin-Effekt genannt, mit dieser Vorgehensweise nicht vollkommen vermeiden. Zur weiteren Reduzierung des Zeppelin-Effekts ist eine Vorverformung oder eine Vorwärmung des Skin-Blechtes möglich [26, 9].

## 6.7. Versteifungsgrad der Schweißverbindung

Der Versteifungsgrad einer Skin-Stringer-Verbindung gibt Aufschluss über die Aufteilung der in die Struktur eingeleiteten Kraft. Er ergibt sich aus den Flächenanteilen für den Stringer  $A_{St}$  und die Skin  $A_{Sk}$  sowie den E-Moduln für den Stringer  $E_{St}$  und die Skin  $E_{Sk}$  (siehe Gleichung 6.1)[12]. Dabei ist der Stringer das Versteifungselement für die Skin. Mit Hilfe der aus den Zugversuchen gewonnenen Werte für die E-Moduln der verwendeten Legierungen lassen sich somit für einen definierten Querschnitt (Vergleich Abbildungen A.2 und A.4) die Versteifungsgrade berechnen und vergleichen (siehe Abbildung 6.2).

$$\mu = \frac{E_{St} \cdot A_{St}}{E_{St} \cdot A_{St} + E_{Sk} \cdot A_{Sk}} \quad (6.1)$$

Aus Abbildung 6.2 wird ersichtlich, dass der Werkstoffpaarung 2 mit einem Stringer aus AA2196 und einer dünnen Skin aus AA2198 den mit Abstand größten Versteifungsgrad aufweist. Die Werkstoffpaarungen 3 und 4 mit einem Stringer aus AA2198 zeigen im Vergleich zu der Werkstoffpaarung 1, mit einem Stringer aus AA2196 und einer Skin derselben Blechdicke, einen nur etwas geringeren Versteifungsgrad auf, was zum einen auf die kleineren Werte der E-Moduln und zum anderen auch auf die kleinere Querschnittsfläche dieser Stringer zurückzuführen ist. Demnach können auch Stringer aus AA2198 als Versteifungselemente für die Skin verwendet werden. Weiterhin zeigt sich, dass der Versteifungsgrad bei einem breiteren Demonstratorblech mit 5 Stringern deutlich kleiner ist,

Werkstoff- paarung	Material Stringer	WB	OR	Material- stärke [mm]	Material Skin	WB	OR	Material- stärke [mm]
1	AA2196	T8	Ex	3	AA2198	T3	T	5
2	AA2196	T8	Ex	3	AA2198	T8	T	3,2
3	AA2198	T3	L	2	AA2198	T3	T	5
4	AA2198	T3	L	2	AA2198	T8	T	5

Ex = Extrusionsrichtung, L = longitudinal, T = transversal

Tabelle 6.1.: Versteifungsgrade für den Vergleich der Werkstoffpaarungen

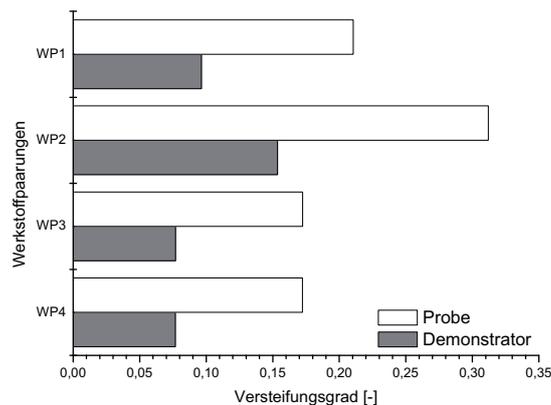


Abbildung 6.2.: Vergleich der Versteifungsgrade für verschiedene Werkstoffpaarungen und Querschnitte

als für die kleinformatischen Proben. Da die großen Rumpfstrukturteile eine Flugzeugs über eine deutlich dünnere Skin verfügen, wird der Versteifungsgrad dadurch wieder erhöht.

## 6.8. Statistische Auswertung

Die Auswertung des verwendeten statistischen Versuchsplans und der darüber erzielten Ergebnisse erfolgt mit Hilfe der Varianzanalyse von Fischer (siehe [27]).

Mit Hilfe des verwendeten Versuchsplans und den aus den resultierenden Ergebnissen abgeleiteten Ratings für Nahtaussehen und Porosität (siehe Tabellen A.4 und A.5) lassen sich die Effekte der einzelnen Faktoren (Schweißparameter) und ihrer Wechselwirkungen auf das resultierende Rating berechnen (siehe Tabelle 6.2). Unter Effekt versteht man dabei die Wirkung eines Faktors auf das System.

Faktor	Effekte der Faktoren			
	Verbindung A		Verbindung B	
	Nahtaussehen	Porosität	Nahtaussehen	Porosität
$P_S$	+1,75	+1	-1	+0,5
$v_S$	+0,25	+0,5	0	+1,5
$v_D$	-0,25	-1	-1,5	-1
$P_S \cdot v_S$	+1,25	0	+1,5	+1,5
$P_S \cdot v_D$	+0,75	+0,5	0	1
$v_S \cdot v_D$	-0,75	0	-1	0
$P_S \cdot v_S \cdot v_D$	-0,75	-1,5	-0,5	0

Tabelle 6.2.: Effekte der Schweißprozessparameter und ihrer Wechselwirkungen

Faktor	Variabilität durch Faktorunterschiede			
	Verbindung A		Verbindung B	
	Nahtaussehen	Porosität	Nahtaussehen	Porosität
$P_S$	47,6%	21,1%	14,8%	3,7%
$v_S$	1%	5,3%	0%	33,3%
$v_D$	1%	21,1%	33,3%	14,8%
$P_S \cdot v_S$	24,3%	0%	33,3%	33,3%
$P_S \cdot v_D$	8,7%	5,3%	0%	14,8%
$v_S \cdot v_D$	8,7%	0%	14,8%	0%
$P_S \cdot v_S \cdot v_D$	8,7%	47,4%	3,7%	0%

Tabelle 6.3.: Anteile der Variabilität durch Faktorunterschiede

Im der folgenden Varianzzerlegung wird nun ermittelt, welcher Anteil der Variabilität durch Faktorunterschiede erklärt werden kann (siehe Tabelle 6.3). Unter Variabilität versteht man dabei die Veränderung eines Systems.

