

**Schweißen von Mischverbindungen
aus Aluminiumguß- und Knetlegierungen
mit CO₂-Laser
unter besonderer Berücksichtigung der Nahtart**

Der Fakultät Maschinenbau der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde
eines Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)
vorgelegte Abhandlung

Vorgelegt von
Klaus Thomas Goth
aus Sindelfingen

Hauptberichter:	Prof. Dr.-Ing. habil. H. Hügel
Mitberichter:	Prof. Dr.-Ing. H. Binz
Tag der Einreichung:	3. Februar 2003
Tag der mündlichen Prüfung:	25. März 2004

Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

K. Goth
Schweißen von Mischverbindungen aus
Aluminiumguß- und Knetlegierungen
mit CO₂-Laser unter besonderer
Berücksichtigung der Nahtart

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW

Herausgegeben von
Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart
Institut für Strahlwerkzeuge (IFSW)

Das Strahlwerkzeug Laser gewinnt zunehmende Bedeutung für die industrielle Fertigung. Einhergehend mit seiner Akzeptanz und Verbreitung wachsen die Anforderungen bezüglich Effizienz und Qualität an die Geräte selbst wie auch an die Bearbeitungsprozesse. Gleichzeitig werden immer neue Anwendungsfelder erschlossen. In diesem Zusammenhang auftretende wissenschaftliche und technische Problemstellungen können nur in partnerschaftlicher Zusammenarbeit zwischen Industrie und Forschungsinstituten bewältigt werden.

Das 1986 gegründete Institut für Strahlwerkzeuge der Universität Stuttgart (IFSW) beschäftigt sich unter verschiedenen Aspekten und in vielfältiger Form mit dem Laser als einem Werkzeug. Wesentliche Schwerpunkte bilden die Weiterentwicklung von Strahlquellen, optischen Elementen zur Strahlführung und Strahlformung, Komponenten zur Prozessdurchführung und die Optimierung der Bearbeitungsverfahren. Die Arbeiten umfassen den Bereich von physikalischen Grundlagen über anwendungsorientierte Aufgabenstellungen bis hin zu praxisnaher Auftragsforschung.

Die Buchreihe „Laser in der Materialbearbeitung – Forschungsberichte des IFSW“ soll einen in der Industrie wie in Forschungsinstituten tätigen Interessentenkreis über abgeschlossene Forschungsarbeiten, Themenschwerpunkte und Dissertationen informieren. Studenten soll die Möglichkeit der Wissensvertiefung gegeben werden.

**Schweißen von Mischverbindungen aus
Aluminiumguß- und Knetlegierungen mit
CO₂-Laser unter besonderer
Berücksichtigung der Nahtart**

Von Dr.-Ing. Klaus Thomas Goth
Universität Stuttgart



Herbert Utz Verlag · München

D93

Als Dissertation genehmigt von der Fakultät für Maschinenbau
der Universität Stuttgart

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. H. Hügel

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. H. Binz

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation in
der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte
bibliografische Daten sind im Internet über
<http://dnb.ddb.de> abrufbar.

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ. 2004

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch
begründeten Rechte, insbesondere die der Übersetzung, des
Nachdrucks, der Entnahme von Abbildungen, der Wieder-
gabe auf photomechanischem oder ähnlichem Wege und der
Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen bleiben – auch
bei nur auszugsweiser Verwendung – vorbehalten.

Copyright © Herbert Utz Verlag GmbH 2004

ISBN 3-8316-0427-4

Printed in Germany

Herbert Utz Verlag GmbH, München

Tel.: 089/277791-00 – Fax: 089/277791-01

Kurzfassung

Vor dem Hintergrund einer deutlichen Zunahme von Aluminiumanwendungen im Automobilbau wurde die Möglichkeit untersucht, durch konstruktive Gestaltung der Nahtart die Toleranzanforderungen beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumguß- und Knetlegierungen zu verringern und die Nahtqualität zu verbessern. Dabei wurde auf das Waschen der Bauteile und die Verwendung von Zusatzmaterial verzichtet.

Da entsprechende Grundlagen nicht vorlagen, wurde zunächst die **Prozeßsicherheit**, d.h. die Robustheit des Prozesses gegen äußere Einflüsse wie Bauteiltoleranzen sowie die Stabilität des Prozesses selbst, beim Schweißen von **Aluminiumgußlegierungen** mit CO₂-Laser untersucht. Die Möglichkeiten, durch Legierungsauswahl und Schweißparameter Einfluß auf die Schmelzzonenform und die Robustheit des Prozesses zu nehmen, sind gering. Dagegen hat die **Wahl des Prozeßgases** entscheidenden Einfluß auf die Schmelzzonenform und die Prozeßstabilität. Die höchste Prozeßstabilität wurde bei Einsatz von Helium-Argon Mischungen und Stickstoff erzielt. Die Linsenwirkung des Plasmas und die Modifizierung der Marangoni-Strömung werden als mögliche Ursachen diskutiert.

Die gewonnenen Erkenntnisse wurden in die Untersuchung der Nahtarten beim Laserstrahlschweißen von **Mischverbindungen** aus Guß- und Knetlegierungen eingebracht.

Ausschlaggebend für die **Spaltüberbrückbarkeit** ist neben der Nahtbreite das Verhältnis aus Gesamtblechdicke und Nahtdicke. Die höchste Spaltüberbrückbarkeit wurde bei Nahtarten erzielt, die das direkte Durchfallen des Strahles durch den Spalt verhindern und gleichzeitig Zusatzmaterial zum Füllen des Fügespaltess bereitstellen. Zur Beurteilung der Toleranz, die eine Nahtart gegen **seitlichen Strahlversatz** aufweist, wurde die Nahtbreite in der *kritischen Position* der Schweißnaht untersucht. Durch Verwendung von Nahtarten mit hoher *kritischer Nahtbreite*, läßt sich das Toleranzband des Prozesses deutlich aufweiten.

Beim Verbinden von Guß- und Knetlegierungen kann es in der Naht zu heißrißgefährdeten Legierungszusammensetzungen kommen. Durch Auswahl der Nahtart und Beeinflussung der Schmelzzonenform kann das *Schmelzflächenverhältnis* zwischen den Fügepartnern gesteuert werden. Dadurch wird eine Höherlegierung der Naht und die **Vermeidung von Heißrisen** ohne Verwendung von Zusatzmaterial erreicht. Die Zunahme der **Wasserstoffporosität** in der Schweißnaht gegenüber dem Grundmaterial ist im wesentlichen auf die Wasserstoffaufnahme aus oxidierten Werkstückoberflächen zurückzuführen. Durch gezielte Auswahl der Nahtart kann die pro Nahtvolumen aufgeschmolzene Oxidschichtfläche (*relative Oxidoberfläche*) verändert werden. Dadurch wird eine signifikante Reduzierung der Wasserstoffporosität ohne Entfernung oder Reinigung der Oxidschicht erreicht.

Es konnte gezeigt werden, daß die Auswahl der Nahtart einen großen Einfluß auf die Robustheit des Schweißprozesses und die Nahtqualität hat. Die konstruktive Gestaltung der Schweißnaht ist damit von entscheidender Bedeutung für die industrielle Anwendung des Laserstrahlschweißens von Aluminiummischverbindungen.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung.....	5
Inhaltsverzeichnis	7
Formelzeichen und Abkürzungen.....	11
Extended Abstract	15
1 Zielsetzung und Lösungsansatz	19
2 Ausgangssituation und Stand der Technik.....	21
2.1 Aluminium im Automobileichtbau.....	21
2.1.1 Aluminium als Konstruktionswerkstoff.....	21
2.1.2 Leichtbaukonzepte	23
2.1.3 Aluminiumhalbzeuge	25
2.1.3.1 Aluminiumbleche.....	25
2.1.3.2 Strangpreßprofile.....	26
2.1.3.3 Gußwerkstoffe.....	27
2.1.4 Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen	29
2.2 Laserstrahlschweißen von Aluminium	34
2.2.1 Verfahrensgrundlagen	34
2.2.2 Prozeßfenster.....	38
2.2.3 Prozeßstabilität.....	40
2.2.4 Schweißbeignung von Aluminiumwerkstoffen	42
2.2.4.1 Einfluß der Schweißwärme bei aushärtbaren Legierungen ..	42
2.2.4.2 Heißrißbildung	44
2.2.4.3 Wasserstoffporosität.....	48

3	Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung.....	52
3.1	Bearbeitungssystem und Prozeßparameter	52
3.2	Verwendete Materialien	53
3.3	Untersuchte Nahtarten	55
3.4	Auswertungsmethoden und Beurteilung.....	57
3.4.1	Nahtgeometrie.....	57
3.4.2	Prozeßstabilität.....	58
3.4.3	Wasserstoffporosität.....	59
3.4.4	Heißrisse	59
3.4.5	Mechanische Eigenschaften	59
4	Prozeßsicherheit beim Schweißen von Aluminiumgußlegierungen.....	60
4.1	Schmelzzonenform und Toleranzanforderungen	61
4.1.1	Einfluß der Legierung und Arbeitsparameter	61
4.1.2	Einfluß des Prozeßgases auf die Schmelzzonenform	64
4.2	Auswirkung des Prozeßgases auf die Prozeßstabilität	69
4.3	Nahtqualität	77
4.4	Zusammenfassung zu Kapitel 4.....	79
5	Auswirkung der Nahtart auf die Toleranzanforderungen	83
5.1	Fügespalt	84
5.1.1	Veränderung der Nahtgeometrie	86
5.1.2	Grenzwerte für das Auftreten von Bindefehlern.....	91
5.2	Strahlversatz.....	92
5.2.1	Auftreten von Bindefehlern.....	93
5.2.2	Veränderung der Nahtgeometrie	97
5.2.3	Mechanische Eigenschaften	98
5.3	Zusammenfassung zu Kapitel 5.....	100
5.3.1	Fügespalt.....	100
5.3.2	Strahlversatz.....	102

6	Auswirkung der Nahtart auf die Nahtqualität	104
6.1	Heißrißbildung	104
6.1.1	Legierungszusammensetzung in der Schweißnaht	104
6.1.2	Heißrißverhalten der untersuchten Legierungen.....	107
6.1.3	Heißrißverhalten bei I-Nähten am Überlappstoß.....	107
6.1.4	Heißrißverhalten bei Stumpfstoßverbindungen	117
6.2	Wasserstoffporosität	118
6.2.1	Auswirkung der Oxidschicht auf die Wasserstoffporosität	118
6.2.2	Auswirkung der Nahtart auf die Wasserstoffporosität.....	120
6.3	Zusammenfassung zu Kapitel 6.....	124
7	Zusammenfassung	127
	Literatur	131

Formelzeichen und Abkürzungen

A	Absorption	-
a	Rechnerische Nahtdicke	mm
A _{50mm}	Bruchdehnung (Meßlänge 50 mm)	%
AA	Aluminum Association	-
a _g	Gesamtblechdicke	mm
A _{Gas}	Auftrefffläche des Prozeßgases	mm ²
A _{Guß}	Schmelzfläche der Gußlegierung	mm ²
A _{Knet}	Schmelzfläche der Knetlegierung	mm ²
A _{Ox}	Aufgeschmolzene Oxidoberfläche	mm ²
A _{Pl}	Relative Porenfläche im Nahtlängsschliff	-
A _{Pq}	Relative Porenfläche im Nahtquerschliff	-
A _S	Schmelzzonenfläche	mm ²
B	Kopfbreite im Querkzugversuch	mm
b _z	Probenbreite im Querkzugversuch	mm
b	Spaltbreite	mm
b _k	Kritische Spaltbreite	mm
Cu	Kupfergehalt	%
d	Einschweißtiefe	mm
d/d _{f86}	Aspektverhältnis	-
d/t	Einschweißiefenverhältnis	-
d ₀	Strahldurchmesser auf der Fokussieroptik	mm
d ₈₆	Durchmesser in einer Ebene senkrecht zur Strahlachse, der 86% der gesamten Strahlenergie enthält	mm
d _{f86}	Fokusedurchmesser (entsprechend d ₈₆)	mm
d _{Knet}	Einschweißtiefe in die Knetlegierung	mm
d _L	Strahldurchmesser an der Strahltaille vor der Fokussieroptik	mm
d _{min Guß}	Mindesteinschweißtiefe, Gußlegierung zur Strahlseite	mm
d _{min Knet}	Mindesteinschweißtiefe, Knetlegierung zur Strahlseite	mm
d _{min/t}	Mindesteinschweißiefenverhältnis	-
E _i	Ionisierungsenergie	eV
f	Brennweite	mm

f/d_0	Fokussierzahl	-
F_{Gas}	Kraft des Prozeßgases auf die Schmelze	N
$g_{\text{evap}i}$	Verdampfter Anteil des Legierungselementes i	-
$g_{\text{Guß}i}$	Anteil des Legierungselementes i an der Legierungszusammensetzung der Gußlegierung	-
g_i	Anteil des Legierungselementes i an der Legierungszusammensetzung der Schmelze	-
$g_{\text{Knet}i}$	Anteil des Legierungselementes i an der Legierungszusammensetzung der Knetlegierung	-
h	Kantenversatz	mm
h_1	Nahtüberhöhung bzw. Nahtunterwölbung	mm
h_2	Wurzelüberhöhung bzw. Wurzelrückfall	mm
$H_p(T)$	Temperaturabhängige Wasserstoffmenge	ml/100g
I_{max}	Maximale Strahlintensität auf dem Werkstück	W/cm ²
I_s	Schwellintensität	W/cm ²
K_L	Löslichkeitskoeffizient für Wasserstoff	ml/100g ^v /bar
L	Wärmeleitfähigkeit	W/(cm K)
L_S	Nahtlänge bzw. Schweißprüflänge	mm
L_t	Gesamtlänge der Proben im Querkzugversuch	mm
M	Molmasse	kg/kmol
M^2	Beugungsmaßzahl	-
M_i	Atommasse des Elementes i	kg/kmol
Ox_{rel}	Relative Oxidoberfläche	mm ⁻¹
P/d_{f86}	Spezifische Leistung	kW/mm
PS/d_{f86}	Spezifische Schwelleistung	kW/mm
P/v	Streckenenergie	kJ/m
PA	Wannenlage	-
\bar{P}_i	Partialdampfdruck des Elementes i	bar
p_{H_2}	Wasserstoffpartialdruck	bar
p_{H_2O}	Wasserdampfpartialdruck	bar
P_L	Laserleistung auf dem Werkstück	kW
$P_{L\text{max}}$	Maximale Laserleistung auf dem Werkstück	kW
P_{max}	Maximale Laserleistung der Strahlquelle	kW
q	Strahlparameterprodukt	mm mrad
R	Schmelzflächenverhältnis	-

$R_{\text{Guß}}$	Schmelzflächenverhältnis, Gußlegierung zur Strahlseite	-
r_i	Verdampfungsrate des Elementes i	$\text{gs}^{-1}\text{cm}^{-2}$
R_{Knet}	Schmelzflächenverhältnis, Knetlegierung zur Strahlseite	-
$R_{\text{m min}}$	Genormte Mindestzugfestigkeit	N/mm^2
R_{m}	Zugfestigkeit	N/mm^2
R_{mHAZ}	Zugfestigkeit in der wärmebeeinflussten Zone	N/mm^2
R_{mNaht}	Zugfestigkeit im Nahtbereich	N/mm^2
$R_{\text{p0,2 min}}$	Genormte Mindeststreckgrenze	N/mm^2
$R_{\text{p0,2}}$	Streckgrenze	N/mm^2
S	Schlankheitsgrad	-
s	Tragender Querschnitt der Schweißnaht	mm
Si	Siliziumgehalt	%
t	Blechdicke	mm
T	Temperatur	K
t_1	Blechdicke Bauteil 1	mm
t_2	Blechdicke Bauteil 2	mm
T_{b}	Verdampfungstemperatur	K
$t_{\text{Guß}}$	Blechdicke Gußlegierung	mm
t_{Knet}	Blechdicke Knetlegierung	mm
T_{M}	Temperatur in Schmelzzonenmitte	K
T_{R}	Temperatur am Schmelzzonenrand	K
T_{S}	Schmelztemperatur	K
\dot{V}	Volumenstrom des Prozeßgases	Nl/h
V_{S}	Volumen der Schmelzzone	mm^3
w/t	Nahtbreitenverhältnis	-
WEZ	Wärmebeeinflusste Zone	-
w_{k}	Kritische Nahtbreite	mm
w_{m}	Nahtbreite in halber Einschweißtiefe	mm
w_{s}	Nahtbreite an der Nahtoberfläche	mm
w_{st}	Nahtbreite im Stoß	mm
w_{w}	Nahtbreite an der Wurzel	mm
x	Strahlversatz	mm
x_{M}	Schmelzzonenmitte	-
x_{R}	Schmelzzonenrand	-

z	Fokuslage in Strahlausbreitungsrichtung	mm
α	Absorptionskoeffizient	cm^{-1}
β	Winkel zwischen Strahl und Werkstückoberfläche	$^{\circ}$
γ	Oberflächenspannung	N/mm
λ	Wellenlänge	μm
θ	Divergenzwinkel des Laserstrahls	mrاد
θ_f	Divergenzwinkel des fokussierten Laserstrahls	mrاد
θ_L	Divergenzwinkel des Laserstrahls vor der Fokussieroptik	mrاد
τ_γ	Schubspannung in der Schmelze	N/mm^2

Extended Abstract

The use of aluminum alloys has increased evidently in the automotive industry due to the necessity of weight reduction. High power lasers are playing an important role especially for the joining of wrought aluminum alloys. While standards for laser welding of steel and fusion welding of aluminum alloys are state of the art, a lack of basic design guidelines for CO₂ laser welding of cast aluminum alloys is evident. This is the reason why in the first part of the thesis the effect of welding parameters and shielding gas on the process reliability is described.

In the second part a new approach to overcome some of the most important problems of joining cast and wrought aluminum alloys with CO₂ lasers is presented. It is shown that appropriate joint design can significantly improve the robustness of the welding process and the weld quality. Aim was to increase the tolerance of the process to critical production problems like beam displacement and gap and to reduce hydrogen induced porosity and hot cracks without the use of filler material.

For all welding experiments a CO₂ laser with a beam power on the work piece of 5 kW and a focus diameter of 0,4 mm has been used. The cast aluminum alloys AlSi7Mg0,3, AlSi11 and AlSi8Cu3 have been joined to the wrought alloys AlSi1,2Mg0,4 and AlMgSi.

To examine the effect of the joint design the aluminum samples have been welded as overlap joints, square butt joints, backed butt joints (with root backing), supported butt joints (with fitting aid on the beam side of the joint) and edge joints.

Process reliability in laser welding of cast aluminum alloys

Process reliability is defined as robustness of the welding process (reaction of the process on external variations like gap or beam position) and stability of the process (variations inside the process itself causing blow holes etc.).

Effect of alloy composition and welding parameters on robustness of the process

- The geometry of the cross section of the seam (especially the seam width) is very important for the robustness of the process.
- Penetration depth and seam width depend on the boiling temperature of the aluminum alloy. Penetration depth and seam width vary in a range of 10 % between the examined cast alloys.
- With a given penetration depth, the seam width w_m (measured in 50 % of the penetration depth) is independent of the alloy composition.
- The possibilities to influence the seam width with welding parameters (beam power, welding velocity, focusing parameters) are very limited.

- With a given penetration depth the ratio of penetration depth to seam width can be varied in a range of 2:1 to 3:1. Thus the selection of aluminum alloys and the variation of welding parameters have a very little effect on the tolerance requirements and the robustness of the process.

Effect of shielding gas on process reliability

- Shielding gas has a strong influence on the geometry of the weld pool (robustness of the process) and the stability of the process.
- On one hand, Helium shows the best results in plasma suppression, on the other hand process instabilities occur with high line energies.
- Argon is not suitable as a shielding gas for the welding of aluminum alloys with CO₂ lasers because of the insufficient plasma suppression.
- With Nitrogen process instabilities and the formation of process pores can be almost completely avoided even with high line energies and high penetration depths.
- The overall best process stability was achieved by using mixtures of Helium and Argon. Thus this gas mixture has been used to examine the effects of joint design.

Effect of the joint design on the tolerance requirements of the welding process

Laser welding of aluminum alloys requires a high beam quality of the laser source. On one hand the high beam quality enables the requested high welding velocities and little thermal distortion of the parts. On the other hand it causes very narrow weld seams that are critical in terms of tolerances to gap and beam displacement.

Effect of joint design on the sensitivity to gap

The sensitivity to gap is defined by the variation of the weld pool geometry, the variation of the effective throat s and lack of fusion defects.

- The sensitivity of the process to gap is strongly affected by the joint design.
- Designs which offer filler material to the weld pool by the joint design itself (e.g. backed or supported butt joints) show a low sensitivity to gap.
- Joint designs which prevent the beam from passing-through (e.g. backed or supported butt joints) show a low sensitivity to gap.
- The highest tolerances of the process to gap have been found with backed and supported butt joints. A gap width up to 0,6 mm has been welded without reduction of the effective throat of the joint.

Effect of joint design on the sensitivity to beam displacement

The beam displacement x is defined as the distance of the laser beam axis to the centerline of the joint. Beam displacement can affect the geometry of the weld pool, the tensile strength of the joint and may cause fusion defects.

- The sensitivity to beam displacement can be reduced by the selection of joint design without the user of filler material.
- The so-called *critical seam width* is of prime importance for the maximum beam displacement that can be tolerated without causing fusion defects. Joint designs with a large *critical seam width* (e.g. edge welding at overlap joints, backed butt joints) are very tolerant to beam displacement.
- In addition to the joint design the tolerance to beam displacement is also affected by the oxide layer on the joint edges and the heat conductivity of the material.

Effect of the joint design on the hot cracking susceptibility

If cast aluminum alloys with a high silicon content are combined with wrought aluminum alloys with low silicon content the mixture of the alloys inside the molten pool can create an alloy composition with high hot cracking susceptibility.

- Hot cracking can be avoided even without the use of filler material by increasing the silicon content of the welded seam by suitable joint design.
- The key factor is the influence of joint design on the ratio of molten cast to wrought material R .
- The hot cracking susceptibility of overlap joints depends on the ratio of penetration depth to material thickness d/t .
- If the incidence of the laser beam is on the wrought aluminum side, hot cracking susceptibility can be reduced by increasing the penetration depth. With the tested alloy combinations ratios d/t of 1,2 to 1,7 (depending on the weld pool geometry) have to be reached to avoid hot cracking.
- If joint design is changed so that the incidence of the laser beam is on the cast aluminum side, then the hot cracking susceptibility can be reduced by decreasing the penetration depth. With the tested alloy combinations all relevant ratios of penetration depth to material thickness (up to $d/t = 7$) can be welded avoiding hot cracking.
- By changing the joint design to butt joint configurations the ratio of molten cast to wrought material can be significantly increased ($R \geq 1$). These joint designs are not hot cracking susceptible with all tested material alloy combinations.

Effect of joint design on hydrogen induced porosity

To reduce hydrogen induced porosity in fusion welding processes of aluminum alloys chemical or mechanical treatment of the oxide layer is widely spread in production applications even though this causes additional costs to the process.

- It is shown that the appropriate joint design can significantly reduce hydrogen induced porosity without removing or cleaning the oxide layer on the welded parts.
- The higher hydrogen porosity of the weld pool compared to the base material is caused mainly by the hydrogen absorption from the oxide layer on the aluminum alloys.
- A clear correlation between *relative oxidized surface* Ox_{rel} (ratio of oxidized surface to molten alloy volume) and the hydrogen induced porosity has been found. Porosity increases with rising *relative oxidized surface*.
- As joint designs strongly differ in their *relative oxidized surface* hydrogen induced porosity can be significantly reduced by appropriate joint design (e.g. supported butt joints).

It has been shown that joint design is very important to increase process reliability and weld quality in CO₂ laser welding of cast to wrought aluminum alloys. As the effects are not depending on laser wavelength the results and design guidelines can be an important basis for aluminum welding for both CO₂ lasers and Nd:YAG lasers with high brightness.

1 Zielsetzung und Lösungsansatz

Seit Multi-kW Lasersysteme sowohl als Gaslaser als auch als Festkörperlaser zur Verfügung stehen, haben sich zahlreiche wissenschaftliche Arbeiten mit dem Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen beschäftigt. Die entscheidenden Fragestellungen waren dabei die Prozeßstabilität (Prozeßporen, Schmelzauswürfe), die Heißrißneigung sowie die Wasserstoffporosität und der Prozeßwirkungsgrad.

Der Schwerpunkt der Untersuchungen [1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8] lag dabei bisher auf dem Einfluß von:

- Prozeßparametern (Schweißgeschwindigkeit, Strahlleistung, Fokussierbedingungen, Doppelfokustechnik),
- Materialeigenschaften (chemische Zusammensetzung, metallurgische und physikalische Eigenschaften) sowie der
- Strahlquelle (Wellenlänge, Strahlqualität etc.).

Dagegen wurde die konstruktive Gestaltung von Aluminiumverbindungen für die Laserschweißtechnik weit weniger berücksichtigt. Während konstruktive Richtlinien zur geeigneten Wahl von Fugenform, Stoßart und Nahtart im Bereich der traditionellen Schmelzschweißverfahren für Aluminium sowie für das Laserstrahlschweißen von Stahl [9] Stand der Technik sind, fehlen solche Grundlagen für das Laserstrahlschweißen von Aluminium weitgehend. Gerade dieses Fehlen von abgesicherten Konstruktionsempfehlungen erschwert den industriellen Einsatz der Lasertechnik für das Schweißen von Aluminiumlegierungen. Dabei bietet das Laserstrahlschweißen aufgrund des charakteristischen Tiefschweißeffektes eine Reihe von Möglichkeiten zur konstruktiven Gestaltung der Fugestelle, die mit anderen Schweißverfahren nicht zu realisieren sind.

Zielsetzung der vorliegenden Arbeit ist es festzustellen, wie diese konstruktive Gestaltungsfreiheit für das Verbinden von *Mischverbindungen aus Aluminiumguß- und Aluminiumknetlegierungen* genutzt werden kann.

Hierzu wird der Einfluß der *Nahtart* hinsichtlich dreier für das Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen entscheidender Fragestellungen beleuchtet:

- Toleranzanforderungen,
- Heißrißbildung und
- Wasserstoffporosität.

Dabei wird auf die Verwendung von Zusatzdraht zur Aufweitung des Toleranzfeldes und Heißrißvermeidung verzichtet. Entsprechend wird auch keine Vorbehandlung der Bauteile zur Verringerung der Wasserstoffporosität durchgeführt, da dies vor allem in der Serienfertigung mit erheblichen Nachteilen verbunden ist.

Wie in Bild 1.1 dargestellt, werden die Ergebnisse dieser Experimente in den Kapiteln 5 und 6 der vorliegenden Arbeit vorgestellt.

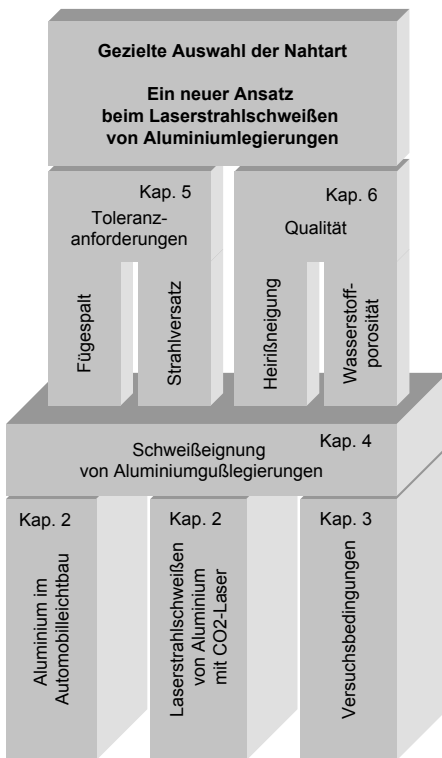


Bild 1.1: Aufbau und Lösungsansatz der Arbeit

Voraussetzung für die Aussagekraft der Untersuchungen ist ein stabiler und reproduzierbarer Schweißprozeß. Daher werden zunächst Studien zur Prozeßsicherheit beim Laserstrahlschweißen der verwendeten Aluminiumgußwerkstoffe durchgeführt. Die in Kapitel 4 (vgl. Bild 1.1) beschriebenen Ergebnisse fließen in die weiterführenden Untersuchungen ein.

Alle im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen erfolgen unter besonderer Berücksichtigung der Anforderungen im Automobileichtbau. Die Ergebnisse sollen damit als Hilfestellung dienen, die Laserschweißtechnik bereits in der Konstruktions- und Planungsphase als alternative Verbindungstechnologie für Aluminium in die Überlegungen mit einzubeziehen und gegenüber anderen Verfahren abzuwägen.

2 Ausgangssituation und Stand der Technik

2.1 Aluminium im Automobilleichtbau

Gestiegene Ansprüche an Komfort, Sicherheit und Fahrleistungen haben in den letzten Jahren zu einer ständigen Gewichtszunahme der Kraftfahrzeuge geführt. Gleichzeitig besteht jedoch durch steigende Kraftstoffpreise und politische Rahmenbedingungen, wie etwa dem amerikanischen *CAFE*¹ oder der ab 2008 in Kraft tretenden Flottenverbrauchsregelung des *ACEA*², die Notwendigkeit, den Kraftstoffverbrauch und Schadstoffausstoß deutlich zu senken.

Abhängig von den Fahrbedingungen werden etwa 70 % des Kraftstoffverbrauchs von der Masse des Fahrzeuges bestimmt [10, 11, 12]. Da 50 % der Gesamtmasse auf die Karosserie und das Fahrwerk entfallen, werden in diesen Bereichen große Anstrengungen unternommen, Gewicht einzusparen. Durch eine Gewichtsreduktion um 100 kg ist eine Reduktion des Kraftstoffverbrauches um etwa 0,5 bis 1 Liter pro 100 km zu erreichen [11, 12, 13, 14, 15]. Gleichzeitig wird durch Gewichtsreduktion ein Beitrag zur passiven Sicherheit der Fahrzeuge geleistet, da die kinetische Energie, die beim Aufprall umgewandelt werden muß, abnimmt.

2.1.1 Aluminium als Konstruktionswerkstoff

Neben dem Stahl-Leichtbau, wie etwa in den Studienfahrzeugen des *ULSAB* und *ULSAC* Programms³, und dem Einsatz von Kunststoffen oder Magnesiumlegierungen, bieten Aluminiumlegierungen äußerst günstige Voraussetzungen zur Erfüllung der Kriterien im Automobilleichtbau. Diese beruhen vor allem auf der geringen Dichte, der weitgehenden Konstruktionsfreiheit bei guten mechanischen Eigenschaften, den guten Recyclingeigenschaften und der Korrosionsbeständigkeit des Werkstoffes.

Der Einsatz von Aluminium bringt jedoch weitreichende Veränderungen in Konstruktion und Fertigung mit sich. In Bild 2.1 sind einige grundlegende Zusammenhänge für die Bauteildimensionierung im Karosseriebau zusammengestellt. Zu beachten sind vor allem der gegenüber Stahl niedrige E-Modul von Aluminiumlegierungen sowie die Beeinflussung der Festigkeitseigenschaften wärmebehandelter Legierungen (vgl. Abschnitt 2.1.4) durch Fügeprozesse und Lackierung.

¹ Corporate Average Fuel Economy

² Europäischer Verband der Automobilhersteller

³ Ultra Light Steel Assembly Body bzw. Ultra Light Steel Assembly Closures

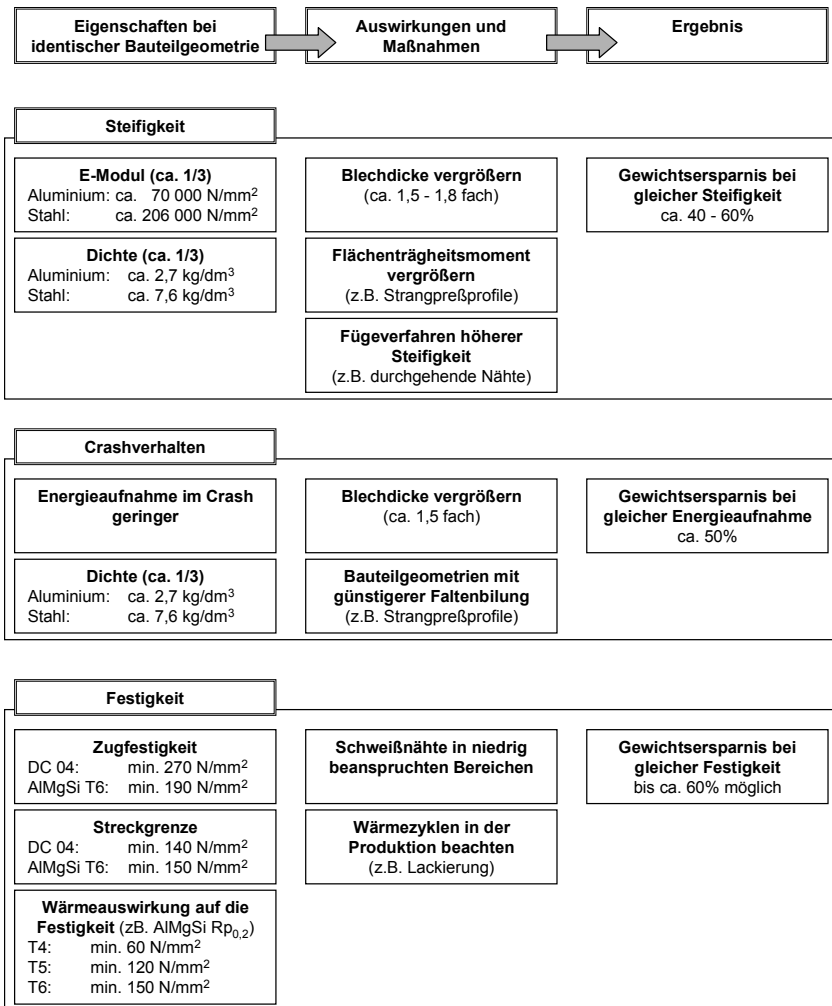


Bild 2.1: Aluminium als Konstruktionswerkstoff im Karosserieleichtbau im Vergleich zu Stahl. Auswirkungen auf Bauteilauslegung und Gewichtsreduzierung [16, 17, 18]

2.1.2 Leichtbaukonzepte

Selbsttragende Karosserie: Bei Verwendung von Aluminium in selbsttragenden Karosseriestrukturen wird im wesentlichen Stahlblech durch Aluminiumblech substituiert. Dabei müssen die spezifischen Eigenschaften der Materialien berücksichtigt werden.

Vorteil dieses Konzeptes ist die weitgehende Übertragbarkeit der Erfahrungen aus dem Stahl-Karosseriebau. Damit ergibt sich ein relativ geringer Umstellungsaufwand in der Konstruktion, der Preßteilherstellung und der Rohbaukonzeption. Nachteilig wirken sich die schlechteren Umformeigenschaften der Aluminiumbleche aus. Aufgrund der Einschränkungen in der Umformbarkeit lassen sich nur weniger komplexe Blechteile fertigen, was zu einer Erhöhung der Teileanzahl verbunden mit erhöhtem Fügeaufwand im Rohbau führt. Bei einer Mittelklasselimousine ist mit einer Erhöhung der Teilzahl um 5 - 10 % gegenüber einer Stahlkarosserie zu rechnen [18].

Durchgesetzt hat sich die Verwendung von Aluminium in selbsttragenden Karosserien vor allem als *Materialmischkonzept*. Dabei wird in der Regel eine Stahlkarosserie mit sogenannten *Hang-on* Teilen⁴ aus Aluminium kombiniert. Ein besonderes Augenmerk ist bei Mischbauweise auf die unterschiedliche Wärmedehnung der Materialien und die Kontaktkorrosion zu legen. Auch Ganzaluminiumkarosserien in selbsttragender Bauweise wurden in einer Reihe von Studien und Serienfahrzeugen (z.B. Honda NSX) verwendet. Sie stellen jedoch nach aktuellem Stand der Technik Nischenanwendungen dar.

Rahmenbauweise: Nachdem die Rahmenbauweise in den letzten Jahrzehnten nahezu vollständig durch die selbsttragende Karosserie⁵ verdrängt wurde, hat sie durch den Einsatz von Aluminiumstrangpreßprofilen erneut Anwendung in der Serienproduktion von Personenwagen gefunden.

Im Vergleich zur selbsttragenden Karosserie kann durch den Einsatz von Strangpreßprofilen die Teileanzahl und die Anzahl der Fügeoperationen deutlich reduziert werden [12, 19]. Der Wegfall der Fügeoperationen und des entsprechenden Fügeflansches birgt zusätzlich Vorteile für die Bauteilsteifigkeit und das Packaging. Durch Strangpressen lassen sich komplexe Querschnitte mit unterschiedlichen Wandstärken herstellen, so daß eine effektive Anpassung an die Bauteilanforderungen (Steifigkeit, Faltungsverhalten im Crash etc.) möglich ist [20]. Außerdem versprechen Rahmenkonstruktionen aus Aluminiumstrangpreßprofilen geringere Werkzeugkosten und verkürzte Entwicklungszyklen [21, 22, 23].

⁴ Motorhaube, Kofferraumdeckel und Türen

⁵ 1935 wurde in Europa der erste Serienpersonenwagen in selbsttragender Ganzstahlkarosserie hergestellt (Opel Olympia)

Neben ausschließlich aus Strangpreßprofilen aufgebauten Rahmenstrukturen (z.B. Pininfarina Ethos, Plymouth Prowler, BMW E1) werden teilweise auch Gußknoten zur Verbindung der Profile eingesetzt (z.B. Audi A8). Außer der Verwendung als Verbindungsknoten in der Rahmenstruktur bieten Aluminiumgußbauteile durch ihre weitgehende Konstruktionsfreiheit ein großes Maß an funktioneller Integration und damit ein hohes Potential zur Teilereduktion. Ein Beispiel für ein solches hoch integriertes Aluminiumgußteil ist die B-Säulenstruktur des Audi A2.

Fügetechnik: Bei allen Aluminiumleichtbaukonzepten ist von einer Kombination von Blechen, Strangpreßprofilen und Gußteilen auszugehen (vgl. Tabelle 2.1). Der Füge-technik zur Verbindung der verschiedenen Halbzeuge kommt damit eine Schlüsselrolle zu.

	Selbsttragende Karosserie	Rahmenbauweise
Bleche	- Gesamte Karosseriestruktur	- Außenbeplankung
Strangpreßprofile	- Hohlprofile z.B. A-Säule, Schweller, Längsträger, Frontend, Seitenaufprallschutz	- Rahmenstruktur
Gußteile	- Hochintegrierte Strukturbauteile z.B. B-Säule, Federbeinaufnahme	- Verbindungsknoten - Hochintegrierte Strukturbauteile z.B. B-Säule, Federbein- aufnahme

Tabelle 2.1: Möglicher Einsatz der verschiedenen Aluminiumhalbzeuge im Karosserie-leichtbau

Während der Großteil selbsttragender Stahlkarosserien heute weitgehend durch Widerstandspunktschweißen sowie durch Kombinationen von Punktschweißen und Kleben hergestellt werden ⁶, können die Anforderungen an die Fügetechnik einer Aluminiumkarosserie nicht mehr durch ein einziges Fügeverfahren erfüllt werden. Aufgrund der hohen Kräfte und geringen Elektrodenstandzeiten [24] beim Punktschweißen von Aluminium werden verstärkt Alternativverfahren wie das Stanznieten oder Clinchen für das Fügen von Blechteilen interessant. Für das Verbinden von geschlossenen Profilen sind dagegen Fügeverfahren mit einseitiger Energieeinbringung wie etwa die traditionellen Schmelzschweißverfahren, Kleben oder Laserstrahlschweißen von besonderem Interesse. Neue Herausforderungen für die Verbindungstechnik ergeben sich zudem, wenn Kraftfahrzeuge in hoher Stückzahl ⁷ in Aluminiumleichtbauweise hergestellt werden sollen.

⁶ Der Trend geht jedoch zu einer deutlichen Zunahme des Lasereinsatzes auch im Bereich der Stahlwerkstoffe.

⁷ Taktzeit im Karosserierohbau ca. 40 bis 60 Sekunden

Vor diesem Hintergrund bietet das Laserstrahlschweißen einige wesentliche Vorteile:

- hohe Schweißgeschwindigkeiten
- geringer Energieeintrag und damit geringer Bauteilverzug
- einseitige Energieeinbringung
- hohe statische und dynamische Festigkeit der Verbindung
- Anpassung der Fügegeometrie (z.B. Nahtlänge, Nahtform) an die Bauteilanforderungen (z.B. Faltungsverhalten im Crash, Steifigkeit, dynamische Festigkeit).

2.1.3 Aluminiumhalbzeuge

2.1.3.1 Aluminiumbleche

Aluminiumbleche haben im Karosseriebau in allen Leichtbaukonzepten einen breiten Anwendungsbereich. Beispiele für die Verwendung von Blechen als Strukturbauteile einer selbsttragenden Karosserie, als *Hang-on* Teile oder als Beplankung eines Spaceframes wurden im vorangegangenen Abschnitt dargestellt. Abhängig vom Einsatzbereich werden unterschiedliche Anforderungen an die Festigkeit, Umformbarkeit, Korrosionsbeständigkeit sowie die Oberflächenqualität im umgeformten Zustand gestellt.

In Europa werden im wesentlichen Karosserielegierungen der Gruppen AlMgMn (5xxx) und AlMgSi (6xxx) eingesetzt.

Legierungsgruppe 5xxx: Bestimmende Legierungselemente dieser Legierungsgruppe sind Magnesium und Mangan, die in Mengen von 0,5 bis 5,5 % Mg sowie 0 bis 1,1 % Mn zulegiert werden. Legierungen der Gruppe 5000 sind nicht aushärtbar [25] und werden daher auch als naturhart bezeichnet. Die Festigkeitssteigerung wird durch Mischkristallverfestigung erzielt. Für den Einsatz im Karosseriebau ist zu beachten, daß die durch den Umformprozeß erreichte hohe Kaltverfestigung bei Temperaturen zwischen 180 und 200 °C, wie sie in der Lackierung auftreten, teilweise wieder rückgängig gemacht wird. Die Legierungen der Gruppe 5xxx zeichnen sich neben ihrer guten Korrosionsbeständigkeit besonders durch eine sehr gute Umformbarkeit aus. Aufgrund der Bildung von Fließfiguren eignen sie sich jedoch nicht für die Anwendung an der Karosserieaußenhaut, so daß sie derzeit vor allem für komplexe Ziehteile, wie Verstärkungen im Innenbereich, verwendet werden. Ein typischer Vertreter dieser Legierungsgruppe ist die Legierung EN AW-5182 (AlMg_{4,5}Mn_{0,4}) [26].

Legierungsgruppe 6xxx: Die Legierungsgruppe 6xxx wird charakterisiert durch die Legierungselemente Silizium (0,2 bis 1,6 %) und Magnesium (0,3 bis 1,5 %) [25]. Die Legierungen zeichnen sich durch mittlere bis hohe Festigkeit, gute Korrosionsbeständigkeit und Schweißbarkeit aus [27, 28]. Ein entscheidender Unterschied zur Legierungsgruppe 5xxx liegt in der Aushärtbarkeit, das heißt in der gezielten Festigkeitssteigerung durch einen Wärmebehandlungsprozeß (vgl. Abschnitt 2.1.4).

Legierungen der Gruppe 6xxx sind fließfigurenfrei umformbar, so daß sie sich für die Herstellung von Außenhautteilen eignen. Nachteilig wirken sich die im Vergleich zu Legierungen der Gruppe 5xxx schlechtere Umformbarkeit und die höheren Materialkosten aus. Durch neuere Legierungsentwicklungen ist in Zukunft eine verbesserte Umformbarkeit und somit auch ein verstärkter Einsatz dieses Legierungstyps für Innenteile zu erwarten. Außerdem wurden neue Werkstoffe wie zum Beispiel die Legierung AA6181 A gezielt entwickelt, um den Kostennachteil aushärtbarer Legierungen gegenüber den naturharten Legierungen zu verringern [29]. Solche Entwicklungen sollen in Zukunft Karosseriekonzepte unter Verwendung eines einzigen Legierungstyps für Außenhaut, Innenteile und Strangpreßprofile ermöglichen. Ein typischer Vertreter der Legierungsgruppe 6xxx für Karosserieblech ist die Legierung EN AW-6016 (AlSi1,2Mg0,4) [26, 27, 30].

2.1.3.2 Strangpreßprofile

Für die Herstellung von Strangpreßprofilen im Karosseriebau werden im wesentlichen aushärtbare Legierungen verwendet [30]. Diese Legierungen zeichnen sich bei den verwendeten Warmumformungstemperaturen von etwa 400 bis 500 °C durch eine relativ geringe Formänderungsfestigkeit und gute Preßbarkeit aus [25]. Nach dem Umformvorgang können sie einer Wärmebehandlung unterzogen werden, um ihre endgültige Festigkeit zu erreichen. Aushärtbare Legierungen kombinieren daher in idealer Weise gute Umformbarkeit sowie hohe Bauteilfestigkeit und Duktilität im wärmebehandelten Zustand.

Im europäischen Kraftfahrzeugbau werden im wesentlichen Legierungen der Gruppe AlMgSi (6xxx) eingesetzt [30]. Die technischen Lieferbedingungen, mechanischen Eigenschaften sowie die Grenzabmaße und Formtoleranzen von Aluminiumstrangpreßerzeugnissen sind in *DIN EN 755* festgelegt. In Tabelle 2.2 sind einige für den Automobilbau wichtige Strangpreßwerkstoffe mit ihren gültigen Bezeichnungen nach *DIN EN 573-3* und den nach wie vor häufig verwendeten Kurzzeichen nach *DIN 17123* bzw. *DIN 1725-1* [31] gegenübergestellt. Die im folgenden verwendeten Bezeichnungen sind in der Tabelle kursiv dargestellt.

