





Laser in der Materialbearbeitung  
Forschungsberichte des IFSW

M. Leimser  
Strömungsinduzierte Einflüsse auf die  
Nahteigenschaften beim Laserstrahl-  
schweißen von Aluminiumwerkstoffen

# **Laser in der Materialbearbeitung**

## **Forschungsberichte des IFSW**

Herausgegeben von

Prof. Dr. phil. nat. habil. Thomas Graf, 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.



# **Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigenschaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen**

von Dr.-Ing. Markus Leimser  
Universität Stuttgart



Herbert Utz Verlag · Wissenschaft  
München

Als Dissertation genehmigt  
von der Fakultät für Konstruktions-,  
Produktions- und Fahrzeugtechnik  
der Universität Stuttgart

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel  
Mitberichter: Prof. Dr. rer. nat. Siegfried Schmauder

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

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2008

D 93

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch  
begründeten Rechte, insbesondere die der Übersetzung,  
des Nachdrucks, der Entnahme von Abbildungen, der  
Wiedergabe auf fotomechanischem oder ähnlichem  
Wege und der Speicherung in Datenverarbeitungs-  
anlagen bleiben – auch bei nur auszugsweiser Verwen-  
dung – vorbehalten.

Copyright © Herbert Utz Verlag GmbH 2009

ISBN 978-3-8316-0854-6

Printed in Germany

Herbert Utz Verlag GmbH, München  
Tel.: 089-277791-00 · [www.utzverlag.de](http://www.utzverlag.de)

# Kurzfassung der Arbeit

Mit der stetig steigenden Anzahl von Anwendungen wächst auch der Wunsch nach Laserschweißverbindungen an schlecht oder nur mit geeigneten Zusatzwerkstoffen schweißbaren Materialien. Besonders im Automotive-Bereich spielen in Bezug auf Leichtbau und Emissionsreduktion neben Tailored Blanks aus hochfesten Stählen auch Aluminiumwerkstoffe eine entscheidende Rolle. Die homogene Einmischung des häufig erforderlichen Zusatzwerkstoffes wird insbesondere im Hinblick auf die mit Strahlquellen neuester Generation wie Scheiben- oder Faserlaser erzielbaren Aspektverhältnisse immer problematischer. Die vorliegende Arbeit untersucht daher drei unterschiedliche Methoden, mit denen eine homogenere Verteilung des eingebrachten Zusatzwerkstoffes im Schmelzbad ermöglicht werden soll.

Eine davon stellt die Nutzung geeigneter Prozessgase, mit denen die Marangoni-Strömung im Schmelzbad beeinflusst werden kann, dar.  $\text{CO}_2$  hat sich hier bei Vor-schubgeschwindigkeiten bis ca. 2 – 3 m/min und hinreichend großem Schmelzbadvolumen als geeignet erwiesen. Ursache für die Steigerung der Durchmischung ist jedoch nicht eine Umkehrung der Marangoni-Strömung, sondern vielmehr deren Wegfall aufgrund einer vollständig oxidierten Schmelzbadoberfläche.

Eine weitere Möglichkeit ist die Zuführung eines extern angelegten Stromes über den Zusatzdraht. Durch das um den Auftreffpunkt des Drahtes entstehende selbstinduzierte Magnetfeld wird eine in das Werkstück gerichtete, integrale Volumenkraft im Bereich vor und neben der Dampfkapillare generiert. Über die daraus entstehende Strömungskomponente ist eine Steigerung der Schmelzbadurchmischung bis zu einer Vor-schubgeschwindigkeit von ca. 5 m/min möglich.

Die dritte Möglichkeit stellt die Verwendung mehrerer Fokuspunkte innerhalb eines gemeinsamen Schmelzbades dar. Hierbei kann neben einer weitreichenden Beeinflussung der Nahtgeometrie bei einigen Anordnungen auch eine deutliche Steigerung der Schmelzbadurchmischung erzielt werden. Das Potenzial zur Homogenisierung der Schmelzbadurchmischung mit Zusatzwerkstoff ist stark von der Fokusanordnung abhängig und bleibt etwas hinter den Möglichkeiten zur Nahtformung zurück. Mit Strahlquellen neuester Generation wie Scheiben- oder Faserlaser bieten sich hier jedoch noch höchst interessante Perspektiven.



# Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung der Arbeit .....	5
Inhaltsverzeichnis.....	7
Verzeichnis der Symbole .....	11
Extended Abstract .....	15
<b>1 Einleitung.....</b>	<b>19</b>
1.1 Motivation und Aufgabenstellung.....	19
1.2 Aufbau der Arbeit.....	20
<b>2 Grundlagen und allgemeiner Kenntnisstand .....</b>	<b>22</b>
2.1 Laserstrahlschweißen .....	22
2.1.1 Strahl-Stoff-Wechselwirkung .....	22
2.1.2 Modellvorstellungen zu Materialtransport und Strömungsfeldern im Schmelzbad.....	25
2.2 Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen.....	28
2.2.1 Thermophysikalische Eigenschaften von Reinaluminium .....	28
2.2.2 Einflüsse von Legierungselementen .....	29
2.2.3 Schweißneigung von Aluminiumwerkstoffen .....	30
2.3 Qualitätsaspekte.....	30
2.3.1 Porenbildung .....	30
2.3.2 Heißrissbildung .....	33

2.4	Maßnahmen zur Qualitätssteigerung .....	36
2.4.1	Einbringen von Zusatzwerkstoffen .....	36
2.4.2	Multifokustechnik .....	40
2.4.3	Elektromagnetische Volumenkräfte.....	46
<b>3</b>	<b>Eingesetzte Systemtechnik, Versuchsaufbau .....</b>	<b>47</b>
3.1	Strahlquellen .....	47
3.2	Optische Komponenten .....	47
3.3	Versuchsanlagen .....	52
3.3.1	Versuchsaufbau für Untersuchungen mit der Fokusmatrix .....	52
3.3.2	Versuchsaufbau zur Zuführung eines externen Zusatzstromes.....	53
3.4	Zusatzdraht- und Prozessgaszuführung .....	55
3.5	Stromquellen.....	57
3.6	Analysemethoden .....	58
3.6.1	Optische Beurteilung.....	58
3.6.2	Elektronenstrahl-Mikroanalyse .....	61
3.7	Werkstoffe .....	61
3.8	Prozessgase .....	62
<b>4</b>	<b>Einflussmöglichkeiten auf die Schmelzbaddströmung.....</b>	<b>63</b>
4.1	Einflüsse durch die Prozessgaszufuhr .....	63
4.1.1	Düsenkonzepte .....	63
4.1.2	Einfluss auf Oberraupenqualität und Nahtgeometrie.....	68
4.1.3	Einfluss auf die Schmelzbaddurchmischung .....	79
4.1.4	Modellvorstellungen zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik durch Prozessgase .....	80
4.1.5	Synopsis .....	88
4.2	Externe Stromzufuhr.....	90

4.2.1 Externe Stromzufuhr über den Zusatzdraht .....	90
4.2.1.1 Einfluss auf die Nahtgeometrie .....	90
4.2.1.2 Einfluss auf die Elementdurchmischung .....	96
4.2.2 Stromfluss über eine Wolframelektrode .....	97
4.2.3 Modellvorstellungen zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik durch externe Stromzufuhr .....	100
4.2.4 Kombination von Stromfluss und Schutzgas .....	104
4.2.4.1 Einfluss auf die Nahtgeometrie .....	104
4.2.4.2 Einfluss auf die Schmelzbaddurchmischung .....	105
4.2.5 Synopsis .....	107
4.3 Mehrfokustechnik .....	109
4.3.1 Kapillarausbildung .....	112
4.3.2 Einfluss auf die Nahtgeometrie .....	114
4.3.3 Einfluss auf die Schmelzbaddurchmischung .....	120
4.3.4 Modellvorstellungen zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik durch die Mehrfokustechnik .....	124
4.3.5 Kombination von Mehrfokustechnik und Schutzgas .....	128
4.3.5.1 Einfluss auf die Nahtgeometrie .....	128
4.3.5.2 Einfluss auf die Schmelzbaddurchmischung .....	134
4.3.6 Synopsis .....	136
<b>5 Bewertung und weiterführender Ansatz .....</b>	<b>138</b>
<b>6 Zusammenfassung .....</b>	<b>140</b>
<b>7 Literaturverzeichnis .....</b>	<b>143</b>





# Verzeichnis der Symbole

Symbol	Bedeutung	Einheit
a	Fokusabstand (bei Multifokustechnik)	m
A	Fläche	m <sup>2</sup>
B	magnetischen Induktion oder Feldstärke	Vs/m <sup>2</sup>
B <sub>k</sub>	Schmelzbadbreite an der Seite der Dampfkapillare	m
d <sub>f</sub>	Fokusedurchmesser des fokussierten Laserstrahls	m
DF	Doppelfokus	
EF	Einzelfokus	
E <sub>i</sub>	Ionisationsenergie	eV
ET	Einschweißtiefe	m
f	Brennweite der Fokussierlinse	m
F	Kraft	N
f <sub>k</sub>	Brennweite der Kollimationslinse	m
FM	Fokusmatrix	
H	magnetische Feldstärke	A/m
I	Stromstärke	A
j	Stromdichte	A/m <sup>2</sup>
k	Wärmeleitfähigkeit	W/(mK)
l	Länge	m