Um die Signifikanz der Einflüsse der einzelnen Faktoren zu überprüfen, bedient man sich der sogenannten ANOVA-Tabelle, in der man schrittweise die signifikanten Einflussfaktoren heraussucht. Unter einem signifikanten Einfluss versteht man dabei einen Einfluss bei dem die Wahrscheinlichkeit, das er durch einen Zufall zustande kommt, sehr gering ist. Bei der Auswahl der signifikanten Einflüsse ist darauf zu achten, dass die hierarchische Integrität bewahrt wird. Signifikante Einflussfaktoren zeichnen sich in der ANOVA-Tabelle durch ein hohes Verhältnis zwischen Faktoreffekt und Fehler des Systems und durch eine kleine Wahrscheinlichkeit des Rauschens aus. In Tabelle 6.4, die einen Auszug aus der ANOVA-Tabelle darstellt, werden die ausgewählten signifikanten Einflussfaktoren und ihre Irrtumswahrscheinlichkeit angegeben. Weiterhin wird bei der Auswahl der Einflussfaktoren auf eine hohe Güte  $R^2$  (in Bezug auf den Anteil der Gesamtvariabilität) und eine gute Effizienz  $R_{adj}^2$  (in Bezug auf die Anzahl der ausgewählten Faktoren und die durchgeführten Messungen) des beschriebenen Modells geachtet.

Faktor	Irrtumswahrscheinlichkeit der Faktor			
	Verbindung A		Verbindung B	
	Nahtaussehen	Porosität	Nahtaussehen	Porosität
$P_S$	5,7%	4,1%	10,6%	*45%
$v_S$	*72,5%	*18,2%	*100%	8,1%
$v_D$	n.s.	21,1%	4,1%	18,2%
$P_S \cdot v_S$	13,2%	n.s.	5,1%	8,1%
$P_S \cdot v_D$	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.
$v_S \cdot v_D$	n.s.	n.s.	10,6%	n.s.
$P_S \cdot v_S \cdot v_D$	8,7%	1,4%	n.s.	n.s.
$R^2$	73%	95%	96%	85%
$R_{adj}^2$	52%	88%	87%	65%

n.s.=nicht signifikant, \*=Aufnahme aufgrund von Integritätsbewahrung

Tabelle 6.4.: Signifikante Faktoren und ihre Irrtumswahrscheinlichkeit

Mit Hilfe der aus den Effekten und der ANOVA-Tabelle ermittelten Koeffizienten lässt sich nun die jeweilige Regressionsgleichung des Systems aufstellen, die das entwickelte Modell beschreibt.

$$\text{NAR}_A = 2,9 + 0,875 \cdot P_S + 0,125 \cdot v_S + 0,625 \cdot P_S v_S \quad (6.2)$$

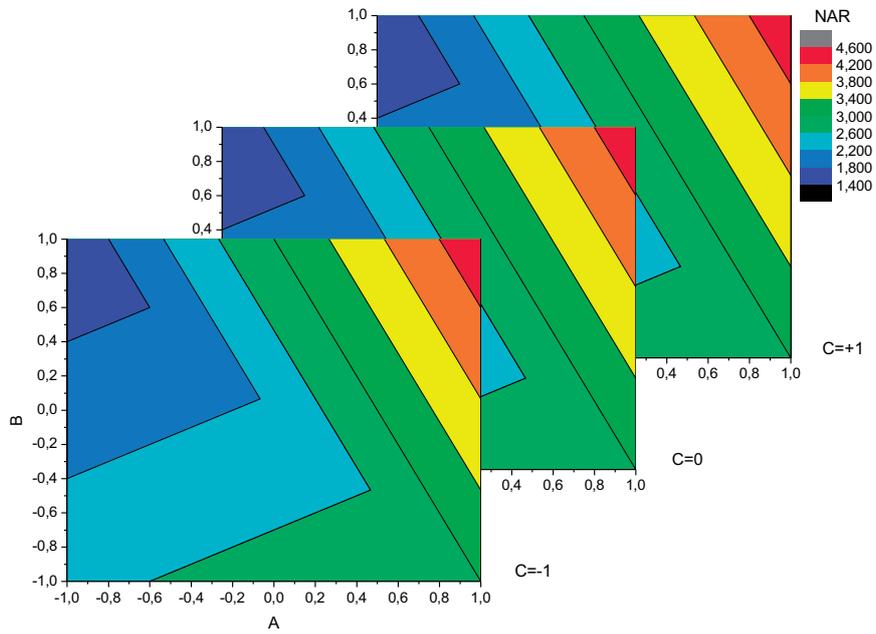
$$\text{PR}_A = 3,3 + 0,5 \cdot P_S + 0,25 \cdot v_S - 0,5 \cdot v_D + 0,625 \cdot P_S v_S v_D \quad (6.3)$$

$$\text{NAR}_B = 2,3 - 0,5 \cdot P_S - 0,75 \cdot v_D + 0,75 \cdot P_S v_S - 0,5 \cdot v_S v_D \quad (6.4)$$

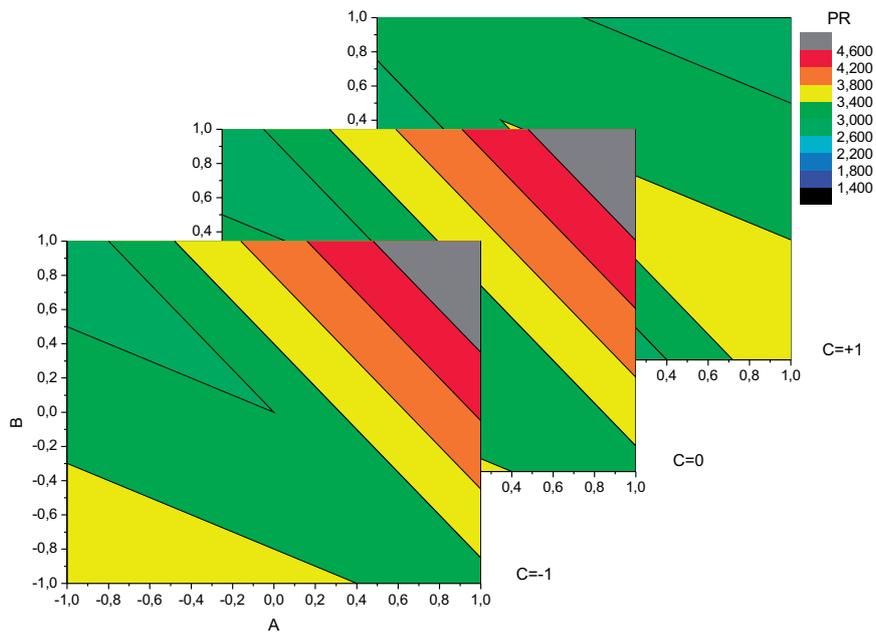
$$\text{PR}_B = 2,3 - 0,25 \cdot P_S + 0,75 \cdot v_S - 0,5 \cdot v_D + 0,75 \cdot P_S v_S \quad (6.5)$$

Die Überprüfung der entwickelten Modelle ergab eine vergleichsweise gute Übereinstimmung mit den gemessenen Werten sowie keine Abhängigkeit der Ergebnisse von der Durchführungsreihenfolge. Dabei wird das Modell zusätzlich auch am Zentralpunkt getestet. Die beschriebenen Modelle lassen sich in Konturplots wiedergeben (siehe Abbildungen 6.3 und 6.4). Weiterhin ist mit Hilfe der entwickelten Modelle eine virtuelle Erweiterung des Systems möglich. Das heißt, es können Parametereinstellung überprüft werden, die außerhalb des eigentlichen Versuchsraumes liegen. Hierdurch können die optimierten Einstellungen, also die Einstellungen die in einem guten Rating resultieren, ermittelt werden (siehe Tabelle 6.5).