<i>DIN EN 573-3</i>		<i>DIN 1712-3 bzw. DIN 1725-1</i>	
Bezeichnung		Werkstoff-	
Numerisch	Chemische Symbole	Kurzzeichen	Nummer
EN AW - 1050A	EN AW- <i>Al</i> 99,5	Al99,5	3.0255
EN AW - 5019	EN AW- <i>Al</i> Mg5	AlMg5	3.3555
EN AW - 5754	EN AW- <i>Al</i> Mg3	AlMg3	3.3535
EN AW - 6005A	EN AW- <i>Al</i> SiMg(A)	AlMgSi0,7	3.3210
EN AW - 6060	EN AW- <i>Al</i> MgSi	AlMgSi0,5	3.3206
EN AW - 6082	EN AW- <i>Al</i> SiMgMn	AlMgSi1	3.2315

Tabelle 2.2: Gegenüberstellung der Bezeichnungen für Aluminium und einige wichtige Aluminiumlegierungen (für Halbzeug)

2.1.3.3 Gußwerkstoffe

Aluminium läßt sich mit nahezu allen bekannten Gießverfahren vergießen. Dadurch ergibt sich ein großer Spielraum für die Auswahl und die Anpassung des Herstellungsverfahrens an das jeweilige Produkt. Um das Potential des Werkstoffes Aluminium für den Karosserieleichtbau voll ausschöpfen zu können, müssen sowohl die Legierungen als auch die Gießverfahren eine Reihe wichtiger Forderungen erfüllen. Eine gewichtsparende und belastungsangepaßte Konstruktion erfordert die Herstellung dünnwandiger, komplex geformter und wärmebehandelbarer Gußstücke. Um eine wirtschaftliche Produktion hoher Stückzahlen bei geringer Nacharbeit zu gewährleisten, werden zusätzlich Gießverfahren mit hoher Ausbringung, die Einhaltung enger Toleranzen sowie die Schweißbarkeit der Gußstücke gefordert. Bild 2.2 zeigt eine Übersicht der Aluminiumformgießverfahren. Der weitaus größte Anteil der Aluminiumgußprodukte wird durch Sand-, Kokillen- und Druckguß hergestellt.

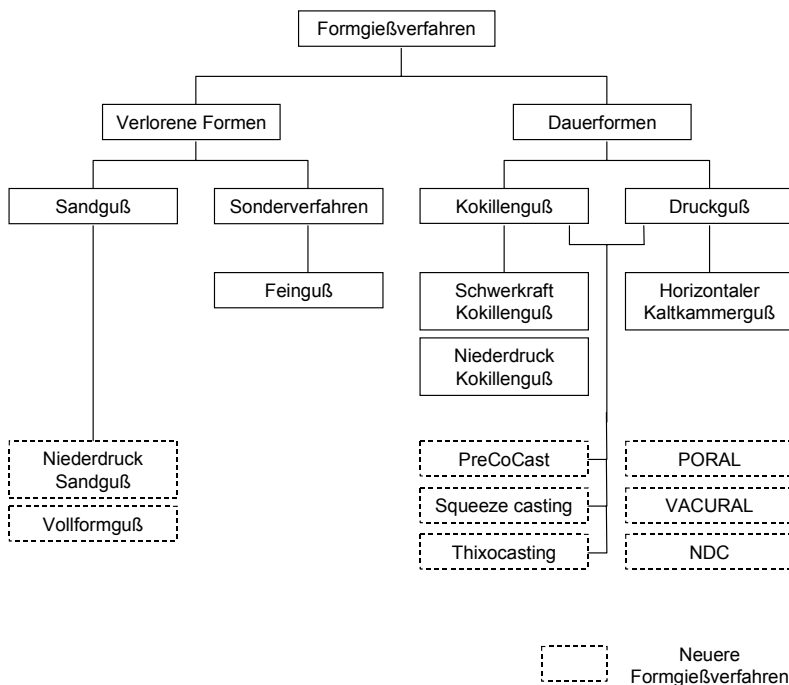


Bild 2.2: Einteilung der Formgießverfahren für Aluminium [30]

Während der Aluminiumdruckguß die Forderungen nach einem wirtschaftlichen Großserienprozeß, geringen Wandstärken und Toleranzen bereits erfüllt, mußten große Anstrengungen unternommen werden, um Gießprozesse zur Serienreife zu entwickeln, die auch die Forderungen nach Schweißbarkeit und Wärmebehandelbarkeit der Gußstücke erfüllen. Beispiele für solche Entwicklungen sind der *PORAL*- und *VACURAL*-Guß, die beide als Verfahrensvarianten des Druckgusses eingestuft werden können. Die für die Wärmebehandelbarkeit notwendige Reduzierung des Gasgehaltes wird beim *PORAL*-Guß durch Optimierung der Gießparameter sowie durch eine ruckfreie Führung des Preßkolbens und damit turbulenzfreie Formfüllung erreicht. Beim *VACURAL*-Guß wird dagegen die Gießkammer und die Form evakuiert, um den Kontakt der Schmelze mit Formluft sowie Trenn- und Schmiermitteldämpfen zu verhindern [30]. Mit solchen neueren Verfahren und Verfahrensvarianten ist es möglich, Gußteile aus aushärtbaren Legierungen wie AlSi10Mg oder AlSi7Mg0,3 herzustellen und einer anschließenden Wärmebehandlung zu unterziehen.

In Tabelle 2.3 sind die gültigen Werkstoffbezeichnungen nach *DIN EN 1706* mit den noch häufig verwendeten Bezeichnungen nach *DIN 1725-2* gegenübergestellt. Die im folgenden verwendeten abgekürzten Bezeichnungen sind kursiv dargestellt.

<i>DIN EN 1706</i>		<i>DIN 1725-2</i>	
Bezeichnung		Werkstoff-	
Numerisch	Chemische Symbole	Kurzzeichen	Nummer
EN AC - 42100	EN AC- <i>Al Si7Mg0,3</i>	G-AlSi7Mg	3.2371
EN AC - 44000	EN AC- <i>Al Si11</i>	G-AlSi11	3.2211
EN AC - 46200	EN AC- <i>Al Si8Cu3</i>	G-AlSi9Cu3	3.2163

Tabelle 2.3: Gegenüberstellung der Bezeichnungen für einige wichtige Aluminiumgußlegierungen nach *DIN EN 1706* [32] und *DIN 1725-2* [33]

2.1.4 Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen

Wie in den vorangegangenen Abschnitten beschrieben, spielen aushärtbare Aluminiumlegierungen eine besonders wichtige Rolle für den Karosserieleichtbau. Im folgenden soll daher noch einmal vertiefend auf die Wärmebehandlung als Möglichkeit zur Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften eingegangen werden.

Bei aushärtbaren Legierungen wird die Festigkeitssteigerung durch mehrstufige Wärmbehandlungsvorgänge erreicht. In Tabelle 2.4 sind die nach *AA*⁸ und *DIN 17007* [25] genormten Wärmebehandlungszustände dargestellt. Von besonderer Bedeutung ist der dreistufige Prozeß aus Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern, der für die Zustände *T4* und *T6* eingesetzt wird.

⁸ Aluminum Association

Zustand nach AA	F	O	W	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8	T9	T10
Zustand nach DIN 17007						.51	.51 .41	.61	.61 .62 .71 .72	.63	.71 .72		
Gußzustand	✓												
Weichgeglüht		✓											
Abgekühlt aus Warmumform- / Gußtemperatur				✓	✓			✓					✓
Lösungsgeglüht			✓			✓	✓		✓	✓	✓	✓	
Abgeschreckt						✓	✓		✓	✓	✓	✓	
Stabilisiert										✓			
Kaltverfestigt					✓	✓					✓	✓	✓
Kaltausgelagert				✓	✓	✓	✓						
Warmausgelagert								✓	✓		✓	✓	✓

Tabelle 2.4: Wärmebehandlungszustände von Aluminiumlegierungen. Vergleich der Bezeichnungen nach AA und DIN 17007 [25]

Die festigkeitssteigernde Wirkung der Wärmebehandlung ist auf die Bildung von Ausscheidungen aus dem Aluminiummischkristall zurückzuführen, die die Beweglichkeit von Versetzungen behindern. Entscheidend ist hierbei die Struktur, Form und Konzentration der Ausscheidungen [34].

Notwendige Voraussetzung für die Bildung dieser Ausscheidungen ist die mit sinkender Temperatur abnehmende Löslichkeit einer Legierungskomponente im Aluminiummischkristall [25, 35]. Bei Legierungen des Typs AlMgSi wird die Aushärtbarkeit durch die Phase Mg₂Si erreicht. Am Beispiel dieses Legierungstyps soll im folgenden der Ablauf der Wärmebehandlung beschrieben werden. In Bild 2.3 ist das quasistationäre Zustandsdiagramm für Al-Mg₂Si dargestellt.

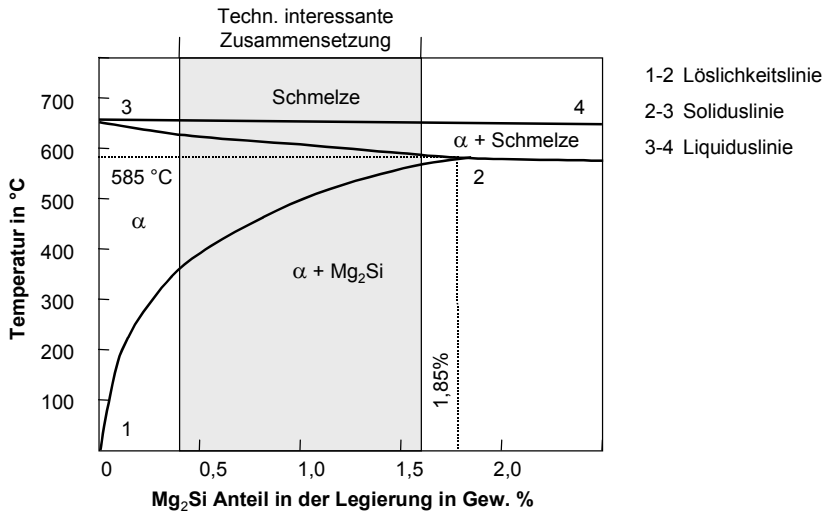


Bild 2.3: Quasistationäres Zustandsschaubild für Al-Mg₂Si [25]

Lösungsglühen: Beim Lösungsglühen oder auch Homogenisieren wird der Werkstoff auf eine Temperatur oberhalb der Löslichkeitslinie (1 - 2) aber unterhalb der Soliduslinie (2 - 3) erwärmt (vgl. Bild 2.3). Übliche Lösungsglühtemperaturen für Legierungen der Gruppe AlMgSi liegen zwischen 520 und 540 °C [25, 35]. In diesem Temperaturbereich sind Magnesium und Silizium vollständig im Aluminiummischkristall löslich, so daß ein homogenes Gefüge entsteht. Bei manchen Strangpreßlegierungen wird die Warmumformtemperatur ausgenutzt, so daß auf einen speziellen Lösungsglühvorgang verzichtet werden kann. Auch bei der Herstellung von aushärtbaren Aluminiumgußlegierungen wird teilweise auf einen Lösungsglühvorgang verzichtet. Die Gußstücke werden dann unmittelbar nach dem Gießen abgeschreckt und ausgelagert [25].

Abschrecken: Beim Abschrecken auf Raumtemperatur entsteht ein instabiles Gefüge aus übersättigtem α-Mischkristall. Durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit werden Diffusionsvorgänge unterdrückt, die entsprechend der sinkenden Löslichkeit zur Ausscheidung der Phase Mg₂Si aus dem α-Mischkristall führen würden. Wichtig ist, daß beim Abschrecken das kritische Temperaturintervall bis auf etwa 200 °C möglichst schnell durchlaufen wird. Die verwendeten Abschreckzeiten auf 200 °C sind legierungsabhängig und betragen etwa 20 bis 60 Sekunden [25].

Auslagern: Durch Auslagern kommt es zu Ausscheidungen aus dem übersättigten Mischkristall. Da es sich bei der Ausscheidung um einen Diffusionsvorgang handelt, wird die Struktur, die Form und die Größe der Ausscheidungen durch die Auslagerungstemperatur und die Auslagerungszeit bestimmt. Dabei unterscheidet man im wesentlichen das Kaltauslagern (einige Tage bei Raumtemperatur) und das Warmauslagern (4 bis 16 Stunden bei Temperaturen von 140 bis 199 °C) [25, 35]. In Abhängigkeit von der Auslagerungstemperatur und -Zeit bilden sich zunächst fein verteilte kohärente Ausscheidungen aus Magnesium- und Siliziumatomen.

Die Energie, die beim Durchschneiden dieser Ausscheidungen durch die Versetzungen aufgebracht werden muß, führt zur Festigkeitssteigerung des Materials. Bei der Legierung AlMgSi T6 wird die Festigkeitssteigerung entsprechend dieses Mechanismus durch die Ausscheidung kohärenter, nadelförmiger β'' (Mg₂Si)-Ausscheidungen erreicht [34]. Bei weiterer Auslagerung bilden sich verstärkt teilkohärente und inkohärente Ausscheidungen aus. Der festigkeitssteigernde Mechanismus ist hierbei die Umgehung der Ausscheidungen durch die Versetzungen.

Wird die Auslagerungsdauer über ein legierungsabhängiges Optimum hinaus verlängert, so spricht man von Überalterung. Dabei kommt es zu einem weiteren Wachstum der Ausscheidungen, verbunden mit einem Festigkeitsverlust.

Zum Auslagern können im Karosseriebau die vorhandenen Lackieröfen mit ihren typischen Temperaturen zwischen 170 und 220 °C genutzt werden [36]. Da diese jedoch weder hinsichtlich der Temperatur noch der Durchlaufzeiten für die Auslagerung optimiert sind, stehen bei neuen Legierungsentwicklungen neben der angestrebten Festigkeitssteigerung auch die Verkürzung der hierzu notwendigen Auslagerungszeiten im Mittelpunkt. In den Bildern 2.4, 2.5 und 2.6 ist die festigkeitssteigernde Wirkung typischer Wärmebehandlungsvorgänge bei verschiedenen Aluminiumlegierungen dargestellt.

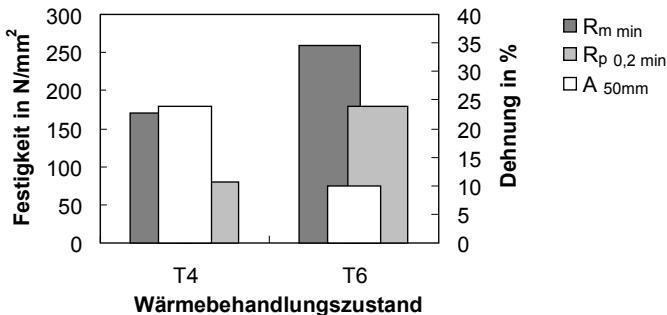


Bild 2.4: Einfluß des Wärmebehandlungszustandes auf die mechanischen Eigenschaften der Knetlegierung AlSi_{1,2}Mg_{0,4} nach DIN EN 485-2 [26]

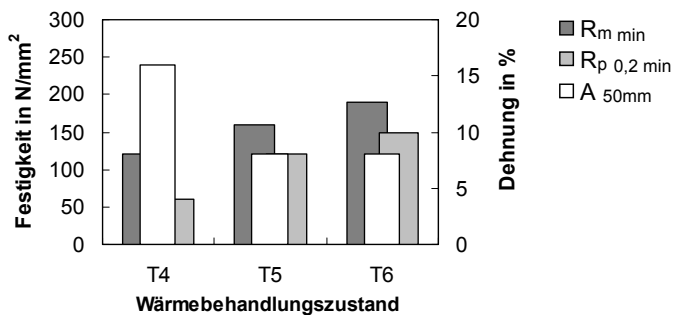


Bild 2.5: Einfluß des Wärmebehandlungszustandes auf die mechanischen Eigenschaften der Knetlegierung EN AW-6060 (AlMgSi) nach *DIN EN 755-2* [17]

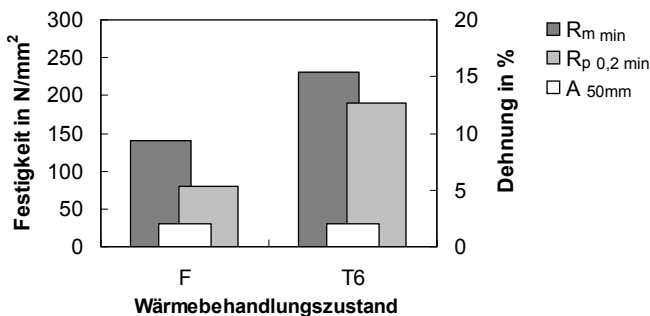


Bild 2.6: Einfluß des Wärmebehandlungszustandes auf die mechanischen Eigenschaften der Gußlegierung AlSi7Mg0,3 nach *DIN EN 1706* [32]

2.2 Laserstrahlschweißen von Aluminium

Im folgenden wird der Stand der Technik zum Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen mit CO₂-Lasern zusammengefaßt.

2.2.1 Verfahrensgrundlagen

Trifft Laserstrahlung auf die Oberfläche von Metallen, so wird diese von dem zunächst kalten Material teilweise absorbiert und die Energie in Wärme umgesetzt. Der absorbierte Anteil der Laserstrahlung ist abhängig von der Wellenlänge und dem Auftreffwinkel der Strahlung⁹, den Materialeigenschaften sowie der Temperatur des Materials [5, 37]. Bild 2.7 zeigt, daß der Absorptionsgrad mit zunehmender Temperatur ansteigt und bei Erreichen der Schmelztemperatur ein sprunghafter Anstieg der Absorption auftritt. Der Anteil der bei Schmelztemperatur in Aluminium absorbierten Energie ist mit 5 bis 6 % im Vergleich zu Eisen mit etwa 10 % jedoch sehr gering.

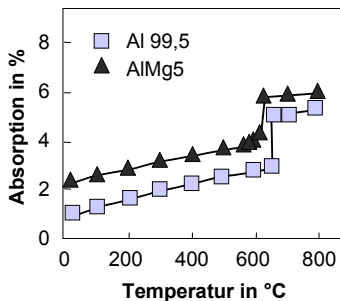


Bild 2.7: Absorptionsgrad von CO₂-Laserstrahlung in Abhängigkeit von der Temperatur und der Legierung des bestrahlten Materials (bei senkrechtem Einfall) [5]

Wird bei der Einwirkung des Laserstrahls eine charakteristische Intensität auf der Werkstückoberfläche überschritten, so kommt es zu einer lokalen Verdampfung des Materials. Durch die Rückstoßkraft des ausströmenden Metaldampfes auf die umgebende Schmelze wird diese zur Seite gedrängt [38], so daß ein metaldampfgefüllter Kanal, die *Dampfkapillare*¹⁰ entsteht. Die Dampfkapillare ermöglicht das tiefe Eindringen des Strahls in das Werkstück. Es kommt zum sogenannten *Tiefschweißeffekt*, der im Vergleich zum Wärmeleitungsschweißen durch tiefe und schmale Schweißnähte gekennzeichnet ist.

⁹ Bei Einfallswinkeln größer als etwa 40° besteht auch eine Abhängigkeit von der Polarisation der Strahlung

¹⁰ Die Dampfkapillare wird selbst in deutschsprachiger Literatur häufig auch als *keyhole* bezeichnet

Als Korrelationsgröße zur Beschreibung der Schwelle eignet sich am besten die aus der Bilanz zwischen absorbierter und durch Wärmeleitung in das Werkstück abfließender Leistungsdichte folgende Beziehung [39, 40]:

$$\frac{P_S}{d_{f86}} \propto \frac{T_b L}{A} \quad , \quad (2.1)$$

nach der die *spezifische Schwelleistung* P_S/d_{f86} ¹¹ abhängig von Absorption A der Strahlung sowie von der Verdampfungstemperatur T_b und der Wärmeleitfähigkeit L des Materials ist.

Verdampfungstemperatur T_b : Die Verdampfungstemperatur von Aluminium ist legierungsabhängig und sinkt mit zunehmendem Anteil an leicht flüchtigen Legierungselementen wie Magnesium oder Zink. Dagegen beeinflussen Legierungselemente, die eine ähnlich hohe Verdampfungstemperatur wie Aluminium haben (wie etwa Silizium, Mangan oder Kupfer), die Verdampfungstemperatur der Legierung und damit die *spezifische Schwelleistung* nicht [1, 3, 4, 41, 42, 43, 44, 45].

Element	Verdampfungstemperatur K
Zink	907
Magnesium	1090
Mangan	1962
Silizium	2355
Aluminium	2467
Kupfer	2567

Tabelle 2.5: Verdampfungstemperaturen wichtiger Elemente in technischen Aluminiumlegierungen

Die Verdampfungstemperaturen von Karosserielegierungen bewegen sich zwischen 2100 K (AlMg-Legierungen [43]) und 2500 K (AlSi-Gußlegierungen, reines Aluminium [25]). Im Falle der Legierung AlMg5Mn sinkt die Verdampfungstemperatur gegenüber reinem Aluminium nach [2] aufgrund des hohen Magnesiumanteils sogar um 600 K. Im Vergleich dazu muß beim Laserstrahliefschweißen von unlegiertem Stahl eine Verdampfungstemperatur von etwa 2500 K [46] erreicht werden.

Wärmeleitfähigkeit L : Die Wärmeleitfähigkeit ist, wie die elektrische Leitfähigkeit, stark strukturabhängig. Das heißt, sie wird durch Legierungszusätze aber auch durch

¹¹ Strahlleistung pro Fokussdurchmesser an der Schwelle zum Tiefschweißeffekt

den Gefügezustand der Legierung beeinflusst. Wichtige Legierungszusätze wie Silizium, Magnesium, Mangan oder Kupfer senken die Wärmeleitfähigkeit der Legierung mit zunehmendem Massenanteil in der Legierung. Außerdem senken gelöste Elemente die Wärmeleitfähigkeit stärker als ausgeschiedene, so daß auch der Wärmebehandlungszustand des Materials einen entscheidenden Einfluß auf die Wärmeleitfähigkeit hat [25]. In Bild 2.8 sind Literaturwerte für einige wichtige Legierungen zusammengefaßt. Aufgrund der hohen Anzahl freier Valenzelektronen ist die Wärmeleitfähigkeit von Aluminiumlegierungen im Vergleich zu Stahlwerkstoffen um einen Faktor 2 bis 17 höher. Verzichtet man in diesem Vergleich auf die Einbeziehung von Edelstählen, die im Karosseriebau derzeit keine entscheidende Rolle spielen¹², so reduziert sich der Faktor auf 2 bis 5.

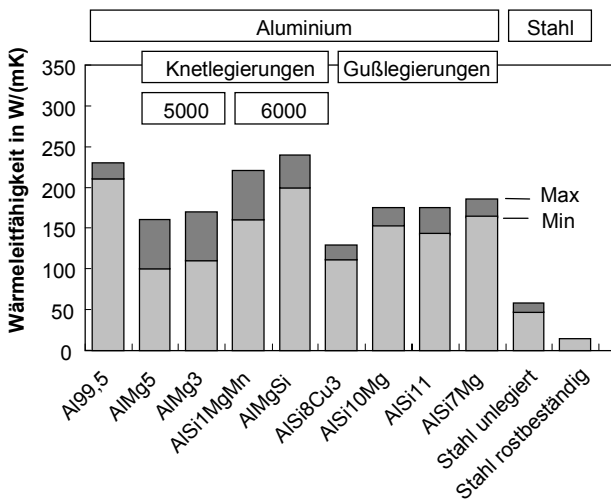


Bild 2.8: Wärmeleitfähigkeit verschiedener Aluminiumlegierungen [25, 32] im Vergleich zu Stahl [46]

Faßt man die Auswirkungen dieser Einflußfaktoren - die geringere Absorption und die höhere Wärmeleitfähigkeit - zusammen, so muß für das Lasertiefschweißen von Aluminiumlegierungen eine gegenüber Stahl um 5 bis 15-fach höhere spezifische Schwellleistung aufgebracht werden [2].

¹² Aufgrund der steigender Anforderungen an die Korossionsbeständigkeit von Kraftfahrzeugen ist in Zukunft ein verstärkter Einsatz von Edelstählen denkbar. Bisher wurde dies vor allem durch die hohen Materialkosten verhindert. Eine der wenigen Ausnahmen stellen der Porsche 911 S von 1967 mit Edelstahlkarosserie [47] und der Delorian DMC-12 (1981 bis 1983) mit Aluminiumrahmen und Edelstahlkarosserie dar.

Experimentell läßt sich die spezifische Schwellleistung in Einschweißversuchen durch einen sprunghaften Anstieg der Einschweißtiefe ermitteln (vgl. Kapitel 4).

Tiefschweißeffekt: Durch die Bildung der Dampfkapillare ändern sich die Voraussetzungen für die Absorption der Laserstrahlung im Werkstoff grundlegend. Zwei verschiedene Absorptionsmechanismen werden diskutiert [40, 48, 49, 50]:

- Absorption der Strahlung durch das laserinduzierte Plasma innerhalb der Dampfkapillare und
- Absorption durch Mehrfachreflexion an den Wänden der Kapillare (Fresnelabsorption).

Die Absorption der Laserstrahlung im laserinduzierten Plasma wird durch die Eigenschaften des Plasmas (Elektronendichte abhängig von Temperatur und Druck) sowie wesentlich durch die Wellenlänge der Strahlung bestimmt [5]. Aufgrund der um den Faktor 10 längeren Wellenlänge spielt die Absorption der Strahlung im Plasma beim Laserschweißen mit CO₂-Laser im Gegensatz zum Nd:YAG-Laser eine wesentliche Rolle für die Einkopplung [5, 6].

Der Anteil der Laserstrahlung, der durch Mehrfachreflexion an den Wänden der Dampfkapillare ins Werkstück eingekoppelt wird, ist abhängig von der Geometrie der Kapillaren und vom Absorptionskoeffizienten des Plasmas, weil dieser bestimmt, welcher Anteil an elektromagnetischer Energie durch das Plasma transmittiert und auf die Kapillarwand gelangt. Der Absorptionsgrad ist, wie oben gezeigt, abhängig vom Material, der Wellenlänge der Strahlung und der Temperatur. Die Anzahl der Reflexionen und der Auftreffwinkel der Strahlung wird im wesentlichen durch die Form der Dampfkapillare bestimmt. Als charakteristischer Parameter für die Form der Kapillare wird häufig das sogenannte *Aspektverhältnis* d/d_{f86} , der Quotient aus Einschweißtiefe d und Fokusdurchmesser d_{f86} , verwendet. Mit steigendem Aspektverhältnis steigt auch die Einkopplung [5, 6, 42].

Legt man die im Karosseriebau üblichen Einschweißtiefen von 1 mm bis 4 mm bei einem Fokusdurchmesser von 0,4 mm zugrunde, so ergeben sich beim Tiefschweißen typische Aspektverhältnisse zwischen 2,5 und 10. Bei diesen Verhältnissen sind Einkoppelgrade in Aluminium zwischen 40 % und 70 % möglich [5]. Einkoppelgrade von bis zu 87 % bei einem Aspektverhältnis von 15 wurden ermittelt [44]. Im Vergleich dazu werden in Stahl bei einem Aspektverhältnis von 2,5 bereits 60 % der Strahlenergie eingekoppelt. Erhöht man das Aspektverhältnis auf 10 so steigt dieser Anteil auf 85 %. Um eine möglichst große Energieeinkopplung und Prozeßeffektivität beim Laserstrahlschweißen von Aluminium zu erreichen sind demnach tiefe und schlanke Nähte anzustreben.

Plasma über dem Werkstück: Durch die Wechselwirkung des Laserstrahls mit dem aus der Dampfkapillare ausströmenden Metaldampf bildet sich über dem Werkstück ein Metaldampfplasma. Ohne dieses Plasma zu verdünnen und zu kühlen, könnte der Tiefschweißprozeß innerhalb kürzester Zeit durch die Absorption der Strahlung im

Plasma und die erhebliche Defokussierung des Laserstrahls abbrechen. Um die Temperatur des Plasmas abzusenken und damit die Abschirmung der Strahlung zu reduzieren, werden sogenannte *Prozeßgase*, wie Helium oder Argon, eingesetzt.

Beim Laserstrahlschweißen von Aluminium mit CO₂-Laser wurden Plasmatemperaturen von 18 000 bis 20 000 K experimentell festgestellt [51]. Bei diesen Temperaturen weisen auch die verwendeten Prozeßgase bereits einen Ionisierungsgrad größer 1 % auf und können daher als stark ionisiert gelten [52]. Für ein reines Argon-Plasma gilt dies bereits ab etwa 10 000 K [53]. Da Metaldämpfe ein sehr viel niedrigeres Ionisierungspotential aufweisen als die Prozeßgase, liegt beim Laserstrahlschweißen von Aluminium mit CO₂-Laser in jedem Fall ein stark ionisiertes Plasma vor. Dies konnte auch durch Spektralanalysen bestätigt werden [54].

2.2.2 Prozeßfenster

Wie oben dargestellt, ist die Strahlleistung pro Fokusedurchmesser P_L/d_{f86} eine charakteristische Größe für den Tiefschweißprozeß. Während die Laserleistung ausschließlich durch die Strahlquelle festgelegt wird, ist der nominelle Strahldurchmesser auf dem Werkstück sowohl durch die Strahlquelle als auch durch die Strahlführung und die Fokussieroptik bestimmt.

Der Fokusedurchmesser des Laserstrahls ergibt sich aus der Brennweite f , dem Strahldurchmesser d_0 auf der Fokussieroptik, der Beugungsmaßzahl M^2 und der Wellenlänge λ :

$$d_{f86} = \frac{f}{d_0} \cdot M^2 \cdot \frac{4\lambda}{\pi} \quad (2.2)$$

Die für das Tiefschweißen von Aluminiumlegierungen industriell eingesetzten Lasertypen besitzen eine Wellenlänge von 10,6 μm (CO₂-Laser) beziehungsweise 1,06 μm (Nd:YAG-Laser). Durch die wesentlich geringere Strahlqualität (entsprechend einem großen Wert M^2) der heute hauptsächlich eingesetzten lampengepumpten Nd:YAG-Laser, wird der Vorteil der kürzeren Wellenlänge gegenüber CO₂-Lasern jedoch zum Teil kompensiert. Aus der Entwicklung neuer Konzepte für den Aufbau von Festkörperlaser (z.B. diodengepumpte Scheiben- oder Stablasern) werden in den demnächst jedoch Festkörperlaser mit wesentlich höherer Strahlqualität zur Verfügung stehen.

Der Einfluß der Fokussieroptik auf den Fokusedurchmesser wird durch die Fokussierzahl f/d_0 bestimmt. Um einen kleinen Fokusedurchmesser zu erreichen, kann der Strahl vor der Fokussieroptik aufgeweitet (d_0 vergrößert) sowie die Brennweite f der Fokussieroptik verkürzt werden.

Es gilt

$$q = \frac{I}{4} \cdot \Theta_f \cdot d_{f86} \quad , \quad (2.3)$$

$$\Theta_f \cdot d_{f86} = \Theta_L \cdot d_L \quad (2.4)$$

Da das Strahlparameterprodukt q erhalten bleibt, steigt dabei der Divergenzwinkel θ , so daß Abweichungen von der idealen Positionierung des Werkstückes zum Fokus¹³ zu höheren Prozeßschwankungen führen. Zusätzlich erfordert die Strahlaufweitung vor der Fokussieroptik eine Vergrößerung der notwendigen Fokussierlinse. Damit sind der Verringerung des Fokusbereichs durch Vergrößerung der Fokussierzahl Grenzen gesetzt. In Bild 2.9 ist die Strahlausbreitung und Fokussierung von Laserstrahlung schematisch dargestellt.

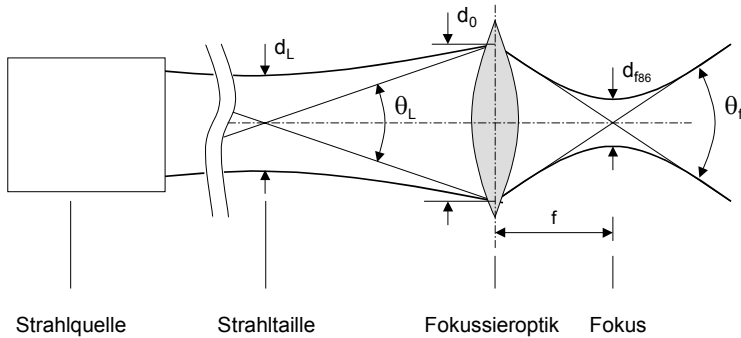


Bild 2.9: Ausbreitung und Fokussierung von Laserstrahlung

Um einen stabilen Tiefschweißprozeß zu erreichen, liegen somit bereits die Laserleistung und die Fokussierbedingungen weitgehend fest, so daß zur Anpassung der Einschweißtiefe an die Schweißaufgabe im wesentlichen die Schweißgeschwindigkeit variiert werden kann.

Wie die spezifische Schwellleistung ist auch die beim Tiefschweißen erreichbare Einschweißtiefe abhängig von der Verdampfungstemperatur der Legierung [3]. Bei Blechdicken von 2 bis 4 mm ergeben sich für das Schweißen von Aluminiumlegierungen mit 5 kW CO₂-Laser Schweißgeschwindigkeiten von 5 bis 10 m/min. Der mit diesen hohen Geschwindigkeiten verbundene geringe Energieeintrag ins Werkstück führt neben der erwünschten geringen Wärmebelastung des Bauteils auch zu geringen Nahtbreiten.

¹³ Positionsabweichung in Strahlausbreitungsrichtung

Die Auswirkung dieser schmalen Nähte auf die Toleranzanforderungen beim Laserstrahlschweißen von Aluminium und die Möglichkeit diese durch die konstruktive Gestaltung der Nahtart zu beeinflussen, werden in Kapitel 5 diskutiert.

2.2.3 Prozeßstabilität

Eines der größten Probleme beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen im Vergleich zu Stahl sind Prozeßinstabilitäten, die zum Kollabieren der Dampfkapillare führen. Charakteristische Nahtfehler, die durch Prozeßinstabilitäten hervorgerufen werden, sind Schmelzauswürfe (*blow-holes*) und Prozeßporen [2, 3].

Ursache für das Kollabieren der Dampfkapillare ist eine Ausströmblockade des

Metалldampfes aus dem keyhole [40, 50]. Bei einer lokalen Verengung der Dampfkapillare in Kombination mit hoher Temperatur und hoher Viskosität des Plasmas kann es zu einer Umkehr der Strömungsrichtung des Metалldampfes kommen. Der dann in der Dampfkapillare nach unten strömende Metалldampf führt zu einer Aufweitung der Kapillare in Bereichen niedriger Oberflächenspannung (großer Kapillarradius). Von dort wird die Schmelze zu verengten Bereichen (große Oberflächenspannung) gedrängt, was zu einer weiteren Einschnürung der Kapillare führt. Durch vollständiges Abschnüren der Kapillare wird Metалldampf im unteren Bereich der Dampfkapillare eingeschlossen, es kommt zu Prozeßporen. Entsprechend kann der Druckanstieg in der Kapillare zum Auswerfen der Schmelze führen (*blow-holes*).

Aus der Wechselwirkung Laserstrahl-Werkstück herrührende Einflußgrößen auf die Stabilität des Prozesses sind [2, 44, 50, 55]:

- Eigenschaften des Metалldampfplasmas in der Dampfkapillare
- Form der Dampfkapillare
- Eigenschaften des Plasmas über der Werkstückoberfläche
- Eigenschaften der Schmelze.

Eigenschaften des Metалldampfplasmas in der Dampfkapillare: Wie oben erwähnt, sind die hohe Temperatur und Viskosität des Metалldampfes in der Dampfkapillare mitverantwortlich für ihr Kollabieren. Um die Temperatur und damit auch die Viskosität abzusenken, muß die durch das Plasma absorbierte Strahlungsenergie verringert werden. Nach

$$\alpha \propto e^{-E_i} \cdot \lambda^2 \quad (2.5)$$

hängt die Absorption α im Plasma quadratisch von der Wellenlänge λ der Laserstrahlung ab. Beim Schweißen von Aluminium mit CO₂-Laser wurden Plasmatempe-

turen von ca. 18500 K (Schutzgas Helium) bis 20000 K (Schutzgas Argon), beim Schweißen mit Nd:YAG-Laser von ca. 5100 bis 5700 K [56] gemessen.

Daher läßt sich die Prozeßstabilität durch Verwendung von Lasern kürzerer Wellenlänge deutlich verbessern [2, 40, 50]. Außerdem zeigt Gleichung 2.5 warum Prozeßinstabilitäten beim Schweißen von Aluminium wesentlich häufiger auftreten als beim Schweißen von Stahl. Ursache ist die geringere Ionisierungsenergie E_i von Aluminium, die zu einer höheren Absorption α der Strahlung im Aluminiumplasma, und damit zu einem Absinken der Stabilitätsgrenze führt [2].

Form der Dampfkapillare: Wie bereits dargestellt, können lokale Einschnürungen der Kapillare zum Verschluß der Kapillare bei Strömungsumkehr der Dampfes führen. Durch Vergrößerung des Kapillardurchmessers [44] und trichterförmige Aufweitung der Kapillare zum Laserstrahl hin [44, 50] kann das Kollabieren der Dampfkapillare unterdrückt werden. Eine Prozeßstabilisierung durch Veränderung der Kapillarform kann nach [44, 57] durch Defokussierung der Laserstrahlung erzielt werden. Hervorzuheben sind die Fortschritte in der Prozeßstabilität, die durch die gezielte Formung der Kapillare beispielsweise mit der Doppelfokustechnik erreicht und bereits industriell umgesetzt wurden [3, 58, 59, 60, 61, 62, 63].

Eigenschaften des Plasmas über der Werkstückoberfläche: Die optischen Eigenschaften des Plasmas über der Werkstückoberfläche variieren im Raum und stellen damit für den Laserstrahl eine Linse dar, die zur Defokussierung und Strahlablenkung führt [44, 50]. Dieser Effekt konnte durch interferometrische Untersuchungen belegt werden [64, 65]. Damit hat das Plasma über der Werkstückoberfläche erheblichen Einfluß auf Energieverteilung in der Wechselwirkungszone zwischen Strahl und Material.

Verschiedene Untersuchungen [58, 66] bestätigen die prozeßstabilisierende Wirkung von Helium-Argon Mischungen im Vergleich zu reinem Helium als Prozeßgas. Teilweise wird dies auf die verstärkte Defokussierung des Strahls zurückgeführt, die eine Kapillaraufweitung und damit die angestrebte Trichterform [44] bewirkt. Andere Untersuchungen haben gezeigt, daß die verbesserte Prozeßstabilität auf eine geringere Temperaturabhängigkeit der Linsenwirkung bei Zumischung von Argon zurückzuführen ist [55].

Eigenschaften der Schmelze: Die Strömungsverhältnisse in der Schmelze bilden sich durch eine Überlagerung unterschiedlicher Komponenten. Neben der Grundströmung der Schmelze um die Kapillare sind dies im wesentlichen [67]:

- Marangonikonvektion (Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung)
- Kraftwirkung des Prozeßgases auf die Oberfläche der Schmelze
- Natürliche Konvektion (temperaturabhängiger Dichtegradient)
- Strömung durch das Abschmelzen des Zusatzdrahtes
- Strömung durch die Reibung zwischen der Schmelze und dem ausströmenden Metaldampf.

Aufgrund ihrer physikalischen Eigenschaften reagiert die Aluminiumschmelze sehr empfindlich auf Störungen. Durch die große Differenz zwischen Schmelz- und Verdampfungstemperatur (ca. 1,5 mal höher als bei Stahl) kommt es beim Laserstrahlschweißen zu einer starken Überhitzung der Schmelze. Zusammen mit der geringen Viskosität der Aluminiumschmelze (ca. 1/5 bis 1/4 von Stahl) führt dies dazu, daß Schmelzbadbewegungen nur wenig gedämpft werden und Störungen langsam abklingen. Es entsteht ein hochdynamisches und störungsempfindliches Schmelzbad [44]. Ein weiterer Ansatz zur Stabilisierung des Prozesses ist daher in der Schmelzbadstabilisierung zu sehen.

Da die Viskosität der Schmelze und die Verdampfungstemperatur legierungsabhängig sind, liegt ein Legierungseinfluß auf die Prozeßstabilität nahe. Während die Zulegierung von Silizium die Viskosität kaum beeinflusst, steigt sie mit zunehmendem Anteil von Magnesium und Kupfer deutlich an. Die Verdampfungstemperatur sinkt dagegen mit zunehmendem Anteil an Legierungselementen niedriger Verdampfungstemperatur (wie Magnesium). Über den Einfluß der Legierung bestehen jedoch in der Literatur unterschiedliche Ansichten. In einigen Untersuchungen [44, 58] wurde bei Legierungen der Gruppe 5xxx ein deutlich stabilerer Schweißprozeß beobachtet als bei Legierungen der Gruppe 6xxx oder reinem Aluminium, während in anderen [3] keine wesentlichen Unterschiede festgestellt wurden.

Eine weitere Möglichkeit zur Stabilisierung des Schmelzbades ist die Verwendung von Zusatzdraht [45, 68, 69] sowie der Einsatz elektromagnetischer Kräfte. So konnte gezeigt werden, daß durch magnetofluidynamische Effekte, die Strömungsverhältnisse in der Schmelze, der Nahtquerschnitt und die Oberflächenqualität positiv zu beeinflussen sind [70].

2.2.4 Schweißbeignung von Aluminiumwerkstoffen

Nach *DIN 8528* [71] ist ein Werkstoff schweißgeeignet, „wenn bei der Fertigung aufgrund der werkstoffgegebenen chemischen, metallurgischen und physikalischen Eigenschaften eine den jeweils gestellten Anforderungen entsprechende Schweißung hergestellt werden kann“. Im folgenden werden einige Gesichtspunkte der Schweißbeignung näher betrachtet, die für das Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen von besonderer Bedeutung sind.

2.2.4.1 Einfluß der Schweißwärme bei aushärtbaren Legierungen

Wie in Abschnitt 2.1.4 beschrieben, wird die Festigkeitssteigerung bei aushärtbaren Aluminiumlegierungen durch die Wärmebehandlung erreicht. Um die erwünschten Kennwerte zu erzielen, müssen dabei sowohl die Temperaturen als auch die Haltezeiten in engen Grenzen eingehalten werden. Beim Schweißen wird das Bauteil erneut erwärmt, so daß die Effekte der Wärmebehandlung teilweise wieder rückgängig gemacht werden. Dabei können die in Bild 2.10 dargestellten Bereiche unterschieden werden [34, 72].

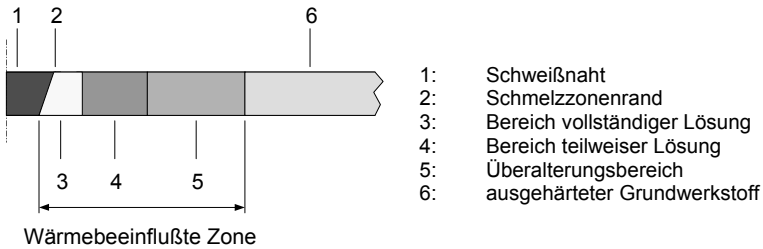


Bild 2.10: Wärmebeeinflusste Zone beim Schweißen von aushärtbaren Aluminiumlegierungen

Nahtbereich: Im Bereich der Schweißnaht wird während des Schweißvorgangs die Schmelztemperatur überschritten. Dadurch werden alle während der Wärmebehandlung erzeugten Gefügeveränderungen zerstört, es entsteht ein Gußgefüge [72]. Aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze ist dieses Gefüge nach dem Schweißen zunächst übersättigt und daher erneut aushärtungsfähig. Die durch Kalt- oder Warmauslagern erreichten Festigkeiten liegen jedoch in den meisten Fällen deutlich unterhalb der Werte des ausgehärteten Grundwerkstoffes.

Schmelzzonenrand: Der Schmelzzonenrand ist durch den schroffen Gefügeübergang zwischen der Schweißnaht und der wärmebeeinflussten Zone (WEZ) gekennzeichnet. Teilweise kommt es zu Korngrößenansmelzungen [72].

Bereich vollständiger Lösung: Bei Temperaturen unmittelbar unterhalb der Solidustemperatur (vgl. Bild 2.3) kommt es zur vollständigen Auflösung der Ausscheidungen [34]. Die festigkeitssteigernde Wirkung der Wärmebehandlung wird dabei vollständig aufgehoben. Durch den Lösungsvorgang entsteht ein aushärtungsfähiges Gefüge. Festigkeitswerte, wie sie durch gezielte Wärmebehandlung zu realisieren sind, werden bei einer erneuten Auslagerung jedoch nicht erreicht.

Bereich teilweiser Lösung: Bei Temperaturen oberhalb der Löslichkeitsgrenze (vgl. Bild 2.3) gehen die Ausscheidungen nur noch teilweise in Lösung. Die Lösungsvorgänge nehmen mit steigender Temperatur zu. Dadurch entsteht ein zur Naht hin zunehmender Festigkeits- und Härteverlust, der durch anschließende Aushärtungsvorgänge nur in geringem Maße zu kompensieren ist.

Überalterungsbereich: Im Bereich der WEZ mit dem größten Abstand zur Naht kommt es bei Temperaturen zwischen Rekristallisationsschwelle und Löslichkeitsgrenze (etwa ab 250 °C) zum Anwachsen der Ausscheidungen und Überalterung des Gefüges. Der dadurch bedingte Festigkeits- und Härteverlust nimmt mit steigender Temperatur zu.

Die Überlagerung der festigkeitssenkenden Effekte (Lösung von Ausscheidungen, Ausscheidungswachstum durch Überalterung) mit dem festigkeitssteigernden Effekt der erneuten Ausscheidungshärtung ergibt den endgültigen Härteverlauf nach dem Schweißen. Es entsteht der für das Laserstrahlschweißen von ausgehärteten Aluminiumlegierungen typische Härteverlauf mit einer Abnahme der Härte in der *WEZ* zur Naht hin und einem Härteminimum kurz vor der Nahtflanke [3, 73, 74].