LLK	Lichtleitkabel	
M	Material-Faktor	
$N_b$	Nahtbreite	m
$P/d_f$	Strahlparameterquotient	W/m
Pe	Péclet-Zahl	1
$P_L$	Laserleistung auf der Werkstückoberfläche	W
r	Radius	m
R	Radius eines elektrischen Leiters	m
$r_{kap}$	Radius der Dampfkapillare	m
s	Wandstärke eines Bauteils	m
T	Temperatur	°C
$T_m$	Schmelztemperatur	°C
$T_v$	Verdampfungstemperatur	°C
$u_0$	Vorschubgeschwindigkeit	m/s
$u_u$	Umströmungsgeschwindigkeit der Schmelze um die Kapillare	m/s
V	Geschwindigkeitsfaktor	
$v_D$	Vorschubgeschwindigkeit Zusatzdraht	m/s
$v_L$	Prozessgeschwindigkeit des Laserprozesses (Bauteil- und / oder Laservorschub)	m/s
$\alpha$	vertikaler Anstellwinkel der Drahtzuführung	° (Grad)
$\beta$	lateralen Anstellwinkel der Drahtzuführung	° (Grad)
$\eta$	Wirkungsgrad	1

$\lambda$	Wellenlänge	m
$\lambda_{\text{th}}$	Wärmeleitfähigkeit	W/mK
$\mu$	magnetische Permeabilität	
$\mu_0$	magnetische Feldkonstante	$4\pi \times 10^7 \text{Vs}/(\text{Am})$
$\rho$	Dichte	$\text{kg}/\text{m}^3$
$\omega \cdot \theta$	Strahlparameterprodukt	mm·mrad



## Extended Abstract

Laser welding has turned into a state of the art joining process throughout the past years. The continuously increasing output power, wall plug efficiency and beam quality is leading to new fields concerning welding depth, welding speed and joint geometry. Regarding the latest developments in transportation industries, laser welded components of high strength steel and aluminium alloys have become a suitable way of reducing weight.

Aluminium is - regarding its weldability - one of the not so easy to handle materials. It is always covered with (an instantly growing) oxide layer. The melting temperature of the oxide layer is almost 4 times higher than the melting temperature of aluminium itself. Also, especially high strength aluminium alloys which are used in aeronautic or spacecraft application, cause a manifold of problems concerning the welding process.

Besides of process instabilities like melt ejection or seam imperfections such as hydrogen or process pores, hot cracking is one of the major problems in the industrial utilisation of laser beam welding. The addition of filler wire is a common solution for reducing hot cracks. Nevertheless, in some cases even the addition of filler wire - in order to adjust the alloy composition in the melt pool - will not be successful.

With the steady increase of material thickness and the utilisation of complex joining-geometries, the homogeneous distribution of the added filler wire material throughout the whole melt pool and, especially in the bottom line of the weld seam, can not be assured. The transport of the silicon, added via the filler material to the areas where it is needed, is obviously the main problem. The transportation of the material can only be realised via melt flow in the pool. So the flow field and its driving forces move into the focus of interest. In the following, resulting flow fields are considered and their potential of silicon transportation from the tip of the filler wire homogeneously throughout the melt pool and especially into the bottom line of a weld seam is discussed. Also the potential of altering the flow field by addition of external electromagnetic forces or the utilisation of multiple foci is regarded.

As driving force for the fluid motion the surface tension at the free surface of the melt pool has been investigated as a cause for melt flow in deep penetration welding. The gradient of the surface tension coefficient generates, depending on its temperature de-

pendence, either a flow from the hot towards the cold areas (negative coefficient of surface tension) or the other way round (positive coefficient of surface tension). In both cases, the flow field is deflected either on the boundaries of the melt pool (negative coefficient of surface tension) or on the capillary (positive coefficient of surface tension) thus producing eddies. This latter effect (Marangoni-effect) can be achieved either by a defined amount of suitable elements in the melt pool, like sulfur in steel or the ambient atmosphere or particular process gas.

By using CO<sub>2</sub> instead of Argon as process gas the basic means to influence and in particular to homogenise the silicon content in a weld seam can be demonstrated. The influence on the flow field can also be recognized in the resulting seam geometry. The V- like shape respectively the nail head is shifted into more parallel and cylindrical one.

The quantity of the effect is strongly dependent on the quality of the coverage of the melt pool with the process gas. Using a simple pipe without any nozzle elements in trailing position, directed towards the open melt pool surface behind the capillary, provides the best results. A surface active process gas might be the easiest way to influence the melt flow, but the effects are limited to low travel speeds of about 2 up to 3 m/min. The reversal of the Marangoni-effect by utilising CO<sub>2</sub> as surface active component does not exist since the requirement for it to act - the open meltpool surface - does not exist.