Die Verbindung **A** zeigt bei beiden Modellen generell bessere Rating-Ergebnisse auf als die Verbindung **B**. Die Abweichungen zwischen den Modellen der beiden Verbindungen **A** und **B** lassen sich dabei zum einen auf die unterschiedliche Werkstoffkombination und die daraus resultierenden unterschiedlichen Materialverhalten zurückführen. Zum anderen wurden bedingt durch unterschiedliche Halbzeugdicken unterschiedliche Parameterräume im Versuchsplan untersucht (Vergleich Tabellen 3.4, 3.5 und 3.6).

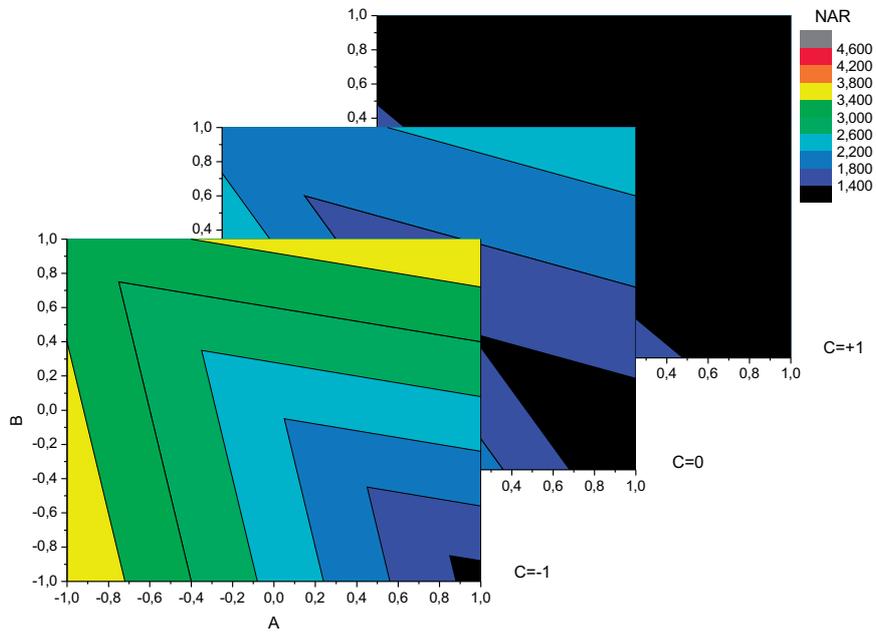


(a) Rating Nahtaussehen

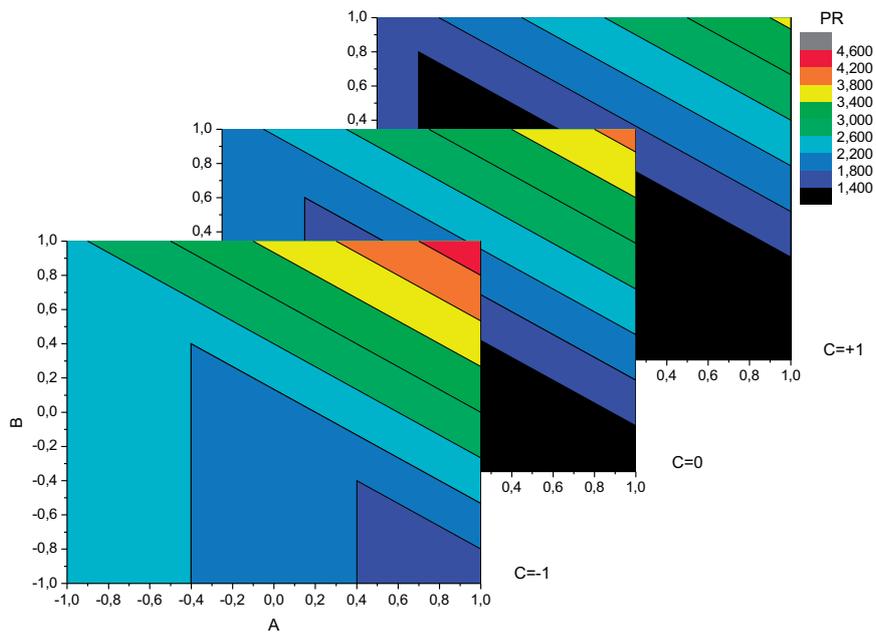


(b) Rating Porosität

Abbildung 6.3.: Konturplots für die entwickelten Modell der Schweißverbindung **A** (A=Schweißleistung  $P_S$ , B=Schweißgeschwindigkeit  $v_S$ , C=Drahtzufuhr  $v_D$ )



(a) Rating Nahtaussehen



(b) Rating Porosität

Abbildung 6.4.: Konturplots für die entwickelten Modell der Schweißverbindung **B** (A=Schweißleistung  $P_S$ , B=Schweißgeschwindigkeit  $v_S$ , C=Drahtzufuhr  $v_D$ )

Faktor	optimierte Einstellung			
	Verbindung A		Verbindung B	
	Nahtaussehen	Porosität	Nahtaussehen	Porosität
$P_S$	+1	+1	+1, 2	+1
$v_S$	+1	+1	+1, 2	+1
$v_D$	-1 bis +1	-1 bis 0	-1	-1
$P_S$	1,72kW	1,72kW	2,02kW	2,00kW
$v_S$	6,2m/min	6,2m/min	6,1m/min	6,0m/min
$v_D$	7,0 bis 9,0m/min	7,0 bis 8,0m/min	6,0m/min	6,0m/min

Tabelle 6.5.: Optimierte Einstellungen der Schweißparameter (normiert und in entsprechende Einheiten umgerechnet)

## 7. Schlussfolgerungen

Die in dieser Arbeit verwendeten Aluminium-Lithium-Legierungen weisen im Vergleich zu anderen Aluminium-Legierungen hervorragende mechanische Eigenschaften sowie eine geringe Dichte auf, die sich in dieser Hinsicht sehr gut für die Verwendung als Skin- und Stringerwerkstoff eignen. So weist die Skin als Membran aus AA2198 eine hohe Duktilität und der Stringer als versteifendes Element aus AA2196 eine hohe Festigkeit auf. Um diese Werkstoffvorteile im Flugzeugbau optimal nutzen zu können, bedarf es einer hohen Schweißverbindungsqualität.