Wichtige Kennwerte sind die Breite der Schweißnaht und der wärmebeeinflussten Zone sowie deren mechanische Eigenschaften. Diese sind als Maß für die Werkstoffschädigung von entscheidender Bedeutung für die Auslegung von Aluminiumschweißkonstruktionen. Besonders wichtig, aber auch besonders aufwendig, ist die Berücksichtigung der Wärmewirkung des Schweißens beispielsweise bei der Simulation des Crashverhaltens von Kraftfahrzeugen [34].

Die Breite der wärmebeeinflussten Zone und der Grad der Werkstoffschädigung wird bestimmt durch die Legierung (Wärmeleitfähigkeit, spezifische Wärmekapazität, Schmelz- und Rekristallisationstemperatur, Temperaturbereich für Lösungsglühen, Abschreckempfindlichkeit, Wärmebehandlungszustand) sowie den Schweißprozeß (eingebrachte Energie, Schweißnahttyp und Bauteilgeometrie) [34, 57, 74, 75].

Gegenüber anderen Schmelzschweißverfahren zeichnet sich das Laserstrahlschweißen aufgrund der geringen ins Werkstück eingebrachten Energie durch schmale Nähte und eine schmale wärmebeeinflusste Zone aus.

2.2.4.2 Heißrißbildung

Beim Schmelzschweißen einiger technisch wichtiger Aluminiumlegierungen können bei der Erstarrung der Schmelze interkristalline Erstarrungsrisse auftreten, die als Heißrisse bezeichnet werden. Die Risse entstehen während des kritischen Temperaturintervalls der Erstarrung, des sogenannten *TIS*¹⁴, *brittle range* oder *coherence*. In dieser letzten Phase der Erstarrung ist bereits nahezu das gesamte Schmelzvolumen erstarrt, und die zuerst erstarrten Kristalle bilden einen zusammenhängenden Verbund. Dabei werden sie nur noch durch einen dünnen Film von Restschmelze umgeben [3]. Aufgrund der Schrumpfungen des Grundwerkstoffes und des Schweißgutes [76] während der Abkühlung und den damit verbunden Verschiebungen der bereits erstarrten Körner [25] treten Spannungen auf, die den dünnen Schmelzefilm zwischen den Körnern zerreißen können. Werden diese Fehlstellen nicht durch nachfließende Schmelze ausgeheilt, kommt es zu feinen Fehlstellen, die beim weiteren Erkalten durch die Schrumpfung zur Rißbildung führen [77].

In Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung werden bei Aluminiumlegierungen die in Bild 2.11 dargestellten drei Erstarrungsmechanismen unterschieden.

¹⁴ Temperaturintervall der Sprödigkeit

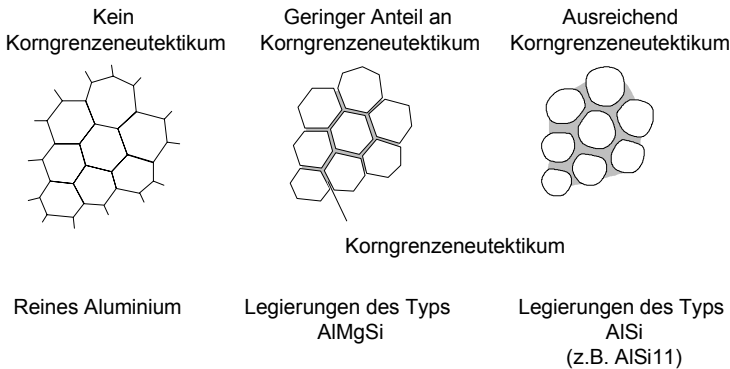


Bild 2.11: Erstarrungstypen von Aluminiumlegierungen [25]

Reines Aluminium: Reine Metalle erstarren an einem definierten Erstarrungspunkt ohne kritisches Temperaturintervall. Dabei bildet sich ein stabiler Kristallverband ohne Korngrenzeneutektikum aus. Reines Aluminium ist daher nicht heißrißanfällig. Rein- und Reinstaluminium finden ihre Anwendung im Apparate- und Behälterbau, in der Produktion von technischen Fließpreßteilen, Metallwaren, Reflektoren und Schildern sowie in der Nahrungsmittelindustrie [25]. Für Strukturbauteile spielen sie aufgrund ihrer geringen Festigkeit keine Rolle.

Legierungen mit geringem Anteil an Korngrenzeneutektikum: Beim Erstarren bildet sich während des kritischen Temperaturintervalls an den Korngrenzen ein dünner Film von Korngrenzeneutektikum aus. Aufgrund der oben beschriebenen Mechanismen kommt es zur Bildung von Rissen, die aufgrund der geringen Menge an Korngrenzeneutektikum nicht durch Restschmelze ausgeheilt werden können. Legierungen, die auf diese Weise erstarren, haben eine hohe Rißneigung. Zu diesem Erstarrungstyp gehören eine Reihe der technisch wichtigsten aushärtbaren Knetlegierungen, darunter die in dieser Arbeit untersuchten Legierungen AlSi1,2Mg0,4 und AlMgSi.

Legierungen mit einem ausreichenden Anteil an Korngrenzeneutektikum: Beim Erstarren befindet sich zwischen den bereits erstarrten Kristallen eine ausreichende Menge von Korngrenzeneutektikum. Damit ist beim Schrumpfen eine Verschiebung der bereits erstarrten Körner gegeneinander möglich, so daß Spannungen abgebaut werden. Werkstofftrennungen an den Korngrenzen werden durch nachfließende Restschmelze ausgeheilt. Legierungen, die diesem Erstarrungstyp unterliegen, neigen nicht zu Heißrissen. Hierzu gehören die in dieser Arbeit untersuchten Gußlegierungen AlSi11, AlSi8Cu3, AlSi7Mg0,3 und AlSi10Mg.

Beeinflussung der Heißrißneigung: Um Aluminiumlegierungen mit hoher Rißneigung schmelzzuschweißen, werden Schweißzusätze verwendet, die die Legierungszusammensetzung der Schmelze verändern. Zum Einsatz kommen im allgemeinen Zusätze mit hohem Silizium- bzw. Magnesiumgehalt (wie SG-AlSi5, SG-AlSi12, SG-AlMg3, SG-AlMg5 [78]), die den Anteil von Silizium bzw. Magnesium in der Schmelze über den kritischen Bereich von 2 % Silizium bzw. 3,5 % Magnesium [25] anheben. Die maximale Heißrißanfälligkei beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen wird bei Magnesium- und Siliziumgehalten um 0,5 % erreicht [3].

Über den Einfluß der Korngröße auf die Heißrißneigung bestehen unterschiedliche Ansichten. Während der Einfluß der Korngröße teilweise als untergeordnet eingeschätzt wird [74], betrachten andere Autoren [76] die Korngröße als eine wichtige Einflußgröße. Demnach ermöglicht ein feines globulares Korn durch erleichterte Deformation und Umorientierung einen verbesserten Spannungsabbau. Zusätzlich wird das Nachfließen von Restschmelze und damit das Ausheilen von Materialtrennungen durch ein feines Gefüge erleichtert. Damit haben feinkörnig und isotrop erstarrte Gefüge eine geringere Heißrißneigung als grobe und anisotrope Gefüge.

Beim Lichtbogenschweißen wird eine verstärkte Heißrißanfälligkei anisotroper Stengelkristalle festgestellt, die zur Nahtmitte orientiert sind [76]. Eine Möglichkeit zur Vermeidung dieses Phänomens ist die Verwendung eines oszillierenden Lichtbogens, durch den die Erstarrungsrichtung der Körner ständig verändert und damit die Rißanfälligkei deutlich gesenkt wird.

Wie oben dargestellt, sind die während der Erstarrung der Schmelze und der Abkühlung des Grundwerkstoffes auftretenden Schrumpfungen und Spannungen die Ursache für die Werkstofftrennungen im Bereich des Korngrenzeneutektikums. Das Ausmaß der Schrumpfung und der Spannungen wird durch die Einspannbedingungen des Werkstücks sowie die Wärmeeinbringung und die Abkühlbedingungen bestimmt. Die Einspannbedingungen des Werkstücks bestimmen, inwieweit die freie Ausdehnung beim Erwärmen und Schmelzen sowie die Schrumpfung beim Erkalten und Erstarren behindert wird und zu plastischer Verformung des Werkstoffes führt. Zur Vermeidung von Heißrissen ist diese Behinderung aufgrund der Einspannung zu minimieren und eine geeignete Schweißfolge anzuwenden.

Die Volumenänderung des Werkstoffes während des Schweißprozesses wird durch die in den Werkstoff eingebrachte Energie bestimmt. Je höher diese eingekoppelte Energie ist, um so höher sind auch die auftretenden Schrumpfungen und Spannungen beim Abkühlvorgang und damit die Gefahr von Rißbildung. Zusätzlich sind die Abkühlbedingungen des Werkstückes ein entscheidender Einflußfaktor. Langsame Abkühlung mit geringen Temperaturgradienten im Werkstück wirken hohen Spannungsspitzen und der Heißrißbildung entgegen. Die Rißneigung läßt sich daher durch gezieltes Vorwärmen des Werkstückes senken [76].

Heißrißbildung beim Laserstrahlschweißen: Aufgrund der geringen Wärmemenge, die ins Werkstück eingebracht wird, sind zur Vermeidung von Heißrissen Schweißverfahren mit hoher Energiedichte wie das Laserstrahlschweißen zu bevorzugen [76]. Durch den geringen Energieeintrag ist die Zone der plastischen Verformung kleiner, was zu einer Reduzierung der Schrumpfung führt. Zusätzlich ist der Bereich kritischer Magnesium- und Siliziumgehalte schmaler, so daß bereits eine geringere Konzentration dieser Legierungselemente in der Schmelze die Bildung von Heißrissen verhindert. Daher ist beim Laserstrahlschweißen die Heißrißneigung geringer als bei den Schutzgasschweißverfahren [3].

Wie bei den konventionellen Schweißverfahren wird auch beim Laserstrahlschweißen die Heißrißneigung durch die Einspann- und Abkühlbedingungen beeinflusst. So wurde eine steigende Heißrißneigung bei stark dreidimensionalem Charakter der Schweißung (Einschweißen in dickere Bleche) sowie bei Schweißungen mit unsymmetrischen Einspann- und Abkühlbedingungen (Blechrandlage) festgestellt [79].

Eine Reihe wissenschaftlicher Untersuchungen [3, 79, 80, 81] beschreibt den Anstieg der Heißrißanfälligkeit mit steigender Schweißgeschwindigkeit beim Laserstrahlschweißen von heißrißanfälligen Aluminiumlegierungen. Ein Erklärungsansatz ist die Zunahme der Abkühlgeschwindigkeit als Funktion der Schweißgeschwindigkeit [81, 82]. Der Anstieg der Abkühlgeschwindigkeit bewirkt ein schnelleres Durchlaufen des sogenannten *Temperaturintervalls der Sprödigkeit* und damit eine verstärkte Heißrißbildung. Nach anderen Untersuchungen [3] wird die hohe Rißneigung mit steigender Schweißgeschwindigkeit durch die Veränderung der Kornstruktur in der Naht bewirkt. Wie oben bereits dargestellt, ist ein feines Gefüge aus globularen Körnern weniger rißanfällig als langgestreckte Stengelkristalle. Bei langsamen Schweißgeschwindigkeiten bildet sich ein nahezu rundes Schmelzbad aus, wodurch die Körner eine starke Änderung der Erstarrungsrichtung erfahren und damit an anisotropem Wachstum gehindert werden. Ein feines, isotropes und wenig rißanfälliges Korngefüge ist die Folge. Bei Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit wird das Schmelzbad in Schweißrichtung langgestreckt, so daß die Erstarrungsfront nur geringfügig ihre Richtung ändert. Dadurch kommt es verstärkt zu anisotropem Kornwachstum und der Bildung von heißrißanfälligen Stengelkristallen.

Wie bei den konventionellen Schmelzschweißverfahren ist auch beim Laserstrahlschweißen eine gezielte Höherlegierung der Naht durch Schweißen mit Zusatzdraht möglich, um die Heißrißneigung zu verringern. In der Praxis werden daher gefährdete Legierungen etwa aus der Legierungsgruppe 6xxx mit einem höherlegierten Zusatzdraht geschweißt.

Der Einsatz von Schweißdraht hat jedoch vor allem in der Serienproduktion einige gravierende Nachteile:

- eingeschränkte Zugänglichkeit durch zusätzliche Störkanten im Bereich des Schweißkopfes
- exakte Positionierung von Strahl und Draht notwendig
- exakte Synchronisierung von Roboterbewegung, Laserprogramm und Drahtvorschub notwendig
- sinkende Anlagenverfügbarkeit durch zusätzliche Anlagentechnik
- Zusatzkosten für Draht und Anlagentechnik
- Gefahr verstärkter Wasserstoffporosität der Schweißnähte (vgl. Abschnitt 2.2.4.3).

In Abschnitt 6.1 wird daher dargestellt, wie durch die Auswahl der Nahtart beim Verbinden von Guß- und Knetlegierungen Heißrisse ohne Verwendung von Zusatzwerkstoff vermieden werden können.

2.2.4.3 Wasserstoffporosität

Poren sind eine charakteristische Unregelmäßigkeit beim Schmelzschweißen von Metallen. Von besonderer Bedeutung für das Schmelzschweißen von Aluminium und seinen Legierungen sind Wasserstoffporen. Diese entstehen, wenn Wasserstoffblasen beim Aufsteigen in der Schmelze von der Erstarrungsfront überholt werden und als Hohlräume im Schweißgut zurückbleiben. Die Bewertung von Poren, Porennestern und Porenzeilen erfolgt entsprechend *DIN 8563 Teil 12* [83] nach Größe und Abstand der Poren sowie der Summe ihrer projizierten Fläche.

Wasserstofflöslichkeit in Aluminium: Im Gegensatz zu allen anderen am Schweißprozeß beteiligten Gasen, wie Sauerstoff und Stickstoff aus der Atmosphäre sowie der Schutz- und Prozeßgase, ist Wasserstoff in flüssigem Aluminium in beträchtlichen Mengen löslich. Für den Wasserstoffgehalt H_L gilt nach dem Sievertsschen Gesetz in Abhängigkeit vom Löslichkeitskoeffizienten K_L und dem Wasserstoffpartialdruck p_{H_2} [84]:

$$H_L(T) = K_L(T) \sqrt{p_{H_2}} \quad (2.6)$$

In Bild 2.12 ist der Löslichkeitskoeffizient K_L über der Temperatur aufgetragen. Die Löslichkeit steigt in festem Aluminium mit zunehmender Temperatur an und weist eine sprunghafte Zunahme bei der Schmelztemperatur T_S auf. In flüssigem Aluminium steigt der Löslichkeitskoeffizient bis zu einem Maximum nahe der Verdampfungstemperatur T_b weiter an und fällt dann bis zur Verdampfungstemperatur steil ab.

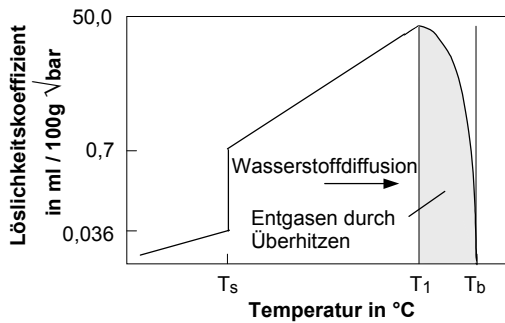


Bild 2.12: Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur

Der Löslichkeitskoeffizient K_L ist zudem legierungsabhängig. Für die Wasserstofflöslichkeit von Aluminiumlegierungen im schmelzflüssigen Zustand gilt in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt Si und Kupfergehalt Cu der Legierung [85]:

$$K_L = (706 - 19Si - 42Cu) \cdot 10^{-2837/T} \quad (2.7)$$

Wasserstoffaufnahme: Da trockener Wasserstoff aufgrund des geringen Anteils in der Atmosphäre als Herkunft vernachlässigt werden kann [86], erfolgt die Aufnahme von Wasserstoff in Aluminium im wesentlichen als Reaktion von Aluminium mit Wasser unter Bildung von Aluminiumoxid. Es gilt:



Diese Reaktion führt zu einem Wasserstoffpartialdruck p_{H_2} , der um den Faktor $7 \cdot 10^{14}$ höher ist als der entsprechende Wasserdampfpartialdruck p_{H_2O} [87]. Nach Gleichung 2.6 sind damit hohe Wasserstoffgehalte durch die chemische Reaktion von Aluminium mit Wasser erklärbar. Zum Ablauf der Reaktion muß die Oxidschicht auf der Aluminiumoberfläche durchbrochen sein. Damit ist der schmelzflüssige Zustand, wie er sowohl beim Gießen als auch beim Schmelzschweißen vorliegt, durch die leichte Zerstörbarkeit der Oxidschicht auf der Schmelze und die hohe Löslichkeit oberhalb der Schmelztemperatur (vgl. Bild 2.12) besonders kritisch für die Aufnahme von Wasserstoff.

Wasserstoffaufnahme im Grundmaterial: Der Wasserstoffgehalt des Grundmaterials hängt im wesentlichen von der Wasserstoffaufnahme während des Gießens und damit vom Gießverfahren ab. Besonders kritisch ist das Druckgußverfahren, bei dem die Reaktion von Aluminium mit Wasser aus der Luftfeuchtigkeit, dem Kolbensmierstoff und dem Trennmittel zu hohen Wasserstoffgehalten im Guß führt [88]. Durch die Entwicklung von Verfahrensvarianten, wie dem Vakuumdruckguß, ist es gelungen, den Gasgehalt deutlich zu senken.

Wasserstoffaufnahme während des Schmelzschweißens: Während des Schmelzschweißens kann es zunächst zu einer weiteren Wasserstoffaufnahme durch die Reaktion der Aluminiumschmelze mit Wasser kommen. Wasserlieferanten können verunreinigte Oxidoberflächen auf dem Grundmaterial und dem Zusatzdraht, die Feuchtigkeit der Atmosphäre oder Verunreinigungen im Schutzgas sein [81, 89, 90, 91].

Wasserstoffausscheidung aus der Schmelze: Bei der Abkühlung der Schmelze sinkt der Löslichkeitskoeffizient K_L (vgl. Bild 2.12), und der Wasserstoff beginnt sich auszuschcheiden. Der entscheidende Mechanismus ist dabei die Bildung von Wasserstoffblasen, die aufgrund ihres Auftriebs im Schmelzgut aufsteigen und entweichen [92]. Der zur Bildung von Wasserstoffblasen notwendige Keimbildungsdruck des Wasserstoffs wird bestimmt durch das Druckgleichgewicht mit dem Umgebungsdruck, dem metallostatistischen Druck sowie dem Druck, der sich aufgrund der Oberflächenspannung in Abhängigkeit vom Blasenradius einstellt [84]. Der Blasenkeimbildungsdruck von Wasserstoff in Aluminium beträgt 10 bis 100 bar [85]¹⁵. Diese Drücke treten aufgrund der mit abnehmender Temperatur sinkenden Wasserstofflöslichkeit (vgl. Bild 2.12 und Gleichung 2.6) im Bereich niedriger Temperaturen nahe dem Schmelzonenrand auf (Blasenkeimbildungszone) [92].

Strahlschweißverfahren: Die Strahlschweißverfahren Laser- und Elektronenstrahlschweißen zeichnen sich durch besonders hohe Energiedichten aus, die ausreichen, um den Werkstoff zu verdampfen und eine Dampfkapillare in der Schmelze zu erzeugen. Es ergeben sich besonders schmale Nähte mit einem hohen Temperaturgradienten in der Schmelze sowie hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten. Dadurch wird die Wasserstoffaufnahme während des Schweißvorgangs reduziert [80]. Zusätzlich ist die Blasenkeimbildungszone am Nahttrand schmäler als bei anderen Schmelzschweißverfahren und wird aufgrund der hohen Schweißgeschwindigkeiten sehr schnell durchlaufen. Dadurch wird die Bildung von Wasserstoffblasen reduziert [92, 93].

¹⁵ Für Keimdurchmesser von 0,3 bis 3 μm und Oberflächenspannung von 0,83 N/m (700 °C, Aluminiumlegierung mit Siliziumgehalt von 10 %)

Die Wasserstofflöslichkeit und die Diffusionsgeschwindigkeit des Wasserstoffs in der Schmelze nehmen mit steigender Temperatur zu. Die Dampfkapillare übt daher eine *Sogwirkung* auf den Wasserstoff aus [93]. Bei Temperaturen T_I nahe der Siedetemperatur T_b , wie sie im Bereich des Kapillarrands erreicht werden, sinkt die Wasserstofflöslichkeit jedoch wieder stark, so daß Wasserstoff ausgeschieden wird und entweichen kann (vgl. Bild 2.13). Die Strahlschweißverfahren weisen daher im Vergleich zu anderen Schmelzschweißverfahren eine geringere Porenanfälligkeit auf [92, 94]. Bei der Übertragung von Untersuchungen des Elektronenstrahlschweißens auf das Laserschweißen ist jedoch zu beachten, daß die Entgasung beim Elektronenstrahlschweißen durch das Vakuum erleichtert wird.

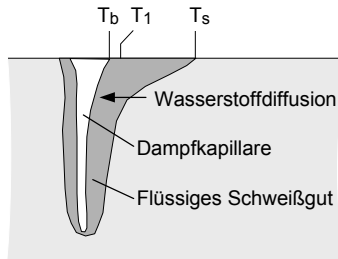


Bild 2.13: Schmelzbadentgasung beim Elektronenstrahlschweißen [93]

Reduzierung der Wasserstoffporosität: Neben der Verwendung wasserstoffarmen Grundmaterials ist vor allem die Reduzierung der Wasserstoffaufnahme während des Schweißens notwendig, um porenarme Schweißnähte zu ermöglichen. Wie von anderen Schmelzschweißverfahren bekannt, hat sich auch beim Laserstrahlschweißen die Reinigung beziehungsweise eine mechanische oder chemische Entfernung der Oxidschicht als Wasserstoffträger als sinnvolle Maßnahme erwiesen, um das Auftreten von Wasserstoffporen einzuschränken [80, 90, 95].

Wenn aus metallurgischen oder technologischen Gründen nicht auf die Verwendung von Zusatzdraht verzichtet werden kann, ist der Zustand des Zusatzdrahtes (Alter, Verschmutzung, Abwicklung) zu kontrollieren.

3 Versuchseinrichtungen und -durchführung

3.1 Bearbeitungssystem und Prozeßparameter

Strahlquelle und Fokussierung: In den Untersuchungen wurde ein Bearbeitungssystem bestehend aus einem 6 kW CO₂-Laser der Firma Trumpf und einem Laserroboter der Firma Comau mit interner Strahlführung verwendet (vgl. Bild 3.1). Bei einer maximalen Strahlleistung P_{Lmax} von 5 kW auf dem Werkstück konnte in Verbindung mit einer Fokussierbrennweite f von 200 mm ein Fokusedurchmesser d_{f86} von 0,43 mm und eine maximale mittlere Intensität I_{max} von $3,4 \cdot 10^6 \text{ W/cm}^2$ auf dem Werkstück erreicht werden.

Strahlführung

- Roboter: COMAU SMART-3 5.25 L
- Aufbau: antropomorph
- Anzahl Achsen: 5
- Strahlführung: intern
(6 Cu-Spiegel, Si beschichtet)

Strahlerzeugung

- Strahlquelle: TRUMPF TLF 6000
- Aufbau: CO₂-Laser
HF-angeregt
schnell längsgeströmt
- P_{max} : 6 kW

Fokussierung

- Fokussierspiegel: Cu
- f : 200 mm

Strahlcharakteristik auf dem Werkstück

- P_{Lmax} : 5 kW
- I_{max} : $3,4 \cdot 10^6 \text{ W/cm}^2$
- d_{f86} : 0,43 mm
- M^2 : 3,6

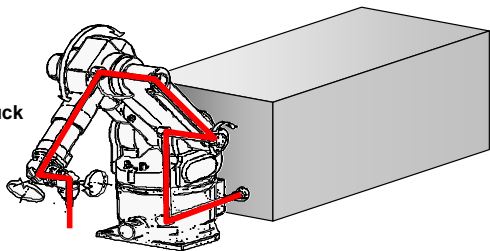


Bild 3.1: Charakterisierung der eingesetzten Laserschweißanlage nach *EN ISO 11145* [96]

Ausschlaggebend für die Auswahl der Strahlquelle waren die angestrebten hohen Einschweißiefen (bis 7 mm) und Prozeßgeschwindigkeiten. Zum Zeitpunkt der Untersuchungen konnten die daraus entstehenden Anforderungen an die Laserleistung und die Strahlqualität nur durch CO₂-Laser erfüllt werden. Durch die Entwicklungen im Bereich der diodengepumpten Festkörperlaser werden in Zukunft jedoch auch Hochleistungs-Festkörperlaser mit vergleichbaren Fokussierungseigenschaften und Strahlleistungen zur Verfügung stehen. Festkörperlaser mit Strahlleistungen von 4 kW und einem Strahlparameterprodukt von 12 mm mrad sind inzwischen bereits kommerziell erhältlich und im Serieneinsatz. Die gewonnenen Erkenntnisse können daher vor allem hinsichtlich der Toleranzanforderungen eine wichtige Basis auch für das Schweißen mit diodengepumpten Nd:YAG-Lasern darstellen.

Spanntechnik: Die Werkstücke wurden in einer Schweißvorrichtung in Wannenlage (PA) gespannt, während der Vorschub durch den Laserroboter realisiert wurde.

Prozeßgas: In Voruntersuchungen an Aluminiumgußlegierungen wurde der Einfluß der Prozeßgase Helium, Argon und Stickstoff sowie von Helium-Argon Mischungen untersucht (vgl. Kapitel 4). Aufgrund der hierbei gewonnenen Erkenntnisse wurden in den weitergehenden Untersuchungen zur Auswirkung der Nahtart ausschließlich Helium-Argon Mischungen eingesetzt (Kapitel 5 und 6). Die Prozeßgaszuführung erfolgte jeweils stechend.

Zusatzmaterial: Wie bereits dargestellt ist es ein Ziel dieser Arbeit, zu untersuchen, inwieweit durch die Nahtart die Toleranzanforderungen und die Heißrißbildung zu beeinflussen sind, ohne einen Zusatzwerkstoff benutzen zu müssen. Die Untersuchungen wurden daher ohne Verwendung von Zusatzmaterial durchgeführt.

Schweißparameter: Bei allen Ergebnissen, bei denen nicht ausdrücklich andere Randbedingungen angegeben sind, wurden die Untersuchungen mit folgenden Schweißparametern durchgeführt:

- Laserleistung auf dem Werkstück $P_L = 5 \text{ kW}$
- Fokuslage $z = 0 \text{ mm}$
- Winkel zwischen Strahl und Werkstückoberfläche $\beta = 90^\circ$.

3.2 Verwendete Materialien

Zur Untersuchung der Laserschweißbeignung von Aluminiumgußlegierungen wurden drei Legierungen ausgewählt, die ein breites industrielles Anwendungsfeld abdecken. Als Vertreter der höherfesten aushärtbaren Legierungen wurde die Legierung AlSi7Mg0,3 ausgewählt. Außerdem wurde die Legierung AlSi8Cu3 (bzw. AlSi9Cu3(Fe)) als typische Druckgußlegierung und die ausgezeichnet gießbare eutektische Legierung AlSi11 untersucht. Als Herstellungsverfahren wurden Sand- und verschiedene Kokillengußvarianten gewählt. Um die Beeinflussung der Ergebnisse durch hohen oder stark schwankenden Wasserstoffgehalt auszuschließen, wurde auf die Untersuchung von Aluminiumdruckguß verzichtet. Die Ergebnisse sind in Kapitel 4 zusammengefaßt.

Bei den Untersuchungen zum Einfluß der Nahtart wurden jeweils Aluminiumgußlegierungen und Aluminiumknetlegierungen kombiniert. Um auch hier eine möglichst gute Übertragbarkeit der Ergebnisse auf die Praxis zu gewährleisten, wurden Werkstoffe und Werkstückdicken ausgewählt, die den derzeitigen und zu erwartenden Einsatz von Aluminiumlegierungen in der Kraftfahrzeugindustrie widerspiegeln.

Aus den oben vorgestellten Gußlegierungen wurde aufgrund der besonderen Eignung für Karosserieanwendungen die Legierung AlSi7Mg0,3 ausgewählt. Die Legierung zeichnet sich aus durch:

- gute Gießbarkeit
- gute Korrosionsbeständigkeit
- gute Schweißbarkeit
- hohe statische Festigkeit und Dauerfestigkeit
- hohe Duktilität.

Neben Proben aus Niederdruckkokillenguß (Wärmebehandlungszustand T6, Wandstärke $t=2$ bis 4,5 mm) wurden auch stranggepreßte Platten dieser Legierung (Wärmebehandlungszustand T5, Wandstärke $t=2$ bis 4,5 mm) geschweißt.

Da in Zukunft vor allem aus Recyclinggründen mit einer Tendenz zur Verwendung artgleicher Knetlegierungen für Außenhaut- und Verstärkungsteile zu rechnen ist, wurden Knetlegierungen der Gruppe 6000 ausgewählt. Als Vertreter der Strangpreßwerkstoffe wurden die Legierung AlMgSi T6 ($t=2,3$ mm) sowie Bleche der Legierung AlSi1,2Mg0,4 T4 ($t=1,2$ mm) verwendet. Um die Wärmewirkung des Schweißens auf die mechanischen Eigenschaften der Verbindung untersuchen zu können, wurden alle Legierungen in den marktüblichen Wärmebehandlungszuständen geschweißt. Die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Kennwerte der untersuchten Legierungen sind in den Tabellen 3.1, 3.2 und 3.3 dargestellt.

	AlSi7Mg0,3	AlSi11	AlSi8Cu3	AlMgSi	AlSi1,2Mg0,4
Fe	0,06 - 0,07	0,09	1,01	0,1 - 0,3	0,5
Si	6,9 - 7,1	11,5	9,28	0,3 - 0,6	1,0 - 1,5
Cu			3,69	0,1	0,2
Mn			0,18	0,1	0,2
Mg	0,34 - 0,37	0,02	0,3	0,35 - 0,6	0,25 - 0,6
Zn			1,09		0,2
Ti	0,15	0,05	0,06	0,1	0,15
Sr		0,031			
Ca	0,003	0,0005			
P		0,0004			
Sb	0,02	0,01			
Ga	0,01	0,01			
Cr				0,05	0,2
Za				0,15	
Ni			0,07		

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Aluminiumlegierungen nach Herstellerangabe (Angaben in %)

Legierung		Lieferform	R _m N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	A _{50mm} %
AlSi7Mg0,3	F	Sandguß	145	78	3,4
AlSi7Mg0,3	F	Kokillenguß	152	94	2,0
AlSi7Mg0,3	T6	Niederdruck-Kokillenguß	250	210	7,0
AlSi8Cu3		Sandguß	144	133	0,3
AlSi11		Kokillenguß	148	71	4,1

Tabelle 3.2: Mechanische Eigenschaften der untersuchten Gußwerkstoffe (ermittelt durch Zugversuch)

Legierung		Lieferform	R _m N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	A %
AlSi7Mg0,3	T5	Strangpreßprofil	289	240	18
AlSi1,2Mg0,4	T4	Blech, gewalzt	223	118	27
AlMgSi	T6	Strangpreßprofil	227	189	13

Tabelle 3.3: Mechanische Eigenschaften der untersuchten Knetwerkstoffe (ermittelt durch Zugversuch)

Oberflächenzustand: Bei allen Untersuchungen, bei denen nicht ausdrücklich eine andere Oberflächenbehandlung beschrieben ist, wurden die Proben vor dem Schweißen mit einem acetongetränkten Lappen von Oberflächenverschmutzungen gereinigt. Eine mechanische oder chemischer Veränderung oder Entfernung der Oxidschicht wurde nicht durchgeführt.

3.3 Untersuchte Nahtarten

Das Laserstrahlschweißen gibt dem Konstrukteur weitgehende Freiheit in der Auswahl der Nahtart zur Verbindung von Aluminiumbauteilen. Ermöglicht werden die vielfältigen Gestaltungsmöglichkeiten durch drei wesentliche Eigenschaften des Laserstrahlschweißens:

- einseitige Energieeinbringung
- hohe Energiedichte und geringe Streckenenergie
- Tiefschweißeffekt.

Daher können durch Laserstrahlschweißen, im Gegensatz zu anderen Schmelzschweißverfahren, beispielsweise Überlappstöße ohne Entfernung der Oxidschicht in der Stoßebene geschweißt werden. Ermöglicht wird dies durch die hohen Temperaturen in der Dampfkapillare, welche die Aluminiumoxidschicht sowohl auf der Oberfläche als auch in der Stoßfuge zum Verdampfen bringen.

Durch den Tiefschweißeffekt und den geringen Energieeintrag wird das Laserschweißen weit weniger durch Wärmeleitungsbedingungen beeinflusst als konventionelle Schmelzschweißverfahren. Daraus ergeben sich weitere Möglichkeiten zur Gestaltung der Nahtart durch die Verbindung von Bauteilen mit deutlich unterschiedlichen Blechdicken.

Aus der großen Vielfalt möglicher Nahtarten wurden für die Untersuchungen die in Bild 3.2 dargestellten Nahtarten ausgewählt. Um die Untersuchungen auf eine möglichst breite Basis zu stellen, wurden neben den in der Laserschweißtechnik für den Karosseriebau häufig verwendeten Nahtformen wie I-Naht am Stumpfstoß (tailored-blanks) und Überlappstoß sowie Kehlnaht am Überlappstoß auch Stumpfstoße mit Badsicherung und Zentrierlippe untersucht.

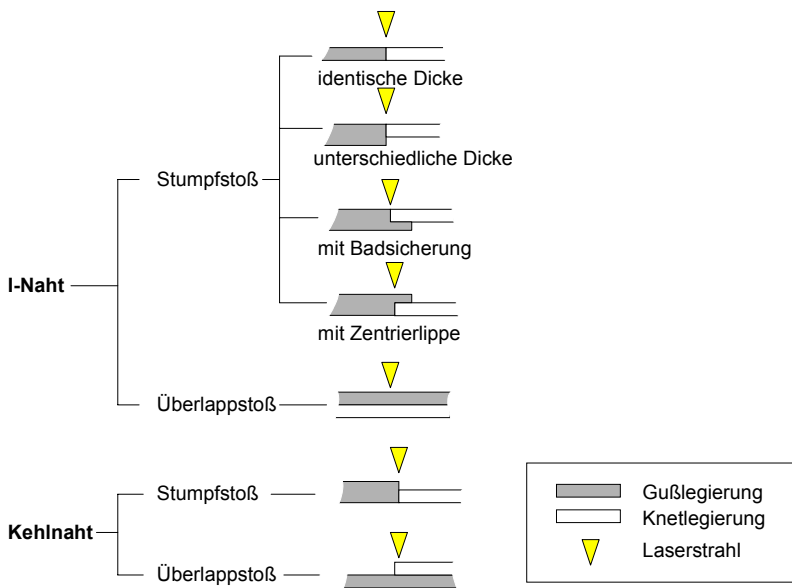


Bild 3.2: Matrix der untersuchten Nahtarten zur Verbindung von Aluminiumguß- und Aluminiumknetlegierungen

In den Kapiteln 5 und 6 wird dargestellt, wie sich die konstruktive Gestaltung der Nahtart auf die Toleranzanforderungen und die Nahtqualität auswirkt.

3.4 Auswertungsmethoden und Beurteilung

3.4.1 Nahtgeometrie

Zur Dokumentation der Nahtgeometrie wurden Nahtquerschliffe angefertigt und die Einschweißtiefe d sowie die Nahtbreite w_s an der Oberfläche und in halber Einschweißtiefe w_m ermittelt. Als Parameter für die Nahtform wurde der Schlankheitsgrad S verwendet (vgl. Bild 3.3).

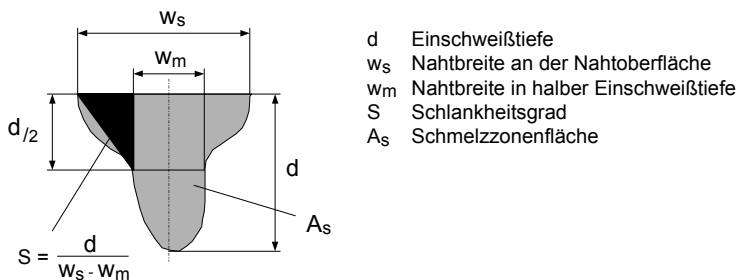


Bild 3.3: Geometrische Größen zur Beschreibung der Schmelzzonenform

Die Beschreibung der Unregelmäßigkeiten erfolgt in Anlehnung an *DIN 8563 Teil 12* [83]. Die Proben wurden auf Nahtüberhöhung, Wurzelüberhöhung, Nahtunterwölbung und Wurzelrückfall untersucht und klassifiziert (vgl. Bild 3.4). Dabei wurden die Bewertungsklassen B (hoch), C (mittel), D (niedrig) herangezogen. Im folgenden werden Naht- bzw. Wurzelunterwölbungen mit positiven, Naht- und Wurzelüberhöhungen mit negativen Werten beschrieben.

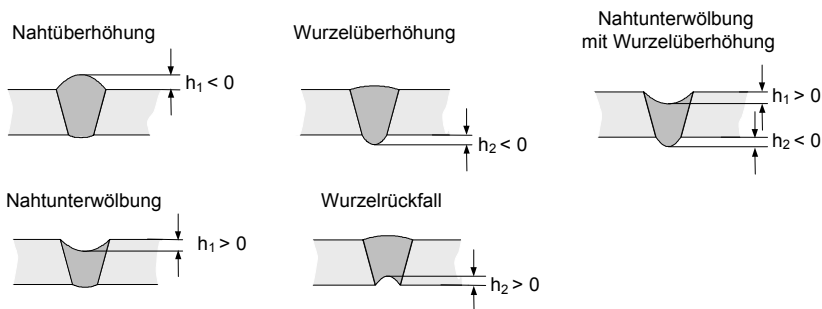


Bild 3.4: Unregelmäßigkeiten an lasergeschweißten Verbindungen nach *DIN 8563 Teil 12* [83]

3.4.2 Prozeßstabilität

Zur Ermittlung der Prozeßstabilität wurde das Auftreten von Prozeßporen untersucht. Aufgrund ihres Entstehungsmechanismus durch Verschluß der Dampfkapillare treten Prozeßporen verstärkt in der Schweißnahtmitte und in unregelmäßigen Abständen auf. Prozeßporen haben häufig eine unregelmäßige Form und können Durchmesser bis über 1 mm erreichen [97].

Zur Ermittlung der Prozeßporosität wurden daher Längsschliffe in der Nahtmitte ausgewertet (vgl. Bild 3.5). Dabei wurde die Porengröße in 4 Größenklassen unterteilt (bis 0,1 mm, 0,2 bis 0,4 mm, 0,5 bis 1 mm, über 1 mm). Als Maß für die Prozeßporosität wurde die *relative Porenfläche an Längsschliffen* A_{Pl} verwendet:

$$A_{Pl} = \frac{\sum_{Pore=l}^n A_{Pore}}{A_{Naht}} = \frac{\sum_{Pore=l}^n A_{Pore}}{d \cdot L_S} \quad (3.1)$$

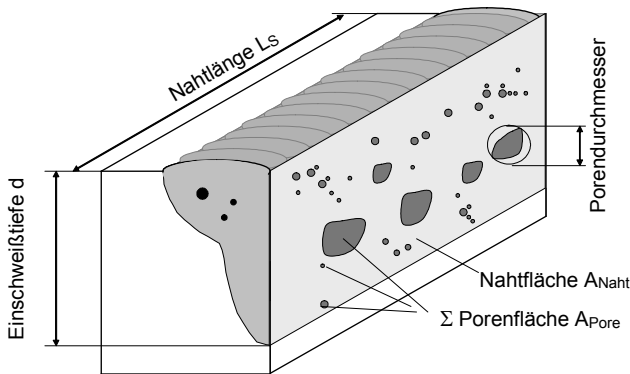


Bild 3.5: Auswertung von Längsschliffen in der Nahtmitte zur Ermittlung der Prozeßporosität

3.4.3 Wasserstoffporosität

Im Unterschied zu Prozeßporen sind Wasserstoffporen relativ klein (Durchmesser bis wenige Zehntel Millimeter) und kugelförmig. Ihre Verteilung in der Schweißnaht ist nahezu gleichmäßig mit einer gewissen Häufung im Bereich der Schmelzlinie [97]. Zur Ermittlung der Wasserstoffporosität wurden Nahtquerschliffe von Schweißnähten herangezogen, die hinsichtlich der Prozeßstabilität optimiert wurden. Im Gegensatz zu Durchstrahlungsuntersuchungen können durch die Analyse der Schliffaufnahmen auch kleine Wasserstoffporen im Bereich von 0,1 mm problemlos ausgewertet werden. Als Maß für die Wasserstoffporosität wurde die *relative Porenfläche an Querschliffen* A_{Pq} ermittelt.

$$A_{Pq} = \frac{\sum_{Pore=1}^n A_{Pore}}{A_S} \quad (3.2)$$

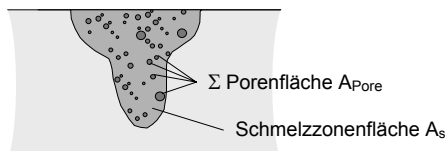


Bild 3.6: Ermittlung der Wasserstoffporosität an Nahtquerschliffen

3.4.4 Heißrisse

Heißrisse wurden durch Farbeindringprüfung an der Nahtoberfläche sowie durch Auswertung von Nahtlängs- und Nahtquerschliffen untersucht. Da diese Verfahren für eine qualitative Aussage über das Auftreten von Heißrissen ausreichend sind, wurde auf die in *E DIN 50 120* [98, 99, 100] genormten quantitativen Verfahren (Zugprüfung am Schweißgut, Längsbiegeprüfung etc.) verzichtet.

3.4.5 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften der Verbindungen wurden durch statischen Querzugversuch ermittelt. Um eine Vergleichbarkeit der mechanischen Kennwerte zwischen den Halbzeugen und den geschweißten Proben zu erreichen, wurden alle Versuche mit der gleichen Probenform durchgeführt. Verwendet wurde die Probenform 1 für Querzugversuch an Schweißverbindungen nach *DIN 50123*¹⁶ [101]. Die Probengeometrie weicht damit bewußt geringfügig von den Probenformen für Aluminiumhalbzeuge [17, 102, 103] ab.

¹⁶ Gesamtlänge $L_t = 220$ mm, Kopfbreite $B = 30$ mm, Probenbreite $b = 20$ mm, Schweißnahtüberhöhung nicht abgearbeitet

4 Prozeßsicherheit beim Schweißen von Aluminiumgußlegierungen

In diesem Kapitel sind die Ergebnisse von Einschweißungen an Aluminiumgußlegierungen dargestellt. Ziel der Untersuchungen ist es, Parameter zu ermitteln, die eine möglichst hohe *Prozeßsicherheit* garantieren. Die *Prozeßsicherheit* wird durch die *Robustheit des Prozesses* (Reaktion des Prozesses auf externe Einflüsse¹⁷), die *Stabilität des Prozesses* (prozeßinterne Schwankungen bei konstanten nominellen Prozeßparametern) und die hierbei erzielte Nahtqualität definiert.

Die *Robustheit des Prozesses* ist entscheidend für die Toleranzanforderungen des Schweißprozesses (Strahlposition, Fügespalt etc.). Da die Toleranzanforderungen wesentlich durch die Schmelzzonengeometrie bestimmt werden, soll im folgenden die Fragestellung beantwortet werden, inwieweit sich diese durch Legierungsauswahl und Anpassung von Arbeitsparametern beeinflussen läßt.

Wie in Abschnitt 2.2.3 dargestellt, sind *Prozeßinstabilitäten* in Form von Prozeßporen, und Nahtauswürfen charakteristisch für das Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen. Es wird daher der Einfluß verschiedener Prozeßgase auf die Stabilität des Schweißprozesses untersucht.

Die *Nahtqualität* wird anhand der Gefügeeigenschaften, der Poren und Heißrisse im Schweißgut beurteilt.

Als grundlegende Prozeßparameter werden Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit, Fokuslage, Prozeßgastyp und Prozeßgasmenge in ihrem Einfluß auf das Schweißergebnis untersucht. Die hierbei erlangten Erkenntnisse sind eine notwendige Grundlage für die folgenden Untersuchungen zum Einfluß der Nahtarten beim Schweißen von Aluminiummischverbindungen (vgl. Kapitel 5 und 6).

Da sich bisherige Untersuchungen im wesentlichen mit dem Laserstrahlschweißen von Knetlegierungen befaßt haben, gilt es festzustellen, inwieweit die dort gewonnenen Erkenntnisse auf das Schweißen von Aluminiumgußlegierungen sowie auf das Verbinden von Guß- und Knetlegierungen übertragbar sind. Hierbei müssen drei Hauptunterschiede zwischen Guß- und Knetlegierungen beachtet werden:

- Legierungszusammensetzung (physikalische und chemische Eigenschaften)
- Auswirkungen des Herstellungsprozesses (Gefüge, Nahtoberfläche)
- Auswirkungen der fertigungsbedingt höheren Materialdicke von Gußkomponenten.

¹⁷ Bauteiltoleranzen, Toleranzen des Bearbeitungssystems, geringfügige Variationen der Prozeßparameter etc.

4.1 Schmelzzonenform und Toleranzanforderungen

Die entscheidenden Parameter zur Beschreibung der Schmelzzonenform sind die Einschweißtiefe sowie die Nahtbreite (vgl. Bild 3.3).

Die erforderliche *Einschweißtiefe* bestimmt im allgemeinen welche Leistung (und damit welche Strahlquelle) benötigt wird, um die Schweißaufgabe zu erfüllen, und welche Bearbeitungsgeschwindigkeit dabei zu erreichen ist. Damit beeinflusst die Einschweißtiefe wesentlich die *Prozeßkosten*.

Die *Nahtbreite* bestimmt dagegen den Anbindungsquerschnitt bei I-Nähten am Überlappstoß sowie die Toleranzanforderungen an die Positionierung von Strahl und Werkstück bei Stumpfstoßverbindungen und Kehlnähten am Überlappstoß (vgl. Kapitel 5). Die Nahtbreite beeinflusst daher maßgeblich die *Robustheit des Prozesses*. Damit ergibt sich ein Zielkonflikt zwischen der Prozesseffizienz, zu deren Optimierung schlanke Nähte anzustreben sind (vgl. Abschnitt 2.2.1) und der *Robustheit des Prozesses*, zu deren Optimierung breite Nähte zu bevorzugen sind.

Da die Nahtbreite zur Strahlseite hin meist deutlich ansteigt, wird die *Nahtbreite in halber Einschweißtiefe* w_m zur Beurteilung herangezogen. Im folgenden wird die Nahtbreite in halber Einschweißtiefe auch kurz nur als Nahtbreite bezeichnet (vgl. Bild 3.3).

4.1.1 Einfluß der Legierung und Arbeitsparameter

Wie in Abschnitt 2.2.2 dargestellt, wird die beim Tiefschweißen erzielbare Einschweißtiefe bei gleichen Prozeßparametern durch die Verdampfungstemperatur der Legierung bestimmt. Alle untersuchten Aluminiumgußlegierungen weisen einen vergleichbar geringen Anteil leicht flüchtiger Elemente auf, so daß bei allen Legierungen ein ähnliches Verhalten zu erwarten ist.

Bild 4.1 zeigt den Verlauf der Einschweißtiefe und der Nahtbreite in Abhängigkeit von der Streckenenergie P/v für die Legierungen AlSi7Mg0,3 und AlSi11. Bei den Untersuchungen wurde eine konstante Laserleistung von 5 kW verwendet. Die Streckenenergie wurde durch Veränderung der Schweißgeschwindigkeit v angepaßt.

Aufgrund der etwas niedrigeren Verdampfungstemperatur der Legierung AlSi7Mg0,3 (ca. 2432 °C) gegenüber AlSi11 (ca. 2518 °C)¹⁸ werden bei der Legierung AlSi7Mg0,3 bei gleicher Streckenenergie um etwa 10 % tiefere Schweißnähte erzielt. Damit ergibt sich ein Vorteil in der benötigten Streckenenergie von 15 - 20 % bei gleicher Einschweißtiefe. Dies kann in Absenkung der benötigten Leistung oder Erhöhung der Prozeßgeschwindigkeit umgesetzt werden.

¹⁸ Berechnete Verdampfungstemperaturen nach [3]

Vergleicht man dagegen die Nahtbreite w_m bei identischer Einschweißtiefe d , so zeigt sich, daß das Verhältnis bei den untersuchten Legierungen nahezu identisch ist. Es kann damit festgehalten werden, daß die toleranzbestimmende Nahtbreite w_m durch Auswahl technisch relevanter Aluminiumgußlegierungen nicht signifikant zu beeinflussen ist.

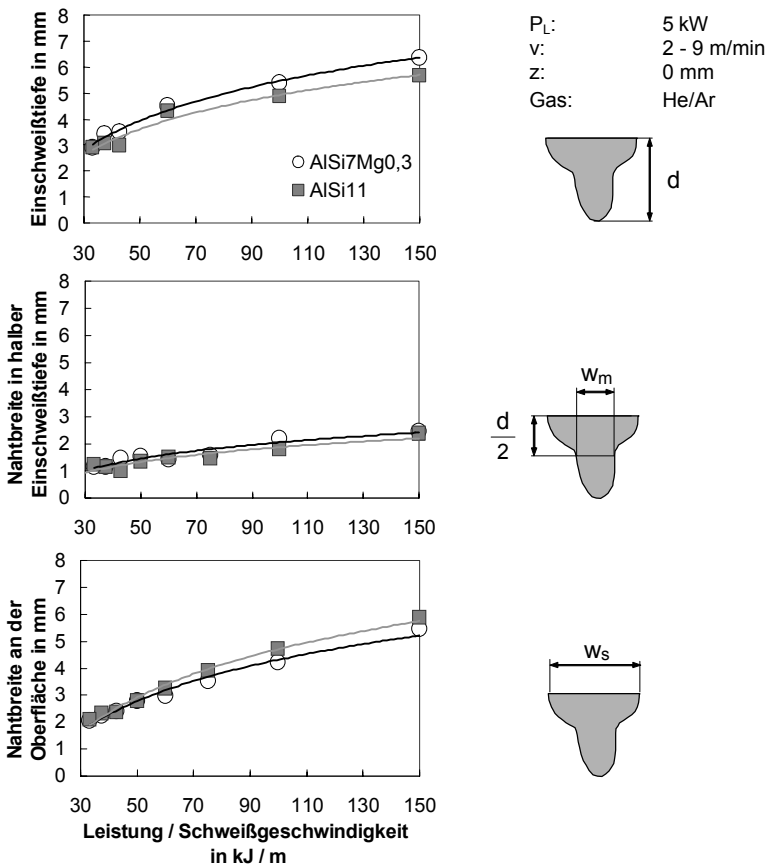


Bild 4.1: Einfluß der Streckenenergie (Leistung/Schweißgeschwindigkeit P/v) und der Legierung auf die Nahtgeometrie

Ein weiterer Ansatz, die Schmelzzonenform und damit die Toleranzanforderungen zu beeinflussen, ist die Veränderung der *Intensitätsverteilung auf dem Werkstück*. Durch gezielte Strahlformung, wie etwa durch die Doppelfokustechnik, wurden bereits gute Ergebnisse erzielt [59].

Ohne Verwendung spezieller Optiken dagegen kann der Strahldurchmesser durch Verlängerung der Brennweite oder Defokussierung aufgeweitet werden. So ist in Bild 4.2 der Einfluß der *Fokuslage* z auf die Schmelzzonenform dargestellt. Hierzu wurde bei konstanter Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit die Fokuslage im Bereich von ± 3 mm relativ zur Bauteiloberfläche variiert. Es kann festgestellt werden, daß die Nahtbreite durch Defokussierung nur wenig beeinflußt werden kann, während die Einschweißtiefe deutlich absinkt und damit zu steigenden Prozeßkosten führt. Gleichzeitig sinkt auch die Prozeßeffizienz. Das bedeutet, daß auch die Prozeßparameter Defokussierung und Strahlaufweitung keine geeigneten Mittel sind, um die Nahtbreite zu erhöhen und die Toleranzanforderungen beim Laserstrahlschweißen positiv zu beeinflussen.

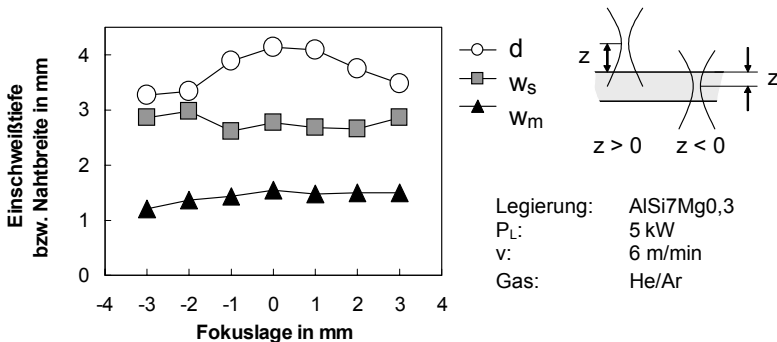


Bild 4.2: Einfluß der Fokuslage auf die Schmelzzonenform

Zur Verdeutlichung ist in Bild 4.3 das Verhältnis aus der Einschweißtiefe d und der Nahtbreite w_m in einem Blechdickenbereich von 2 bis 7 mm aufgetragen. Dabei wurden drei verschiedene Aluminiumgüßlegierungen verwendet und die Leistung, die Schweißgeschwindigkeit und die Fokuslage in weiten Grenzen variiert. Trotzdem bewegt sich das Verhältnis aus Einschweißtiefe und Nahtbreite in einem relativ engen Bereich von 2:1 bis 3:1.

Dies ermöglicht einerseits eine einfache Abschätzung der Nahtbreite in Abhängigkeit von der Schweißaufgabe. Andererseits zeigt sich, wie gering die Einflußmöglichkeiten zur Steuerung der Schmelzzonenform sind. Aus diesem Grund müssen andere Ansätze, wie etwa die bewußte Auswahl der Nahtart zur Beeinflussung der Toleranzanforderungen (vgl. Kapitel 5), in Betracht gezogen werden.

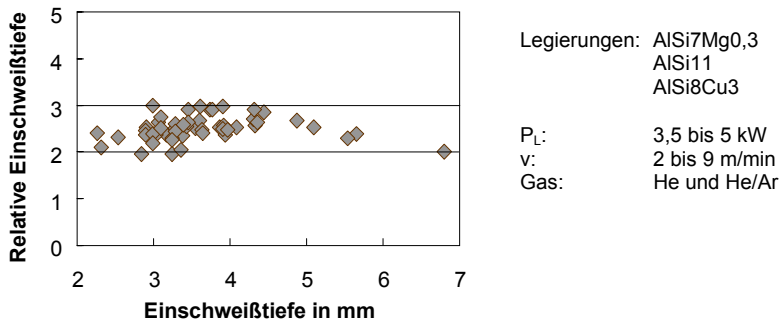


Bild 4.3: Relative Einschweißtiefe d/w_m in Abhängigkeit von der Einschweißtiefe d , der Legierung und den Arbeitsparametern

4.1.2 Einfluß des Prozeßgases auf die Schmelzzonenform

Wie bereits dargestellt, hat das Prozeßgas beim Laserstrahlschweißen mit CO₂-Lasern zwei wesentliche Aufgaben:

- Abschirmung der Schweißstelle von der Atmosphäre¹⁹
- Verhinderung von Absorption und Brechung der Strahlung durch den Metaldampf über der Schweißstelle (vgl. Abschnitt 2.2.3).

Im folgenden wird nun der zweite Aspekt näher beleuchtet. Der Einfluß des Prozeßgases und der Gasdurchflußmenge auf die Schmelzzonenform wird dargestellt. Dabei werden die spezifische Schwelleistung und der optische Eindruck der Nahtoberraupe als Randbedingungen mitbetrachtet. In Tabelle 4.1 sind einige Eigenschaften der untersuchten Prozeßgase Helium, Argon und Stickstoff zusammengefaßt.

Gas	Molmasse M kg / kmol	Wärmeleitfähigkeit L W / (cm K)	Ionisierungsenergie E_i eV
He	4,0	14,3	24,46
N ₂	28,02	2,4	14,48
Ar	39,95	1,6	15,69

Tabelle 4.1: Eigenschaften der Prozeßgase bei Raumtemperatur

Um die Wirksamkeit des Prozeßgases und die notwendige Durchflußmenge praxisgerecht zu ermitteln, ist es sinnvoll, die Zielgrößen des Laserschweißprozesses heranzuziehen. Wichtige Zielgrößen sind die Einschweißtiefe, das Schmelzvolumen (bzw. die Schmelzzonenfläche) und die Nahtbreite.

¹⁹ Schutzgasfunktion vgl. Abschnitt 2.2.4.3

Beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit CO₂-Lasern ohne Prozeßgas wird ein erheblicher Teil der Strahlungsenergie in der Metallplasmawolke absorbiert und die Fokussierung nachhaltig gestört. Ein Schweißprozeß kommt nicht zustande. Durch die Erhöhung der Prozeßgasmenge verändern sich die charakteristischen Eigenschaften des Plasmas. Die Wechselwirkung mit dem Laserstrahl wird geringer und die Energie, die das Werkstück gebündelt erreicht, steigt an. Damit steigen auch die oben definierten Zielgrößen des Schweißprozesses. Für jedes der untersuchten Prozeßgase existiert eine minimale Durchflußmenge, ab der eine Erhöhung der Durchflußmenge nicht mehr zu einer Erhöhung der Zielgrößen führt. Diesen Schwellwert gilt es zu erreichen.

Ob diese notwendige Durchflußmenge praktisch tatsächlich zu realisieren ist, hängt weiter davon ab, wie stark die Schmelze durch den Gasstrom beeinflusst wird. Hohe aerodynamische Kräfte führen aufgrund der geringen Viskosität der Aluminiumschmelze zu unregelmäßigen Nahtoberräumen. Besonders kritisch ist aufgrund ihrer geringen Viskosität die eutektische Legierung AlSi11.

Die Kraft F_{Gas} , die durch den Gasstrom auf die Schmelze ausgeübt wird, ist abhängig vom Volumenstrom \dot{V} und der Molmasse M des Gases sowie der Auftrefffläche A_{Gas} des Gases auf der Schmelze:

$$F_{Gas} \propto \frac{\dot{V}^2 M}{A_{Gas}} \quad . \quad (4.1)$$

In Bild 4.4 sind für das Prozeßgas Helium die Schmelzzonenfläche A_s , die Einschweißtiefe d sowie die Nahtbreite an der Oberfläche w_s und in halber Einschweißtiefe w_m in Abhängigkeit von der Gasdurchflußmenge dargestellt. Aufgrund der guten Wärmeleitung und der hohen Ionisationsenergie von Helium reichen bereits geringe Durchflußmengen um 500 Nl/h aus, um die abschirmende Wirkung des Plasmas zu verhindern. Die Einschweißtiefe und die Schmelzflächen steigen bei einer Erhöhung der Durchflußmenge nicht mehr an. Das gleiche Verhalten zeigen auch *Mischungen aus Helium und Argon*, die bis zu einem Verhältnis von 50 % Helium 50 % Argon untersucht wurden.

Aufgrund der niedrigen Molmasse des Gases ist die Kraft auf die Schmelze sehr gering. Bei den untersuchten Durchflußmengen tritt keine Beeinflussung der Nahtoberfläche auf.

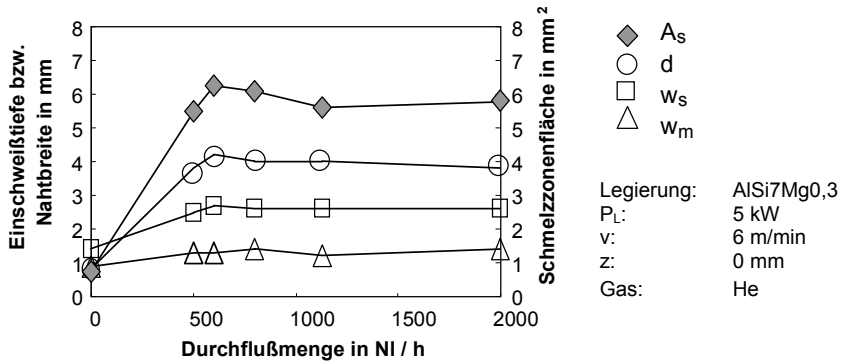


Bild 4.4: Einfluß der Durchflußmenge auf die Schmelzzonenform (Prozeßgas Helium)

In Bild 4.5 sind die Einschweißtiefe, die Schmelzfläche und die Nahtbreite w_s für die Prozeßgase Argon und Stickstoff in Abhängigkeit von der Durchflußmenge dargestellt. Dabei sind die Werte jeweils auf die bei Helium erreichten Meßwerte bezogen.

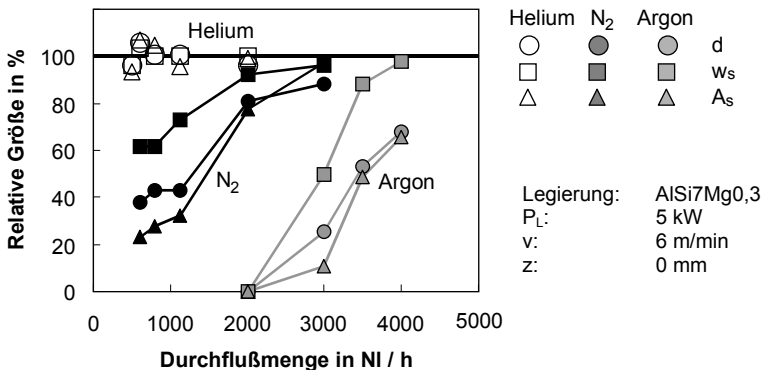


Bild 4.5: Einfluß von Schutzgasart und Durchflußmenge auf die Schmelzzonenform (bezogen auf die Verwendung von Helium als Prozeßgas)

Bei allen Prozeßgasen besteht ein deutlicher Zusammenhang zwischen der Durchflußmenge und der Schmelzzonenform. Mit steigender Durchflußmenge steigen auch die Schmelzzonenfläche, die Einschweißtiefe und die Nahtbreite an.

Bei *Stickstoff* sind Durchflußmengen von ca. 3000 NI/h notwendig, um vergleichbare Einschweißtiefen und Schmelzzonenflächen wie bei Verwendung von Helium (500 NI/h) zu erreichen. Bei geringeren Durchflußmengen wird ein hoher Anteil der Energie im Plasma absorbiert und steht nicht für die Schweißung zur Verfügung. Setzt man die Einschweißtiefe oder die Schmelzfläche als charakteristische Zielgröße an, so sinkt der Wirkungsgrad, im Vergleich zu Helium, bereits bei einer Durchflußmenge von 2000 NI/h auf 80 %.

Nimmt man die Auftrefffläche aufgrund der identischen Düsengeometrie als identisch für alle Gasarten an, so ergibt sich für Stickstoff bei identischer Durchflußmenge gemäß Gleichung 4.1, eine gegenüber Helium 7-fach höhere Kraft auf die Aluminiumschmelze. Legt man jedoch den realistischen Vergleich zugrunde, daß mit allen Gasen die Abschirmung verhindert werden soll, so steigt zusätzlich die notwendige Durchflußmenge von 500 NI/h (Helium) auf 3000 NI/h an. Das Ergebnis ist eine um den Faktor 250 höhere Kraft des Gasstroms auf die Schmelze.

Die Untersuchungen zeigen, daß das Prozeßfenster bei Verwendung von Stickstoff sehr schmal ist. Durchflußmenge, Düsenposition und Düsengeometrie müssen sorgfältig optimiert werden, um die Abschirmung der Laserstrahlung zu verhindern und gleichzeitig eine Störung der Nahtoberfläche zu vermeiden.

Noch ungünstiger sind die Verhältnisse bei Einsatz von *Argon*. Auch hier steigen die Zielgrößen (Einschweißtiefe und Schmelzfläche) mit zunehmender Durchflußmenge an (vgl. Bild 4.5). Trotzdem beträgt der Verlust an Einschweißtiefe und Schmelzfläche auch bei Durchflußraten um 4000 NI/h noch ca. 35 % gegenüber Helium. Bei Durchflußraten unter 2000 NI/h kommt keine Schweißung mehr zustande.

Charakteristisch für das Prozeßgas Argon ist die im Vergleich zur Einschweißtiefe hohe Nahtbreite an der Oberfläche. Mögliche Ursachen hierfür sind die in der Metaldampf Wolke absorbierte Energie, die ungerichtet abgestrahlt wird, die verstärkte Defokussierung der Strahlung in der Plasmawolke [56] aber auch die Marangoni Strömung in der Schmelze.

Die hohen notwendigen Durchflußraten und die hohe Molmasse führen nach Gleichung 4.1 zu sehr hohen Kräften auf die Schmelze. Vergleicht man die Verhältnisse zwischen Helium (notwendige Durchflußrate 500 NI/h) und Argon (notwendige Durchflußrate > 4000 NI/h), so ergibt sich für Argon eine mehr als 640 mal größere resultierende Kraft auf die Schmelze. Dadurch kommt es bei allen untersuchten Durchflußraten zu einer deutlich ausgeprägten Störung der Nahtoberfläche. Reines Argon ist daher als Prozeßgas für Aluminiumschweißungen mit CO₂-Laser nicht geeignet und wird im folgenden nicht weiter betrachtet.

In Bild 4.6 ist der Einfluß der spezifischen Leistung P_L/d_{f86} auf die Einschweißtiefe bei Verwendung von Stickstoff, Helium und Helium-Argon (Verhältnis 1:1) dargestellt. Hierzu wurde die Leistung P_L zwischen 1500 W und 5000 W variiert. Für Helium und Helium-Argon wurde eine Durchflußmenge von 500 Nl/h für Stickstoff die ermittelte notwendige Durchflußmenge von 3000 Nl/h verwendet.

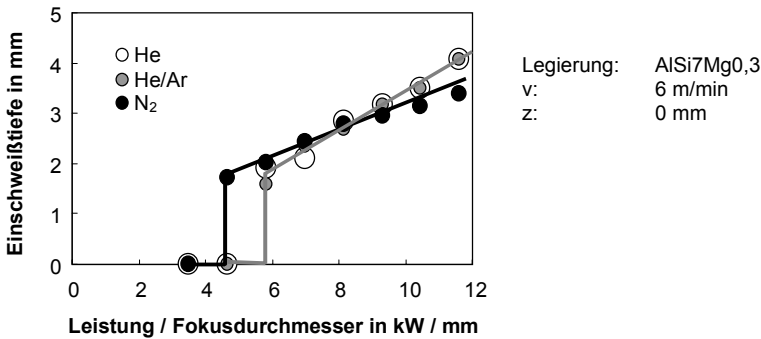


Bild 4.6: Einfluß des Prozeßgases auf die Einschweißtiefe und die spezifische Schwelleistung

Nach Überschreiten der Schwelle steigt die Einschweißtiefe bei allen Prozeßgasen mit zunehmender spezifischer Leistung linear an. Durch den Argon-Anteil im Prozeßgas wird gegenüber Helium weder die Einschweißtiefe noch die spezifische Schwelleistung verändert. Sie beträgt in beiden Fällen 5,8 kW/mm. Dagegen sinkt die spezifische Schwelleistung unter Stickstoff um ca. 20 % auf 4,7 kW/mm. Unter den gegebenen Fokussierbedingungen sind damit 2 kW ausreichend, um mit Stickstoff den Tiefschweißeffekt zu starten. Bei höheren spezifischen Leistungen (über 8 kW/mm) ergeben sich dagegen Einschweißtiefevorteile bei Verwendung von Helium oder Helium-Argon Mischungen. Ursache hierfür sind die unter Stickstoff verstärkt auftretenden Leistungsverluste durch Absorption und Brechung in der Plasmawolke.

Während der Einsatz von Stickstoff bei geringen Blechdicken durchaus sinnvoll sein kann (wie sich auch in den folgenden Abschnitten bestätigen wird), muß bei größeren Blechdicken (d.h. hohen spezifischen Leistungen) mit Einschweißtiefeverlusten gerechnet werden. Vergleichsschweißungen unter Helium sind in jedem Fall durchzuführen.

4.2 Auswirkung des Prozeßgases auf die Prozeßstabilität

Für die Untersuchungen zur Auswirkung des Prozeßgases auf die Prozeßstabilität wurde die Legierung AlSi7Mg0,3 mit den Prozeßgasen Helium, Helium-Argon (Mischungsverhältnis 1:1) und Stickstoff geschweißt. Auf die Untersuchung von Argon wurde aufgrund der Ergebnisse des vorangegangenen Abschnitts verzichtet. Um den charakteristischen Einschweißtiefenbereich von circa 3 bis 6 mm abzudecken, wurde bei einer konstanten Laserleistung von 5 kW die Schweißgeschwindigkeit variiert. Zur Ermittlung der Prozeßstabilität wurde die *relative Porenfläche* A_p an Längsschliffen in der Nahtmitte ausgewertet. Wie in Abschnitt 3.4 eingeführt, wird dabei die Porenfläche auf die Schmelzzonenfläche in der Nahtmitte bezogen. In Bild 4.7 ist der Einfluß der Schweißgeschwindigkeit auf die *relative Porenfläche* bei Verwendung der verschiedenen Prozeßgase dargestellt.

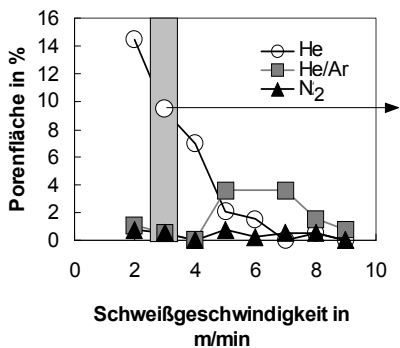


Bild 4.7: Einfluß der Schweißgeschwindigkeit auf die prozentuale Porenfläche

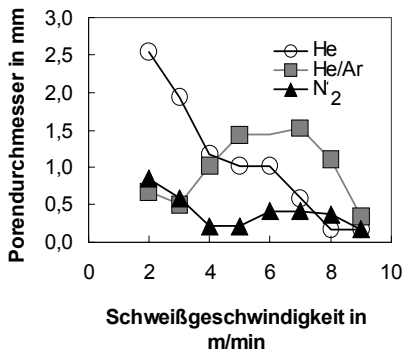
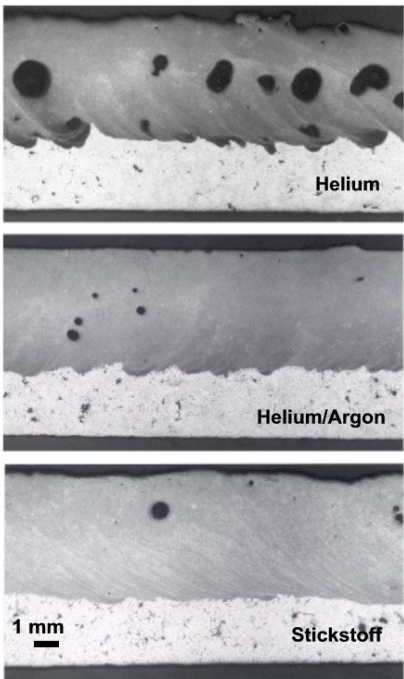


Bild 4.8: Einfluß der Schweißgeschwindigkeit auf den Durchmesser der größten Pore



Legierung: AlSi7Mg
PL: 5 kW
v: 3 m/min
z: 0 mm

Bild 4.9: Nahtlängsschliffe in der Nahtmitte

Prozeßgas Helium: Beim Schweißen mit Helium kann eine deutliche Abhängigkeit der Nahtporosität von der Schweißgeschwindigkeit festgestellt werden. Die *relative Porenfläche* steigt von etwa 5 % bei einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min auf nahezu 15 % bei 2 m/min an. Wie Bild 4.8 zeigt, ist der Anstieg der Nahtporosität auf das Auftreten großer Poren mit Durchmessern bis zu 2,5 mm zurückzuführen. Diese Prozeßporen treten erst bei Schweißgeschwindigkeiten unter 5 m/min auf (vgl. Bild 4.10).

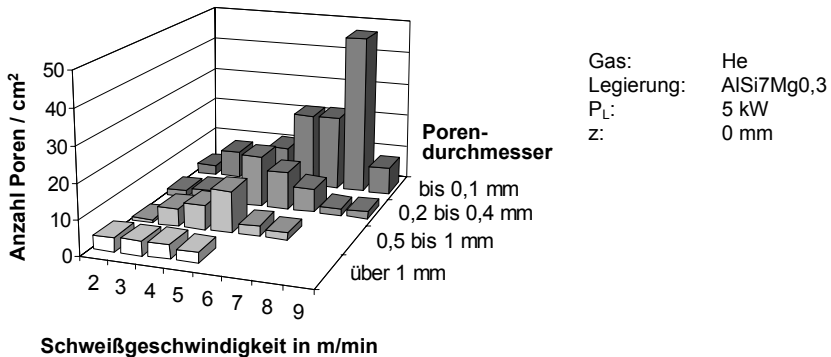


Bild 4.10: Verteilung von Poren in der Nahtmitte nach Größenklassen in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit (Prozeßgas Helium)

In Bild 4.11 ist der Anteil der einzelnen Porenklassen an der gesamten Porenfläche dargestellt.

Es zeigt sich, daß die großen Prozeßporen trotz ihrer geringen Anzahl bei niedrigen Schweißgeschwindigkeiten bis nahezu 80% der gesamten Porenfläche ausmachen und damit hauptverantwortlich für die Schwächung des tragenden Querschnittes sind.

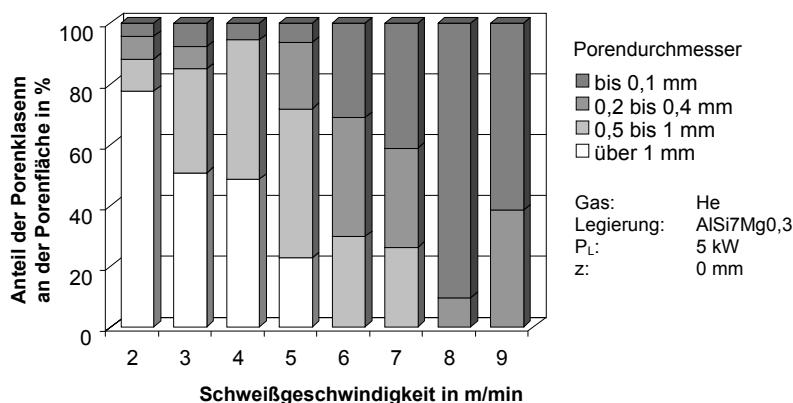


Bild 4.11: Anteil der verschiedenen Porenklassen an der gesamten Porenfläche in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit

Die Zunahme von Prozeßinstabilitäten bei sinkender Schweißgeschwindigkeit kann auf die mit steigender Streckenenergie zunehmende Aufheizung des Metaldampfes in der Kapillare zurückgeführt werden. Wie in Abschnitt 2.2.3 dargestellt, wird dadurch die Tendenz zum Verschluß der Dampfkapillare und damit zur Bildung von Prozeßporen verstärkt. Zusätzlich verstärkt sich nach [104] mit abnehmender Schweißgeschwindigkeit auch die Tendenz zu sogenannten *Runaway-Instabilitäten*. Nach diesem Erklärungsansatz werden Prozeßinstabilitäten dadurch ausgelöst, daß sich die Schmelzfront vom Laserstrahl entfernt. Dadurch kommt es zu einer Treppenbildung an der vorderen Wand der Kapillare und unregelmäßigen Verdampfungsvorgängen.

Durch die hohen Materialdicken bei Gußwerkstoffen im Vergleich zu Knetwerkstoffen ist die Zunahme von Prozeßinstabilitäten mit steigender Streckenenergie (größere Einschweißtiefe) als besonders kritisch anzusehen.

Prozeßgas Helium-Argon: In Bild 4.12 (Prozeßgas Helium-Argon) ist analog Bild 4.10 (Prozeßgas Helium) die Größenverteilung der Poren in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit dargestellt. Im Vergleich zum Schweißen unter Helium ist festzustellen, daß gerade bei niedrigen Schweißgeschwindigkeiten keine großen Prozeßporen (über 1 mm) auftreten. Dementsprechend niedrig ist auch die *relative Porenfläche* als Ausdruck einer hohen Prozeßstabilität. Die *relative Porenfläche* liegt im gesamten Bereich der untersuchten Schweißgeschwindigkeiten unter 4 % (vgl. Bild 4.7).

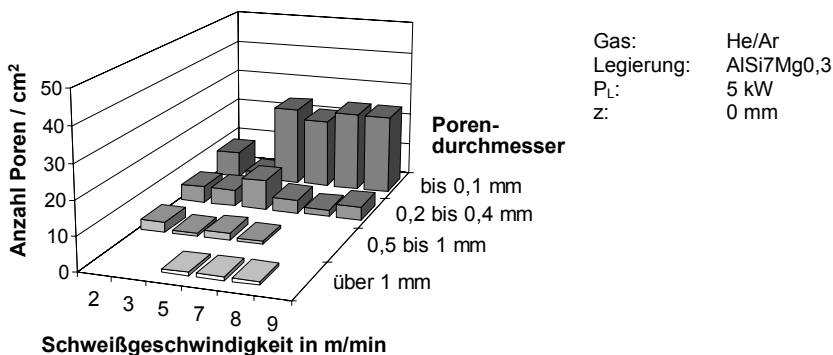


Bild 4.12: Verteilung von Poren in der Nahtmitte nach Größenklassen in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit (Prozeßgas Helium/Argon)

Trägt man die relative Porenfläche über der Einschweißtiefe auf (vgl. Bild 4.13), so zeigt sich eine signifikante Prozeßstabilisierung ab einer Einschweißtiefe von ca. 4 mm. Anhand der Nahtlängsschliffe von Schweißnähten die bei einer Schweißgeschwindigkeit von 3 m/min hergestellt wurden (vgl. Bild 4.9), läßt sich die verbesserte Prozeßstabilität deutlich erkennen. Mit diesen Untersuchungen kann die prozeßstabilisierende Wirkung von Helium-Argon Mischungen (vgl. Abschnitt 2.2.3) für das Schweißen von Aluminiumgußlegierungen bestätigt werden.

Wie bereits dargestellt, wird die Prozeßstabilisierung durch Helium-Argon auf eine veränderte Linsenwirkung des Plasmas auf den Laserstrahl zurückgeführt. Mögliche Effekte der Linsenwirkung sind die Kapillaraufweitung durch verstärkte Defokussierung und die geringere Temperaturabhängigkeit der Linsenwirkung.

Um festzustellen, ob die Prozeßstabilisierung auf eine verstärkte Defokussierung zurückzuführen ist, wurden Vergleichsschweißungen mit einer Defokussierung von 2 mm unter Helium durchgeführt. Im Gegensatz zur Verwendung von Helium-Argon ohne Defokussierung (vgl. Bilder 4.6 und 4.13) sinkt dabei jedoch die Einschweißtiefe um ca. 1 mm (vgl. Bild 4.14). Eine Prozeßstabilisierung durch die Defokussierung kann nicht festgestellt werden. Bei den in Bild 4.15 dargestellten Nahtlängsschliffen nimmt die *relative Porenfläche* sogar von 10 % ohne Defokussierung auf 13,5 % bei einer Defokussierung um 2 mm zu. Daraus läßt sich schließen, daß eine verstärkte Defokussierung nicht der entscheidende Effekt für die Prozeßstabilisierung ist. Es ist daher wahrscheinlich, daß die geringere Temperaturabhängigkeit der Linsenwirkung ausschlaggebend für die Stabilisierung des Schweißprozesses bei Verwendung von Helium-Argon Mischungen ist.

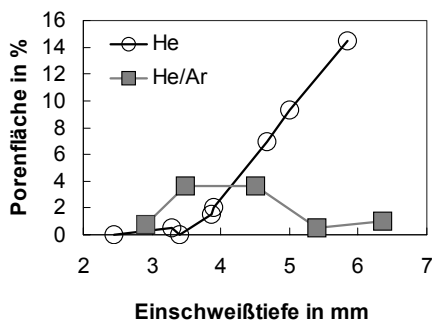


Bild 4.13: Einfluß der Einschweißtiefe auf die prozentuale Porenfläche

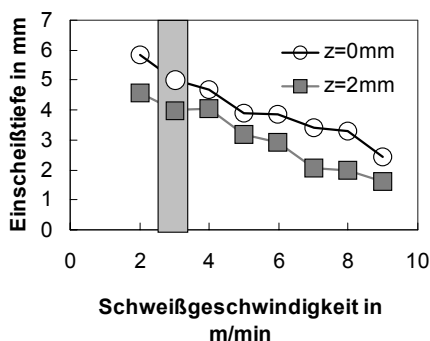
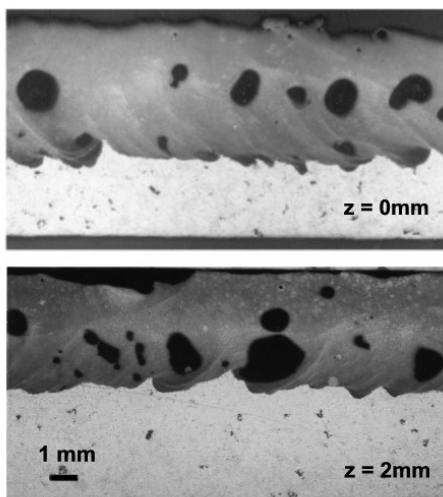


Bild 4.14: Einfluß der Fokuslage auf die Einschweißtiefe (Prozeßgas Helium)



Gas: He
 Legierung: AISi7Mg
 PL: 5 kW
 v: 3 m/min

Bild 4.15: Vergleich der Prozeßstabilität bei Variation der Fokuslage anhand von Nahtlängsschliffen in der Nahtmitte

Prozeßgas Stickstoff: Die Untersuchung der Porenklassen (vgl. Bild 4.16) zeigt, daß die Bildung von Prozeßporen mit einem Durchmesser zwischen 0,5 mm und 1 mm durch die Verwendung von Stickstoff unterdrückt, ab Geschwindigkeiten über 4 m/min sogar vollständig verhindert wird. Poren mit einem Durchmesser über 1 mm treten über den gesamten untersuchten Geschwindigkeitsbereich nicht auf.

Auf das Auftreten kleiner Poren um 0,1 mm hat der Einsatz von Stickstoff keine signifikante Auswirkung. Die *relative Porenfläche* liegt im gesamten Geschwindigkeitsbereich von 2 bis 9 m/min jeweils unter 1 % (vgl. Bild 4.7). Auch bei geringen Schweißgeschwindigkeiten und entsprechend hohen Einschweißstiefen bis 5,5 mm kommt es nicht zu einem Anstieg der Nahtporosität.

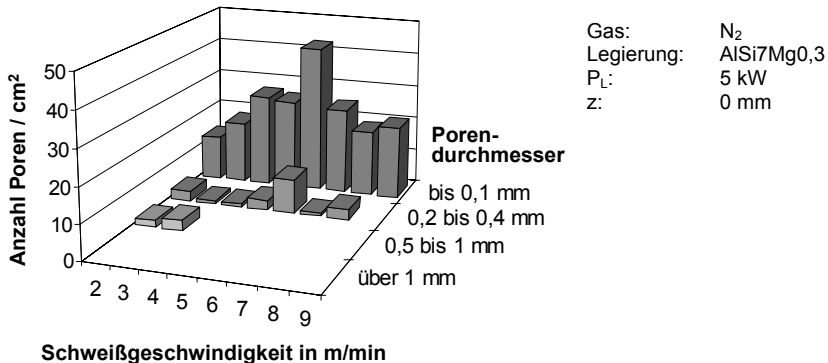


Bild 4.16: Verteilung von Poren in der Nahtmitte nach Größenklassen in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit (Prozeßgas Stickstoff)

Durch die Verwendung von Stickstoff als Prozeßgas kann damit die Nahtporosität gegenüber den inerten Prozeßgasen weiter deutlich abgesenkt und die Prozeßstabilität verbessert werden.

Entsprechende Ergebnisse bei Aluminiumknetlegierungen werden sowohl vom Schweißen mit CO₂-Lasern [105, 106] als auch mit Nd:YAG-Lasern [107, 108] berichtet. Die Prozeßstabilisierung beim Laserschweißen von Aluminium unter Stickstoffatmosphäre muß daher auf *wellenlängenunabhängige Effekte* zurückzuführen sein. Ansätze die die Prozeßstabilisierung auf die Wechselwirkung zwischen Strahl und Plasma über dem Werkstück zurückführen, wie die Temperaturabhängigkeit der Linsenwirkung (analog Helium-Argon) oder die Oszillation des Plasmas [91]²⁰ scheiden damit als Erklärung aus.

²⁰ Nach diesem Erklärungsansatz ist die Prozeßstabilisierung durch Stickstoff auf das *Oszillieren des Plasmas* über der Dampfkapillare zurückzuführen. Bei starker Plasmabildung wird verstärkt Strahlung abgeschirmt, die Kapillare wird immer flacher und verschwindet. Dadurch verschwindet auch das Plasma und die Strahlung kann wieder ungehindert zum Material durchdringen.

Wie in Abschnitt 2.2.3 beschrieben, werden Prozeßporen durch den spontanen Verschluß der Dampfkapillare aufgrund der Rückströmung des Metaldampfes und der damit verbundenen Verdrängung der Schmelze zurückgeführt. Eine mögliche Ursache für die Unterdrückung von Prozeßporen kann daher auch in Veränderungen der Schmelzbadströmung zu suchen sein.

Nach Untersuchungen an Aluminiumknetlegierungen mit Nd:YAG-Lasern ist die Prozeßstabilisierung beim Schweißen unter Stickstoff auf eine Strömungsumkehr der Marangoniströmung zurückzuführen [107].

Als Marangonikonvektion werden Strömungsvorgänge bezeichnet, die durch den Gradienten der Oberflächenspannung $d\gamma/dx$ hervorgerufen werden. Dabei ist die Strömungsrichtung jeweils von niedrigen zu hohen Werten der Oberflächenspannung γ gerichtet. Der Gradient der Oberflächenspannung in einem Schmelzbad entsteht durch den Temperaturgradienten dT/dx zwischen Nahrand (geringste Temperatur) und Kapillarrand (höchste Temperatur) und wird durch den Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung $d\gamma/dT$ bestimmt.

Für die resultierende Schubspannung in der Schmelze gilt:

$$\tau_{\gamma} = \frac{d\gamma}{dx} = \frac{d\gamma}{dT} \frac{dT}{dx} \quad (4.2)$$

Aufgrund der schmalen Schmelzzone und des hohen Temperaturgradienten in der Schmelze hat die Marangoniströmung beim Laserschweißen großen Einfluß auf die Schmelzströmung. Es ist davon auszugehen, daß zumindest der obere Schmelzonenbereich durch die Marangoniströmung dominiert wird [109].

Bei einem negativen Temperaturkoeffizienten $d\gamma/dT$ ergibt sich eine *auswärts gerichtete Strömung* vom heißen Zentrum x_M zum kälteren Schmelzonenrand x_R (vgl. Bild 4.17) [110]. Entsprechend ist bei einem positiven Temperaturkoeffizienten die Strömung vom Schmelzonenrand zur Nahtmitte *einwärts gerichtet*. Durch eine solche Strömungsumkehr wird die Schmelzbadgeometrie deutlich verändert [67].

Aluminium weist wie alle reinen Metalle einen negativen Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung auf. Dieser Gradient löst demnach eine an der Oberfläche auswärtsgerichtete Schmelzströmungswalze aus. Beeinflusst wird die Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung durch *oberflächenaktive Elemente*. Diese können bereits in geringen Konzentrationen bzw. bei geringen Veränderungen in der Konzentration eine Umkehr der Strömungsrichtung bewirken. Oberflächenaktive Elemente können als Legierungsbestandteile oder Verunreinigungen bereits im Grundmaterial vorhanden sein oder aber während des Schweißvorgangs beispielsweise durch das Prozeßgas zugeführt werden. Besonders umfangreiche wissenschaftliche Untersuchungen existieren über die Auswirkungen des Schwefel- und Sauerstoffgehaltes auf das Strömungsverhalten beim Schmelzschweißen von Stählen [109, 111, 112].

Zu den oberflächenaktiven Elementen gehört auch Stickstoff. Im Vergleich zu Sauerstoff oder Schwefel ist die Oberflächenaktivität jedoch geringer [113], so daß ein wissenschaftlicher Nachweis der Strömungsumkehr beim Schweißen unter Stickstoff nicht bekannt ist. Vergleicht man jedoch die durch die Strömungsumkehr bewirkten Effekte mit dem Laserstrahlschweißen von Aluminium unter Stickstoff, so ergeben sich eine ganze Reihe von Übereinstimmungen.

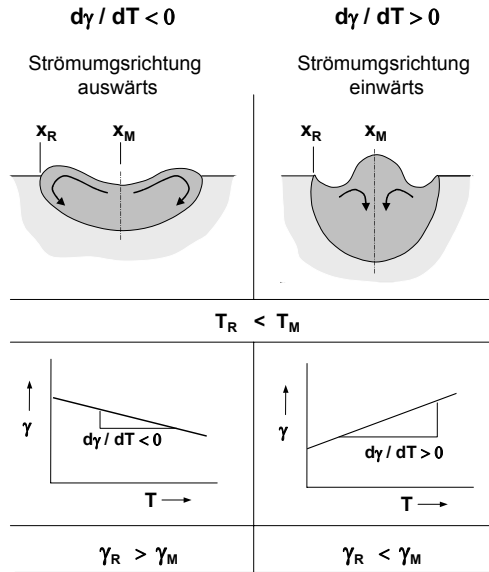


Bild 4.17: Einfluß der Marangoni Kraft auf die Strömungsverhältnisse in der Schmelze

Die für das Schweißen von Aluminiumknetlegierungen mit Nd:YAG-Lasern gezeigten Nahtigenschaften einer einwärts gerichteten Schmelzbadströmung [107, 111], wie das Auftreten von Nahtaufwölbungen in der Nahtmitte, Nahttrandkerben sowie verstärkter Rauigkeit der Nahtoberfläche, können durch die Untersuchungen für das Schweißen von Aluminiumgußlegierungen mit CO₂-Lasern bestätigt werden. Es kann daher davon ausgegangen werden, daß es beim CO₂-Laserschweißen von Aluminiumlegierungen unter Stickstoff zu einer Strömungsumkehr der Marangoni-Strömung kommt.

Während nach [107] die Richtung der Marangoni-Strömung der entscheidende Effekt für die Prozeßstabilisierung beim Schweißen mit Nd:YAG-Lasern unter Stickstoff ist, wird von [59] zwar der große Einfluß der Schmelzbadströmung auf die Prozeßstabilität bestätigt, ein Zusammenhang zwischen der Marangoni-Strömung und der Prozeßstabilität jedoch bezweifelt. Ein wissenschaftlicher Nachweis für das Schweißen mit CO₂-Lasern steht bisher aus.

4.3 Nahtqualität

Ein wichtiger Unterschied zwischen Aluminiumgußzeugnissen und Knetzeugnissen wie Blechen oder Strangpreßprofilen besteht darin, daß Gußzeugnisse nach dem Vergießen keiner mechanischen Verformung mehr unterworfen werden. Dadurch bleibt das ursprüngliche Gußgefüge erhalten. Bei den untersuchten technischen Gußlegierungen der Gruppe AlSi und AlSiMg ist das Gefüge durch dendritische Strukturen des primär erstarrten α_{Al} -Mischkristalls und das umgebende feine Eutektikum aus α_{Al} -Mischkristallen und Si-Phasen charakterisiert. Die Gefügeausbildung wird durch die Legierungszusammensetzung sowie die Abkühlbedingungen [114] bestimmt.