Der in dieser Arbeit verwendete Fügeprozess, das Laserstrahlschweißen, eignet sich durch die hohe Variabilität und Anpassungsfähigkeit generell zum Schweißen der Aluminium-Lithium-Legierungen AA2196 und AA2198. Dabei bedarf es jedoch einer an die Legierungen angepassten Schweißvorbereitung sowie auch einer Anpassung der Schweißprozessparameter an die Legierungen und die Art der Verbindung.

Durch die Untersuchung der chemischen, optischen und mechanischen Eigenschaften der erstellten Schweißverbindungen konnten Aussagen über die Qualität derartiger Skin-Stringer-Verbindungen aus AA2196 und AA2198 getroffen werden. So weisen die artgleichen Verbindungen aus AA2198 (Skin und Stringer) im Vergleich zu Verbindungen aus anderen Aluminium-Legierungen und insbesondere zu Verbindungen aus AA2198 (Skin) und AA2196 (Stringer) sehr gute mechanische Eigenschaften auf. Die schlechteren mechanischen Eigenschaften der Verbindungen aus AA2196 und AA2198 sind hauptsächlich auf die in der Schweißnaht vorhandenen Unregelmäßigkeiten, wie Porenanhäufungen und Risse, zurückzuführen. Um die Qualität dieser Verbindungen zu steigern, muss insbesondere der Stringer aus AA2196 einer ausreichenden Schweißvorbereitung unterzogen werden. Die Hauptursache für die Porosität in der Schweißnaht, die dicke und wasserstoffhaltige Oxidschicht, wird so entfernt. Infolge der raschen Neubildung der Oxidschicht trotz Vakuumlagerung, muss der Schweißprozess unmittelbar nach der Schweißvorbereitung erfolgen. Dies erfordert jedoch einen hohen arbeitstechnischen und damit auch kostenintensiven Aufwand. Weiterhin weisen die Schweißverbindungen, insbesondere die mit einem Stringer aus AA2196, eine besondere Schweißnaht- und Gefügeausbildung auf, die das mechanische Verhalten der Verbindungen beeinflussen kann. Dabei kann die beobachtete seitliche Einschnürung der Schweißnaht die Entgasungsmöglichkeiten der Schmelze verschlechtern und die beobachtete Ausbauchung, die aus einer Überhitzung der Schweißnaht

in diesem Bereich resultiert, zu einem lokalen Festigkeits- bzw. Härteabfall führen. Dennoch weisen die erstellten Skin-Stringer-Verbindungen das für Aluminium-Legierungen typische Versagensverhalten auf. Der Wirkungsgrad der Schweißverbindung liegt dabei durchschnittlich bei 76%. Eine weitere Besonderheit der erstellten Schweißverbindungen stellt die beobachtete Entmischung in der Schweißnaht. Dabei kommt es in der oberen Phase zu einem geänderten Gefüge, welches unter anderem eine nicht dendritische Kornform sowie eine Anhäufungen von Ausscheidungen aufweist. In Ermangelung eines geeigneten Verfahrens zur genauen Bestimmung der möglicherweise lithiumhaltigen Phasen und Ausscheidungen, konnte jedoch keine genaue mikrostrukturelle Bestimmung der Schweißnaht vorgenommen werden.

Mit Hilfe der angewendeten Methode der statistischen Versuchsplanung und -auswertung konnten an die Verbindungsart und an die Legierungen angepasste Schweißprozessparameter gefunden werden, die zu einer Steigerung der Schweißnahtqualität, in Bezug auf das Nahtaussehen und die Porosität sowie infolgedessen auch auf die mechanischen Eigenschaften, führen und damit Anwendung beim Laserstrahlschweißen eines Demonstrators finden können. Als vergleichsweise gut zum Laserstrahlschweißen geeignet hat sich dabei die untersuchte Werkstoffkombination AA2198 (Skin) und AA2198 (Stringer) herausgestellt, da diese gute mechanische Eigenschaften aufweist bei einer gleichzeitig problemlosen schweißtechnischen Handhabung.

## 8. Fehlerbetrachtung

Bei der experimentellen Durchführung des statistischen Versuchsplans sowie bei der Ermittlung der resultierenden Ergebnisse können Abweichungen auftreten, die das Ergebnis der statistischen Auswertung beeinflussen oder verfälschen.

Das Laserstrahlschweißen stellt einen komplexen Prozess dar, der über eine große Anzahl an einstellbaren Parametern verfügt und auch durch äußere Einwirkungen beeinflusst werden kann. Infolgedessen kann es zu Veränderungen des Schweißergebnisses kommen, die die Signifikanz der Ergebnisse verringern. Das optische Einrichten der Schweißvorrichtung durch den Operator stellt einen fehlerbehafteten Vorgang dar. Das Ausrichten der Positionierungslaser auf die Dicke des Stringers kann bei jeder Durchführung und bei jedem Operator variieren, da es sich trotz des verwendeten Kamerasystems immer um eine Abschätzung handelt. Eine Fehlausrichtung der Laser kann dabei zu einer Veränderung der Fokusslage und damit zu einer Veränderung der Schweißnaht sowie zur Ausbildung von Schweißnahtfehlern führen. Auch die Schweißvorbereitung der verwendeten Halbzeuge kann bei jeder Durchführung leicht variieren. Darüber hinaus kann das Schweißergebnis ebenfalls durch nicht beeinflussbare, äußere Einflüsse verändert werden. So können zum Beispiel die Umgebungstemperatur, die Luftfeuchtigkeit oder Zugluft (turbulente Strömungen) zu veränderten Schweißergebnissen führen. Auch die beobachteten Schwankungen der eigentlich fest einstellbaren Parameter, wie zum Beispiel die Laserleistung und die Drahtfördergeschwindigkeit auf beiden Seiten des Stringers, haben einen Effekt auf die Ergebnisse.