Um den Einfluß des Laserstrahlschweißens auf die Gefüge zu untersuchen, wurden Einschweißungen an den in Tabelle 3.2 zusammengestellten Legierungen und Gießverfahren durchgeführt.

Gefügeverfeinerung: Bei allen Gußlegierungen ist das Gefüge im Schweißgut aufgrund der schnellen Abkühlung wesentlich feiner ausgebildet als im Grundwerkstoff. Durch diese Verbesserung der Gefügeeigenschaften kann eine höhere Festigkeit der Schweißnaht selbst gegenüber dem Grundwerkstoff erreicht werden. Gleichzeitig entsteht jedoch zwischen Schweißnaht und Grundgefüge ein sehr scharfer Gefügeübergang, der als metallurgische Kerbe und damit als Schwachstelle in der Verbindung wirkt (vgl. Bild 4.18).

Auftreten von Feinlunkern im Gußgefüge: Beim Vergießen der untersuchten Aluminiumlegierungen kann es zur Bildung von fein verteilten Hohlräumen im Gußstück kommen. Diese Hohlräume entstehen während des Erstarrungsvorgangs der Schmelze durch die Schrumpfung der primär ausgeschiedenen AlSi-Mischkristalle und behindertes Nachfließen der Restschmelze. Außerdem können die Hohlräume mit Wasserstoff gefüllt sein, der sich bei der Abkühlung aus der Schmelze ausscheidet (vgl. Abschnitt 2.2.4.3)

Die größte Dichte an Feinlunkern wurde bei den untersuchten Niederdruckkokillenguß- und Kokillengußproben festgestellt. Sandguß ist aufgrund der Abkühlbedingungen weniger kritisch für die Bildung der Fehlstellen. Aluminiumdruckguß und Aluminiumknetzeugnisse sind frei von Feinlunkern. Beim Druckguß ist dies auf die Erstarrung unter hohem Druck, bei den Knetzeugnissen auf die mechanische Umformung zurückzuführen.

Feinlunker können die mechanischen Eigenschaften von Gußzeugnissen durch die Querschnittsschwächung und ihre unregelmäßige Form vor allem bei dynamischer Belastung deutlich herabsetzen.

Ausheilen von Feinlunkern in der Laserschweißnaht: Durch das beim Laserstrahlschweißen entstehende feine Gefüge wird die Bildung von lichtmikroskopisch nachweisbaren Feinlunkern in der Schweißnaht verhindert. Auch Materialien mit einem hohen Lunkeraufkommen können geschweißt werden, ohne daß erhöhte Nahtporosität auftritt (vgl. Bild 4.19).

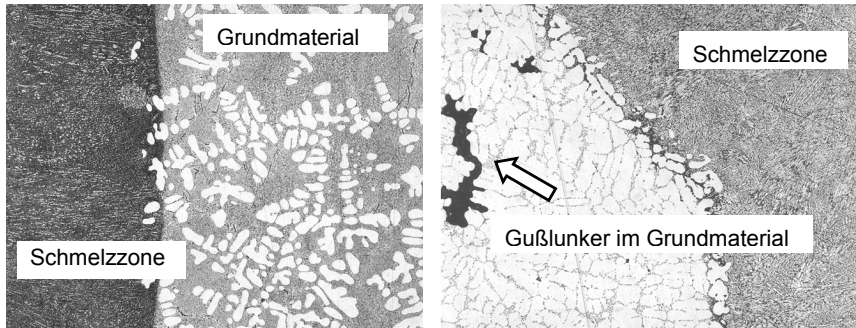


Bild 4.18: Gefüge im Grundmaterial und der Schmelzzone (Legierung AlSi11)

Bild 4.19: Ausheilen von Gußfehlern (Legierung AlSi7Mg, Niederdruckkokillenguß)

Die Untersuchungen zeigen, daß beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumguß die Gefügequalität durch eine feinere Gefügestruktur und das Ausheilen von Gußfehlern verbessert wird. Die verbesserte mechanische Festigkeit wurde an den Legierungen AlSi7Mg0,3 und AlSi8Cu3 nachgewiesen, die im Gußzustand als Stumpfstoß verschweißt wurden. Dabei wurde die Festigkeit des Grundwerkstoffes überschritten. Das Versagen im statischen Zugversuch trat daher jeweils im Grundwerkstoff ein.

Heißrißbildung: Der in Abschnitt 2.2.4.2 dargestellte Zusammenhang zwischen Magnesium- bzw. Siliziumgehalt von Aluminiumlegierungen und ihrer Heißrißanfälligkeit kann für die untersuchten Gußlegierungen auch für das Laserschweißen bestätigt werden. Bei allen untersuchten Legierungen mit einem Siliziumgehalt zwischen 7 und 11 % wurde unabhängig von den Prozeßparametern keine Heißrißbildung festgestellt.

4.4 Zusammenfassung zu Kapitel 4

Ziel der Untersuchungen war die Optimierung der Prozeßsicherheit beim Laserschweißen von Aluminiumgußlegierungen. Die Prozeßsicherheit wird charakterisiert durch die Robustheit des Prozesses (Reaktion des Prozesses auf äußere Einflüsse wie Bauteiltoleranzen), die Stabilität des Prozesses (prozeßinterne Schwankungen die z.B. zu Prozeßporen führen) und die erzielte Nahtqualität.

Da die Toleranzanforderungen wesentlich von der Schmelzzonengeometrie, vor allem von der Nahtbreite, bestimmt werden, wurden die Einflußmöglichkeiten auf die Schmelzzonenform durch Legierungsauswahl und Schweißparameter untersucht.

Einfluß der Legierung auf die Schmelzzonenform

- Aufgrund des vergleichbar geringen Anteils leicht flüchtiger Legierungselemente aller untersuchter Aluminiumgußlegierungen unterscheiden sich diese auch in der Schmelzzonengeometrie nicht wesentlich. Die Legierungen AlSi7Mg0,3 und AlSi11 zeigen das gleiche Einkoppelverhalten wie die Knetlegierungen des Typs AlMgSi. Die *spezifische Schwelleistung* liegt bei allen Legierungen bei ca. 6 kW/mm. Damit kann bei der Auslegung eines Lasersystems für das Schweißen dieser Legierungen auch auf die zahlreichen Untersuchungen an Knetlegierungen des Typs AlMgSi zurückgegriffen werden. Die Einschweißtiefe steigt mit sinkender Verdampfungstemperatur der Legierungen. Innerhalb der untersuchten Aluminiumgußlegierungen beträgt der Einschweißtiefenunterschied ca. 10 %.
- Die Nahtbreite in halber Einschweißtiefe ist bei identischer Einschweißtiefe unabhängig von der Legierung. Die Einflußmöglichkeiten durch die Legierungsauswahl auf die Schmelzzonenform und die Toleranzanforderungen sind daher nicht relevant.

Einfluß der Schweißparameter auf die Schmelzzonenform

- Durch Vergrößerung des Strahldurchmessers auf der Werkstückoberfläche wird die Einschweißtiefe stärker beeinflußt als die toleranzbestimmende Nahtbreite. Defokussierung ist daher kein geeignetes Mittel, um die Nahtbreite aufzuweiten und die Toleranzanforderungen des Prozesses zu senken. Die Möglichkeiten, die Schmelzzonenform durch die Schweißparameter (Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit, Fokuslage) zu beeinflussen, sind gering. Das Verhältnis aus Einschweißtiefe und Nahtbreite in halber Einschweißtiefe bewegt sich in einem Bereich von 2:1 bis 3:1.
- Konstruktive Maßnahmen, wie die gezielte Auswahl der Nahtart (vgl. Kapitel 5), sind notwendig, um die Toleranzanforderungen des Prozesses zu beeinflussen.

Einfluß des Prozeßgases auf die Schmelzzonenform

- Die Prozeßgase haben primär die Aufgabe, die Beeinflussung der Laserstrahlung durch die Metallplasmawolke über dem Werkstück zu verhindern. Entscheidende Faktoren sind die hierfür benötigte Durchflußmenge sowie die Beeinträchtigung der Nahtoberfläche durch den Gasstrom. Die Wirksamkeit der Prozeßgase läßt sich durch Vergleich der Zielgrößen des Schweißprozesses (Einschweißtiefe, Nahtvolumen, Nahtbreite) ermitteln.
- **Prozeßgas Helium:** Bei Verwendung von Helium sind bereits sehr geringe Durchflußmengen (ca. 500 NI/h) ausreichend, um eine Abschirmung der Laserstrahlung zu verhindern. Ausschlaggebend hierfür sind die hohe Wärmeleitfähigkeit und das hohe Ionisierungspotential des Gases. Die geringen Durchflußraten und die niedrige Molmasse des Gases verhindern eine Beeinflussung der Schmelze durch den Gasstrom. Zum Start des Tiefschweißprozesses wird eine spezifische Schwellleistung (Leistung/Strahldurchmesser) von ca. 6 kW/mm benötigt.
- **Prozeßgas Helium-Argon:** Durch Zumischung von Argon bis zu einem Prozentsatz von 50% ergeben sich keine Veränderungen der Schmelzzonengeometrie (Einschweißtiefe, Nahtvolumen) und der spezifischen Schwellleistung gegenüber reinem Helium.
- **Prozeßgas Argon:** Unter Argon kommt es auch bei sehr hohen Durchflußraten (> 4000 NI/h) zu einer teilweisen Abschirmung der Laserstrahlung (geringeres Schmelzbadvolumen, niedrigere Einschweißtiefe, Nahtverbreiterung an der Oberfläche). Die hohe Durchflußrate und die hohe Molmasse des Gases führt zu einer massiven Störung der Nahtoberfläche durch den Gasstrom. Reines Argon ist als Prozeßgas für das Laserstrahlschweißen von Aluminiumgußlegierungen mit CO₂-Lasern nicht geeignet.
- **Prozeßgas Stickstoff:** Im Vergleich zu Helium sind bei Stickstoff wesentlich höhere Durchflußraten notwendig, um die Abschirmung der Laserstrahlung zu verhindern. Wird der Grenzwert (ca. 3000 NI/h) unterschritten, kommt es zu deutlichen Einbußen an Einschweißtiefe und Schmelzfläche. Gegenüber der Verwendung von Helium kann die spezifische Schwellleistung für den Tiefschweißprozeß durch Stickstoff auf 4,7 kW/mm gesenkt werden.

Das Prozeßfenster bei Verwendung von Stickstoff ist sehr schmal. Durchflußmenge, Düsenposition und Düsengeometrie müssen sorgfältig optimiert werden. Sinnvoll ist der Einsatz von Stickstoff vor allem bei niedrigen Streckenenergien, bei denen sich die Einschweißtiefe gegenüber Helium steigern läßt. Bei hoher Streckenenergie ist dagegen mit einer teilweisen Abschirmung der Strahlung und verstärkter Beeinträchtigung der Naht durch den Gasstrom zu rechnen.

In Tabelle 4.2 sind die untersuchten Prozeßgase hinsichtlich der Schmelzzonenform, der notwendigen Durchflußmenge zur Plasmaunterdrückung und der Beeinflussung der Nahtoberfläche durch den Gasstrom zusammenfassend verglichen.

Rang	Prozeßgas	
1	Helium Helium-Argon	+
2	Stickstoff	
3	Argon	-

Tabelle 4.2: Bewertung der Prozeßgase nach den Kriterien Schmelzzonenform, notwendige Durchflußmenge zur Plasmaunterdrückung und Beeinflussung der Nahtoberfläche

Auswirkung des Prozeßgases auf die Nahtporosität und Prozeßstabilität

- **Prozeßgas Helium:** Bei Verwendung von Helium kommt es zu einer deutlichen Abnahme der Prozeßstabilität mit zunehmender Streckenenergie die sich in einer deutlichen Zunahme von Prozeßporen auswirkt. Beim Schweißen von Gußlegierungen ist dieser Effekt durch die vergleichsweise hohen Materialdicken als sehr kritisch einzustufen.
- **Prozeßgas Helium-Argon:** Durch Zumischung von Argon wird eine *prozeßstabilisierende Wirkung bei hohen Streckenenergien* erzielt. Das Auftreten von Prozeßporen kann weitgehend unterdrückt werden. Vergleichsuntersuchungen mit unterschiedlichen Fokussierbedingungen unter Helium zeigen, daß die Prozeßstabilisierung nicht auf die Defokussierung des Laserstrahls zurückzuführen ist.
- **Prozeßgas Stickstoff:** Die größte Prozeßstabilität wird durch Verwendung von Stickstoff als Prozeßgas erzielt. Prozeßporen können über den gesamten untersuchten Bereich unterdrückt werden. Da entsprechende Ergebnisse auch vom Schweißen mit Nd:YAG-Lasern bekannt sind, kann davon ausgegangen werden, daß der prozeßstabilisierende Effekt wellenlängenunabhängig ist. Als Ursache für die erhöhte Prozeßstabilität wird eine Veränderung der Schmelzbadströmung unter Stickstoff infolge einer *Strömungsumkehr der Marangoniströmung* vermutet. Schweißungen unter Stickstoff weisen die charakteristischen Eigenschaften einer einwärts gerichteten Marangoniströmung wie erhöhte Rauigkeit der Nahtoberfläche, Nahtaufwölbung in der Nahtmitte und Nahtrandkerben auf.

In Tabelle 4.3 sind die untersuchten Prozeßgase hinsichtlich der mit ihnen erzielbaren Prozeßstabilität zusammenfassend verglichen.

Rang	Prozeßgas	
1	Stickstoff	+
2	Helium-Argon	
3	Helium	-

Tabelle 4.3: Bewertung der Prozeßgase nach dem Kriterien Prozeßstabilität

Durch die Verwendung von Helium-Argon Mischungen konnten sowohl gute Ergebnisse hinsichtlich der Schmelzzonenform, Plasmaunterdrückung und Beeinflussung der Nahtoberraupe als auch hinsichtlich der Prozeßstabilität erreicht werden. Für die folgenden Untersuchungen wurden daher jeweils Helium-Argon Mischungen verwendet.

Nahtqualität

- Durch Laserstrahlschweißen kann die Gefügequalität in der Naht gegenüber dem Gußmaterial verbessert werden. Die entscheidenden Effekte sind die Verfeinerung der Gefügestruktur durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit und das Ausheilen von Gußfehlern.
- Aufgrund der hohen Siliziumgehalte der untersuchten Gußlegierungen treten keine Heißrisse auf.

5 Auswirkung der Nahtart auf die Toleranzanforderungen

Bedingt durch die hohe *spezifische Schwelleistung* (vgl. Abschnitt 4.1) werden Aluminiumlegierungen mit hohen Strahlleistungen geschweißt. In Verbindung mit den Prozesseigenschaften des Lasertiefschweißens ermöglicht dies einerseits hohe Schweißgeschwindigkeiten und geringe Wärmeeinbringung in das Werkstück, andererseits führt die hohe Energiedichte aber auch zu geringen Nahtbreiten.

In Abschnitt 4.1 wurde gezeigt, daß sich die Nahtbreite bei einer gegebenen Einschweißtiefe durch Veränderung der Prozeßparameter nur in geringem Maße beeinflussen läßt.

Aufgrund der geringen Nahtbreite sind die Toleranzen für den zulässigen *Strahlversatz* und den *Fügespalt zwischen den Bauteilen* (vgl. Bild 5.1) von besonderer fertigungstechnischer Bedeutung. Die hohen Anforderungen des Prozesses an die Toleranzen der Bauteile und der Schweißanlage (Spanntechnik, Relativbewegung) stellen eine große Herausforderung für den Einsatz der Laserschweißtechnik in der industriellen Produktion dar.

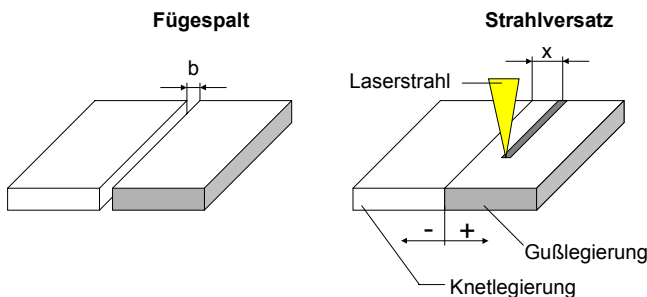


Bild 5.1: Definition von Fügespalt und Strahlversatz beim Laserstrahlschweißen.
(In allen folgenden Bildern wird die hier verwendete Kennzeichnung der Legierungen konsequent beibehalten: dunkel-Gußlegierung, hell-Knetlegierung)

Um den Toleranzanforderungen zu begegnen, können entweder die Toleranzen selbst (Bauteile, Anlage) verringert oder das Toleranzband (Prozeß) aufgeweitet werden. Um die Toleranzen der Bauteile und der Anlage zu verringern, wurden verschiedene Ansätze bereits industriell umgesetzt. So kann beispielsweise durch die Kombination von Laserschneiden und Laserschweißen in einer Vorrichtung die Fügespaltbreite minimiert und die Strahlage zum Stoß optimiert werden [115]. Weiter lassen sich die Bauteiltoleranzen verringern, indem Fertigungsverfahren mit geringeren Toleranzen

zur Herstellung der Bauteile (z.B. mechanische Schweißnahtvorbereitung bei Gußstücken) verwendet werden. Diese Ansätze sind jedoch mit hohen Kosten verbunden. Daher muß es Ziel der schweißtechnischen Entwicklung sein, durch einen stabilen Prozeß das Toleranzband für qualitativ hochwertige Schweißungen aufzuweiten. Im folgenden wird deshalb ein neuer Ansatz vorgestellt. Es wird gezeigt, daß durch geeignete konstruktive Gestaltung der Nahtart das Toleranzband des Prozesses bezüglich Fügspalt und seitlichem Strahlversatz deutlich erweitert und damit die Robustheit des Prozesses (vgl. Abschnitt 4) verbessert werden kann. Um die Auswirkungen des Fügspaltes und des Strahlversatzes zu untersuchen wird auf eine Überlagerung der Effekte verzichtet.

5.1 Fügspalt

Beim Laserstrahlschweißen ohne Zusatzdraht muß der Spalt zwischen den Bauteilen durch das aufgeschmolzene Grundmaterial geschlossen werden. Veränderungen der Spaltbreite führen daher zu *Geometrieänderungen der Naht*. Abhängig von der Nahtart wirken sich die Geometrieänderungen auch auf den *tragenden Querschnitt* der Verbindung aus. In Bild 5.2 ist die *Nahtdicke* a sowie der *tragende Querschnitt* s der untersuchten Nahtarten bei Auftreten eines Fügspaltes dargestellt.

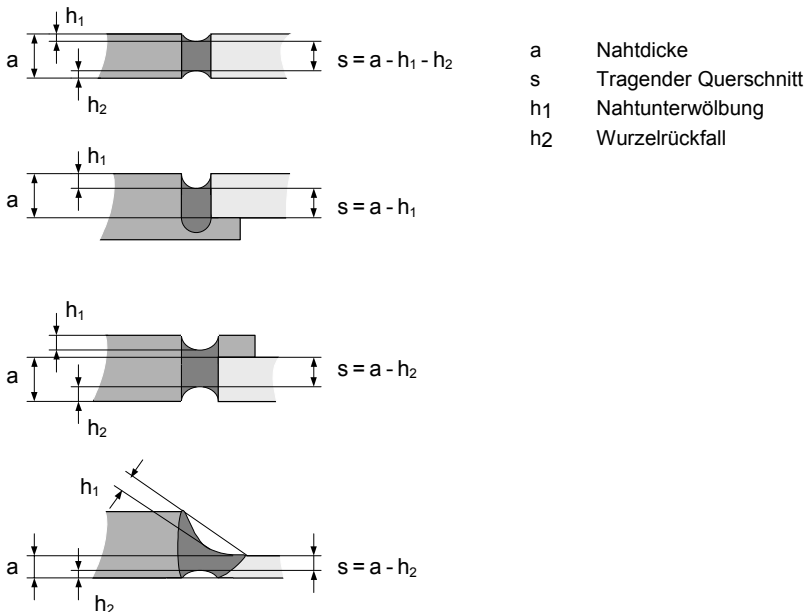


Bild 5.2: Definition der Nahtdicke a , des tragenden Querschnitts s , sowie der Nahtunterwölbung h_1 und des Wurzelrückfalls h_2 Abhängigkeit von der Nahtart

Erreicht die Spaltbreite einen für die Nahtart charakteristischen Grenzwert, so werden die Stoßkanten nicht mehr aufgeschmolzen. Es kommt zu Bindefehlern.

Die *Spaltüberbrückbarkeit*, das heißt das Toleranzband einer Nahtart für Fügspalte wird damit charakterisiert durch:

- unzulässige Geometrieänderung der Naht²¹
- Reduzierung des tragenden Querschnittes
- Bindefehler.

Neben dem Einfluß der Nahtart wird die Spaltüberbrückbarkeit beim Laserstrahlschweißen von Aluminium durch die Material- und Verahreenseigenschaften beeinflusst. Auf Materialseite läßt vor allem die niedrige Viskosität und Oberflächenspannung der Aluminiumschmelze Auswirkungen auf die Spaltüberbrückbarkeit erwarten. Von Verahreenseite wirken sich vor allem die geringe Nahtbreite und die hohe Temperatur der Schmelze (Absenken der Viskosität) auf die Spaltüberbrückbarkeit aus. Erfahrungen, die mit anderen Schmelzschweißverfahren oder dem Laserstrahlschweißen von Stahl bestehen, sind daher nur bedingt übertragbar.

Randbedingungen: Die Untersuchungen wurden an folgenden Nahtarten durchgeführt (vgl. Bild 3.2):

- I-Naht am Stumpfstoß
- I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung
- I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe
- Kehlnaht am Stumpfstoß.

Alle Nahtarten wurden jeweils bei Nullspalt sowie bei einem sich kontinuierlich öffnendem Spalt von 0 bis 1 mm untersucht. Dabei wurde der Spalt symmetrisch zur Strahlposition eingestellt. Die Schweißparameter wurden für jede Nahtart bei Nullspalt optimiert, wobei der Laserstrahl auf die Mitte des Spaltes fokussiert wurde. Eine Ausnahme hiervon bildete die Kehlnaht am Stumpfstoß (vgl. Seite 89). Die *Nahtdicke a* beträgt bei allen Nahtarten einheitlich 2,2 mm.

Während der Untersuchungen wurden die eingestellten Schweißparameter nicht mehr variiert. Auf diese Weise wurde die Breite des Toleranzbandes unterschiedlicher Nahtarten gegenüber dem Auftreten von Spalt ohne Nachregelung der Schweißparameter ermittelt. Um einen definierten Zustand hinsichtlich der auftretenden Querschrumpfung zu gewährleisten [116], wurden die Bauteile in einer Vorrichtung gespannt und bis zum Abkühlen darin belassen.

²¹ Grenzwerte für zulässige Geometrieänderungen sind entsprechend der Qualitätsanforderung der Schweißaufgabe festzulegen.

Um die Qualität der Schweißverbindungen zu prüfen, wurden Nahtquerschliffe an Proben von 0 bis 1 mm Spaltbreite in einer Rasterung von 0,1 mm herangezogen. Die Bewertung erfolgte durch Ermittlung des *tragenden Querschnittes* s sowie nach *DIN 8563 Teil 12* (vgl. Abschnitt 3.4.1). Im folgenden sollen nun die Auswirkungen der Nahtart auf Nahtgeometrieveränderungen, Bindefehler und ungehinderten Strahldurchtritt durch den Fügspalt dargestellt werden.

5.1.1 Veränderung der Nahtgeometrie

Wie bereits beschrieben, werden Nahtgeometrieveränderungen durch das Auffüllen des Fügespalt mit Grundmaterial ausgelöst. Das fehlende Material wird dabei durch die Fügespaltbreite b sowie die Nahtdicke a bestimmt. In Bild 5.3 sind die Geometrieveränderungen der untersuchten Nahtarten in Abhängigkeit von der Fügespaltbreite dargestellt, und Bild 5.4 gibt die entsprechende Schwächung des tragenden Querschnitts wieder.

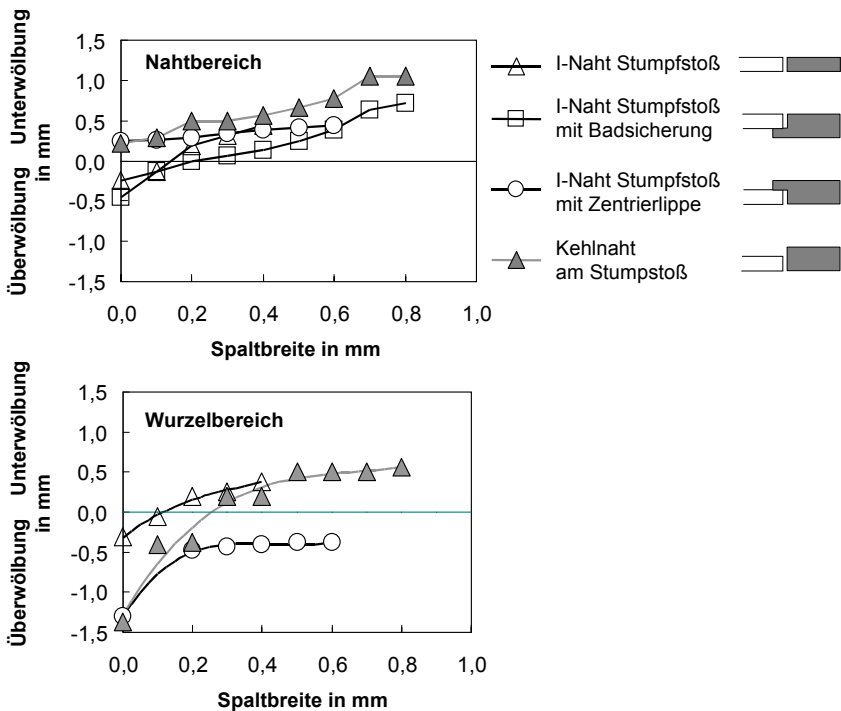


Bild 5.3: Überwölbungen und Unterwölbungen an Wurzel und Naht in Abhängigkeit von der Nahtart und der Spaltbreite

I-Naht am Stumpfstoß: Beim Schweißen von I-Nähten am Stumpfstoß wurden bei Spaltbreiten bis 0,1 mm ($b/a=0,04$) geringe Naht- und Wurzelüberhöhungen von weniger als 0,3 mm festgestellt. Die Überwölbungen sind auf Nahtporosität und behinderte Schrumpfung des Nahtvolumens beim Erstarren der Schmelze zurückzuführen. Damit werden die Kriterien der Bewertungsgruppe B nach *DIN 8563 Teil 12* erfüllt (siehe Bild 5.6).

Durch das fehlende Grundmaterial treten bei Spaltbreiten über 0,1 mm Nahtunterwölbung und Wurzelrückfall auf. Diese entsprechen bei Spaltbreiten bis 0,2 mm ($b/a=0,09$) der Bewertungsgruppe C, bis 0,3 mm ($b/a=0,17$) der Gruppe D. Bestimmend für die Einstufung ist dabei jeweils die *Nahtunterwölbung*. Wird der Spalt weiter aufgeweitet, so kommt es aufgrund des starken Wurzelrückfalls zu Bindefehlern im Wurzelbereich. Zum Vergleich finden sich in der Literatur [9] Grenzwerte für zulässige Spaltbreitenverhältnisse b/a von 0,1 für I-Nähte am Stumpfstoß bei Nahtdicken bis 2 mm, sowie zulässige Spaltbreiten von 0,3 mm bei größeren Nahtdicken.

Bei I-Nähten am Stumpfstoß wirken sich sowohl Nahtunterwölbungen als auch Wurzelrückfall direkt in der Schwächung des *tragenden Querschnittes* s aus (vgl. Bild 5.2). Bild 5.4 zeigt den steilen Abfall des tragenden Querschnitts bei Fügespaltbreiten über 0,1 mm. Die Nahtart reagiert damit sehr empfindlich auf Fügespalte. Weiter ist bei I-Nähten am Stumpfstoß aufgrund der geringen Nahtbreite mit verstärkter Kerbwirkung durch Nahtunterwölbung und Wurzelrückfall zu rechnen.

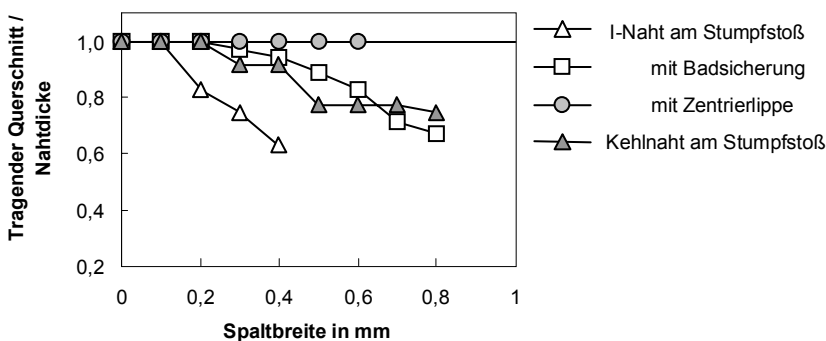


Bild 5.4: Schwächung des tragenden Querschnittes in Abhängigkeit von der Nahtart und der Spaltbreite

I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung: Bei Verwendung von I-Nähten am Stumpfstoß mit Badsicherung wird das Durchschweißen durch die Badsicherung verhindert. Damit werden Schwankungen der Einschweißtiefe aufgefangen, so daß Unregelmäßigkeiten im Wurzelbereich nicht auftreten können.

Bei Schweißungen mit Spaltbreiten von 0 bis 0,1 mm werden Nahtüberhöhungen festgestellt. Am Nullspalt betragen diese bis zu 0,45 mm, so daß Bewertungsgruppe B erreicht wird. Bei Spaltbreiten bis 0,2 mm sinkt die Nahtüberhöhung bis auf 0 mm ab (Bewertungsgruppe B). Bei weiterer Spaltaufweitung kommt es durch das fehlende Grundmaterial zu Nahtunterwölbungen. Hierbei wird bis zu Spaltbreiten von 0,3 mm Bewertungsgruppe B, bis 0,4 mm Bewertungsgruppe C sowie bis 0,5 mm Bewertungsgruppe D erreicht. Bei Spaltbreiten von 0,9 mm treten Bindefehler im Nahtbereich auf.

Wie in Bild 5.2 dargestellt, führen aufgrund der Badsicherung nur Nahtunterwölbungen zu einer Schwächung des tragenden Querschnitts. Zusätzlich wirkt sich die größere Nahtbreite positiv auf die Spaltüberbrückbarkeit aus.

Erreicht wird die größere Nahtbreite durch:

- Schweißen mit Energieüberschuß, um eine gezielte Einschweißung in die Badsicherung zu erreichen.
- Verhinderung von Energieverlusten, die durch das teilweise Durchfallen des Strahls durch den Spalt entstehen würden.

Die höhere Nahtbreite verringert die Nahtunterwölbung h_1 . Im Vergleich zur I-Naht am Stumpfstoß ohne Badsicherung ergibt sich damit ein wesentlich geringerer Abfall des tragenden Querschnittes bei gleicher Fügespaltbreite (vgl. Bild 5.4). Zusätzlich weisen die Nähte gleicher Fügespaltbreite einen deutlich sanfteren Nahtübergang mit geringerer Kerbwirkung auf.

I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe: Die Nahtart zeichnet sich dadurch aus, daß auf der strahlzugewandten Seite Zusatzmaterial zur Verfügung steht, das zum Auffüllen des Fügespaltes dienen kann.

Aufgrund des Zusatzmaterials und der geringen Viskosität der Aluminiumschmelze kommt es beim Schweißen am Nullspalt zu einer deutlichen Wurzelüberhöhung. Bei allen Spaltbreiten tritt eine Unterwölbung im Nahtbereich sowie eine Überhöhung im Wurzelbereich auf. Dabei steigt durch das fehlende Grundmaterial die Nahtunterwölbung mit steigender Spaltbreite an, während die Wurzelüberwölbung abnimmt.

Durch die hohe Wurzelüberhöhung h_2 am Nullspalt wird die Bewertungsgruppe D nicht erreicht. Bei allen Spaltbreiten von 0,1 bis 1 mm wird dann die zunehmende Nahtunterwölbung bestimmend für die Beurteilung der Naht. Dabei wird die Bewertungsgruppe D nur bis zu Spaltbreiten von 0,1 mm erreicht. Ab 0,7 mm treten Bindefehler auf der Wurzelseite auf.

Obwohl nach *DIN 8563-12* [83] die Wurzelüberhöhung bis zu einem gewissen Grad die Nahtunterwölbung kompensieren kann, ist dies bei I-Nähten am Stumpfstoß mit Zentrierlippe nicht sinnvoll, da die Nahtunterwölbung nicht in den *tragenden Querschnitt* eingeht (vgl. Bild 5.2). Aus diesem Grund ist auf die Kompensation zu verzichten. Die Unregelmäßigkeiten sind einzeln zu bewerten.

Wie Bild 5.4 zeigt, kommt es bei Spaltbreiten von bis zu 0,6 mm nicht zu einer Schwächung des tragenden Querschnitts.

Trotz der ungünstigen Bewertung nach *DIN* zeichnet sich damit die I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe durch eine sehr hohe Spaltüberbrückbarkeit aus, die die Eigenschaften der anderen Nahtarten weit übertrifft.

Kehlnaht am Stumpfstoß: Die Nahtgeometrie von Kehlnähten am Stumpfstoß wird neben der Spaltbreite auch durch die Positionierung des Strahles gegenüber dem Stoß beeinflusst (vgl. Abschnitt 5.2). Durch Verschiebung des Strahls zum dünneren Material kommt es zur Nahtunterwölbung, bei Verschiebung zum dickeren Material zur Nahtüberhöhung. Dabei kann die abgeschmolzene Stoßkante des dickeren Stoßpartners dazu beitragen, das aufgrund des Spaltes fehlende Material aufzufüllen.

Um ein möglichst neutrales Verhalten zu erreichen, wurde die Nahtgeometrie am Nullspalt durch eine Strahlverschiebung von +0,2 mm optimiert und bei allen Spaltbreiten konstant in dieser Position gehalten (vgl. Bild 5.5). Damit wird das Auftreten von Nahtüberwölbungen bei allen Spaltbreiten vermieden.

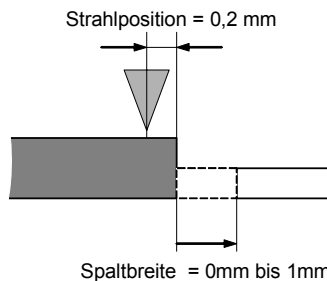


Bild 5.5: Strahlposition beim Schweißen von Kehlnähten am Stumpfstoß

Bei Spaltbreiten bis 0,2 mm kommt es zu Nahtunterwölbung mit Wurzelüberhöhung (Nahtdurchhang). Werden Nahtunterwölbung und Wurzelüberhöhung getrennt beurteilt, so wird am Nullspalt die Bewertungsgruppe D aufgrund starker Wurzelüberhöhung nicht erreicht. Bei Spaltbreiten ab 0,1 mm wird die verstärkt auftretende Nahtunterwölbung bestimmend für die Bewertung. Dabei wird die Bewertungsgruppe D nur bis zu Spaltbreiten von 0,1 mm erreicht. Gleichzeitig geht die Wurzelüberhöhung zurück.

Ab Spaltbreiten von 0,3 mm treten auch an der Nahtwurzel Unterwölbungen auf. Da bei Kehlnähten am Stumpfstoß nur Wurzelunterwölbungen Auswirkungen auf den tragenden Querschnitt haben, beginnt ab dieser Spaltbreite auch die Reduzierung des tragenden Querschnitts.

In Bild 5.6 sind die von den einzelnen Nahtarten erreichten Bewertungsgruppen nach *DIN 8563* zusammengefaßt. Die besten Ergebnisse werden dabei durch Verwendung einer Badsicherung erreicht, während I-Nähte am Stumpfstoß mit Zentrierlippe und Kehlnähte nur bei Spaltbreiten von 0,1 mm überhaupt im Bewertungskriterium *niedrig* (D) erfaßt werden.

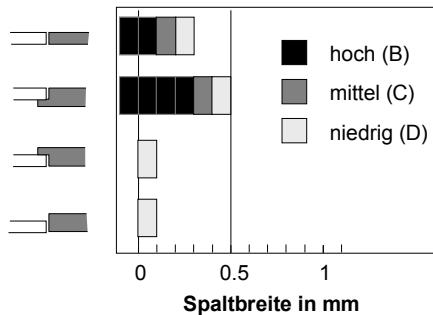


Bild 5.6: Bewertung der Nahtarten entsprechend der Unregelmäßigkeiten nach *DIN 8563 Teil 12* [83] in Abhängigkeit von der Spaltbreite

Vergleicht man diese Bewertungen mit den Veränderungen des tragenden Querschnitts (vgl. Bild 5.4), so zeigen sich deutliche Unterschiede.

Die Nahtarten:

- I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung,
- I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe und
- Kehlnaht am Stumpfstoß

stellen aufgrund ihrer Geometrie Zusatzmaterial zur Verfügung, um das Spaltvolumen zu füllen. Dadurch sinkt der tragende Querschnitt deutlich langsamer ab als bei I-Nähten am Stumpfstoß. Diese Nahtarten weisen damit eine deutlich höhere Spaltüberbrückbarkeit auf.

Die höchste Spaltüberbrückbarkeit bezogen auf die Reduzierung des tragenden Querschnitts läßt sich mit I-Nähten mit Zentrierlippe erzielen. Diese Nahtart ermöglicht das Fügen bis zu einer Spaltbreite von 0,6 mm ohne Veränderung des tragenden Querschnitts.

5.1.2 Grenzwerte für das Auftreten von Bindefehlern

Wird die Spaltbreite über einen kritischen Wert hinaus weiter vergrößert, so reicht die auf die Stoßkanten auftreffende Strahlenergie nicht mehr aus, um diese aufzuschmelzen und den Spalt zu schließen. Es kommt zu Bindefehlern. Setzt man diese *kritische Spaltbreite* b_k ins Verhältnis zum *Strahldurchmesser im Fokus* d_{f86} [96]²², so erhält man einen Index für das Toleranzband der verschiedenen Nahtarten gegenüber Bindefehlern.

I-Naht am Stumpfstoß: Die Untersuchungen zeigen, daß beim Schweißen von I-Nähten am Stumpfstoß die kritische Spaltbreite etwa dem Strahldurchmesser im Fokus entspricht. Es wird ein Index b/d_{f86} von 1,16 erreicht.

Bild 5.7 zeigt, daß durch die Verwendung anderer Nahtarten die Toleranz gegen Bindefehler deutlich erhöht werden kann.

I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung: Beim Schweißen von I-Nähten am Stumpfstoß mit Badsicherung trifft der Strahl auch bei großen Spaltbreiten in jedem Fall auf die Badsicherung auf. Die Badsicherung verhindert damit ein Durchfallen des Strahls. Durch das Verdampfen des Grundmaterials im Bereich der Badsicherung und das Aufsteigen des Metaldampfes wird das Aufschmelzen der Stoßkanten bis zu höheren Spaltbreiten begünstigt. Dieser Vorgang ermöglicht das Aufschmelzen der Stoßkanten bis zu Spaltbreiten, die das 1,86 fache des Strahldurchmessers betragen. Gegenüber der I-Naht am Stumpfstoß läßt sich damit durch Verwendung einer Badsicherung eine deutliche Erweiterung des Toleranzbandes erzielen.

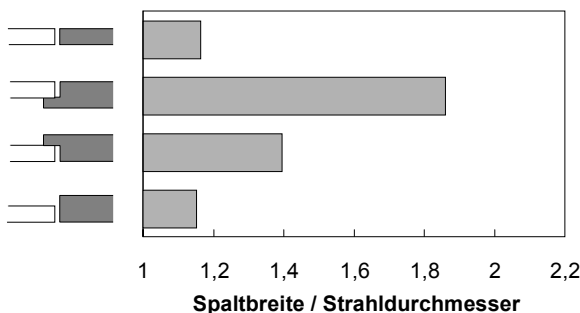


Bild 5.7: Grenzwerte für Bindefehler in Abhängigkeit von der Nahtart (Spaltbreite b bezogen auf den Strahldurchmesser d_{f86})

²² Beim verwendeten Bearbeitungssystem beträgt $d_{f86} = 0,43$ mm

I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe: Auch bei Verwendung einer Zentrierlippe auf der Strahlseite des Stoßes wird ein Durchfallen des Strahles verhindert. Diese Stoßart stellt, ähnlich der Verwendung von Zusatzdraht, der Naht zusätzliches Material zur Verfügung. Das aufgeschmolzene Zusatzmaterial trägt daher zum Füllen des Spaltes bei. Zusätzlich ist davon auszugehen, daß der Strahl durch die Ausbildung einer Dampfkapillare im oberen Bereich und der damit verbundene Mehrfachreflexion, bereits mit einer Neigung zur ursprünglichen Strahlachse auf den Spalt auftrifft. Damit wird ein Aufschmelzen der Stoßkanten zusätzlich gefördert. Das Toleranzband bezüglich Bindefehlern steigt damit auf einen Index b/d_{f86} von 1,39.

Kehlnaht am Stumpfstoß: Wie bereits beschrieben, muß der Strahl zum Schweißen von Kehlnähten nicht auf den Stoß selbst fokussiert, sondern zum dickeren Material hin verschoben werden. Wandert der Strahl beim Auftreten eines Spaltes in diesen hinein, so erzielt man Ergebnisse, die sich nicht wesentlich von denen der I-Naht am Stumpfstoß unterscheiden. Kann man jedoch erreichen, daß die Strahlposition bei Auftreten eines Spaltes weiter auf dem Material bleibt, zum Beispiel durch entsprechende Spanntechnik oder Nahtführung, so wird das Durchfallen des Strahls auch bei großen Spaltbreiten verhindert. Das abschmelzende Grundmaterial trägt so zum Schließen des Spaltes bei. Somit läßt sich das Toleranzband durch die Verwendung von Kehlnähten am Stumpfstoß auf einen Index b/d_{f86} von 2,1 aufweiten.

5.2 Strahlversatz

Als Strahlversatz wird der Abstand zwischen der Strahlachse des Laserstrahls und der Stoßmitte bezeichnet (vgl. Bild 5.1).

Bei I-Nähten am Überlappstoß ist ein seitlicher Strahlversatz unkritisch. Diese Nahtart eignet sich daher in idealer Weise für Fügeaufgaben mit großen Toleranzen im lateralen Strahlversatz. Auf eine weitere Betrachtung dieser Nahtart kann daher verzichtet werden.

Im Gegensatz zur I-Naht am Überlappstoß wird das Toleranzband bezüglich seitlichem Strahlversatz von Stumpfstoßverbindungen und Kehlnähten am Überlappstoß durch das Auftreten von Bindefehlern sowie durch Geometrieveränderungen der Naht begrenzt. Im folgenden soll daher auf diese Nahtarten näher eingegangen werden.

Randbedingungen: Zur Ermittlung der Schweißparameter wurde der Laserstrahl bei I-Nähten auf die Stoßmitte (Nullspalt) fokussiert. Bei den Kehlnähten am Stumpfstoß und Überlappstoß wurden die Schweißparameter analog Abschnitt 5.1 bei einem Anfangsversatz von 0,2 mm zur Gußlegierung hin optimiert.

In Bild 5.8 sind die untersuchten Strahlpositionen dargestellt. I-Nähte wurden bei einem konstanten Strahlversatz von $-0,5$ mm, 0 mm und $0,5$ mm geschweißt. Kehlnähte wurden aufgrund des Anfangsversatzes jeweils bei einem konstanten Strahlversatz von 0 mm, $0,5$ mm und 1 mm geschweißt.

Weiter wurde eine kontinuierliche Strahlverschiebung von +1 mm bis -1 mm für I-Nähte beziehungsweise -0,5 mm bis 1,5 mm für Kehlnähte durchgeführt. Entsprechend der in Bild 5.1 dargestellten Vorzeichenkonvention werden dabei Strahlverschiebungen zur Gußseite mit positivem Vorzeichen, zur Knetlegierung mit negativem Vorzeichen beschrieben. Alle Schweißungen wurden bei Nullspalt durchgeführt.

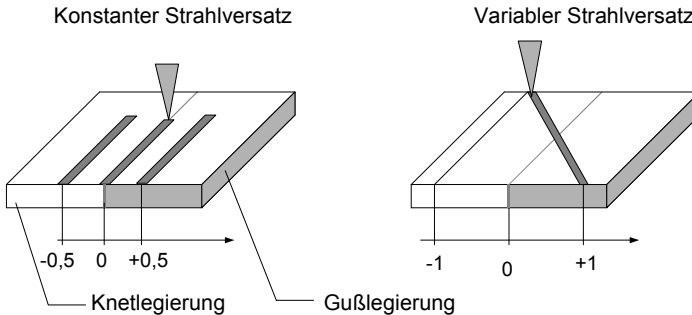


Bild 5.8: Untersuchte Strahlpositionen

Um die Auswirkung der Strahlverschiebung auf die Nahtgeometrie zu untersuchen, wurden Nahtquerschliffe herangezogen. Die Auswirkung der Strahlverschiebung auf die mechanischen Eigenschaften wurde durch statischen Querzugversuch festgestellt. Hierbei wurden die konstanten Strahlverschiebungen geprüft, sofern in den vorhergegangenen Untersuchungen keine Bindefehler festgestellt wurden.

5.2.1 Auftreten von Bindefehlern

Im folgenden soll zunächst die Auswirkung der Nahtart auf das Auftreten von Bindefehlern bei seitlichem Strahlversatz dargestellt werden. Bindefehler treten auf, wenn der Strahlversatz im Verhältnis zur Nahtbreite so groß ist, daß die Nahtflanke nicht mehr aufgeschmolzen wird.

Aufgrund der charakteristischen, sich zur Wurzel hin verjüngenden Nahtform ist die kritische Position des Stoßes jeweils diejenige mit dem geringsten Abstand zur Nahtwurzel. Die Toleranz gegen seitlichen Strahlversatz gegenüber der Stoßmitte wird durch die hier erreichte *kritische Nahtbreite* w_k bestimmt. Die kritische Nahtbreite ist demnach als die geringste Nahtbreite zur Stoßverschweißung definiert. Anzustreben sind daher Nahtarten mit hoher kritischer Nahtbreite.

In Bild 5.9 ist die Nahtdicke a , die Gesamtblechdicke a_g sowie die kritische Nahtbreite w_k für alle untersuchten Nahtarten definiert.

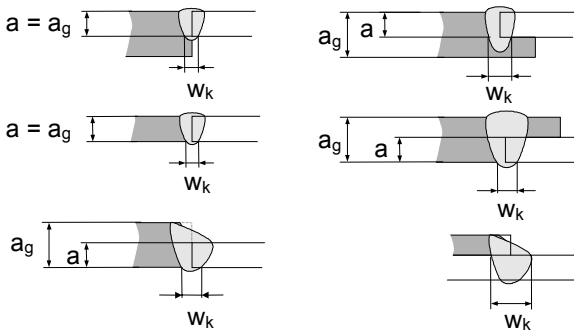


Bild 5.9: Definition der Nahtdicke a , Gesamtblechdicke a_g und der kritischen Nahtbreite w_k in Abhängigkeit von der Nahtart

Zunächst kann angenommen werden, daß Bindefehler auftreten, wenn der Strahlversatz die halbe kritische Nahtbreite (in positiver oder negativer Richtung) übersteigt. Die Untersuchungen zeigen jedoch, daß es bereits bei Strahlverschiebungen unterhalb dieser Grenze zu Bindefehlern aufgrund von nicht aufgeschmolzenen Nahtflanken kommt. Grund hierfür ist die *Oxidschicht* der Aluminiumlegierungen auf den Stoßkanten.

In Abhängigkeit vom Strahlversatz, das heißt vom Abstand der Dampfkapillare von der Stoßkante, verändert sich dort die Temperatur. Die Schmelztemperatur des Aluminiumoxids Al_2O_3 liegt mit etwa 2050 °C um 1400 - 1500 °C über der Schmelztemperatur der Aluminiumlegierungen. Damit wird zum Aufschmelzen des Aluminiumoxids auf der Stoßkante eine wesentlich höhere Temperatur als die Schmelztemperatur des Aluminiums benötigt. Wird diese Temperatur aufgrund der Strahlverschiebung nicht mehr erreicht, so wird die Stoßkante nicht aufgeschmolzen. Es kommt zu Bindefehlern, obwohl die kritische Nahtbreite ohne die Behinderung durch die Oxidschicht noch ausgereicht hätte, um die Stoßkante aufzuschmelzen. Es ist daher darauf zu achten, daß das tatsächliche Toleranzband gegen seitlichen Strahlversatz kleiner ist als die kritische Nahtbreite.

In Bild 5.10 sind die Toleranzbänder der untersuchten Nahtarten bei seitlichem Strahlversatz dargestellt. Bei Überschreiten dieser Toleranzgrenzen kommt es zu Bindefehlern.

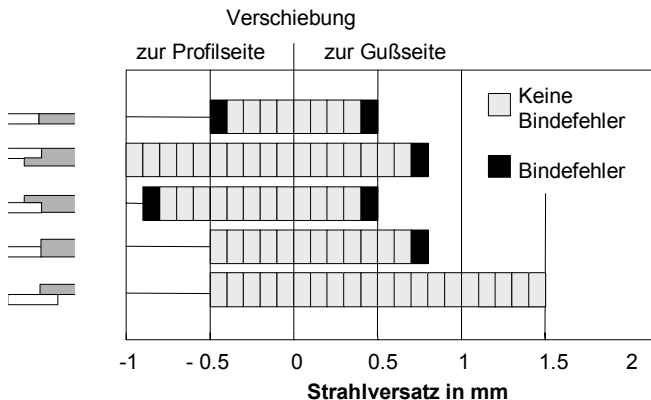


Bild 5.10: Toleranzbänder für Bindefehler in Abhängigkeit von der Nahtart bei Auftreten von Strahlversatz

I-Naht am Stumpfstoß: Die Untersuchungen zeigen, daß I-Nähte am Stumpfstoß aufgrund der geringen Streckenenergie sowie der kritischen Position an der Nahtwurzel die geringste kritischen Nahtbreite und damit die kleinste Toleranz gegen seitlichen Strahlversatz besitzen. Bei der zugrundegelegten Werkstückdicke wurde ein Toleranzband von 0,8 mm ($\pm 0,4$ mm) erreicht. Das Toleranzband ist damit deutlich kleiner als bei anderen Schmelzschweißverfahren. Für das MIG-Impulslichtbogen-schweißen wird beispielsweise ein frequenzabhängiger Brennerversatz von $\pm 1,1$ bis 1,4 mm angegeben, ab dem Fehlstellen auftreten [117]. Den Angaben liegen Untersuchungen am Werkstoff AISi1,2Mg0,4 bei einer Blechdicke von 1,5 mm zugrunde.

I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung: Durch das Einschweißen in die Badsicherung kann bei dieser Nahtart mit höherer Streckenenergie geschweißt werden, ohne ein Durchhängen der Naht befürchten zu müssen. Damit läßt sich die Nahtbreite in Abhängigkeit von der Dicke der Badsicherung gegenüber I-Nähten am Stumpfstoß deutlich erhöhen. Zusätzlich bewirkt die Badsicherung, daß die kritische Position von der Nahtwurzel weg und damit zu höheren Nahtbreiten verschoben ist (vgl. Bild 5.9). Damit läßt sich die Toleranz gegen seitlichen Strahlversatz bei der gegebenen Werkstückkonfiguration gegenüber der Verwendung von I-Nähten am Stumpfstoß verdoppeln. Bei den Untersuchungen wurde ein Toleranzband von 1,7 mm erreicht. Der Vorteil einer hohen kritischen Position wird jedoch mit einem produktionstechnischen Nachteil erkaufte. Die Sichtkontrolle der Nahtwurzel erlaubt keine Beurteilung, ob es durch den Strahlversatz zu Bindefehlern in der kritischen Position gekommen ist. Zusätzlich muß durch die höhere Streckenenergie mit einem erhöhten Bauteilverzug gerechnet werden.

I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe: Aufgrund der höheren Streckenenergie, die zum Durchschweißen der Zentrierlippe benötigt wird, kommt es im Vergleich zur I-Naht am Stumpfstoß zu einer Nahtverbreiterung. Durch die Lage der kritischen Position an der Nahtwurzel (vgl. Bild 5.9) kann diese jedoch nur sehr begrenzt umgesetzt werden. In den Untersuchungen wurde ein Toleranzband von 1,2 mm erzielt. Im Gegensatz zu den sehr positiven Ergebnissen dieser Nahtart beim Auftreten von Fügespalten sind die Vorteile bei Strahlversatz gegenüber der I-Naht am Stumpfstoß nur gering und ausschließlich auf die erhöhte Einschweißtiefe zurückzuführen.

Die Ergebnisse zeigen weiter, daß das Toleranzband beim Schweißen von I-Nähten nicht als grundsätzlich symmetrisch zur Nullage des Stoßes vorausgesetzt werden darf. Die Lage des Toleranzbandes wird durch Materialeigenschaften der Fügepartner bestimmt. Bei den untersuchten Materialien wird aufgrund der niedrigeren Schmelztemperatur und Wärmeleitfähigkeit zum Schmelzen der Gußlegierung weniger Energie benötigt. Damit kommt es zu einer Nahtverbreiterung in Richtung der Gußlegierung und zur Verschiebung des Toleranzbandes zu negativen Werten.

Kehlnaht am Stumpfstoß: Beim Schweißen von Kehlnähten wird die Stoßkante des dickeren Stoßpartners abgeschmolzen, so daß mit hohen Streckenenergien geschweißt wird. Bei Kehlnähten am Stumpfstoß befindet sich die kritische Nahtposition an der Wurzel. Aufgrund der sich stark verjüngenden Nahtform ist damit die hohe Streckenenergie bei Kehlnähten am Stumpfstoß nur bedingt zur Aufweitung des Toleranzbandes nutzbar.

Wie bereits dargestellt, muß der Laserstrahl um einige Zehntelmillimeter zum Gußwerkstoff (größere Dicke) hin verschoben werden, um eine optimale Nahtgeometrie ohne Nahteneinfall zu erreichen. Die Größenordnung dieser Verschiebung ist abhängig vom Dickenverhältnis zwischen den Bauteilen. Gegenüber dieser Ideallage ist das Toleranzband stark asymmetrisch. So führt bereits eine Verschiebung des Strahls um weitere 0,5 mm zur Gußseite zu Bindefehlern während auch bei einer Verschiebung um – 0,7 mm zur Knetlegierung gegenüber der Ideallage keine Bindefehler auftreten (vgl. Bild 5.10). Zur Gewährleistung der Prozeßsicherheit muß daher geprüft werden, ob die anfängliche Strahlverschiebung zum Gußwerkstoff hin reduziert wird, um eine symmetrische Toleranzlage zu erreichen. Beim Schweißen ohne Zusatzdraht kommt es dabei jedoch zu Nahtunterwölbungen und Wurzelrückfall.

Kehlnaht am Überlappstoß: Im Gegensatz zur Kehlnaht am Stumpfstoß liegt die kritische Position bei Kehlnähten am Überlappstoß oberhalb der Nahtwurzel (vgl. Bild 5.9), so daß die hohe Nahtbreite besser genutzt wird. Bei Strahlverschiebungen innerhalb des untersuchten Toleranzbandes von mehr 2 mm kommt es daher nicht zu Bindefehlern.

5.2.2 Veränderung der Nahtgeometrie

Während bei I-Nähten keine wesentliche Veränderung der Nahtgeometrie bei Strahlversatz auftritt, kommt es bei Verwendung von Kehlnähten zu einer deutlichen Nahtgeometrieveränderung.

Eine Veränderung der Nahtgeometrie bei seitlichem Strahlversatz tritt bei Nahtarten auf, bei denen die Materialdicke zu beiden Seiten der Schweißnaht unterschiedlich ist. Die unterschiedlichen Materialdicken bewirken bei Verschiebung der Strahlage eine Veränderung des aufgeschmolzenen Materialvolumens. In den Bildern 5.11 bis 5.14 ist die Veränderung der Nahtgeometrie bei Kehlnähten in Abhängigkeit von der Strahlverschiebung dargestellt. Bei Verschiebung des Strahls in Richtung des dünneren Stoßpartners wirkt sich dies durch zunehmende Naht- und Wurzelunterwölbung aus, während eine Verschiebung zum dickeren Material Naht- und Wurzelüberhöhungen auslöst.

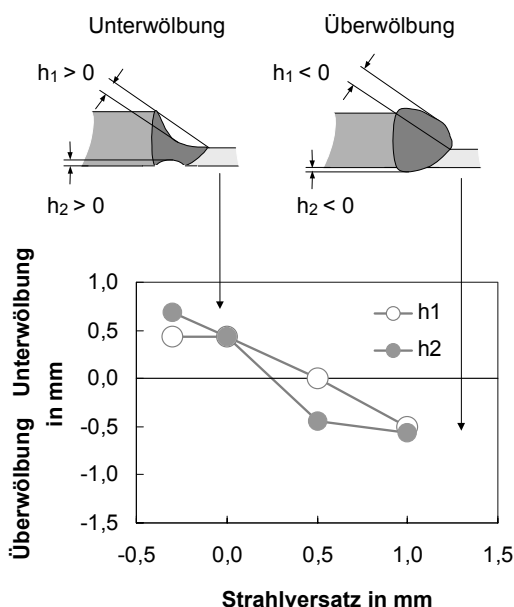


Bild 5.11: Geometrieänderung von Kehlnähten am Stumpfstoß beim Auftreten von Strahlversatz

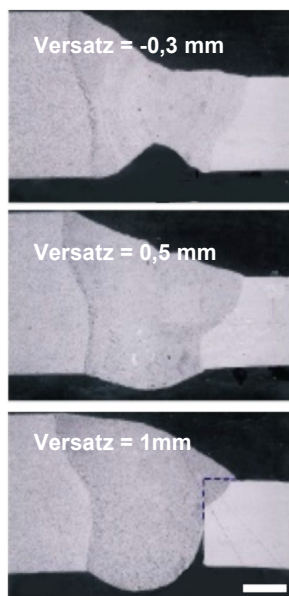


Bild 5.12: Nahtquerschnitte der Kehlnähte am Stumpfstoß

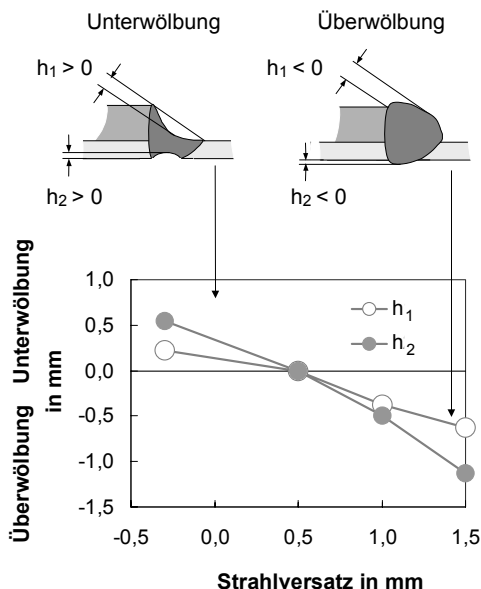


Bild 5.13: Geometrieänderung von Kehlnähten am Überlappstoß beim Auftreten von Strahlversatz

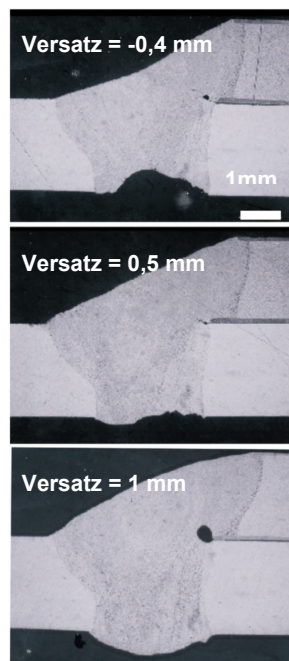


Bild 5.14: Nahtquerschliffe der Kehlnähte am Überlappstoß

5.2.3 Mechanische Eigenschaften

I-Naht am Stumpfstoß: Beim Querkzugversuch zeigen alle Varianten der I-Naht am Stumpfstoß (mit oder ohne Badsicherung, mit oder ohne Zentrierlippe) ein vergleichbares Verhalten. Alle I-Nähte am Stumpfstoß versagen in der wärmebeeinflussten Zone der Knetlegierung. Da die Strahlverschiebung bei I-Nähten am Stumpfstoß nicht zu Geometrieänderungen der Naht führt, hängt die Festigkeit ausschließlich von der Wärmebeeinflussung des Materials durch das Schweißen und dem Kraftfluß ab. Daher wird die höchste Zugfestigkeit (91 % des Grundmaterials im Zustand T6) bei I-Nähten am Stumpfstoß erreicht (vgl. Tabelle 5.1). Strahlverschiebungen innerhalb des durch Bindefehler begrenzten Toleranzbandes führen nicht zu Veränderungen der statischen Festigkeit.

Alle Zugfestigkeitswerte übertreffen deutlich die Eigenschaften des Grundmaterials im lösungsgeglühten Zustand (58 % des Grundmaterials im Zustand T6)²³.

	Zugfestigkeit in %			
	Bei Strahlversatz von			
	- 0,5 mm	0 mm	+ 0,5 mm	+ 1 mm
I-Naht am Stumpfstoß		91		
I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung	82	75	79	
I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe	79	76		
Kehlnaht am Stumpfstoß		78	80	
Kehlnaht am Überlappstoß		41	45	55

Tabelle 5.1: Zugfestigkeit von lasergeschweißten Aluminiumverbindungen mit Strahlversatz (in % der Zugfestigkeit der Legierung AlMgSi T6)

Kehlnaht am Stumpfstoß: Trotz deutlicher Nahtgeometrieänderungen versagen die Kehlnähte am Stumpfstoß jeweils in der wärmebeeinflussten Zone des dünneren Materials. Der Strahlversatz und die dadurch verursachten Geometrieänderungen beeinflussen die statische Festigkeit daher innerhalb der untersuchten Grenzen nicht. Eine Verschiebung der Bruchposition von der *Wärmebeeinflussten Zone* WEZ zur Naht und damit eine Beeinflussung der Festigkeit durch Strahlversatz ist erst zu erwarten, wenn aufgrund starken Wurzelrückfalls die Tragfähigkeit der Naht unter die Tragfähigkeit in der WEZ sinkt. Das heißt, wenn gilt:

$$\frac{Rm_{WEZ} \cdot a}{Rm_{Naht} \cdot s} \geq 1 \quad (5.1)$$

Die Tragfähigkeit der Naht wird durch die Zugfestigkeit der Naht Rm_{Naht} und den tragender Querschnitt s (vgl. Bild 5.2) bestimmt. Die Tragfähigkeit der WEZ ist abhängig von der minimalen Zugfestigkeit in der *Wärmebeeinflussten Zone* Rm_{WEZ} sowie der Nahtdicke a .

Kehlnaht am Überlappstoß: Im Gegensatz zu allen anderen Nahtarten versagen Kehlnähte am Überlappstoß jeweils in der Naht. Damit beeinflusst der Strahlversatz und die damit verbundene Geometrieänderung der Naht erkennbar die statische Festigkeit. Eine Strahlverschiebung von der Stoßkante (0 mm) um einen Millimeter in Richtung Gußwerkstoff bewirkt eine Zunahme der Festigkeit um 25 %. Die Festigkeitssteigerung liegt in der Nahtüberhöhung und damit in der Zunahme des tragenden Querschnitts begründet. Die Wurzelüberhöhung trägt dagegen aufgrund der Bruchposition nicht zur Erhöhung der statischen Zugfestigkeit bei. Die Zugfestigkeit des Werkstoffes im Zustand *weich* wird bei der untersuchten Nahtkonfiguration nicht erreicht.

²³ Mechanische Kennwerte der untersuchten Legierungen vgl. Abschnitt 3.2

5.3 Zusammenfassung zu Kapitel 5

Ziel der Untersuchungen war es festzustellen, inwieweit die Toleranzen gegen Fügespalt und Strahlversatz beim Laserschweißen von Mischverbindungen durch die konstruktive Gestaltung der Nahtart positiv zu beeinflussen sind.

5.3.1 Fügespalt

- Beurteilungskriterien für die Spaltüberbrückbarkeit sind:
 - Geometrieveränderungen nach *DIN 8563*
 - Reduzierung des tragenden Querschnitts
 - Grenzwert für Bindefehler.
- Durch Auswahl der Nahtart läßt sich die Spaltüberbrückbarkeit stark beeinflussen.
- In Abhängigkeit vom Bewertungskriterium differieren die Ergebnisse zum Teil erheblich. Es ist daher entscheidend, für jede Fügeaufgabe das entsprechende Kriterium auszuwählen.

Geometrieveränderung nach *DIN 8563 Teil 12*:

- Nach *DIN 8563* sind zu beurteilen:
 - Nahtüberhöhung
 - Nahtunterwölbung
 - Wurzelüberhöhung
 - Wurzelrückfall.
- Die günstigsten Ergebnisse lassen sich durch I-Nähte am Stumpfstoß mit Badsicherung erzielen. Ausschlaggebend hierfür ist die im Vergleich zur I-Naht am Stumpfstoß vergrößerte Nahtbreite. Diese ermöglicht das Auffüllen des fehlenden Nahtvolumens bei geringeren Nahtunterwölbungen. Außerdem wird das Durchhängen der Naht durch die Badsicherung verhindert.
- Das Durchhängen der Naht und das damit verbunden Fehlen von Material, führt zur ungünstigen Beurteilung von I-Nähten am Stumpfstoß mit Zentrierlippe und Kehlnähten am Stumpfstoß.

Rang	Nahtart	
1	I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung	+
2	I-Naht am Stumpfstoß	
3	Kehlnaht am Stumpfstoß I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe	
		-

Tabelle 5.2: Einstufung der Nahtarten nach den Kriterien *Unregelmäßigkeiten* entsprechend *DIN 8563*

Tragender Querschnitt:

- In Abhängigkeit von der Nahtart wird der tragende Querschnitt beeinflusst durch:
 - Nahtunterwölbungen (I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung)
 - Wurzelunterwölbungen (I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe und Kehlnähten am Stumpfstoß)
 - Nahtunterwölbung und Wurzelrückfall (I-Naht am Stumpfstoß).
- Vorteilhaft sind Nahtarten, die durch ihre Geometrie zusätzliches Material zum Füllen des Spaltes zur Verfügung stellen.
- Die höchste Spaltüberbrückbarkeit kann bei I-Nähten am Stumpfstoß mit Zentrierlippe erreicht werden. Ausschlaggebend hierfür ist das auf der strahlzugewandten Seite der Verbindung zur Verfügung stehende Zusatzmaterial. Die beim Füllen des Spaltes entstehenden Nahtunterwölbungen gehen nicht in den tragenden Querschnitt der Verbindung ein. Dadurch können Verbindungen mit einer Fügespaltbreite von bis zu 0,6 mm ohne Reduzierung des tragenden Querschnittes geschweißt werden.

Rang	Nahtart	
1	I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe	+
2	I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung	
3	Kehlnaht am Stumpfstoß	
4	I-Naht am Stumpfstoß	-

Tabelle 5.3: Einstufung der Nahtarten bezüglich des Kriteriums *tragender Querschnitt* beim Auftreten von Fügespalten

Auftreten von Bindefehlern:

- Bei I-Nähten und Kehlnähten am Stumpfstoß ist die Nahtdicke der Verbindung identisch mit der Gesamtlechdicke. Bei diesen Stoßarten kommt es zu Bindefehlern sobald die Spaltbreite den Strahldurchmesser im Fokus übersteigt. Der Grenzwert wurde bei $b/df_{86} = 1,16$ ermittelt.
- Ein wesentlich größeres Prozeßfenster läßt sich bei Nahtarten realisieren, bei denen die Gesamtlechdicke größer ist als die Nahtdicke. Dies gilt für I-Nähte am Stumpfstoß mit Badsicherung oder Zentrierlippe. Bei diesen Nahtarten wird das direkte Durchfallen des Strahls verhindert. Zusätzlich wird vor allem bei Verwendung einer Badsicherung das Aufschmelzen der Stoßkanten durch den ausströmenden Metaldampf unterstützt, so daß Spaltweiten, die bis zu 1,9 mal größer als der Strahldurchmesser sind, ohne Bindefehler zu verschweißen sind.
- Durch Auswahl der günstigsten Nahtart (I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung) läßt sich das Toleranzband um den Faktor 1,6 gegenüber der I-Naht am Stumpfstoß aufweiten.

Rang	Nahtart	
1	I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung	+
2	I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe	
3	Kehlnaht am Stumpfstoß	
4	I-Naht am Stumpfstoß	-

Tabelle 5.4: Einstufung der Nahtarten bezüglich des Kriteriums *Bindefehler* beim Auftreten von Fügspalten

5.3.2 Strahlversatz

- Als Kriterien für den zulässigen Strahlversatz wurden Bindefehler, Geometrie-Veränderung und die statische Festigkeit der Verbindungen herangezogen.

Bindefehler:

- Die Toleranz gegen seitlichen Strahlversatz wird durch die *kritische Nahtbreite* bestimmt. Die kritische Nahtbreite ist abhängig von der Nahtart. Durch Verwendung von Nahtarten mit hoher kritischer Nahtbreite (Kehlnaht am Überlappstoß, I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung) läßt sich das Toleranzband gegenüber anderen Nahtarten deutlich aufweiten.
- Unabhängig von der Nahtart kann ein Einfluß der Oxidschicht auf den Stoßkanten festgestellt werden. Aufgrund der hohen Siedetemperatur des Aluminiumoxids ist der Grenzwert für seitlichen Strahlversatz kleiner als die kritische Nahtbreite ohne Strahlversatz.
- Bei der Verbindung von Legierungen mit unterschiedlichen Wärmeleitungseigenschaften und Schmelztemperaturen muß davon ausgegangen werden, daß das Toleranzfeld nicht symmetrisch zum Stoß positioniert ist.

Rang	Nahtart	
1	I-Naht am Überlappstoß	+
2	Kehlnaht am Überlappstoß	
3	I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung	
4	I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe Kehlnaht am Stumpfstoß	
5	I-Naht am Stumpfstoß	-

Tabelle 5.5: Einstufung der Nahtarten bezüglich des Kriteriums *Bindefehler* bei seitlichem Strahlversatz

Geometrieänderung:

- Geometrieänderungen werden durch unsymmetrische Aufteilung des aufzuschmelzenden Materialvolumens zwischen den Fügepartnern hervorgerufen. Im Gegensatz zu I-Nähten führt ein seitlicher Strahlversatz bei Kehlnähten daher zu einer Geometrieänderung der Schweißnaht.

Rang	Nahtart	
1	I-Naht am Stumpfstoß I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe	+
2	Kehlnaht am Überlappstoß Kehlnaht am Stumpfstoß	

Tabelle 5.6: Einstufung der Nahtarten bezüglich des Kriteriums *Geometrieänderung* bei seitlichem Strahlversatz

Statische Festigkeit im Querzugversuch:

- I-Nähte versagen, sofern noch keine Bindefehler auftreten, unabhängig vom Strahlversatz jeweils in der *WEZ* des dünneren Fügepartners. Die statische Festigkeit wird durch den Strahlversatz nicht wesentlich beeinflusst.
- Aufgrund der geringsten Wärmebeeinflussung und des günstigen Kraftverlaufes werden die besten statischen Festigkeitswerte bei der I-Naht am Stumpfstoß erreicht.
- Kehlnähte am Stumpfstoß versagen in der *WEZ* des dünneren Stoßpartners. Aufgrund der Geometrieänderung kann es in Abhängigkeit von der Strahlposition zu einer Schwächung des tragenden Querschnitts der Naht kommen. Dies kann zum Versagen im Bereich der Naht führen.
- Kehlnähte am Überlappstoß versagen jeweils im Nahtbereich. Die durch den Strahlversatz ausgelösten Geometrieänderungen beeinflussen daher direkt die statische Festigkeit.

Rang	Nahtart	
1	I-Naht am Stumpfstoß	+
2	I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe Kehlnaht am Stumpfstoß	
3	Kehlnaht am Überlappstoß	-

Tabelle 5.7: Einstufung der Nahtarten bezüglich des Kriteriums *statische Festigkeit* bei seitlichem Strahlversatz

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß die für die Robustheit des Schweißprozesses entscheidenden Toleranzen durch die Auswahl der Nahtart in weiten Grenzen variiert werden können.

6 Auswirkung der Nahtart auf die Nahtqualität

6.1 Heißrißbildung

6.1.1 Legierungszusammensetzung in der Schweißnaht

Im folgenden Abschnitt soll gezeigt werden, wie durch die Auswahl der Nahtart, die Heißrißanfälligkeit von Mischverbindungen aus Guß- und Knetlegierungen zu beeinflussen ist, ohne Zusatzmaterial zu verwenden ²⁴.

Die hier untersuchten aushärtbaren AlSiMg Gußlegierungen wie AlSi7Mg0,3 und AlSi10Mg sind aufgrund der hohen Siliziumgehalte nicht heißrißanfällig, während gerade einige der technisch wichtigsten aushärtbaren AlSi-Knetlegierungen zu den heißrißanfälligen Aluminiumlegierungen zu zählen sind.

Die untersuchten Aluminiumgußlegierungen weisen Siliziumgehalte von 7,1 bis 9,5 %, die Knetlegierungen von 0,6 bis 1,1 % auf (vgl. Bild 6.1). Die höchste Heißrißanfälligkeit von AlSiMg Legierungen wird bei 0,5 % Siliziumgehalt und 0,3 % Magnesiumgehalt erreicht. Um Heißrisse zu vermeiden, muß in der Schmelzzone ein Siliziumgehalt von 2 % erreicht werden [25].

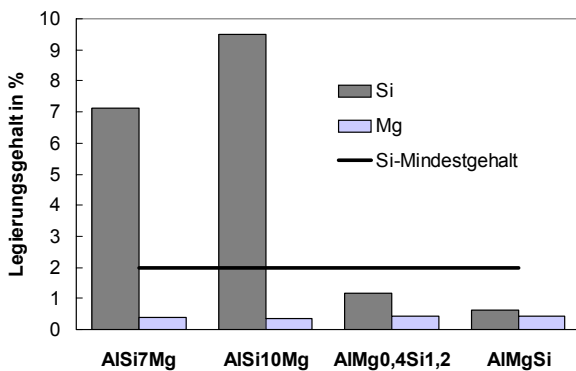


Bild 6.1: Silizium- und Magnesiumgehalt der untersuchten Legierungen (Si-Mindestgehalt zur Vermeidung von Heißrisen [25])

²⁴ Die produktionstechnischen Auswirkungen von Zusatzdraht sind in Abschnitt 2.2.4.2 dargestellt.

Beim Schweißen von Guß- und Knetlegierungen kommt es zu einer Mischung der Legierungszusammensetzung im Nahtbereich, wodurch eine heißrißanfällige Legierungszusammensetzung entstehen kann. Beim Schweißen solcher Mischverbindungen gilt für den Anteil g_i des Legierungselementes i in der Naht:

$$\sum_1^n g_i = \sum_1^n \frac{A_{Guß}}{(A_{Guß} + A_{Knet})} \cdot g_{Gußi} + \frac{A_{Knet}}{(A_{Guß} + A_{Knet})} \cdot g_{Kneti} - g_{evapi} \quad (6.1)$$

Dabei sind $g_{Gußi}$ und g_{Kneti} die Anteile des Legierungselementes i in der Guß- bzw. Knetlegierung. $A_{Guß}$ und A_{Knet} sind die zugehörigen Schmelzflächen des Guß- bzw. Knetwerkstoffes. Der während des Schweißens verdampfte Anteil des Legierungselementes i wird mit g_{evapi} bezeichnet.

Aufmischungsgrad: Der Zusammenhang nach Gleichung 6.1 gilt gemittelt über das gesamte Nahtvolumen. Lokal ist eine Abweichung möglich, wenn das Schmelzbadvolumen beim Schweißen nicht vollständig aufgemischt wird. Der Aufmischungsgrad beim Laserstrahlschweißen ohne Zusatzdraht ist aufgrund der starken Schmelzbewegung jedoch sehr hoch, so daß in guter Näherung von einer gleichmäßigen Legierungszusammensetzung in der Schmelze ausgegangen werden kann [3, 118].

Verdampfen von Legierungselementen: Beim Laserstrahlschweißen wird der Grundwerkstoff aufgeschmolzen und teilweise verdampft. Dabei kann es zur Veränderung der Legierungszusammensetzung durch unterschiedliche Verdampfungsraten der Legierungselemente kommen. Leicht flüchtige Legierungselemente reichern sich im Metalldampf an, wodurch es zu einer Verarmung der Schmelze an diesen Elementen kommt. Für die hier untersuchten Legierungen gilt dies im wesentlichen für Magnesium²⁵.

Nach der kinetischen Gastheorie [3, 76] hängt die Verdampfungsrate r_i eines Elementes aus einer Legierung vom partiellen Dampfdruck \bar{P}_i des Elementes, dem Atomgewicht M_i sowie der Verdampfungstemperatur T_b ab:

$$r_i \propto \bar{P}_i \sqrt{\frac{M_i}{T_b}} \quad (6.2)$$

Aufgrund der hohen Verdampfungstemperatur von Silizium kommt es nicht zu einer Anreicherung von Silizium im Dampf, und eine Verarmung der Naht an Silizium durch Verdampfung ist daher nicht zu erwarten.

²⁵ Beim Laserstrahlschweißen der Legierung 5456 (Mg 5 %) wurde ein Absinken des Magnesiumgehaltes um 1 % festgestellt [76].

Führt man zur Vereinfachung das Schmelzflächenverhältnis

$$R = \frac{A_{Knet}}{A_{Guß}} \quad (6.3)$$

ein, so gilt:

$$g_{Si} = \frac{g_{GußSi} + R \cdot g_{KnetSi}}{1 + R} \quad (6.4)$$

Die Legierungszusammensetzung in der Naht hängt damit vom Schmelzflächenverhältnis R der Legierungen sowie von der jeweiligen Legierungszusammensetzung ab.

Bild 6.2 zeigt, welche Siliziumgehalte sich in der Schmelze bei unterschiedlichen Schmelzflächenverhältnissen in Abhängigkeit von der Legierungskombination ergeben. Heißrißanfällige Legierungszusammensetzungen können demnach entstehen, wenn Gußlegierungen und Knetlegierungen mit niedrigem Siliziumgehalt verbunden werden und der Anteil der Knetlegierung am Schmelzvolumen groß ist.

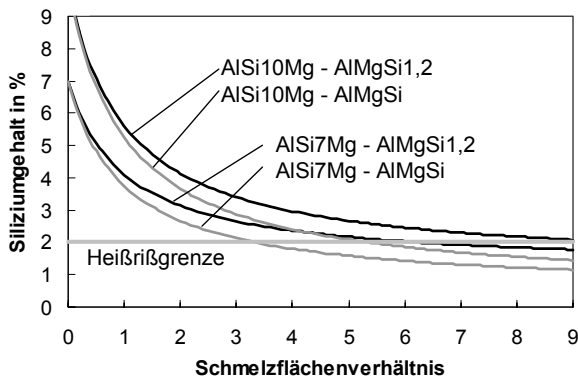


Bild 6.2: Berechneter Siliziumgehalt in der Schweißnaht, in Abhängigkeit von der Legierungskombination der Mischverbindung und dem Schmelzflächenverhältnis

Die höchste Heißrißgefahr tritt bei Kombination der Gußlegierung AlSi7Mg0,3 mit der Knetlegierung AlMgSi auf. Legt man eine Heißrißgrenze von 2 % zugrunde, so wird eine kritische Legierungszusammensetzung der Naht ab einem Schmelzflächenverhältnis von $R=3,4$ erreicht. Das heißt, um Heißrisse zu vermeiden, darf die Schmelzfläche der Knetlegierung AlMgSi maximal 3,4 mal so groß sein, wie die Schmelzfläche der beteiligten Gußlegierung.

Im folgenden soll gezeigt werden, inwieweit die Nahtgeometrie und die Nahtart das Schmelzflächenverhältnis und damit die Heißrißanfälligkeit beeinflussen.

Um den Einfluß der Nahtart auf das Auftreten von Heißrisen beim Schweißen von Mischverbindungen zu ermitteln, wurden I-Nähte am Überlappstoß und Stumpfstoß, Stumpfstöße mit Badsicherung und Zentrierlippe sowie Kehlnähte am Stumpfstoß untersucht (vgl. Bild 3.2). Zusätzlich wurden Referenzschweißungen als Einschweißungen an den zu untersuchenden Guß- und Knetlegierungen durchgeführt.

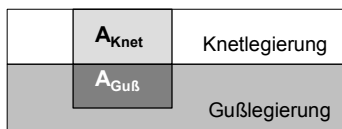
6.1.2 Heißrißverhalten der untersuchten Legierungen

Die Heißrißneigung der untersuchten Legierungen wurde durch Einschweißungen bei Schweißgeschwindigkeiten zwischen 3 und 9 m/min ermittelt. Um einen reproduzierbaren Einspannungszustand zu erreichen, wurden die Proben in Wannenlage gespannt und bis zur Abkühlung auf Umgebungstemperatur in der Vorrichtung belassen.

Beim Schweißen der AlSiMg-Gußlegierungen traten über den gesamten untersuchten Geschwindigkeitsbereich keine Heißrisse auf. Dies bestätigt, daß diese Legierungen aufgrund ihres hohen Siliziumgehaltes beim Laserstrahlschweißen mit CO₂-Lasern nicht heißrißanfällig sind. Beim Schweißen der Knetlegierungen AlSi1,2Mg0,4 und AlMgSi wurde eine kritische Schweißgeschwindigkeit von 4 bis 5 m/min festgestellt, bei deren Überschreiten Heißrisse auftreten.

6.1.3 Heißrißverhalten bei I-Nähten am Überlappstoß

Bei I-Nähten am Überlappstoß hängt das Schmelzflächenverhältnis R vom Einschweißtiefenverhältnis sowie der Nahtform ab (vgl. Bild 6.3). Das Einschweißtiefenverhältnis d/t ist definiert durch den Quotienten aus der Gesamteinschweißtiefe d und der Materialdicke t des dem Strahl zugewandten Materials. Die Nahtform ist durch die Veränderung der Nahtbreite $w(d)$ über der Einschweißtiefe beschrieben.



$$R = \frac{\text{Schmelzfläche der Knetlegierung } A_{Knet}}{\text{Schmelzfläche der Gußlegierung } A_{Guß}}$$

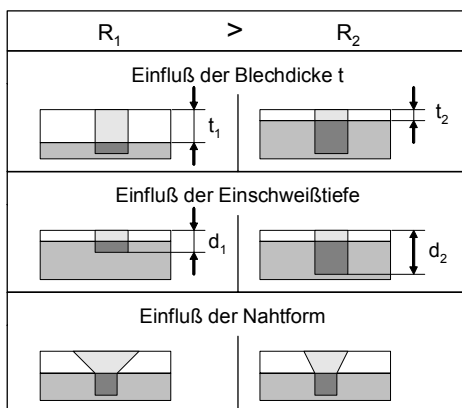


Bild 6.3: Einflußgrößen auf das Schmelzflächenverhältnis beim Schweißen von I-Nähten am Überlapstoß

Einfluß des Einschweißtiefenverhältnisses bei idealisierter Nahtform: Im folgenden wird zunächst von einer idealisierten Nahtform ausgegangen, um den Einfluß des Einschweißtiefenverhältnisses d/t auf das Schmelzflächenverhältnis darzustellen. Hierzu wird die Veränderung der Nahtbreite über der Einschweißtiefe vernachlässigt. Die reale Schmelzfläche wird durch ein Rechteck im Bereich der Blechdicke t sowie eine sich anschließende Halbellipse mit den Halbachsen w und $d-t$ angenähert (vgl. Bild 6.4).

Knetlegierung zur Strahlseite: Zunächst wird der Fall betrachtet, daß die Knetlegierung im Überlapstoß der Strahlseite zugewandt ist. Damit gilt für das Schmelzflächenverhältnis R_{Knet} :

$$R_{Knet} = \frac{4}{\pi} \frac{I}{\frac{d}{t_{Knet}} - 1} \quad (6.5)$$

Bild 6.4 zeigt, daß mit steigendem Einschweißtiefenverhältnis das Schmelzflächenverhältnis und damit auch die Heißrißneigung abnimmt. Für die kritischste der hier untersuchten Materialkombinationen (AlSi7Mg0,3 und AlMgSi) muß ein Mindesteinschweißtiefenverhältnis d_{min}/t von 1,38 erreicht werden, um Heißrisse zu vermeiden. Für die Mischverbindung aus AlSi7Mg0,3 und AlSi1,2Mg0,4 sinkt das Mindesteinschweißtiefenverhältnis auf 1,2.

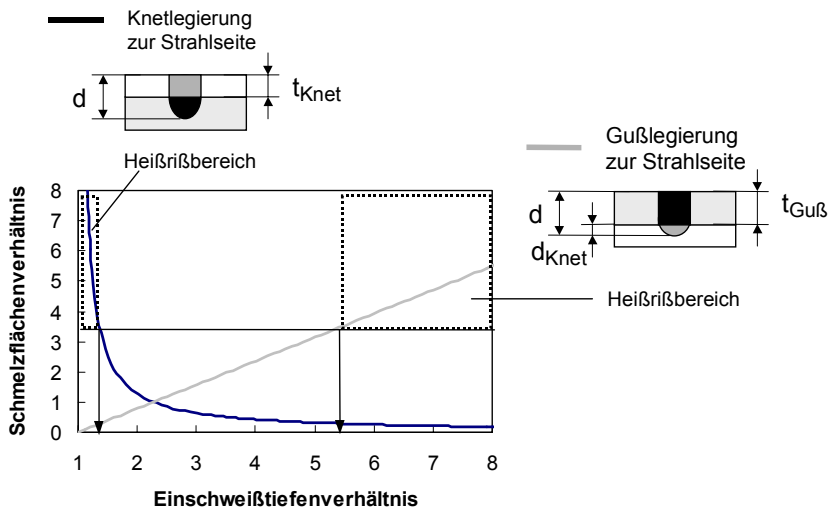


Bild 6.4: Schmelzflächenverhältnis R in Abhängigkeit vom Einschweißtiefenverhältnis d/t bei idealisierter Nahtform. Heißrißbereiche der Mischverbindung aus AlSi7Mg0,3 und AlMgSi

Während die Blechdicke t von der Schweißaufgabe abhängig und daher im allgemeinen nicht veränderbar ist, kann das Einschweißtiefenverhältnis durch Veränderung der Einschweißtiefe, das heißt durch verstärktes Einschweißen in das Unterblech beeinflusst werden. Zur Vermeidung von Heißrisen bei Mischverbindungen mit dem niedriger legierten Material zur Strahlseite, ist daher eine Mindesteinschweißtiefe einzuhalten.

Die Erhöhung der Einschweißtiefe bedeutet jedoch auch eine Zunahme der benötigten Streckenenergie und damit des Energieeintrages in das Werkstück. Zusätzlich steigen die Prozeßkosten durch die Zunahme der Schweißleistung bzw. Abnahme der möglichen Schweißgeschwindigkeit. Zielsetzung muß es daher sein, Heißrisse bei einer minimalen Einschweißtiefe zu vermeiden.

Gußlegierung zur Strahlseite: Ändert man die konstruktive Gestaltung so, daß die Gußlegierung auf der strahlzugewandten Seite liegt (vgl. Bild 6.4), dann gilt für das Schmelzflächenverhältnis $R_{Guß}$ bei idealisierter Nahtform:

$$R_{Guß} = \frac{l}{R_{Knet}} \quad (6.6)$$

oder:

$$R_{Guß} = \frac{\pi}{4} \left(\frac{d}{t_{Guß}} - l \right) \quad (6.7)$$

Damit besteht ein linearer Zusammenhang zwischen dem Schmelzflächenverhältnis $R_{Guß}$ und dem Einschweißiefenverhältnis $d/t_{Guß}$. Die Heißrißanfälligkeit steigt mit zunehmendem Einschweißiefenverhältnis. Bei konstanter Materialdicke $t_{Guß}$ sinkt die Heißrißanfälligkeit mit sinkender Einschweißiefe in die Knetlegierung und damit bei sinkender Streckenenergie. Kritische Legierungszusammensetzungen in der Naht treten bei dieser Stoßkonfiguration erst bei sehr hohen Einschweißiefenverhältnissen auf. Wie Bild 6.4 zeigt, muß hierzu beim Schweißen von Mischverbindungen aus der Gußlegierung AlSi7Mg0,3 und der Knetlegierung AlMgSi ein Einschweißiefenverhältnis von 5,3 überschritten werden. Geht man von charakteristischen Materialdicken für Gußwerkstoffe von über 1,5 mm aus, so müßte der Knetwerkstoff eine Dicke von mindestens 8 mm aufweisen um einen kritischen Zustand zu erreichen. Dies kann für Anwendungen im Karosseriebau vernachlässigt werden.

Falls Randbedingungen aus Konstruktion und Fertigungstechnik (Bauteilgeometrie, Spanntechnik, Zugänglichkeit etc.) es erlauben, kann es demnach sinnvoll sein, die Einstrahlseite zur Gußlegierung zu legen.

Mit welcher der beiden dargestellten Konfigurationen heißrißfreie Nähte bei der niedrigsten Einschweißiefe erreicht werden können, hängt von den Materialdicken der Gußlegierung $t_{Guß}$ und der Knetlegierung t_{Knet} , dem legierungsabhängigen Mindesteinschweißiefenverhältnis d_{min}/t (Knetlegierung zur Strahlseite) und der Mindesteinschweißiefe d_{Knet} in die Knetlegierung (Gußlegierung zur Strahlseite) ab.

Für die Mindesteinschweißiefe zur Vermeidung von Heißrissen gilt:

Knetlegierung zur Strahlseite:

$$d_{min \ Knet} = \frac{d_{min}}{t} \cdot t_{Knet} \quad (6.8)$$

Gußlegierung zur Strahlseite:

$$d_{\min \text{ Guß}} = t_{\text{Guß}} + d_{\text{Knet}} \quad (6.9)$$

Die Gußlegierung zur Strahlseite ist sinnvoll, wenn gilt:

$$d_{\min \text{ Guß}} < d_{\min \text{ Knet}} \quad (6.10)$$

oder

$$t_{\text{Guß}} < \frac{d_{\min}}{t} \cdot t_{\text{Knet}} - d_{\text{Knet}} \quad (6.11)$$

Bild 6.5 zeigt mit welcher der beiden Konfigurationen heißrißfreie Schweißungen bei minimaler Einschweißtiefe zu erzielen sind.

Vorteile bietet die Gußlegierung auf der Strahlseite wenn:

- dünnwandige Gußstücke mit Knetwerkstoffen relativ hoher Dicke verbunden werden,
- die Prozeßstabilität und der notwendige Anbindungsquerschnitt eine geringe Einschweißtiefe d_{Knet} in die Knetlegierung ermöglichen und
- Mischverbindungen mit hoher Heißrißneigung vorliegen (Anstieg d_{\min}/t).