Auch die Beurteilung der resultierenden Schweißnähte, die nur teilweise auf messbaren Größen basiert und in einem Rating resultiert, stellt im eigentlichen Sinne eine subjektive Abschätzung des Bewertenden dar. Dabei kann eine Verfälschung der Ergebnisse durch die Abschätzung nicht ausgeschlossen werden. Zudem können nicht alle Schweißergebnisse durch das zuvor entwickelte, vereinfachte Bewertungsschemata erfasst werden. Die Ermittlung der messbaren Größen kann ebenfalls fehlerbehaftet sein. Dabei kann zum Beispiel der Nahtflankenwinkel der Schweißnaht mit Hilfe der zur Verfügung stehenden Vorrichtung nicht eindeutig bestimmt werden. Die starke Überwölbung der Schweißnaht sowie die Kante des gefrästen Bereichs verursachen fehlerhafte Messsignale und ermöglichen daher nur eine Abschätzung des Winkels.

## 9. Zusammenfassung

Das Ziel der vorliegenden Arbeit war die Untersuchung und Entwicklung eines Prozesses zum Laserstrahlschweißen von Skin-Stringer-Verbindungen einer Flugzeugrumpfstruktur aus den neu entwickelten Aluminium-Lithium-Legierungen AA2196 und AA2198. Dabei wurden sowohl verschiedene Prozessparameter als auch verschiedene Werkstoffkombinationen untersucht.

Die verwendeten Aluminium-Lithium-Legierungen als Grundlage der erstellten Schweißverbindungen zeichnen sich durch ihre hervorragenden mechanischen Eigenschaften aus. Dabei verfügt die Legierung AA2196 über eine sehr hohe Festigkeit. Die Legierung AA2198 weist dagegen eine sehr hohe Duktilität auf. Der Laserschweißprozess mit seiner großen Variabilität an Einstellungsmöglichkeiten eignet sich generell zum Fügen derartiger Legierungen. Die Qualität der Schweißverbindung wird jedoch im Wesentlichen durch die resultierenden Schweißnaht bestimmt. Im Falle der verwendeten Legierungen konnten zum Teil Besonderheiten bei Schweißnaht- und Gefügeausbildung beobachtet werden, die bei anderen Aluminium-Legierungen in der vorliegenden Form noch nicht beobachtet wurden und sich auf die mechanischen Eigenschaften der Verbindung auswirken.

Alle erstellten Verbindungen weisen eine starke Nahtüberwölbung auf, die unabhängig von der Werkstoffkombination, den Schweißprozessparametern und der Schweißvorbereitung zu beobachten war. Die erstellten Verbindungen aus AA2198 (Skin) und AA2196 (Stringer) zeichnen sich zudem durch ihre besondere Form der Schweißnahtausbildung mit seitlichen Einschnürungen und einer ausgeprägten Ausbauchung in der Schweißnahtmitte aus, die bei Verbindungen nur aus AA2198 (Skin und Stringer) nicht beobachtet werden konnte. Diese Schweißnahtform kann das Entgasungsverhalten negativ beeinflussen. Zudem weist sie auf eine Überhitzung der Schmelze hin. Weiterhin zeigen alle erstellten Verbindungen der beiden Legierungen ausgeprägte Entmischungserscheinungen im Schweißnahtgefüge, die unabhängig von den verwendeten Schweißparametern auftreten. Innerhalb dieses Bereiches kann die Rissausbreitung begünstigt werden.

Die mechanischen Eigenschaften der erstellten Verbindungen sind in starkem Maße abhängig von der Kombination der verwendeten Werkstoffe. Skin-Stringer-Verbindungen aus AA2198 und AA2196 zeigen aufgrund der auftretenden Unregelmäßigkeiten, wie Poren und Risse, deutlich schlechtere mechanische Kennwerte als die artgleiche Verbindung

aus AA2198. Bei allen Verbindungen stellte die Wärmeeinflusszone den schwächsten Bereich der Schweißnaht dar. Der Wirkungsgrad der Schweißverbindungen liegt bei circa 76%.

Eine weitere Besonderheit bei der schweißtechnischen Verarbeitung stellt die Oxidschicht der Legierung AA2196 dar. Infolge der hohen Reaktivität dieser Legierung kommt es trotz einer adäquaten Schweißvorbereitung der Oberflächen in kürzester Zeit zur Ausbildung einer neuen dicken Oxidschicht, die zu einem Anstieg der Porosität in der Schweißnaht führt. Die schweißtechnische Handhabung dieses Werkstoffes wird hierdurch enorm erschwert. Im Gegensatz dazu lässt sich die Legierung AA2198 ohne großen Aufwand porenfrei schweißen. Die Porosität der Schweißnaht ist demnach vorwiegend von der Schweißvorbereitung und weniger von den Schweißprozessparametern abhängig.

Trotz der hervorragenden mechanischen Eigenschaften der verwendeten Aluminium-Lithium-Legierung bleibt die schweißtechnische Verarbeitung insbesondere der Legierung AA2196 problematisch. Es bleibt daher abzuwägen, ob die Legierungen AA2198 und AA2196 im Flugzeugbau als Skin- und Stringerwerkstoff Anwendung finden können oder ob sie durch andere Legierung ersetzt werden, die eventuell schlechtere mechanische Eigenschaften aufweisen, aber eine problemlose schweißtechnische Verarbeitung und damit eine hohe Schweißnahtqualität ermöglichen.

## 10. Ausblick

In zukünftigen Arbeiten kann ein Vergleich zwischen verschiedenen lithiumhaltigen Aluminium-Legierungen durchgeführt werden, der der Ermittlung einer geeigneten Legierungskombination dienen soll, die sich zum einen durch optimale physikalische und mechanische Eigenschaften auszeichnet und zum anderen eine problemlose schweißtechnische Verarbeitung ermöglicht. Für die Anwendung im Flugzeugbau steht dabei die Freiheit der Schweißnaht von Unregelmäßigkeiten im Vordergrund.

Um die Verarbeitungsparameter für Aluminium-Lithium-Legierungen zu optimieren und dadurch leistungsfähigere Schweißverbindungen zu fertigen ist es notwendig, die mikrostrukturelle Entwicklung während des Schweißprozesses besser zu verstehen. Dabei ist es von Nutzen, genaue Kenntnis über die in der Schweißnaht ausgebildeten Phasen zu erlangen, die auch das mit herkömmlichen Verfahren schwer nachweisbare Element Lithium enthalten können. Die Entwicklung eines Verfahrens zur ortsabhängigen Bestimmung des Lithium-Gehalts in der Schweißnaht würde die mikrostrukturelle Charakterisierung der Schweißnähte bei Aluminium-Lithium-Legierungen beträchtlich erleichtern.

Der Transfer der bereits gesammelten Erfahrungen zum Laserstrahlschweißen der in dieser Arbeit verwendeten Aluminium-Lithium-Legierung AA2196 und AA2198 auf andere lithiumhaltige Aluminium-Legierung kann dabei zur Optimierung der Skin-Stringer-Verbindung für eine Flugzeugrumpfstruktur beitragen.