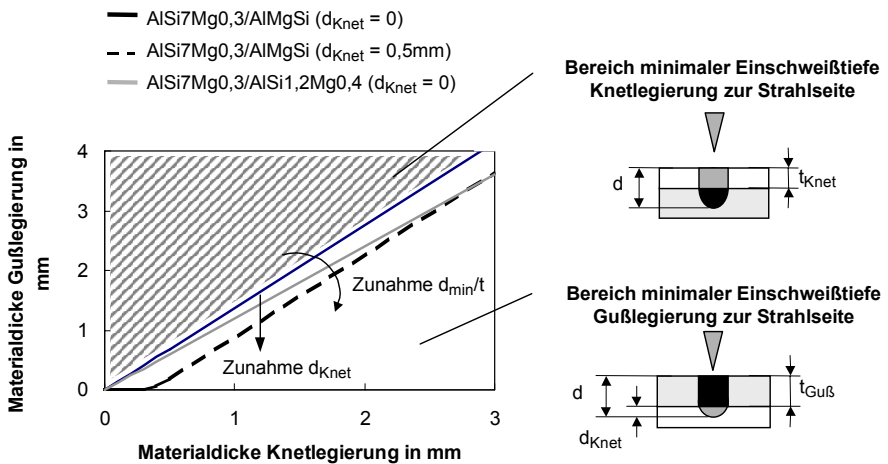


Bild 6.5: Ermittlung der Einstrahlrichtung, bei der heißrißfreie Überlappverbindungen bei minimaler Einschweißtiefe erzielt werden

Einfluß der Nahtform: Im folgenden soll dargestellt werden, inwieweit reale Schmelzflächen von der idealisierten Form abweichen und welche Auswirkungen dies auf die Heißrißneigung hat.

Zur Realisierung unterschiedlicher Schmelzflächen wurden Schweißungen mit verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten bei konstanter Laserleistung durchgeführt. Zur Ermittlung der Schmelzzonenform wurden Nahtquerschliffe gerastert ($\Delta d = 0,25 \text{ mm}$) und die Nahtbreite $w(d)$ in Abhängigkeit von der Nahttiefe bestimmt.

Wie in Abschnitt 4.1 dargestellt, steigt die Einschweißtiefe d und die Nahtbreite w_m mit sinkender Schweißgeschwindigkeit an. Gleichzeitig kommt es zu einer überproportionalen Zunahme der Nahtbreite w_s an der Oberfläche (vgl. Bild 4.1). Entsprechend sinkt der Schlankheitsgrad S (vgl. Bild 3.3) mit abnehmender Schweißgeschwindigkeit, es kommt zur typischen *Weinglasform*.

Knetlegierung zur Strahlseite: Zunächst soll nun wieder der Fall betrachtet werden, daß die Knetlegierung dem Strahl zugewandt ist. Bild 6.6 zeigt das Schmelzflächenverhältnis von I-Nähten am Überlappstoß in Abhängigkeit vom Einschweißtiefenverhältnis d/t sowie der Nahtform $w(d)$. Dargestellt sind die Schmelzflächen von Schweißnähten, die bei einer Geschwindigkeit von 6 m/min ($S = 3,1$), 3 m/min ($S = 1,9$) und 2 m/min ($S = 1,5$) geschweißt wurden. Deutlich ist zu erkennen, daß sich die Kurven mit sinkendem Schlankheitsgrad S zu einem höheren Einschweißtiefenverhältnis verschieben. Dies bedeutet, daß bei schlanken Nähten (S groß) geringere Einschweißtiefenverhältnisse nötig sind, um den Bereich kritischer Schmelzflächenverhältnisse zu verlassen, als bei Nähten mit *Weinglasform* (S klein). Bild 6.6 zeigt am Beispiel der Mischverbindung aus AlSi7Mg0,3 und AlMgSi, daß das Absinken des Schlankheitsgrades von 3,1 auf 1,5 eine Zunahme des notwendigen Einschweißtiefenverhältnisses d/t von 1,38 auf 1,68 erforderlich macht.

Vergleicht man die oben beschriebene idealisierte Nahtform mit den realen Nahtformen, so zeigt sich eine gute Übereinstimmung im Bereich schlanker Nähte (Schlankheitsgrad $S > 3$). Mit steigender Abhängigkeit der Nahtbreite von der Einschweißtiefe, das heißt bei sinkendem Schlankheitsgrad, steigen die Abweichungen von dieser Idealisierung, so daß die tatsächliche Nahtform in die Überlegungen mit einbezogen werden muß. Vorhersagen über die zu erwartende Nahtform können heute mit ausreichender Genauigkeit durch Simulationsrechnungen erzielt werden. So sind Abschätzungen über die Heißrißanfälligkeit von Mischverbindungen auch ohne Schweißversuche möglich.

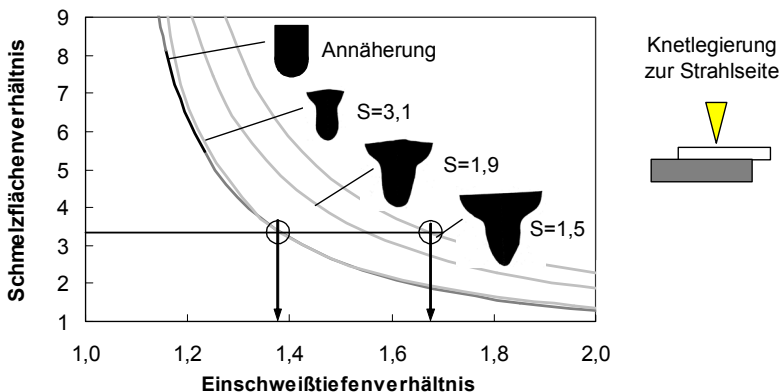


Bild 6.6: Schmelzflächenverhältnis R in Abhängigkeit von der Nahtform und dem Einschweißtiefenverhältnis d/t . Heißrißbereich am Beispiel der Mischverbindung aus AlSi7Mg0,3 und AlMgSi

Bild 6.7 zeigt die minimalen Einschweißtiefenverhältnisse, die zur Vermeidung von Heißrissen in Abhängigkeit von der Schmelzonenform und der Legierungskombination einzuhalten sind. Beim Verbinden der Legierungen AlSi10Mg und AlMgSi1,2 durch I-Naht am Überlappstoß genügt hierzu aufgrund des hohen Siliziumgehaltes der beiden Legierungen bereits ein Einschweißtiefenverhältnis von $d/t = 1,28$, während bei Kombination der Gußlegierung AlSi7Mg0,3 mit der Knetlegierung AlMgSi ein Einschweißtiefenverhältnis von 1,68 erreicht werden muß.

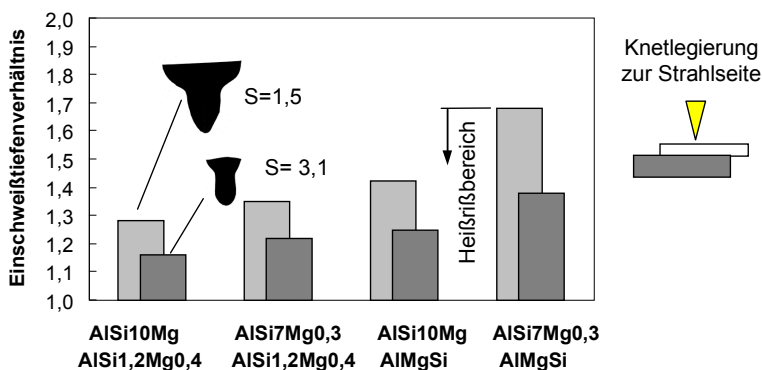


Bild 6.7: Minimales Einschweißtiefenverhältnis zur Vermeidung von Heißrissen in Abhängigkeit von der Nahtform und der Legierungskombination

Gußlegung zur Strahlseite: Am Beispiel der idealisierten Nahtform konnte gezeigt werden, daß bei Mischverbindungen mit der Gußlegung zur Strahlseite, kritische Legierungszusammensetzungen in der Naht erst bei sehr hohen Einschweiß-tiefenverhältnissen entstehen können.

In den Bildern 6.8 und 6.9 sind die Verhältnisse bei realen Schmelzzonengeometrien dargestellt. Bild 6.8 zeigt am Beispiel der Mischverbindung aus AlSi7Mg0,3 und AlMgSi , daß das maximal zulässige Einschweiß-tiefenverhältnis von $d/t=5,3$ bei idealisierter Schmelzzonenform über $d/t=6,2$ bei schlanker Nahtgeometrie ($S=3,1$) bis auf $d/t=7,6$ bei einer *Weinglasform* ($S=1,5$) ansteigt. Gegenüber der idealisierten Nahtform steigen damit die Einschweiß-tiefenverhältnisse, bei denen heißrißanfällige Legierungskombinationen entstehen können, für alle untersuchten Schmelzzonen-geometrien weiter deutlich an. Es kann daher davon ausgegangen werden, daß bei praxisrelevanten Wandstärken des Gußteils unabhängig von der realen Schmelzzonen-form keine Heißrisse bei Verwendung der Gußlegung zur Strahlseite auftreten. Dies wird in Bild 6.9 verdeutlicht

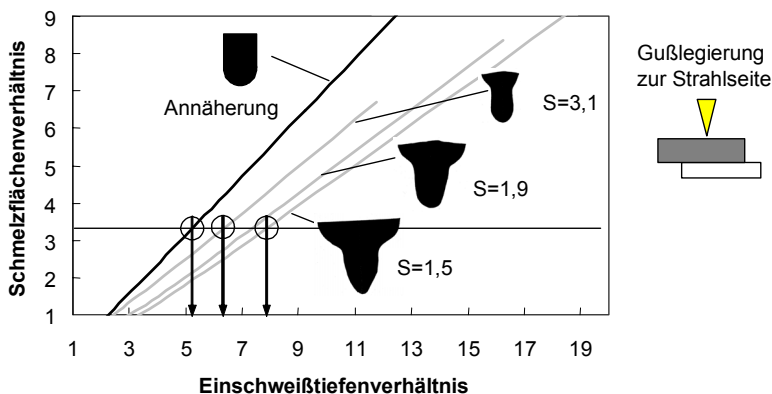


Bild 6.8: Schmelzflächenverhältnis R in Abhängigkeit von der Nahtform und dem Einschweiß-tiefenverhältnis d/t . Heißrißbereich am Beispiel der Mischverbindung aus AlSi7Mg0,3 und AlMgSi

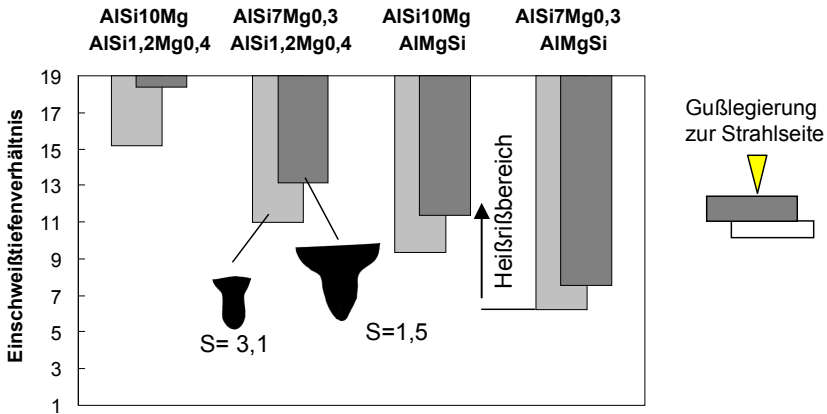


Bild 6.9: Maximal zulässiges Einschweißtiefenverhältnis zur Vermeidung von Heißrissen in Abhängigkeit von der Nahtform und der Legierungskombination

Minimaler Anbindungsquerschnitt: Bei I-Nähten am Überlapstoß wird die Tragfähigkeit der Naht maßgeblich durch den Anbindungsquerschnitt, das heißt durch die Nahtbreite $w(t_I)$ in der Stoßebene bestimmt (vgl. Bild 6.10).

Um die maximale Festigkeit zu erreichen, ist eine Nahtbreite $w(t_I)$ anzustreben, die mindestens der Blechdicke t_I des dünneren Stoßpartners entspricht [3]. Für das notwendige *Nahtbreitenverhältnis* gilt dann:

$$\frac{w(t_I)}{t_I} \geq 1 \quad (6.12)$$

Die mit der Nahttiefe abnehmende Nahtbreite $w(d)$ bewirkt, daß bei geringen Einschweißtiefen nur geringe *Nahtbreitenverhältnisse* und damit geringe Festigkeiten erreicht werden. Bei der Ermittlung der notwendigen Einschweißtiefe für I-Nähte am Überlapstoß muß daher neben den Bedingungen zur Vermeidung von Heißrissen auch die in Gleichung 6.12 dargestellte Festigkeitsbedingung berücksichtigt werden.

In Bild 6.10 sind die Nahtbreitenverhältnisse w/t in Abhängigkeit vom Einschweiß-tiefenverhältnis d/t dargestellt. Bei den untersuchten Schweißgeschwindigkeiten von 2 bis 6 m/min mit Einschweiß-tiefen zwischen 2,7 und 4,6 mm müssen Einschweiß-tiefenverhältnisse von $d/t=2$ bis 2,3 überschritten werden, um die Festigkeits-bedingung aus Gleichung 6.12 zu erfüllen.

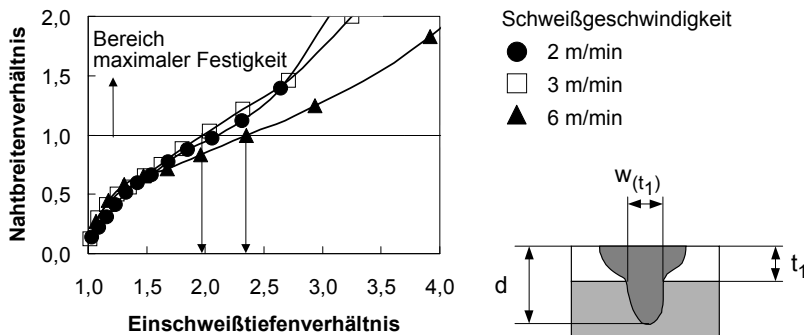


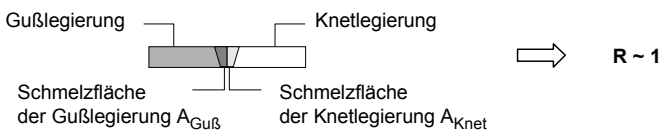
Bild 6.10: Nahtbreitenverhältnis w/t in Abhängigkeit von Einschweiß-tiefenverhältnis d/t

Ein Vergleich mit den Bilder 6.7 und 6.9 zeigt, daß diese Bedingung sowohl bei Guß-legierungen als auch bei Knetlegierungen zur Strahlseite im heißrißfreien Bereich erfüllt werden kann. Um bei der angestrebten *minimalen Einschweiß-tiefe* sowohl die Bedingung der Heißrißfreiheit als auch der maximalen Festigkeit zu erfüllen, sollte damit bei allen hier untersuchten Materialkombinationen immer das dünnere Material zur Strahlseite verwendet werden.

6.1.4 Heißrißverhalten bei Stumpfstoßverbindungen

In Bild 6.11 sind die untersuchten Stumpfstoßkonfigurationen dargestellt. Es zeigt sich, daß die kritischste Legierungszusammensetzung in der Naht, das heißt das höchste Schmelzflächenverhältnis zwischen Knetlegierung und Gußlegierung, bei I-Nähten am Stumpfstoß gleicher Materialdicke auftritt. Bei symmetrischem Nahtaufbau ohne seitlichen Strahlversatz liegt das Schmelzflächenverhältnis bei $R=1$. Dieses Schmelzflächenverhältnis ergibt bei den untersuchten Legierungskombinationen einen Siliziumgehalt von 3,7 % bis 5,7 % (vgl. Bild 6.2). Der Siliziumgehalt liegt damit deutlich über dem kritischen Gehalt von 2 %.

I-Naht am Stumpfstoß - gleiche Materialdicke



I-Nähte und Kehlnähte am Stumpfstoß bei unterschiedlicher Materialdicke

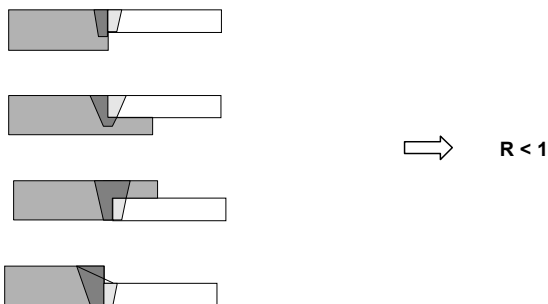


Bild 6.11: Geometrische Betrachtungen zum Schmelzflächenverhältnis bei I-Nähten und Kehlnähten am Stumpfstoß

Bei Verwendung anderer Stumpfstoßkonfigurationen (vgl. Bild 6.11) kann der Siliziumgehalt in der Naht weiter gesteigert werden. Die Schweißversuche bestätigen, daß bei keiner der untersuchten Schweißgeschwindigkeiten Heißrisse auftreten. Damit stellt der Einsatz von Stumpfstoßverbindungen eine konstruktive Möglichkeit dar, Heißrisse bei Mischverbindungen zu vermeiden, ohne Zusatzmaterial verwenden zu müssen.

6.2 Wasserstoffporosität

Wie in Abschnitt 2.2.4.3 dargestellt, sind für die Wasserstoffaufnahme während des Schweißens in erster Linie

- Verunreinigungen im Schutzgas,
- Feuchtigkeit aus der Atmosphäre und
- verunreinigte Oxidoberflächen verantwortlich.

Diese Ursachen sind hinsichtlich ihrer Relevanz für die Serienproduktion sehr unterschiedlich zu bewerten.

Während die Wasserstoffaufnahme aus dem Schutzgas und der Atmosphäre durch die Gasqualität und geeignete Leitungsmaterialien, Gasvorlauf und kurze Leitungslängen sowie die Prozeßgasführung beeinflußt werden kann, ist die Wasserstoffaufnahme aus der Oxidschicht durch Prozeßtechnik nicht zu beeinflussen. Daher sind in der Automobilindustrie chemische Waschvorgänge für Aluminiumbauteile Stand der Technik²⁶. Eine solche Vorbehandlung ist jedoch vor allem in der Serienproduktion mit hohen Kosten und logistischem Aufwand verbunden.

Im folgenden soll daher der Einfluß der Oxidschicht auf die Wasserstoffporosität näher untersucht werden. Zielsetzung der Untersuchungen ist es festzustellen, inwieweit die Wasserstoffporosität nur durch die konstruktive Gestaltung der Nahtart, ohne Entfernung oder Reinigung der Oxidschicht, zu beeinflussen ist.

6.2.1 Auswirkung der Oxidschicht auf die Wasserstoffporosität

Versuchsbedingungen: Für die Untersuchungen wurden Gußplatten aus Niederdruckkokillenguß der Legierung AlSi7Mg0,3 und Bleche der Legierung AlSi1,2Mg0,4 verwendet (vgl. Tabelle 3.3). Die Proben wurden unter Werkstattbedingungen gelagert und bei einer relativen Luftfeuchtigkeit von 65 % geschweißt. Als Maß für die Porosität der Schweißnähte wurde die *relative Porenfläche an Querschläffen* Ap_q ermittelt (vgl. Gleichung 3.2).

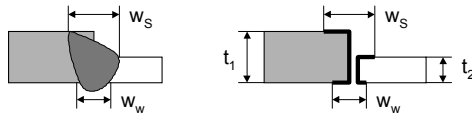
Um den Einfluß der Oxidschicht auf die Schweißnahtporosität zu ermitteln, wurden Kehlnähte am Stumpfstoß geschweißt. Bei einem Teil der Proben wurde die Oxidschicht auf dem Gußteil mechanisch entfernt. Bei weiteren Versuchen wurde die Oxidschicht sowohl auf dem Gußmaterial als auch auf dem Knetmaterial entfernt. Anschließend wurde die Porosität der Schweißnähte mit den Ergebnissen von Schweißungen ohne Vorbehandlung verglichen.

²⁶ Neben der Reinigung der Oberflächen dienen diese auch der Passivierung der Oberflächen für Klebeumfänge.

Bei Kehlnähten kann die beim Schweißen aufgeschmolzene Oxidoberfläche A_{Ox} durch einfache geometrische Betrachtungen näherungsweise bestimmt werden (vgl. Bild 6.12):

$$A_{Ox} = (w_s + w_w + t_1 + t_2) \cdot L_s \quad (6.13)$$

wobei w_s und w_m die in Bild 6.12 dargestellten Nahtbreiten, t_1 und t_2 die Materialdicken und L_s die Schweißnahtlänge ist.



— Aufgeschmolzene Oxidoberfläche

Bild 6.12: Geometrische Betrachtung zur Bestimmung der aufgeschmolzenen Oxidoberfläche bei Kehlnähten am Stumpfstoß

Setzt man die ermittelte aufgeschmolzene Oxidoberfläche A_{Ox} zum Volumen der Schmelzzone V_s , in dem sich die Poren verteilen können, ins Verhältnis, so ergibt sich für die *relative Oxidoberfläche* Ox_{rel} :

$$Ox_{rel} = \frac{A_{Ox}}{V_s} \quad (6.14)$$

Wie in Bild 6.13 dargestellt, nimmt die Wasserstoffporosität in der Naht mit sinkender *relativer Oxidoberfläche* linear ab. Durch die mechanische Entfernung der Oxidschicht vor dem Schweißen (Schweißnaht 3) kann die Porosität auf 36 % des ursprünglichen Wertes bei unbehandelten Proben (Schweißnaht 1) reduziert werden.

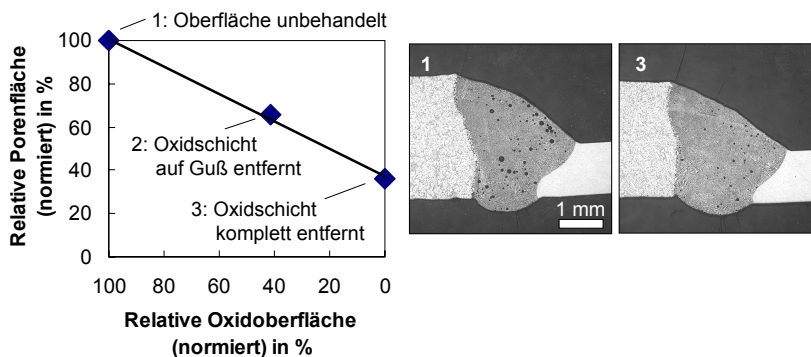


Bild 6.13: Einfluß der Oberflächenvorbereitung auf die Wasserstoffporosität bei Kehlnähten am Stumpfstoß. (Normierung bezüglich der unbehandelten Proben)

6.2.2 Auswirkung der Nahtart auf die Wasserstoffporosität

Versuchsbedingungen: Um den Einfluß der Nahtart auf die Schweißnahtporosität beim Schweißen von Mischverbindungen zu ermitteln, wurden I-Nähte am Stumpfstoß und Überlappstoß, I-Nähte am Stumpfstoß mit Badsicherung und Zentrierlippe sowie Kehlnähte am Stumpfstoß untersucht (vgl. Bild 3.2) ohne die Oxidschicht zu reinigen oder zu entfernen. Bild 6.14 zeigt, daß ein deutlicher Unterschied in der Nahtporosität zwischen den verschiedenen Nahtarten besteht. Eine besonders niedrige Nahtporosität weisen I-Nähte am Stumpfstoß mit Zentrierlippe auf. Die höchste Nahtporosität wird bei I-Nähten am Stumpfstoß gemessen.

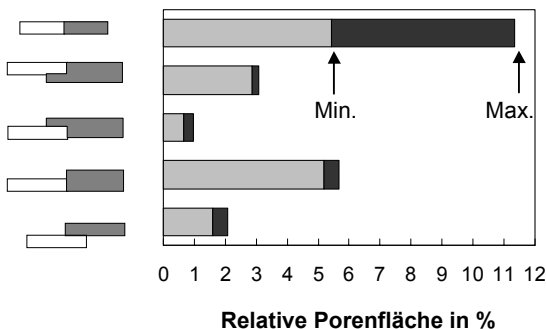
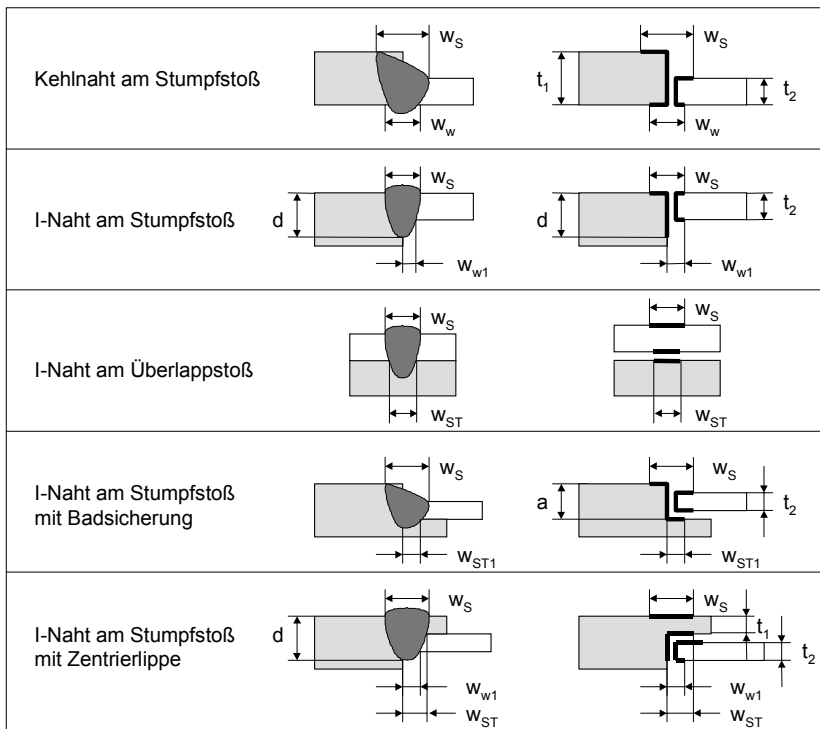


Bild 6.14: Einfluß der Nahtart auf die Wasserstoffporosität

Wie im vorangegangenen Abschnitt gezeigt werden konnte, hat die *relative Oxidoberfläche* einen entscheidenden Einfluß auf die Nahtporosität bei Kehlnähten am Stumpfstoß. Im folgenden soll daher quantifiziert werden, inwieweit sich die verschiedenen Nahtarten bezüglich dieser Größe unterscheiden, und ob die gefundene Korrelation zwischen der *relativen Oxidoberfläche* und der Nahtporosität auch auf andere Nahtarten übertragen werden kann.

Hierzu ist zunächst die aufgeschmolzene Oxidschicht A_{ox} in Abhängigkeit von der Nahtart zu ermitteln. Die entsprechenden geometrischen Verhältnisse sind in Bild 6.15 dargestellt.



— Aufgeschmolzene Oxidoberfläche

Bild 6.15: Geometrische Bestimmung der aufgeschmolzenen Oxidfläche in Abhängigkeit von der Nahtart

Für die Nahtarten gilt im einzelnen:

I-Naht am Stumpfstoß:

$$A_{Ox} = (w_S + w_{wl} + d + t_2) \cdot L_S \quad (6.15)$$

I-Naht am Überlappstoß:

$$A_{Ox} = (w_S + 2w_{ST}) \cdot L_S \quad (6.16)$$

I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung:

$$A_{Ox} = (w_S + 2w_{ST1} + a + t_2) \cdot L_S \quad (6.17)$$

I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe:

$$A_{Ox} = (w_S + 2w_{ST} + w_{wl} + (d - t_1) + t_2) \cdot L_S \quad (6.18)$$

In Bild 6.16 ist der Zusammenhang zwischen der *relativen Oxidoberfläche* und der Nahtporosität bei verschiedenen Nahtarten dargestellt. Es zeigt sich, daß die Nahtporosität mit zunehmender relativer Oxidoberfläche nahezu linear ansteigt.

Aufgrund der unterschiedlichen aufgeschmolzenen Oxidoberflächen und Nahtvolumina bestehen große Unterschiede in der relativen Oxidoberfläche der Nahtarten.

Die geringste *relative Oxidoberfläche* weisen mit 1 mm^{-1} I-Nähte am Stumpfstoß mit Zentrierlippe auf. Dementsprechend wird bei dieser Nahtart mit einer *relativen Porenfläche* von ca. 1 % auch die geringste Wasserstoffporosität gemessen (vgl. Bild 6.16 Naht 6). Die maximale *relative Oxidoberfläche* wird mit $3,1 \text{ mm}^{-1}$ bei I-Nähten am Stumpfstoß ermittelt. Entsprechend ist bei I-Nähten am Stumpfstoß eine besonders große Neigung zu Wasserstoffporosität mit *relativen Porenflächen* von bis zu 11,4 % festzustellen.

Neben der Abhängigkeit von der Nahtart läßt sich auch eine Abhängigkeit von den Schweißparametern feststellen. So sinkt die Nahtporosität bei I-Nähten am Stumpfstoß mit abnehmender Schweißgeschwindigkeit. In Bild 6.16 sind I-Nähte am Stumpfstoß dargestellt, die mit 9 m/min (Naht 1) beziehungsweise 5 m/min (Naht 2) geschweißt wurden. Infolge der Zunahme des Schmelzzonenvolumens kommt es bei niedrigeren Schweißgeschwindigkeiten zu geringeren relativen Oxidoberflächen und damit zu geringerer Wasserstoffporosität.

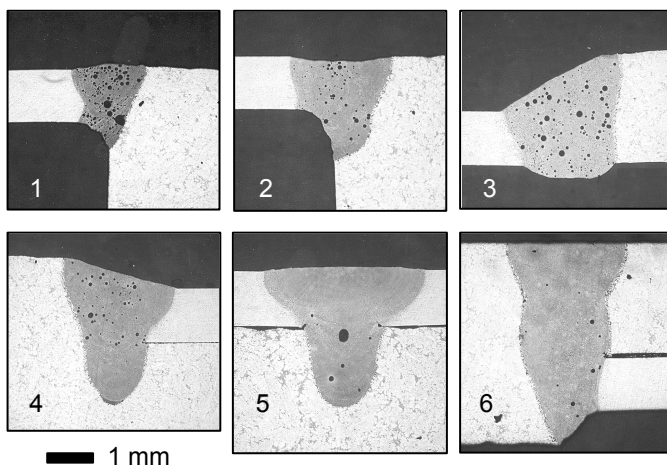
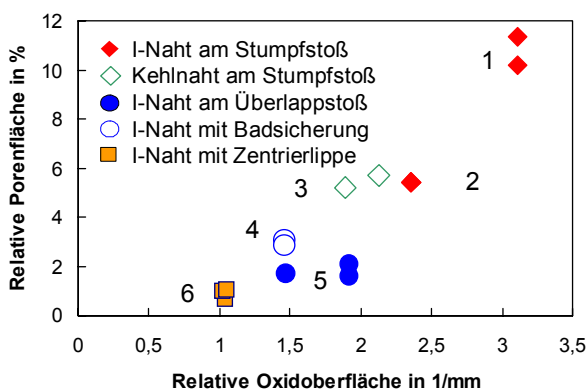


Bild 6.16: Auswirkung der oxidierten Oberfläche und der Nahtart auf die Porosität

Durch die Versuche kann der Zusammenhang zwischen der *relativen Oxidoberfläche* und der Wasserstoffporosität auch für unterschiedliche Nahtarten bestätigt werden. Dies bedeutet, daß die Wasserstoffporosität beim Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen durch konstruktive Gestaltung der Nahtart verringert werden kann.

6.3 Zusammenfassung zu Kapitel 6

Ziel der Untersuchungen war es festzustellen, ob die Heißrißanfälligkeit und die Wasserstoffporosität beim Laserstrahlschweißen von Aluminiummischverbindungen durch die konstruktive Gestaltung der Nahtart beeinflusst werden kann.

Heißrißanfälligkeit

- Bei Verbindung von Aluminiumgußlegierungen mit Aluminiumknetlegierungen durch Laserstrahlschweißen können heißrißanfällige Legierungszusammensetzungen ($\text{Si} < 2\%$) in der Naht entstehen.
- Die Legierungszusammensetzung in der Naht hängt vom Schmelzflächenverhältnis sowie von der Legierungszusammensetzung der Verbindungspartner ab. Das Schmelzflächenverhältnis ist direkt abhängig von der Geometrie der Schweißnaht und damit auch von der Nahtart.

Beeinflussung der Heißrißanfälligkeit bei I-Nähten am Überlappstoß:

- Bei Verwendung der Knetlegierung zur Strahlseite können Heißrisse durch die Erhöhung des *Einschweißstiefenverhältnisses* d/t verhindert werden. Durch Erhöhung des Einschweißstiefenverhältnisses steigt jedoch gleichzeitig der Energiebedarf für die Schweißung.
- Das einzuhaltende Einschweißstiefenverhältnis d/t wird durch die Nahtform beeinflusst. Bei schlanken Nähten genügen kleinere Einschweißstiefenverhältnisse, um Heißrisse zu vermeiden, als bei Nähten mit ausgeprägter Weinglasform.
- Durch Verwendung der Gußlegierung zur Strahlseite sinkt die Heißrißanfälligkeit mit sinkendem Einschweißstiefenverhältnis und damit sinkendem Energieeintrag. Kritische Legierungszusammensetzungen werden bei typischen Materialdicken im Karosseriebau nicht erreicht. Durch Verwendung der Gußlegierung zur Strahlseite können damit Heißrisse sicher verhindert werden.
- Mit welcher der Stoßkonfigurationen (Gußlegierung oder Knetlegierung zur Strahlseite) heißrißfreie Schweißungen bei minimaler Einschweißtiefe erreicht werden ist abhängig von der Legierungskombination, den Blechdicken und der Mindesteinschweißtiefe ins Unterblech.
- Die Bedingung für maximale Festigkeit von Überlappstößen, nach der die *Nahtbreite in der Stoßebene* mindestens die Blechdicke des dünneren Stoßpartners betragen soll, wird bei beiden Konfigurationen im heißrißfreien Bereich erreicht. Um die Bedingungen für heißrißfreie Verbindungen und den minimalen Anbindungsquerschnitt bei minimaler Einschweißtiefe zu erfüllen, ist damit bei den untersuchten Legierungen jeweils das Schweißen vom dünneren ins dickere Material zu bevorzugen.

Beeinflussung der Heißrißanfälligkeit bei Stumpfstoßverbindungen:

- Durch die Verwendung von Stumpfstößen kann die Bildung von Heißrissen bei allen untersuchten Legierungskombinationen sicher verhindert werden. Ausschlaggebend sind die niedrigen Schmelzflächenverhältnisse bei allen Stumpfstoßkonfigurationen. Das höchste Schmelzflächenverhältnis von $R=1$ weisen I-Nähte am Stumpfstoß auf.
- Durch Verwendung von Kehlnähten am Stumpfstoß oder I-Nähten mit Badsicherung kann der Anteil der Gußlegierung und damit der Siliziumgehalt der Naht noch weiter erhöht werden.

Rang	Nahtart	
1	I-Naht am Stumpfstoß I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe I-Naht am Überlappstoß (Gußlegierung zur Strahlseite)	+
2	I-Naht am Überlappstoß (Knetlegierung zur Strahlseite)	-

Tabelle 6.1: Einstufung der Nahtarten bezüglich des Kriteriums Heißrißanfälligkeit

Es konnte gezeigt werden, daß durch die konstruktive Gestaltung der Nahtart und die Anpassung der Schmelzzonenform heißrißfreie Mischverbindungen ohne Verwendung von Zusatzdraht realisiert werden können.

Wasserstoffporosität

Ziel der Untersuchungen war es festzustellen, ob durch die Auswahl der Nahtart die Wasserstoffporosität zu beeinflussen ist. Hierzu wurde der Einfluß der Oxidschicht auf die Wasserstoffporosität beim Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen untersucht.

- Am Beispiel von Kehlnähten am Stumpfstoß konnte ein eindeutiger Zusammenhang zwischen der im Verhältnis zum Schmelzvolumen aufgeschmolzenen Oxidoberfläche und der Nahtporosität festgestellt werden. Als Maß wurde die *relative Oxidoberfläche* eingeführt. Mit zunehmender relativer Oxidoberfläche steigt die Wasserstoffporosität linear an.

- Der Zusammenhang zwischen der relativen Oxidoberfläche und der Nahtporosität ist für alle untersuchten Nahtarten gültig. Da sich die Nahtarten in der relativen Oxidoberfläche deutlich unterscheiden, kann durch Gestaltung der Nahtart eine signifikante Reduzierung der Wasserstoffporosität erzielt werden.
- Durch Auswahl der günstigsten Nahtart läßt sich die Wasserstoffporosität der Naht (relative Porenfläche) um Faktor 10 absenken.

Rang	Nahtart	
1	I-Naht am Stumpfstoß mit Zentrierlippe	+
2	I-Naht am Stumpfstoß mit Badsicherung I-Naht am Überlappstoß	
3	Kehlnaht am Stumpfstoß	-
4	I-Naht am Stumpfstoß	

Tabelle 6.2: Einstufung der Nahtarten bezüglich des Kriteriums Wasserstoffporosität

7 Zusammenfassung

Aufgrund der Notwendigkeit zur Gewichtsreduzierung hat der Einsatz von Aluminiumlegierungen im Automobilbau in den letzten Jahren stark zugenommen. Vor allem zur Verbindung von Knetwerkstoffen hat sich der Laser als Fügwerkzeug einen festen Platz erobert. Während Konstruktionsempfehlungen für das Laserstrahlschweißen von Stahl und das Schmelzschweißen von Aluminiumlegierungen Stand der Technik sind, fehlen solche Grundlagen für das Laserstrahlschweißen von Aluminiumguß- und Aluminiumknetlegierungen mit CO₂-Laser nahezu vollständig. Aus diesem Grund wurden im ersten Abschnitt der Arbeit zunächst die Möglichkeiten untersucht, die **Prozeßsicherheit beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumgußlegierungen** durch Legierungsauswahl, Anpassung der Schweißparameter und Auswahl des Prozeßgases zu beeinflussen.

Die Prozeßsicherheit definiert sich durch die Robustheit des Prozesses, d.h. die Reaktion des Prozesses auf äußere Variationen (Fügespalt, Strahlversatz etc.) und die Prozeßstabilität (prozeßinterne Schwankungen bei konstanten nominellen Prozeßparametern)

Eine entscheidende Einflußgröße auf die **Robustheit des Schweißprozesses** ist die Schmelzzonenform (vor allem die Nahtbreite). Während jedoch sowohl die Einschweißtiefe als auch die Nahtbreite legierungsabhängig sind, ist die Nahtbreite w_m (gemessen in halber Einschweißtiefe) bei gegebener Einschweißtiefe unabhängig von der Legierung. Auch die Möglichkeiten durch Schweißparameter auf die Nahtbreite und damit auf die Toleranzanforderungen einzuwirken sind gering. Bei einer durch die Schweißaufgabe gegebenen Einschweißtiefe läßt sich das Verhältnis aus Einschweißtiefe und Nahtbreite im Bereich von maximal 2:1 bis 3:1 variieren. Die Einflußmöglichkeiten durch die Legierungsauswahl und Schweißparameter auf die Toleranzanforderungen sind daher beschränkt.

Die Wahl des **Prozeßgases** hat entscheidenden Einfluß auf die **Prozeßstabilität**. *Helium* zeigt einerseits die besten Ergebnisse bei der Unterdrückung des abschirmenden Plasmas, andererseits treten bei hohen Steckenenergien Prozeßinstabilitäten auf, die zu Prozeßporen in der Schweißnaht führen. *Argon* ist aufgrund der mangelhaften Plasmaunterdrückung als Prozeßgas für das Schweißen von Aluminium mit CO₂-Laser nicht geeignet. Durch *Stickstoff* lassen sich Prozeßinstabilitäten in allen Geschwindigkeitsbereichen nahezu vollständig verhindern. Es wird ein Erklärungsansatz diskutiert, nachdem diese Eigenschaft auf die Strömungsumkehr der Marangoni-Strömung zurückzuführen ist. Die insgesamt größte Prozeßsicherheit wurde durch *Helium-Argon Mischungen* erzielt, so daß für Untersuchungen zum Einfluß der Nahtarten diese Prozeßgas Mischung eingesetzt wurde.

Im zweiten Abschnitt der Arbeit wurde ein neuer Lösungsansatz für einige besonders relevante Fragestellungen beim Laserstrahlschweißen von **Mischverbindungen aus Aluminiumguß- und Aluminiumknetwerkstoffen** vorgestellt.

Ziel war es, durch die **konstruktive Gestaltung der Nahtart**, die Spaltüberbrückbarkeit und die Toleranz gegen seitlichen Strahlversatz zu erhöhen, Heißrisse zu vermeiden sowie die Wasserstoffporosität in der Schweißnaht zu reduzieren.

Als Vertreter der Gußwerkstoffe wurden die Legierungen AlSi7Mg0,3 , AlSi11 und AlSi8Cu3 untersucht. Die Werkstoffe wurden jeweils mit den Knetlegierungen AlSi1,2Mg0,4 und AlMgSi verschweißt. Um den Einfluß der Nahtarten zu ermitteln wurden I-Nähte am Überlappstoß, I-Nähte am Stumpfstoß (mit Badsicherung und Zentrierlippe) sowie Kehlnähte am Stumpf- und Überlappstoß geschweißt.

Die hohe Strahlintensität die zum Laserschweißen von Aluminium notwendig ist, führt einerseits zu den gewünschten hohen Schweißgeschwindigkeiten und zu einem geringen Verzug der Bauteile, andererseits aber auch zur Ausbildung von sehr schlanken Schweißnähten. Daher sind die Spaltüberbrückung und die Toleranz für den zulässigen Strahlversatz für einen robusten Schweißprozeß von besonderer Bedeutung.

Die Grenzwerte für die **Spaltüberbrückbarkeit** sind durch Geometrieänderungen der Naht, Reduzierung des tragenden Querschnittes sowie das Auftreten von Bindefehlern definiert. Es konnte gezeigt werden, daß durch die Gestaltung der Nahtart die Spaltüberbrückung ohne Verwendung von Zusatzmaterial verbessert werden kann. Eine hohe Spaltüberbrückung wird durch Nahtarten gewährleistet, die in der Schmelzzone Zusatzmaterial zum Füllen des Spaltes zur Verfügung stellen. Vorteilhaft ist die Verwendung von Nahtarten bei denen die Gesamtblechdicke größer ist als die *Nahtdicke*. Bei diesen Nahtarten wird das Durchfallen des Strahls durch den Fügespalt verhindert.

Der **Strahlversatz** wird als Abstand zwischen dem Laserstrahl und der Stoßmitte definiert. Durch diese Positionstoleranz kann es zu Geometrieänderungen der Naht, Bindefehlern und Veränderungen der Festigkeitseigenschaften der Schweißnaht kommen. Ausschlaggebender Parameter für die Toleranz einer Nahtart gegen Bindefehler ist die in der Arbeit eingeführte *kritische Nahtbreite*. Durch gezielte Auswahl von Nahtarten mit großer *kritischer Nahtbreite* kann die Toleranz gegen seitlichen Strahlversatz ohne Verwendung von Zusatzmaterial deutlich verbessert werden.

Durch die Kombination von Gußlegierungen mit hohem Siliziumgehalt und Knetlegierungen mit niedrigem Siliziumgehalt kann es in der Naht zu einer **heißrißgefährdeten Legierungszusammensetzung** kommen. Durch Auswahl der Nahtart ist eine gezielte Höherlegierung der Naht und damit die Vermeidung von Heißrissen ohne Verwendung von Zusatzmaterial möglich. Ausschlaggebend für den Einfluß der Nahtart auf die Heißrißanfälligkeit von Mischverbindungen ist die Beeinflussung des *Schmelzflächenverhältnisses* zwischen den Fügepartnern.

Bei I-Nähten am Überlappstoß wird das Schmelzflächenverhältnis und damit die Heißrißneigung durch das Einschweißtiefenverhältnis (d/t) und die Schmelzzonenform bestimmt. Wird als Einstrahlseite die Knetlegierung gewählt, so muß zur Vermeidung von Heißrissen eine legierungsabhängige Mindesteinschweißtiefe eingehalten werden. Trifft der Laserstrahl auf die Gußlegierung auf, so sinkt die Heißrißneigung mit sinkender Einschweißtiefe. Heißrißgefährdete Legierungszusammensetzungen treten erst bei sehr hohen Einschweißtiefenverhältnissen auf, die im Karosseriebau nicht erreicht werden. I-Nähte und Kehlnähte am Stumpfstoß sind aufgrund der günstigen Schmelzflächenverhältnisse ($R \geq 1$) bei allen untersuchten Mischverbindungen heißrißfrei zu schweißen.

Die Zunahme der **Wasserstoffporosität** in der Schweißnaht gegenüber dem Grundmaterial ist im wesentlichen auf die Wasserstoffaufnahme aus oxidierten und verunreinigten Werkstückoberflächen während des Schweißens zurückzuführen. Es besteht ein eindeutiger Zusammenhang zwischen der beim Schweißen pro Nahtvolumen aufgeschmolzenen Oxidschichtfläche (*relative Oxidoberfläche*) und der Wasserstoffporosität der Naht. Da sich die untersuchten Nahtarten in der *relativen Oxidoberfläche* deutlich unterscheiden, kann durch die Auswahl der Nahtart eine signifikante Reduzierung der Wasserstoffporosität ohne Entfernung oder Reinigung der Oxidschicht erzielt werden.

Insgesamt konnte im zweiten Abschnitt der Arbeit gezeigt werden, wie durch die **konstruktive Gestaltung der Nahtart** signifikante Verbesserungen bei den Toleranzanforderungen des Prozesses (Robustheit des Prozesses) und der Schweißnahtqualität zu erzielen sind.

Ausblick

Zum Zeitpunkt der Untersuchungen konnten die notwendigen hohen Einschweißtiefen und Schweißgeschwindigkeiten ausschließlich mit CO₂-Lasern erreicht werden. Daher wurden die Experimente mit einem CO₂-Laser mit einer Leistung von 5 kW auf dem Werkstück und einem Fokusbereich von 0,4 mm durchgeführt. Durch die Weiterentwicklung der Lasertechnologie im Bereich der diodengepumpte Stab- und Scheibenlaser werden in Zukunft auch Festkörperlaser zur Verfügung stehen, die mit ihren Strahleigenschaften in Bereiche vordringen, die bisher den CO₂-Lasern vorbehalten waren.