# A. Anhang

## A.1. Verwendete Stringerformen

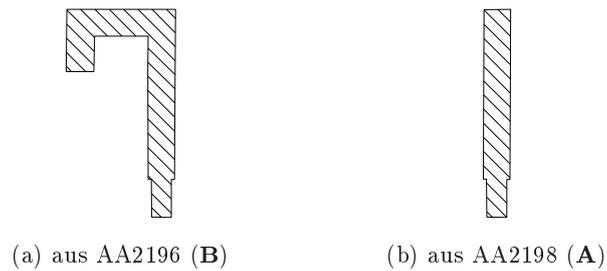


Abbildung A.1.: Schematische Darstellung der verwendeten Stringerformen für die Verbindungen **A** und **B** mit Abtrag im Fügebereich

## A.2. Verwendete Abmessungen der Schweißverbindungen

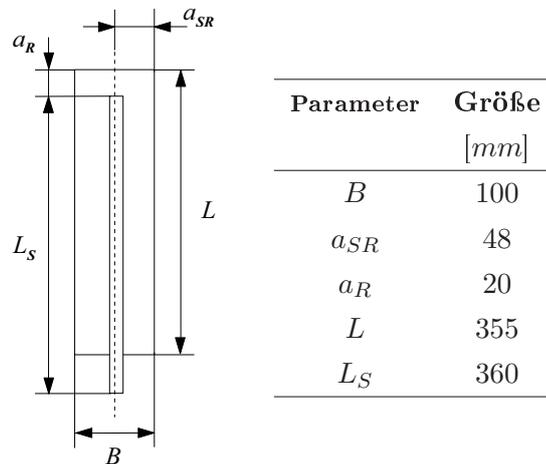


Abbildung A.2.: Abmessungen der erstellten Schweißverbindungen für den statistischen Versuchsplan

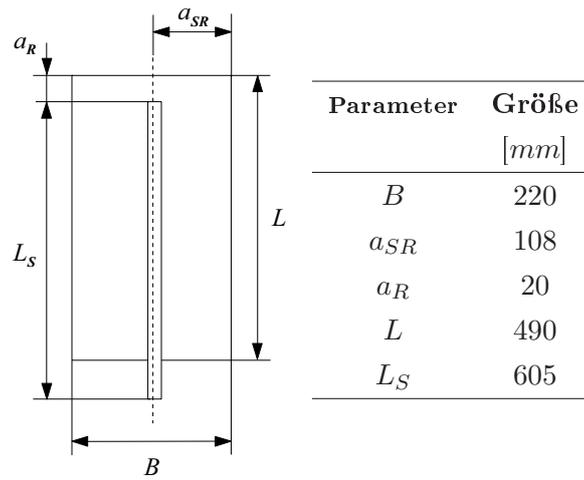


Abbildung A.3.: Abmessungen der erstellten Schweißverbindungen für die Untersuchung des Verzugs bei breiten bzw. langen Skin-Blechen

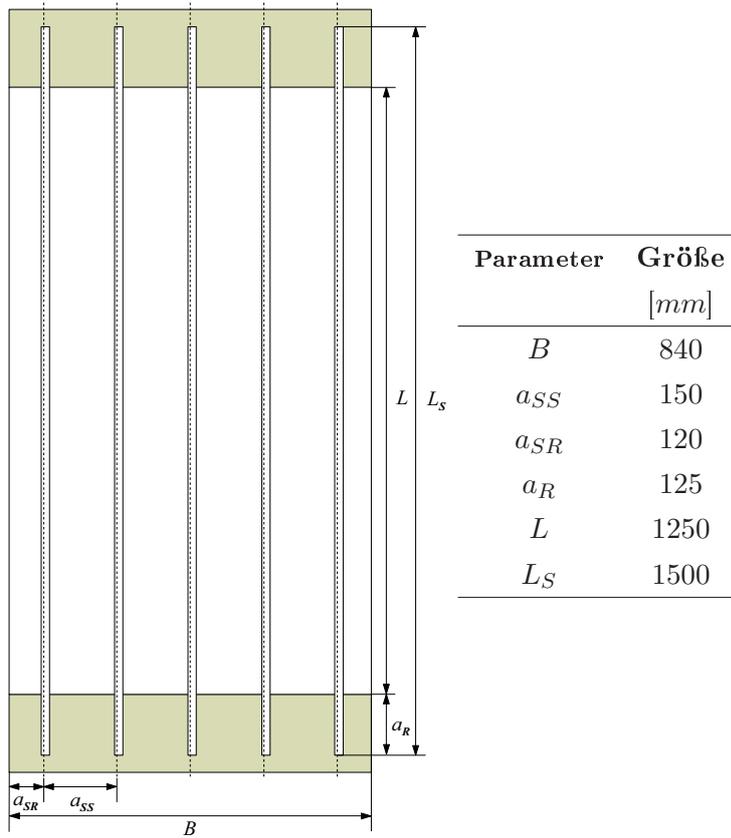


Abbildung A.4.: Abmessungen der erstellten Schweißverbindungen für den Demonstrator (mit Auslaufblechen für die Stringer)

### A.3. Verwendeter statistischer Versuchsplan

	Versuchs- nr.	Schweiß- leistung	Schweiß- geschwin- digkeit	Draht- geschwin- digkeit	Ausgang	Durch- führung
Kern	1	-	-	-	$y_1$	A9 B6
	2	+	-	-	$y_2$	A6 B2
	3	-	+	-	$y_3$	A4 B9
	4	+	+	-	$y_4$	A2 B1
	5	-	-	+	$y_5$	A3 B8
	6	+	-	+	$y_6$	A7 B4
	7	-	+	+	$y_7$	A5 B3
	8	+	+	+	$y_8$	A8 B7 (BE)
Zentrum	9	0	0	0	$y_9$	A1 B5

Tabelle A.1.: Verwendeter faktorieller Versuchsplan mit Zentralpunkt

Faktor	Faktor- bezeichnung	Erklärung
A	$P_S$	Schweißleistung
B	$v_S$	Schweißgeschwindigkeit
C	$v_D$	Schweißdrahtgeschwindigkeit
AB	$P_S \cdot v_S$	2-fach-Wechselwirkung zwischen Schweißleistung und Schweißgeschwindigkeit
AC	$P_S \cdot v_D$	2-fach-Wechselwirkung zwischen Schweißleistung und Schweißdrahtgeschwindigkeit
BC	$v_S \cdot v_D$	2-fach-Wechselwirkung zwischen Schweißgeschwindigkeit und Schweißdrahtgeschwindigkeit
ABC	$P_S \cdot v_S \cdot v_D$	3-fach-Wechselwirkung zwischen allen drei Faktoren