Die Ergebnisse zur Prozeßsicherheit beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumgußlegierungen weisen eine Reihe wellenlängenabhängiger Phänomene auf. Die Übertragung der Ergebnisse vom CO₂-Laser auf den Festkörperlaser ist daher nicht ohne weiteres möglich. Dagegen ist bei den Untersuchungen zum Einfluß der Nahtarten kein Wellenlängeneinfluß zu erwarten. Die gewonnenen Erkenntnisse und Konstruktionsempfehlungen können daher auch eine wichtige Basis für das Schweißen von Aluminiummischverbindungen mit Nd:YAG-Lasern hoher Leistung und Strahlqualität sein.

Literatur

- [1] RAPP, J.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Laser beam welding of aluminium alloys*. In: Dausinger, F.; Bergmann, H.W.; Sigel, J. (Hrsg.): Proceedings of the 6th European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT '96, Stuttgart (D), 1996. Wiesbaden: AWT, 1996, S. 97.
- [2] DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Prozeßadäquate Systemtechnik als Schlüssel für das Aluminiumschweißen*. In: Geiger, M. (Hrsg.): Schlüsseltechnologie Laser: Herausforderung an die Fabrik 2000, Bamberg: Meisenbach, 1995. S. 21.
- [3] RAPP, J.: *Laserschweißseignung von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Leichtbau*. Universität Stuttgart, Dissertation, 1996. Stuttgart: Teubner, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung Forschungsberichte des IFSW).
- [4] RAPP, J.; BECK, M.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Fundamental approach to the weldability of aluminium- and copper-alloys*. In: Proceedings of the 5th European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT'94, Bremen (D), 1994. Düsseldorf: DVS, 1994 (DVS-Berichte Band 163), S.313.
- [5] DAUSINGER, F.: *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozeßeffektivität*. Universität Stuttgart, Habilitationsschrift, 1994. Stuttgart: Teubner, 1995 (Laser in der Materialbearbeitung Forschungsberichte des IFSW).
- [6] HÜGEL, H.; DAUSINGER, F.: *Innovative Ansätze zur laserbasierten Füge- und Oberflächentechnik*. In: Jüpner, W.; Sepold, G. (Hrsg.): Lasermaterialbearbeitung im Transportwesen: Beiträge zum 3. Laseranwenderforum LAF'97, Bremen (D), 1997. Bremen: BIAS, 1997 (Strahltechnik Bd.5), S. 103 - 112.
- [7] SCHUBERT, E.; KLASSEN, M.; SKUPIN, J.; SEPOLD, G.: *Prozeßsicherheit beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen*. In: Jüpner, W.; Sepold, G. (Hrsg.): Lasermaterialbearbeitung im Transportwesen: Beiträge zum 3. Laseranwenderforum LAF'97, Bremen (D), 1997. Bremen: BIAS, 1997 (Strahltechnik Bd.5), S.191 - 202.

- [8] BERKMANN, J.; BEHLER, K.; BEYER, E.: *Mechanical properties of laser welded aluminium joints*. In: Vortragsband des 25. Int. Symp. Automotive technology & automation ISATA '92, Florence(I), 1992, S. 453.
- [9] RADAJ, D.; KOLLER, R.; DILTHEY, U.; BUXBAUM, O.; WELSCH, F.; FUEST, D.; SONSINO, C.M.; MÜLLER, F.; RIEF, A.; HORNIG, H.; WEIBEL, K.-P.; STEIB, E.: *Laserschweißgerechtes Konstruieren: Beiträge zu innovativen Fertigungsverfahren*. Stuttgart, Daimler-Benz Forschung und Technik, 1993.
- [10] GEIGER, M.; HOFFMANN, P.; SCHULTZ, M.: *Schlüsseltechnologie Laser: Innovationen für den Fahrzeugleichtbau*. In: Dausinger, F.; Bergmann, H.W.; Sigel, J. (Hrsg.): Proceedings of the 6th European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT '96, Stuttgart (D), 1996. Wiesbaden: AWT, 1996, S. 31-40.
- [11] SANDERS, R. E.; WOOD, C. L.: *Design for aluminium recycling : Coordination of material specifications among designers can raise aluminium scrap value and facilitate recycling*. Automotive Engineering (1993), Oktober, S. 65 - 68.
- [12] KOEWIUS, A.: *Der Leichtbau des Serienautomobils erreicht eine neue Dimension, Teil I*. ALUMINIUM 70 (1994).
- [13] HACK, G.: *Tut uns light*. Auto Motor Sport 18 (1993).
- [14] ZIMMERMANN, D.: *Neue Konstruktionen eröffnen Aluminium neue Märkte*. VDI nachrichten (1992), Nr. 3.
- [15] ROTTLÄNDER, H.-P.: *Future perspectives of lightweight car design in automobile manufacturing*. In: Conference Proceeding : IIW Seminar - Trends in welding of lightweight automotive and railroad vehicles. Wels (A), 1997.
- [16] Norm DIN EN 10130 02.99. *Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichem Stahl zum Kaltumformen - Technische Lieferbedingungen*.
- [17] Norm DIN EN 755 Teil 2 08.97: *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Stranggepreßte Stangen, Rohre und Profile – Mechanische Eigenschaften*.
- [18] CORNILLE Jr., H. J.: *A High volume aluminium automotive body structure: The benefits and the challenges*. In: Automotive Body Design and Engineering IBEC'93, 1993, S. 5 – 21.

- [19] WURL, W.: *Stand der Entwicklung von Aluminium-Karosserien für Kraftfahrzeuge*. In: VDI-Gesellschaft Werkstofftechnik (Hrsg.): Tagungsband des VDI-Werkstofftages '94 : Leichtbaustrukturen und leichte Bauteile, Duisburg (D), 1994. Düsseldorf: VDI, 1994 (VDI Bericht Nr. 1080), S.55 - 64.
- [20] BUCHHEIM, R.: *Future use of materials in automotive manufacturing taking account of energy, cost and ecology*. In: Proc. ATA-MAT 94 Structural materials and processes for the transportation industry, Torino (I), 1994, S.1 - 14.
- [21] BORELLA, A. et al: *Overview of ALURES activities for automotive applications*. In: Proc. ATA-MAT 94 Structural materials and processes for the transportation industry, Torino (I), 1994, S. 411 - 424.
- [22] MC CURLE; R. H. G.: *The aluminium intensive vehicle : A cost-effective lightweight structure for the automotive industry*. Vortragsabdruck C399/12 anlässlich Auto-Tech '89; Seminar der Institution of Mechanical Engineers, Titel: Vehicle Structures Alternatives to Mild Steel.
- [23] *Innovationen für die Automobilindustrie*. Ingenieur-Werkstoffe 4 (1992), Nr.3, S.40 - 41.
- [24] RADLMAYR, K.M.; SZINYUR, J.; BLAIMSCHEIN, M.; PICHLER, A.: *Comparison of the processing behaviour of mild and high-strength steel grades and of standard aluminium alloys*. In: Conference Proceeding zum IIW Seminar Trends in welding of lightweight automotive and railroad vehicles. Wels (A), 1997, S. 179 – 197.
- [25] HUFNAGEL, W. (Hrsg.): *Aluminium-Taschenbuch*. 14. Aufl. Düsseldorf: Aluminium, 1988.
- [26] Norm DIN EN 485 Teil 2 11.92: *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Bänder, Bleche und Platten - Mechanische Eigenschaften*.
- [27] KAMPMANN, L.; FURRER, P.: *Aluminium Tailored Blanks : Alloys and welding processes*. In: Conference Proceeding zum IIW Seminar Trends in welding of lightweight automotive and railroad vehicles. Wels (A), 1997, S. 127 – 135.
- [28] POLMEAR, I.J.: *Light Alloys : Metallurgy of Light Alloys: Second Edition*. 1989.

- [29] SCHLOTT, S.: *Legierung für innen und außen*. Automobil Entwicklung (2001), Januar, S.76.
- [30] OSTERMANN, F.: *Aluminium-Werkstoffe für den Automobilbau*. In: Ostermann, F. (Hrsg.): *Aluminium-Werkstofftechnik für den Automobilbau*. Ehningen: Expert, 1992 (Kontakt und Studium; Bd. 375), S. 1.
- [31] Norm DIN 1725 Teil 1 02.83: *Aluminiumlegierungen – Knetlegierungen (zurückgezogen 05/97)*.
- [32] Norm DIN EN 1706 06.98: *Aluminium und Aluminiumlegierungen – Gußstücke – Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften*.
- [33] Norm DIN 1725 Teil 2 09.73: *Aluminiumlegierungen – Gußlegierungen – Sandguß, Kokillenguß, Druckguß (zurückgezogen 02/86)*.
- [34] GOLDHOFER, G.: *Crashsimulation von geschweißten Aluminiumkarosserien mit Berücksichtigung der Wärmeeinflußzone*. Universität der Bundeswehr München, Dissertation, 1997.
- [35] ALTENPOHL, D.: *Aluminium von innen betrachtet : Eine Einführung in die Metallkunde der Aluminiumverarbeitung*. 3. Aufl. Düsseldorf: Aluminium, 1972.
- [36] HIRSCH, J.: *Aluminiumwerkstoffe für die Automobiltechnik*. In: Kolloquiumsband des zweiten Industriekolloquium "Fertigen in Feinblech" Innovative Werkstoff- und Fertigungskonzepte für den Leichtbau, Clausthal (D), 2000. SFB 362 (2000), S. 272 - 287.
- [37] HÜTTNER, B.: *Optical properties of metals in the solid and liquid state: aluminium, indium, lead*. In: Dausinger, F.; Bergmann, H.W.; Sigel, J. (Hrsg.): *Proceedings of the 6th European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT '96*, Stuttgart (D), 1996. Wiesbaden: AWT, 1996, S.637 – 644.
- [38] SEMAK, V. V.; HOPKINS, J. A.; McCAY, M. H.; McCAY, T. D.: *A concept for a hydrodynamic model of keyhole formation and support during laser welding*. In: McCay, T.D.; Matsunawa, A.; Hügel, H. (Hrsg.): *Tagungsband der 13. internationalen Konferenz Applications of Lasers and Electrooptics ICALEO'94*, Orlando (USA), 1994. Orlando: LIA, 1995 (vol. 79).

- [39] HÜGEL, H.: *Strahlwerkzeug Laser : Eine Einführung*. Stuttgart: Teubner, 1992 (Teubner Studienbücher Maschinenbau).
- [40] BECK, M.: *Modellierung des Lasertiefschweißens*. Universität Stuttgart, Dissertation, 1995. Stuttgart: Teubner, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung Forschungsberichte des IFSW).
- [41] SAKAMOTO, H. : SHIBATA, K. : DAUSINGER, F.: *Laser Welding of different Aluminium Alloys*. In: Mordike, B. L. (Hrsg.): Proceedings of the 4th European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT '92, Göttingen, 1992. Oberursel: DGM, 1992, S.125.
- [42] DAUSINGER, F.; RAPP, J.; HOHENBERGER, B.; HÜGEL, H.: *Laser beam welding of aluminum alloys : State of the art and recent developments*. In: Roessler, D.M. (Hrsg.): Proceedings of the international body engineering conference IBEC'97, Stuttgart, 1997. Warren: Automotive Technology Group, 1997, S. 38 - 46.
- [43] KOBER, F.: *Theoretische Bestimmung thermischer Materialparameter von Mehrstoff - Legierungssystemen beim Laser-Tiefschweißen*. Universität Stuttgart, Studienarbeit, 1993 (Institut für Strahlwerkzeuge IFSW 93-45).
- [44] BERKMANN, J.: *Steigerung der Prozeßstabilität beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit Strahlleistungen bis 6 kW und Tragverhalten der Verbindungen*. Technische Hochschule Aachen, Dissertation, 1997. Aachen: Shaker, 1998 (Berichte aus der Lasertechnik).
- [45] RAPP, J.; GLUMANN, C.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *The effect of magnesium evaporation in laser welding of aluminium alloys*. In: 5^{eme} Colloque international sur le soudage et la fusion par faisceaux d' electrons et laser CIS FFEL'93, S. 275 - 282.
- [46] GIECK, K.: *Technische Formelsammlung*. 29. dt. Aufl. Heilbronn: Gieck, 1989.
- [47] STRASSL, H.: *Karosserie : Aufgaben, Entwurf, Gestaltung, Konstruktion, Herstellung*. Beiträge zur Technikgeschichte für die Aus- und Weiterbildung. München: Deutsches Museum, 1984.
- [48] SOKOLOWSKI, W.: *Diagnostik des laserinduzierten Plasmas beim Schweißen mit CO₂-Lasern*. Universität Aachen, Dissertation, 1992.
- [49] BEYER, E.: *Einfluß des laserinduzierten Plasmas beim Schweißen mit CO₂-Laser*. Technische Hochschule Darmstadt, 1984. Düsseldorf: DVS, 1985.

- [50] BECK, M.: *A survey of modeling laser deep welding*. In: Dausinger, F.; Bergmann, H.W.; Sigel, J. (Hrsg.): *Proceedings of the 6th European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT '96*, Stuttgart, 1996. Wiesbaden: AWT, 1996, S. 61-70.
- [51] SCHELLHORN, M.; EICHHORN, A.; HOHENBERGER, B.: *Einfluß der Laserwellenlänge auf die mittlere Temperatur von laserinduzierten Plasmen*. In: Frühjahrstagung der DPG. Mainz (D), 1997. DPG (VI) 32, 1997, S. 221.
- [52] ALFVÉN, H.; FÄLLTHAMMAR, C. G.: *Cosmical Electrodynamics*. Oxford: University Press, 1963.
- [53] LANCASTER, J. F. (Hrsg.): *The Physics of Welding*. Second Edition. (International series on material science of technology). The International Institute of Welding, Pergamon Press, 1986.
- [54] SCHELLHORN, M.; EICHHORN, A.: *Spectroscopic investigations of CO and CO₂ laser induced aluminum welding plasmas*. In: Hall, D.R.; Baker, H.J.(Hrsg.): *Proc. GCL/HPC '96*. Edinburgh (UK), 1997. Bellington, WA: SPIE Vol. 3092, 1997. S. 522 - 525.
- [55] BECK, M.; KERN, M.; BERGER, P. HÜGEL, H.: *Einfluß der Plasmawolke auf Einkopplung und Prozeßstabilität beim Lasertiefschweißen mit CO₂-Lasern*. *Laser und Optoelektronik* 28 (1996), Nr.4, S. 72 - 78.
- [56] SCHELLHORN, M.: *CO-Hochleistungslaser: Charakteristika und Einsatzmöglichkeiten beim Schweißen*. Universität Stuttgart, Dissertation, 2000. München: UTZ-Verlag, 2000 (Laser in der Materialbearbeitung Forschungsberichte des IFSW).
- [57] MARTUKANITZ, R.P.; SMITH, D.J.: *Laser welding of aluminum alloys for automotive applications* : Pennstate Applied Research Laboratory : Technical Memorandum File No. 95-056, 1995.
- [58] STEINMETZ, H.: *Erweiterung der Anwendungspotentiale des Laserschweißens durch gezielte Beeinflussung des Fokuseometrie*. Universität Stuttgart, Diplomarbeit, 1997 (Institut für Strahlwerkzeuge DA 97-31).

- [59] HOHENBERGER, B.: *Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokustechnik – Steigerung von Prozeßstabilität, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung*. Universität Stuttgart, Dissertation, 2002. München: UTZ-Verlag, 2003 (Laser in der Materialbearbeitung Forschungsberichte des IFSW).
- [60] GLUMANN, C.: *Verbesserte Prozeßsicherheit und Qualität durch Strahlkombination beim Laserstrahlschweißen*. Universität Stuttgart, Dissertation, 1996. Stuttgart: Teubner, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung Forschungsberichte des IFSW).
- [61] GLUMANN, C. ET AL: *Welding with a combination of two CO₂-lasers – advantages in processing and quality*. In: Proc. ICALEO '93, Laser Institute of America 1993, S. 239ff.
- [62] DAUSINGER, F.; HACK, R.: *Multi-beam technique to increase power, flexibility and quality*. In: Proceedings of the 6th ECLAT, Stuttgart, 1996, S. 19ff.
- [63] IWASE, T.; SHIBATA, K.; SAKAMOTO, H.; DAUSINGER, F.; HOHENBERGER, B.; MÜLLER, M.; MATSUNAWA, A.; SETO, N.: *Real Time X-ray Observation of Dual Focus Beam welding of Aluminium Alloys*. In: Proceedings of the Lasers Materials Processing Symposium ICALEO '00, LIA, 2000, Section-C, S. 26ff.
- [64] SCHITTENHELM, H.; MUELLER, J.; BERGER, P.; HUEGEL, H.: *Investigations on cw CO₂-laser induced welding plasmas using differential interferometry*. Paper presented at ICALEO 1998. In: Proc. ICALEO 1999, San Diego, CA. Orlando, FL: LIA, 1999.
- [65] MUELLER, J.; SCHITTENHELM, H.: *Plasma Plume Diagnostics in CO₂-Laser welding*. Vorträge zum International Workshop on Stability of Laser Beam Welding – compact disc. Hirschegg (D), 2000.
- [66] KUTSUNU, M.: *CO₂ laser welding of A2219, A5083, and A6036 aluminium alloys*. Welding in the World : Le Soudage dans la Monde 31 (1993), Nr. 2, S. 126 - 135.
- [67] RADAJ, D.: *Schweißprozeßsimulation - Grundlagen und Anwendungen*. Düsseldorf: DVS, 1999 (Fachbuchreihe Schweißtechnik Bd. 141).

- [68] MÜLLER, M.G.; SCHINZEL, C.; HOHENBERGER, H.: *Slow Motion Video Analysis of the Laser Welding Process - General Considerations*. Vorträge zum International Workshop on Stability of Laser Beam Welding – compact disc. Hirschegg (D), 2000.
- [69] BINROTH, C.: *Beitrag zur Prozeßstabilität beim CO₂-Laserstrahlschweißen von Aluminium mit Zusatzdraht*. Universität Bremen, Dissertation, 1995. Bremen: BIAS, 1996 (Strahltechnik Band 1).
- [70] KERN, M.; BERGER, P.; HÜGEL, H.: *Beeinflussung der Schweißnahtqualität beim CO₂-Laserstrahlschweißen durch magnetofluidynamische Effekte*. Schneiden und Schweißen 52 (2000), Nr. 3, S. 140 - 148.
- [71] Norm DIN 8528 Blatt 1 06.73: *Schweißbarkeit - metallische Werkstoffe - Begriffe*.
- [72] NEUMANN, A.: *Aluminium-Schweißkonstruktionen : Grundlagen, Berechnung, Gestaltung und Anwendung*. Berlin: VEB, 1966.
- [73] STEFFENS, H.-D.; BAE, S.-C.; KILLING, U.: *Untersuchungen zum Schweißverhalten der warmushärtenden Aluminiumlegierung AlMgSi0,7*. Schweißen und Schneiden 38 (1986), Nr. 12, S. 620 – 623.
- [74] SCHOER, H.: *Schweißen und Hartlöten von Aluminiumwerkstoffen*. Düsseldorf: DVS, 1998 (Fachbuchreihe Schweißtechnik Bd. 137).
- [75] BIERMANN, B. A.: *Schneiden und Schweißen von Titan- und Aluminium-Luftfahrtlegierungen mit dem CO₂-Laser*. Technische Fakultät der Universität Erlangen-Nürnberg, Dissertation, 1993.
- [76] KOU, S.: *Welding metallurgy*. John Wiley & Sons, 1987.
- [77] ANIK, S.; DORN, L.: *Metallphysikalische Vorgänge beim Schweißen – Schweißbeugung von Aluminiumwerkstoffen*. Schweißen und Schneiden 42 (1990), Nr. 9, S. 456 - 459.
- [78] Norm DIN 1732 Teil 1 06.88: *Schweißzusätze für Aluminium und Aluminiumlegierungen - Zusammensetzung, Verwendung und technische Lieferbedingungen*.

- [79] HILBINGER, R. M.; BERGMANN, H. W.: *Numerische Simulation der Heißrißbildung von Aluminium*. In: Vorträge der Großen Schweißtechnischen Tagung Schweißen und Schneiden '95, Essen, 1997. Düsseldorf: DVS, 1997 (DVS-Berichte Bd. 186).
- [80] SEPOLD, G.; ZUO, T. C.; BINROTH, C.; HEIDER, P.; RADSCHEIT, C.: *Zwischenberichte 1-7 zum EUREKA-Verbundprojekt[EU42] : Leichte Werkstoffe für Transportsysteme*. Bremen, 1989-1992.
- [81] HEIDER, P.: *Lasergerechte Konstruktion und lasergerechte Fertigungsmittel zum Schweißen großformatiger Aluminiumstrukturbauteile*. Düsseldorf: VDI, 1994 (Fortschrittberichte VDI Reihe 2 Fertigungstechnik Nr. 326).
- [82] PROKHOROW, N. N.: *Theorie und Verfahren zur Bestimmung der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen*. Schweißtechnik 18 (1968), Nr. 1; S. 8 - 11.
- [83] Norm DIN 8563 Teil 12 11/95: *Sicherung der Güte von Schweißarbeiten Elektronenstrahl und Laserstrahl Schweißverbindungen an Aluminium und seinen schweißgeeigneten Legierungen - Richtlinie für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten* (identisch mit prEN12185).
- [84] RUGE, J.; LUTZE, P.: *Eignung von Aluminiumdruckguß zum Plasma- und Elektronenstrahlschweißen : Gasgehalt von Druckguß und Folgen für das Schweißen*. Schweißen und Schneiden 41 (1989), Nr. 5, S. 225 - 229.
- [85] FEICHTINGER, K. H.: *Wasserstoff in Aluminium*. In: Vortragsband Gase in Metallen. Oberursel: DGM, 1983.
- [86] LUTZE, P. ; RUGE, J.: *Wasserstoff in Aluminium und seinen Legierungen*. Metall 44 (1990), Nr. 8.
- [87] KOSTRON, H.: *Aluminium und Gas. 2. Teil : Blasen und Poren in Knetmaterial*. Metallkunde 43 (1952), Nr. 11, S. 373 - 387.
- [88] RUGE, J.; LUTZE, P.: *Gasgehalt und Schweißbarkeit von Druckgußstücken aus Aluminium*. Aluminium 61 (1985), Nr. 10, S. 742 - 746.
- [89] GERIDÖNMEZ, Ö.: *Hauptursachen der Porenbildung beim Schutzgasschweißen von Aluminium und ihre Vermeidung*. Metall 30 (1976), Nr.12, S. 1137 - 1150.

- [90] OVCHINNIKOV V.V., REDCHITS V.V.: *Two mechanisms of formation of nuclei of gas bubbles in welding lithium-alloyed aluminium alloys*. Welding International 7 (1993), Nr.2, S. 150 - 153.
- [91] MATSUNAWA, A.; SETO, N.; KIM, J.-D; MIZUTANI, M.; KATAYAMA, S.: *Dynamics of Keyhole an Molten Pool in High Power CO₂ Laser Welding*. Vorträge zum International Workshop on Stability of Laser Beam Welding – compact disc. Hirschegg (D), 2000.
- [92] NÖRENBERG, K.; RUGE, J.: *Wasserstoffporosität beim Schmelzschweißen von Aluminiumwerkstoffen, Teil 2*. Aluminium 68 (1992), Nr. 5; S. 406 - 411.
- [93] RUGE, J; LUTZE, P; NÖRENBERG, K.: *Eignung von Aluminiumdruckguß zum Plasma- und Elektronenstrahlschweißen : Entgasungsmechanismen und Nahtgüte*. Schweißen und Schneiden 41 (1989), Nr. 7.
- [94] RUGE, J.; LUTZE, P.: *Gasgehalt und Schweißbarkeit von Druckgußstücken aus Aluminium, Teil 2*. Aluminium 61 (1985), Nr. 11, S. 817 - 820.
- [95] SEPOLD, G.; ZUO, T. C.; BINROTH, C.: *CO₂-Laser beam welding of aluminium alloys for transport systems* : IIW DOC.IV-539-90, 1990.
- [96] Norm EN ISO 11145 11.94: *Optik und optische Instrumente - Laser und Laseranlagen - Begriffe und Formelzeichen*.
- [97] RAPP, J.; GLUMANN, C.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Laser welding of aluminium alloys with CO₂-lasers : weld quality and mechanical properties*. In: Proceedings of the 26th International Symposium on Automotive Technology and Automation ISATA'93, Aachen, 1993. Croydon: Automotive Automation Ltd., 1993, S. 95 - 102.
- [98] Norm DIN 50120 Teil 101 04.98: *Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen. Heißrißprüfung für Schweißungen - Allgemeines*.
- [99] Norm DIN 50120 Teil 102 04.98: *Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Heißrißprüfung für Schweißungen – Selbstbeanspruchte Prüfungen*.

- [100] Norm DIN 50120 Teil 103 05.99: *Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Heißrißprüfung für Schweißungen – Fremdbeanspruchte Prüfungen.*
- [101] Norm DIN 50123 04.77: *Prüfung von Nichteisenmetallen – Zugversuch an Schweißverbindungen – Schmelzgeschweißte Stumpfnähte* (zurückgezogene Norm, Nachfolgenorm DIN EN 895 05/99).
- [102] Norm EN 10002 Teil 1 04.91: *Metallische Werkstoffe – Zugversuch - Prüfverfahren (bei Raumtemperatur).*
- [103] Norm DIN EN 755 Teil 1 08.87: *Aluminium und Aluminiumlegierungen – Stranggepreßte Stangen, Rohre und Profile - Technische Lieferbedingungen.*
- [104] SEMAK, V.; MATSUNAWA, A.: *The simulation of the front keyhole wall dynamics during laser welding.* J. Phys. D: apply. Phys. 30, 1997, S.809ff.
- [105] STUBY, K.: *Einfluß der Werkstoffoberfläche und der Prozeßgasart auf die Energieeinkopplung und die Nahteigenschaften beim Schweißen von AlMg-Si1 mit CO₂-Laser.* Universität Stuttgart, Studienarbeit, 1993 (Institut für Strahlwerkzeuge IFSW 93-43).
- [106] MOISSEL, M.: *Verfahrensentwicklung zum robotergestützten Laserschweißen von Aluminium-Karosserieblech.* Universität Stuttgart, Diplomarbeit, 1992 (Institut für Strahlwerkzeuge IFSW 92-55).
- [107] BACHHOFER, A.: *Schneiden und Schweißen von Aluminiumwerkstoffen mit Festkörperlasern für den Karosserierohrbau.* Universität Stuttgart, Dissertation, 2000. München: UTZ-Verlag, 2000 (Laser in der Materialbearbeitung Forschungsberichte des IFSW).
- [108] BACHHOFER, A.; RAPP, J.; SCHINZEL, C.; HEIMERDINGER, C.; HÜGEL, H.: *Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen unter reaktiver Schutzgasatmosphäre. Teil I: Energieeinkopplung und Prozeßstabilität.* Aluminium 73 (1997) Nr. 11, S. 790.
- [109] FUHRICH, T.; BERGER, P.; HÜGEL, H.: *Marangoni effect in deep penetration welding of steel.* In: Christensen, P.; Herman, P.; Patel, R. (Hrsg.): *Proceedings of the 18th International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics ICALEO'99, San Diego (CA), 1999.* Orlando: LIA, 2000
- [110] HEIPLE, C.R.; ROPER, J.R.: *Welding Journal* 61 (1982), Nr. 4, S. 97.

- [111] MILLS, K.C.; KEENE, B. J.: *Factors affecting variable weld penetration*. International Materials Reviews 35 (1990), Nr.4, S.185 - 215.
- [112] KEENE, B. J.; MILLS, K.; BROOKS, R. F.: *Surface properties of liquid metals and their effect on weldability*. Materials Science and Technology (1985), Nr.1, S. 568 - 571.
- [113] KEENE, B. J.: *The effect of thermocapillary flow on weld pool profile*. NPL Report DMA(A) 167, National Physical Laboratory, Teddington, 1988.
- [114] TENSİ, H.M.; RÖSCH, R.; XU, C.; SPAIC, S.: *Beeinflussung von Gefüge und Festigkeit einer technischen AlSi-Gußlegierung*. Aluminium. 69 (1993), Nr.7, S. 634 - 640.
- [115] RIEF, A.: *Untersuchung zur Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden und -schweißen in der Rohkarosseriefertigung*. Universität Erlangen-Nürnberg, Dissertation, 1991. München: Hanser, 1991 (Fertigungstechnik-Erlangen, Bd. 24).
- [116] Merkblatt DVS 3203 Teil 4 12.88: *Qualitätssicherung von CO₂-Laserstrahlschweißarbeiten - Nahtvorbereitung und konstruktive Hinweise*.
- [117] GRAVE, M.: *Beitrag zum MIG- und WIG-Schweißen von Aluminiumlegierungen*. Universität Aachen, Dissertation, 1998. Aachen: Shaker, 1998 (Aachener Berichte Fügetechnik Bd. 98,3).
- [118] SCHINZEL, C.: *Laserschweißbarkeit von Aluminium-Knet/Guß-Verbindungen mit der Zweistrahlschweißtechnik für Spaceframe Anwendungen*. Universität Stuttgart, Diplomarbeit, 1995 (Institut für Strahlwerkzeuge DA 95-59).

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich bei all denen bedanken, die durch ihre Unterstützung auf so ganz unterschiedliche Weise zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel für die wissenschaftliche Betreuung dieser Dissertation. Ich habe in dieser Zeit fachlich und persönlich viel von ihm lernen dürfen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Hansgeorg Binz danke ich für die konstruktiven Anregungen und die Übernahme des Koreferats.

Bei meinem Kollegen Herrn Dr.-Ing. Wolfgang Becker bedanke ich mich für die detaillierte Durchsicht des Manuskriptes und die kritische Diskussion.

Herr ing. Pera, Herr ing. Rabino und Herr dott. Manassero haben mir die Durchführung der Arbeiten in den Labors des *Centro Ricerche FIAT* (CRF-Turin) ermöglicht. Dafür bin ich ihnen zu großem Dank verpflichtet.

Den Mitarbeitern und *borsiti* des CRF, vor allem meinen Kollegen Piero Cena, ing. Maurizio Casali, dott. Fabio Perotti und Gianfranco Calo danke ich für die freundschaftliche Zusammenarbeit, und für eine Zeit die mir beruflich und persönlich viel bedeutet.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. habil. Friedrich Dausinger und seinen ehemaligen Mitarbeitern Herrn Dr.-Ing. Jürgen Rapp, Dr.-Ing. Cornelius Schinzel und Dr.-Ing. Bernd Hohenberger danke ich für ihre Diskussionsbereitschaft und ihre wertvollen Hinweise während der Erstellung der Arbeit.

Während meiner Tätigkeit im Team *Lasermaterialbearbeitung* bei DaimlerChrysler hatte ich in den letzten Jahren die Möglichkeit meine Erfahrungen in einer innovationsfreudigen Umgebung einbringen und vielfältig erweitern zu können. Mein Dank hierfür gilt Herrn Dr.-Ing. Hans Josef Haepf, Herrn Dipl.-Ing. Berthold Hopf, Herrn Dipl.-Ing. Ralf Bernhardt sowie allen meinen Kollegen in den Abteilungen PWT/VFT, VAS und VRT.

Meinem Bruder, meinen Schwiegereltern und vor allem meinen Eltern, danke ich dafür, daß ich mich auf ihre Unterstützung immer verlassen konnte und kann.

Der letzte und doch wichtigste Dank gilt meiner Frau Simone. Sie hat mich von den ersten Überlegungen zu dieser Dissertation bis zu den letzten Zeilen immer bedingungslos unterstützt und durch dick und dünn begleitet. – *Ohne Dich würde ich diese Zeilen jetzt nicht schreiben – Danke.*

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart

Forschungsberichte des IFSW von 1992 bis 1999 erschienen im Teubner Verlag, Stuttgart

Zoske, Uwe

Modell zur rechnerischen Simulation von
Laserresonatoren und Strahlführungssystemen
1992, 186 Seiten, ISBN 3-519-06205-4

Gorriz, Michael

Adaptive Optik und Sensorik im
Strahlführungssystem von
Laserbearbeitungsanlagen
1992, vergriffen, ISBN 3-519-06206-2

Mohr, Ursula

Geschwindigkeitsbestimmende
Strahleigenschaften und Einkoppelmechanismen
beim CO₂-Laserschneiden von Metallen
1993, 130 Seiten, ISBN 3-519-06207-0

Rudlaff, Thomas

Arbeiten zur Optimierung des
Umwandlungshärtens mit Laserstrahlen
1993, 152 Seiten, ISBN 3-519-06208-9

Borik, Stefan

Einfluß optischer Komponenten auf die
Strahlqualität von Hochleistungslasern
1993, 200 Seiten, ISBN 3-519-06209-7

Paul, Rüdiger

Optimierung von HF-Gasentladungen für schnell
längsgeströimte CO₂-Laser
1994, 149 Seiten, ISBN 3-519-06210-0

Wahl, Roland

Robotergeführtes Laserstrahlschweißen mit
Steuerung der Polarisationsrichtung
1994, 150 Seiten, ISBN 3-519-06211-9

Frederking, Klaus-Dieter

Laserlöten kleiner Kupferbauteile mit geregelter
Lotdrahtzufuhr
1994, 139 Seiten, ISBN 3-519-06212-7

Grünwald, Karin M.

Modellierung der Energietransferprozesse in
längsgeströimten CO₂-Lasern
1994, 158 Seiten, ISBN 3-519-06213-5

Shen, Jialin

Optimierung von Verfahren der
Laseroberflächenbehandlung mit gleichzeitiger
Pulverzufuhr
1994, 160 Seiten, ISBN 3-519-06214-3

Arnold, Johannes M.

Abtragen metallischer und keramischer
Werkstoffe mit Excimerlasern
1994, 192 Seiten, ISBN 3-519-06215-1

Holzwarth, Achim

Ausbreitung und Dämpfung von Stoßwellen in
Excimerlasern
1994, 153 Seiten, ISBN 3-519-06216-X

Dausinger, Friedrich

Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und
Prozeßeffektivität
1995, 143 Seiten, ISBN 3-519-06217-8

Meiners, Eckhard

Abtragende Bearbeitung von Keramiken und
Metallen mit gepulstem Nd:YAG-Laser als
zweistufiger Prozeß
1995, 120 Seiten, ISBN 3-519-06222-4

Beck, Markus

Modellierung des Lasertiefschweißens
1996, 160 Seiten, ISBN 3-519-06218-6

Breining, Klaus

Auslegung und Vermessung von
Gasentladungsstrecken für CO₂-
Hochleistungslaser
1996, 131 Seiten, ISBN 3-519-06219-4

Griebsch, Jürgen

Grundlagenuntersuchungen zur
Qualitätssicherung beim gepulsten
Lasertiefschweißen
1996, 133 Seiten, ISBN 3-519-06220-8

Krepsat, Walter

Aerodynamische Fenster für industrielle
Hochleistungslaser
1996, 144 Seiten, ISBN 3-519-06221-6

Xiao, Min

Vergleichende Untersuchungen zum Schneiden
dünner Bleche mit CO₂- und Nd:YAG-Lasern
1996, 118 Seiten, ISBN 3-519-06223-2

Glumann, Christiane

Verbesserte Prozeßsicherheit und Qualität durch
Strahlkombination beim Laserschweißen
1996, 143 Seiten, ISBN 3-519-06224-0

Gross, Herbert

Propagation höhermodiger Laserstrahlung und
deren Wechselwirkung mit optischen Systemen
1996, 191 Seiten, ISBN 3-519-06225-9

Rapp, Jürgen

Laserschweißseignung von Aluminiumwerkstoffen
für Anwendungen im Leichtbau
1996, 202 Seiten, ISBN 3-519-06226-7

Wittig, Klaus

Theoretische Methoden und experimentelle Verfahren zur Charakterisierung von Hochleistungslaserstrahlung
1996, 198 Seiten, ISBN 3-519-06227-5

Grünenwald, Bernd

Verfahrensoptimierung und Schichtcharakterisierung beim einstufigen Cermet-Beschichten mittels CO₂-Hochleistungslaser
1996, 160 Seiten, ISBN 3-519-06229-1

Lee, Jae-Hoon

Laserverfahren zur strukturierten Metallisierung
1996, 154 Seiten, ISBN 3-519-06232-1

Albinus, Uwe N. W.

Metallisches Beschichten mittels PLD-Verfahren
1996, 144 Seiten, ISBN 3-519-06233-X

Wiedmaier, Matthias

Konstruktive und verfahrenstechnische Entwicklungen zur Komplettbearbeitung in Drehzentren mit integrierten Laserverfahren
1997, 129 Seiten, ISBN 3-519-06228-3

Blöehs, Wolfgang

Laserstrahlhärten mit angepassten Strahlformungssystemen
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06230-5

Bea, Martin

Adaptive Optik für die Materialbearbeitung mit CO₂-Laserstrahlung
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06231-3

Stöhr, Michael

Beeinflussung der Lichtemission bei mikrokanalgekühlten Laserdioden
1997, 147 Seiten, ISBN 3-519-06234-8

Plaß, Wilfried

Zerstörschwellen und Degradation von CO₂-Laseroptiken
1998, 158 Seiten, ISBN 3-519-06235-6

Schaller, Markus K. R.

Lasergestützte Abscheidung dünner Edelmetallschichten zum Heißgaskorrosionsschutz für Molybdän
1998, 163 Seiten, ISBN 3-519-06236-4

Hack, Rüdiger

System- und verfahrenstechnischer Vergleich von Nd:YAG- und CO₂-Lasern im Leistungsbereich bis 5 kW
1998, 165 Seiten, ISBN 3-519-06237-2

Krupka, René

Photothermische Charakterisierung optischer Komponenten für Hochleistungslaser
1998, 139 Seiten, ISBN 3-519-06238-0

Pfeiffer, Wolfgang

Fluidodynamische und elektrophysikalisch optimierte Entladungsstrecken für CO₂-Hochleistungslaser
1998, 152 Seiten, ISBN 3-519-06239-9

Volz, Robert

Optimiertes Beschichten von Gußeisen-, Aluminium- und Kupfergrundwerkstoffen mit Lasern
1998, 133 Seiten, ISBN 3-519-06240-2

Bartelt-Berger, Lars

Lasersystem aus kohärent gekoppelten Grundmode-Diodenlasern
1999, 135 Seiten, ISBN 3-519-06241-0

Müller-Hummel, Peter

Entwicklung einer Inprozeßtemperaturmeßvorrichtung zur Optimierung der laserunterstützten Zerspaltung
1999, 139 Seiten, ISBN 3-519-06242-9

Rohde, Hansjörg

Qualitätsbestimmende Prozeßparameter beim Einzelpulsbohren mit einem Nd:YAG-Slablaser
1999, 171 Seiten, ISBN 3-519-06243-7

Huonker, Martin

Strahlführung in CO₂-Hochleistungslasersystemen zur Materialbearbeitung
1999, 121 Seiten, ISBN 3-519-06244-5

Callies, Gert

Modellierung von qualitäts- und effektivitätsbestimmenden Mechanismen beim Laserabtragen
1999, 119 Seiten, ISBN 3-519-06245-3

Schubert, Michael E.

Leistungsskalierbares Lasersystem aus fasergekoppelten Singlemode-Diodenlasern
1999, 105 Seiten, ISBN 3-519-06246-1

Kern, Markus

Gas- und magnetofluidynamische Maßnahmen zur Beeinflussung der Nahtqualität beim Laserstrahlschweißen
1999, 132 Seiten, ISBN 3-519-06247-X

Raiber, Armin

Grundlagen und Prozeßtechnik für das Lasermikrobohren technischer Keramiken
1999, 135 Seiten, ISBN 3-519-06248-8

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart

Forschungsberichte des IFSW ab 2000 erschienen im Herbert Utz Verlag, München

Schittenhelm, Henrik

Diagnostik des laserinduzierten Plasmas
beim Abtragen und Schweißen
2000, 141 Seiten, ISBN 3-89675-712-1

Stewen, Christian

Scheibenlaser mit Kilowatt-Dauerstrichleistung
2000, 145 Seiten, ISBN 3-89675-763-6

Schmitz, Christian

Gaselektronische Analysemethoden zur
Optimierung von Lasergasentladungen
2000, 107 Seiten, ISBN 3-89675-773-3

Karszewski, Martin

Scheibenlaser höchster Strahlqualität
2000, 132 Seiten, ISBN 3-89675-785-7

Chang, Chin-Lung

Berechnung der Schmelzbadgeometrie beim
Laserstrahlschweißen mit Mehrfokustechnik
2000, 141 Seiten, ISBN 3-89675-825-X

Haag, Matthias

Systemtechnische Optimierungen der
Strahlqualität von Hochleistungsdiodenlasern
2000, 166 Seiten, ISBN 3-89675-840-3

Bahn Müller, Jochen

Charakterisierung gepulster Laserstrahlung zur
Qualitätssteigerung beim Laserbohren
2000, 138 Seiten, ISBN 3-89675-861-9

Schellhorn, Martin Carl Johannes

CO-Hochleistungslaser: Charakteristika und
Einsatzmöglichkeiten beim Schweißen
2000, 142 Seiten, ISBN 3-89675-849-7

Angstenberger, Birgit

Fliehkraftunterstütztes Laserbeschichten
2000, 153 Seiten, ISBN 3-89675-861-6

Bachhofer, Andreas

Schneiden und Schweißen von Aluminium-
werkstoffen mit Festkörperlaseren für den
Karosseriebau
2001, 194 Seiten, ISBN 3-89675-881-0

Breitschwerdt, Sven

Qualitätssicherung beim Laserstrahlschweißen
2001, 150 Seiten, ISBN 3-8316-0032-5

Mochmann, Gunter

Laserkristallisation von Siliziumschichten auf
Glas- und Kunststoffsubstraten für die Her-
stellung verbesserter Dünnschichttransistoren
2001, 170 Seiten, ISBN 3-89675-811-X

Herrmann, Andreas

Fertigungsorientierte Verfahrensentwicklung
des Weichlötlens mit Diodenlasern
2002, 133 Seiten, ISBN 3-8316-0086-4

Mästle, Rüdiger

Bestimmung der Propagationseigenschaften
von Laserstrahlung
2002, 147 Seiten, ISBN 3-8316-0113-5

Voß, Andreas

Der Scheibenlaser: Theoretische Grundlagen des
Dauerstrichbetriebs und erste experimentelle
Ergebnisse anhand von Yb:YAG
2002, 195 Seiten, ISBN 3-8316-0121-6

Müller, Matthias G.

Prozessüberwachung beim Laserstrahlschwei-
ßen durch Auswertung der reflektierten Leistung
2002, 122 Seiten, ISBN 3-8316-0144-5

Abeln, Tobias

Grundlagen und Verfahrenstechnik des reaktiven
Laserpräzisionsabtrags von Stahl
2002, 138 Seiten, ISBN 3-8316-0137-2

Erhard, Steffen

Pumpoptiken und Resonatoren für den
Scheibenlaser
2002, 184 Seiten, ISBN 3-8316-0173-9

Contag, Karsten

Modellierung und numerische Auslegung des
Yb:YAG-Scheibenlasers
2002, 155 Seiten, ISBN 3-8316-0172-0

Krastel, Klaus

Konzepte und Konstruktionen zur laserintegrier-
ten Komplettbearbeitung in Werkzeugmaschinen
2002, 140 Seiten, ISBN 3-8316-0176-3

Staud, Jürgen

Sensitive Werkzeuge für ein neues Montage-
konzept in der Mikrosystemtechnik
2002, 122 Seiten, ISBN 3-8316-0175-5

Schinzel, Cornelius M.

Nd:YAG-Laserstrahlschweißen von Aluminium-
werkstoffen für Anwendungen im Automobilbau
2002, 177 Seiten, ISBN 3-8316-0201-8

Sebastian, Michael

Grundlagenuntersuchungen zur Laser-Plasma-
CVD Synthese von Diamant und amorphen
Kohlenstoffen
2002, 153 Seiten, ISBN 3-8316-0200-X

Lücke, Bernd

Kohärente Kopplung von Vertikalemitter-Arrays
2003, 120 Seiten, ISBN 3-8316-0224-7

Hohenberger, Bernd

Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokustechnik – Steigerung von Prozeßsicherheit, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung
2003, 128 Seiten, ISBN 3-8316-0223-9

Jasper, Knut

Neue Konzepte der Laserstrahlformung und -führung für die Mikrotechnik
2003, 152 Seiten, ISBN 3-8316-0205

Heimerdinger, Christoph

Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen für die Luftfahrt
2003, 112 Seiten, ISBN 3-8316-0256-5

Christoph Fleig

Evaluierung eines Messverfahrens zur genauen Bestimmung des Reflexionsgrades optischer Komponenten
2003, 150 Seiten, ISBN 3-8316-0274-3

Joachim Radtke

Herstellung von Präzisionsdurchbrüchen in keramischen Werkstoffen mittels repetierender Laserbearbeitung
2003, 150 Seiten, ISBN 3-8316-0285-9

Michael Brandner

Steigerung der Prozesseffizienz beim Löten und Kleben mit Hochleistungsdiodenlasern
2003, 195 Seiten, ISBN 3-8316-0288-3

Reinhard Winkler

Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium-Druckguss
2004, 153 Seiten, ISBN 3-8316-0313-8

Helmut Kindler

Optische und gerätetechnische Entwicklungen zum Laserstrahlspritzen
2004, 117 Seiten, ISBN 3-8316-0315-4

Andreas Ruf

Modellierung des Perkussionsbohrens von Metallen mit kurz- und ultrakurzgepulsten Lasern
2004, 140 Seiten, ISBN 3-8316-0372-3

Guido Hergenhan

Kohärente Kopplung von Vertikalemittern – Systemkonzept und experimentelle Verifizierung
2004, 115 Seiten, ISBN 3-8316-0376-6