Tabelle A.2.: Bezeichnung der Faktoren für den verwendeten Versuchsplan

## A.4. Ergebnisse des Parameter-Screenings

Skin Material [-]	Stringer Material [-]	Art [-]	Laser Fokusslage [mm]	Nahtlage [mm]	spezifische Streckenergie [J/cm · l/mm]	Material [-]	Schweißdraht Durchmesser [mm]	Zufuhr [m/min]	Art [-]	Zufuhr [l/min]	Quelle
AA2098	AA2196	-	0	0,27	79	-	0,8	8,1	He	-	Airbus
AA2139	AA2139	CO <sub>2</sub>	0	0,27	74	-	-	8,9	-	-	ALCIAN
AA2139	AA2139	CO <sub>2</sub>	-	-	200	AA4047	-	7,0	He	-	[7]
AA2139	AA2139	-	-	-	175	AA4047	-	5,0	He	-	[19]
AA6156	AA2139	-	-	-	216	AA4047	-	8,0	-	-	[25]
AA6156	AA6056	CO <sub>2</sub>	-	-	192	AA4047	-	5,8	-	-	[25]
AA6056	AA6056	Nd:YAG	0	-	158	AA4047	1,2	2,7	He	15	[31]
-	-	-	-	-	172	AA4018	1,0	4,0	He-Ar	-	[11]

- = keine Angabe

Tabelle A.3.: Ergebnisse des durchgeführten Parameter-Screenings bzw. der Literatur-Recherche

## A.5. Auswertungsergebnisse der Hauptversuche

Versuchs- nr.	Durch- führung	Naht- breite	Naht- schuppigkeit	Naht- gleichmäßigkeit	Oberflächen- poren	Naht- symmetrie	Nahtüber- wölbung	Nahtflanken- winkel	result. Rating
1	A6	breit	grobschuppig	leicht unregelmäßig	keine	symmetrisch	stark	67°	3
2	A4	breit	feinschuppig	leicht unregelmäßig	keine	symmetrisch	leicht	52°	2
3	A9	schmal	feinschuppig	leicht unregelmäßig	keine	symmetrisch	stark	50°	2
4	A2	sehr schmal	feinschuppig	gleichmäßig	keine	symmetrisch	leicht	52°	5
5	A3	breit	grobschuppig	gleichmäßig	keine	symmetrisch	stark	36°	2
6	A7	breit	grobschuppig	gleichmäßig	keine	symmetrisch	stark	47°	4
7	A5	schmal	grobschuppig	unregelmäßig	vermehrt	symmetrisch	stark	65°	1
8	A8	schmal	feinschuppig	gleichmäßig	wenige kleine	symmetrisch	leicht	55°	4
9	A1	breit	feinschuppig	gleichmäßig	keine	symmetrisch	leicht	58°	4
10	B6	schmal	feinschuppig	gleichmäßig	wenige kleine	symmetrisch	leicht	40°	4
2	B2	breit	grobschuppig	leicht unregelmäßig	vermehrt	symmetrisch	stark	55°	1
3	B9	schmal	feinschuppig	gleichmäßig	wenige	symmetrisch	nur gering	50°	3
4	B1	breit	grobschuppig	leicht unregelmäßig	vermehrt kleine	leicht asymmetrisch	leicht	60°	4
5	B8	breit	grobschuppig	gleichmäßig	wenige kleine	symmetrisch	leicht	52°	3
6	B4	breit	grobschuppig	leicht unregelmäßig	vermehrt größere	symmetrisch	stark	58°	1
7	B3	schmal	feinschuppig	leicht unregelmäßig	vermehrt größere	symmetrisch	stark	55°	1
8	B7	schmal	feinschuppig	unregelmäßig	vermehrt größere	symmetrisch	stark	58°	1
9	B5	breit	feinschuppig	unregelmäßig	wenige	symmetrisch	stark	35°	4
10	BE	schmal	feinschuppig	gleichmäßig	wenige kleine	symmetrisch	leicht	45°	5

Rating: 1 = sehr schlecht, 5 = sehr gut

Tabelle A.4.: Ergebnisse der Auswertung des Nahtaussehens der Skin-Stringer-Verbindung **A** und **B**

Versuchs- nr.	Durch- führung	Poren- durchmesser	Poren- abstand	Poren- tiefe	Porennester und -zeilen	Poren- verteilung	Poren- häufigkeit	result. Rating
1	A6	m	m	flach	-	Mitte	unregelmäßig	4
2	A4	m	k bis m	flach	-	Mitte	unregelmäßig	3
3	A9	m	k bis m	flach	Porennest	Mitte bis oben	unregelmäßig	3
4	A2	k bis m	s	flach	-	Mitte	gleichmäßig	5
5	A3	m bis g	k	tief	Porenzeile	Mitte	unregelmäßig	1
6	A7	m bis g	k bis m	flach	-	Mitte	gleichmäßig	5
7	A5	m	k bis m	flach bis tief	Porennest	Mitte bis unten	unregelmäßig	3
8	A8	m	k bis m	flach	-	Mitte	unregelmäßig	3
9	A1	m	m	flach	-	Mitte bis unten	unregelmäßig	4
10	B6	k bis m	k	flach	-	Mitte	gleichmäßig	3
1	B2	g bis s	k	tief	-	gleichmäßig	gleichmäßig	1
3	B9	m bis g	k	tief	Porennest	gleichmäßig	unregelmäßig	3
4	B1	m	k	flach	Porennest	gleichmäßig	unregelmäßig	4
5	B8	k bis g	k	tief	-	Mitte	gleichmäßig	1
6	B4	k bis g	k	tief	Porenzeile	unten	gleichmäßig	1
7	B3	k bis s	k	tief	Porennest	gleichmäßig	gleichmäßig	1
8	B7	m	k	flach	-	gleichmäßig	unregelmäßig	4
9	B5	k bis m	k	tief	Porennest	Mitte	unregelmäßig	2
10	BE	k bis m	k	flach	-	Mitte	gleichmäßig	4

Porendurchmesser:  $k < 0,2mm$ ,  $m = 0,2...0,3mm$ ,  $g = 0,4...0,5mm$ ,  $s > 0,5mm$   
Porenabstand:  $k < 5mm$ ,  $m = 5...10mm$ ,  $g = 10...20mm$ ,  $s > 20mm$   
Rating: 1 = sehr schlecht, 5 = sehr gut

Tabelle A.5.: Ergebnisse der Auswertung der Porosität der Skin-Stringer-Verbindung **A** und **B**

# Literaturverzeichnis

- [1] ADAM, M.: *Statistische Versuchsplanung und Auswertung*. 2004. – Masterstudien- gang, Fachhochschule Düsseldorf - Simulation und Experimentaltechnik
- [2] AIRBUS S.A.S.: *The Airbus A318*. <http://www.airbus.com/galleries/photo-gallery/>. – heruntergeladen am 28.09.2011 um 12:58 Uhr
- [3] BACHHOFER, A.: *Schneiden und Schweißen von Aluminiumwerkstoffen mit Festkör- perlasern für den Karosseriebau*, Universität Stuttgart, Diss., 2000
- [4] BUCHFINK, G.: *Werkzeug Laser - Ein Lichtstrahl erobert die industrielle Fertigung*. Vogel Buchverlag, 2006. – 157–159 S.
- [5] Deutsche Gesellschaft für zerstörungsfreie Prüfung (Veranst.): *Zerstörungsfreie Prü- fung an laserstrahlgeschweißten Flugzeugrumpfschalen aus Aluminium*. 2001
- [6] DILTHEY, U.: *Laserstrahlschweißen - Prozesse, Werkstoffe, Fertigung und Prüfung*. Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren - DVS-Verlag, 2000
- [7] DITTRICH, D. ; STANDFUSS, J. ; LIEBSCHER, J. ; BREMER, B. ; BEYER, E.: Laser Beam Welding of Hard to Weld Al Alloys for a Regional Aircraft Fuselage Design - First Results. In: *Physics Procedia* 12 (2011), Nr. Part A, S. 113–122
- [8] ELOXAL BEIHINGEN GMBH: *Beizen*. <http://www.eloxal-beihingen.de/pdf/beizen.pdf>. – heruntergeladen am 24.10.2011 um 17:36 Uhr
- [9] GESELLSCHAFT FÜR SCHWEISSTECHNIK INTERNATIONAL MBH (GSI SLV): *Inter- nationaler Schweissfachingenieurlehrgang (2010) nach Richtlinie DVS-IIW 1170*, 2009
- [10] GIUMMARRA, C. (Hrsg.) ; THOMAS, B. (Hrsg.) ; RIOJA, R. J. (Hrsg.): *New Alumin- ium Lithium Alloys for Aerospace Applications*. Light Metals Technology Conference, Quebec, 2007
- [11] GRUSS, H.: *Schweißgerechte Struktur- und Prozessstrategien im Flugzeugbau*, Otto- von-Guericke-Universität Magdeburg, Diss., 2008

- [12] HEIMERDINGER, Ch.: *Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen für die Luftfahrt*, Universität Stuttgart, Diss., 2003
- [13] ION, J.C.: Laser Beam Welding of Wrought Aluminium Alloys. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 5 (2000), Nr. 5, S. 265–276
- [14] KEMPA, S.: *Eigenschaften der Aluminium-Lithium-Legierungen 2196 und 2198*. Gesprächsnotiz basierend auf einem Telefonat, . – geführt am 07.09.2011
- [15] KOČIK, R. ; VUGRIN, T. ; SEEFELD, T.: Laserstrahlschweißen im Flugzeugbau: Stand und künftige Anwendungen. In: *5. Laser-Anwenderforum*, 2006, S. 15–26
- [16] KOSTRIVAS, A. ; LIPPOLD, J.C.: Weldability of Li-Bearing Aluminium Alloys. In: *International Materials Reviews* 44 (1999), Nr. 6, S. 217–237
- [17] LEIMSER, M.: *Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigenschaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen*, Universität Stuttgart, Diss., 2009
- [18] LEQUEU, P.: Advances in Aerospace: Aluminium. In: *Advanced Materials and Processes* (2008), S. 47–49
- [19] LI, M. ; LI, Z. ; ZHAO, Y. ; LI, H. ; WANG, Y. ; HUANG, J.: Influence of Welding Parameters on Weld Formation and Microstructure of Dual-Laser Beams Welded T-Joint of Aluminium Alloy. In: *Advances in Materials Science and Engineering* 2011 (2011), S. 1–6
- [20] LINDENAU, D.: *Magnetisch beeinflusstes Laserschweißen*, Universität Stuttgart, Diss., 2006
- [21] NIELSEN, H. ; HUFNAGEL, W. ; GANOULIS, G.: *Aluminium-Taschenbuch*. Bd. 13. Aluminium-Verlag GmbH, 1975
- [22] PALM, F.: Laseranwendungen im Flugzeugbau. In: *Laser in der Produktion: Technologische Randbedingungen für den wirtschaftlichen Einsatz* Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften - Technische Universität München, Herbert Utz Verlag Wissenschaft, 1998, S. 3.1–3.11
- [23] POLMEAR, I.J.: Recent Developments in Light Alloys. In: *Materials Transactions* 37 (1996), Nr. 1, S. 12–31
- [24] PRIMES GMBH: *Benutzerhandbuch und Dokumentation - Focus Monitor /Beam Monitor - Laser Diagnose Software 2.73*, 2007

- [25] PRISCO, A. ; ACERRA, F. ; SQUILLIACE, A. ; GIORLEO, G. ; PIROZZI, C. ; PRISCO, U. ; BELLUCCI, F.: Laser Beam Welding of Similar and Dissimilar Skin-Stringer Joints - Part 1: Process Optimization and Mechanical Characterization. In: *Advanced Materials Researche* 38 (2008), S. 306–319
- [26] SCHULER SYSTEMS: Laser welding to make aircraft structures lighter. In: *Aircraft Engineering and Aerospace Technology* 77 (2005), Nr. 2
- [27] SIEBERTZ, K. ; BEBBER, D. van ; HOCHKIRCHEN, T.: *Statistische Versuchsplanung*. Springer-Verlag, 2010
- [28] THE ALUMINIUM ASSOCIATION INC.: *International Alloy Designation and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminium and Wrought Aluminium Alloys*, 2009
- [29] WARNER, T.: Recently-developed Aluminium Solutions for Aerospace Applications. In: *Materials Science Forum* 519-521 (2006), S. 1271–1278
- [30] WEHRHAHN, Dr. D.: *Dokumentation WeldInspector - QS-System zur Profilvermessung der Schweißnaht an Stringer-Hautfeldverbindungen - Software 1.0*, 2002
- [31] YANG, Z.B. ; TAO, W. ; LI, L.Q. ; CHEN, Y.B. ; LI, F.Z. ; ZHANG, Y.L.: Double-sided Laser Beam welded T-joints for Aluminium Aircraft Fuselage Panels: Process, Microstructure, and Mechanical Properties. In: *Materials and Design* (2011)