A further mean to alter the flow field is the application of an external current via the added filler wire. The current has to be in the range of 100 to 300 A with a voltage loss of approximately 0,1 V - due to the state of short circuit. For this reason an addition of electrical energy into the melt pool can be neglected. Adding the current via the filler wire in a leading position in front of the capillary, an increase of the welding depth can be achieved by increasing the current. For a trailing position in the melt pool behind the capillary the effect can be turned over. In that position an increase of the current leads to a decrease of the welding depth.

The utilising of an external current to produce electro-magnetic forces in front of the capillary leads - according to its influence on the melt flow - to a homogenising effect on the distribution of the added filler wired throughout the whole melt pool. The effect is proved up to 6 m/min travel speed. This is - regarding the maximum output power of currently available solid state laser sources and the corresponding welding depth at such speed values - a satisfying result.

The application of multiple laser beams in order to achieve an increase of the homogenisation is the third investigated means in altering the melt flow. By arranging the foci in a suitable way it is possible to increase the distribution of the Si-content throughout the melt pool. The assumed increase of a mixing effect by adding multiple capillaries as obstacles for the melt flow, leading to a homogenisation of the Si-content can not be shown (yet).

Despite that, even if a separation of the keyholes does not occur, a distinct influence on the Si-distribution and on the seam geometry can be found. The strongest homogenisation effect does exist with an arrangement of two leading and one trailing beam at a distance of  $a = 0,75$  mm between the spots. Due to the limitations of laser power and spot size, leading to a drastic decrease of the welding depth, the effect of multiple separated keyholes was not clarified, yet. Increasing the laser power or focusability using a disk- or fibre-laser is supposed to yield results of more practical relevance.

Regarding the economical relevance of the introduced means, the situation is turning over. The application of multiple laser beams as the most effective way for influencing the seam geometry as well as the Si-distribution, is also the most expensive one. The cost of the needed laser power (one high power or several low power beam sources) is a large disadvantage. On the other hand, the utilisation of a suiting process gas as the cheapest way of influencing the melt flow, is limited to low travel speed. So the addition of an external current is the most interesting compromise.

Neglecting the economical issues, a combination of all investigated means might not increase the effects drastically, yet the “stirring and mixing” effect should be slightly enhanced in such a way that the accessible regime of process parameters is slightly enlarged, too.





# 1 Einleitung

## 1.1 Motivation und Aufgabenstellung

Mit der rasant voranschreitenden Entwicklung im Bereich der Strahlquellen, die sich in den Scheiben- und Faserlasern neuester Generation manifestiert, treten kontinuierlich neue Anwendungsgebiete für das Laserstrahlschweißen in den Vordergrund. Die mit diesen Geräten erzielbare Ausgangsleistung bei zugleich ausgezeichneter Strahlqualität ermöglicht Aspektverhältnisse, die bislang mit Festkörperlasern als unerreichbar galten. So bietet sich nun die Möglichkeit, Bauteile mit Wandstärken, die typischerweise nur mittels einer konventionellen Mehrlagenschweißung zu verbinden waren, in einem Durchgang mit dem Laser zu schweißen.

Diesen verlockenden ökonomischen Perspektiven sind jedoch klare Grenzen gesetzt. Besonders die aus den steigenden Bauteilanforderungen resultierende kontinuierliche Evolution der Werkstoffe hin zu „shaped materials“, den maßgeschneiderten Werkstoffen für die jeweilige Anwendung, birgt eine Vielzahl an Problemen für thermische Fügeverfahren. Viele dieser Werkstoffe sind ohne zusätzliche Maßnahmen nicht schweißbar.

Abhilfe bietet oftmals eine lokale Änderung der Legierungszusammensetzung, wie sie durch Einbringen eines Zusatzwerkstoffes in das Schmelzbad realisiert werden kann. Dies erfordert jedoch eine möglichst homogene Durchmischung des Schmelzbades mit dem zugeführten Werkstoff. Konnte das Laserstrahlschweißen als hochdynamischer Prozess diese Durchmischung bislang in den meisten Fällen ohne weitere Maßnahmen gewährleisten, zeichnet sich mit den steigenden Einschweißtiefen und Aspektverhältnissen hier ein Handlungsbedarf ab.

Die zunächst einzige Möglichkeit, Einfluss auf die Verteilung des eingebrachten Zusatzwerkstoffes innerhalb des Schmelzbades zu nehmen, stellt die im Laserschweißprozess selbst generierte Schmelzbadströmung dar. Dazu ist es nötig, die einzelnen Strömungskomponenten möglichst gezielt zu verstärken oder zu verringern. Unglücklicherweise sind Ausprägung und Verlauf dieser einzelnen Strömungskomponenten noch nicht vollständig erfasst, geschweige denn die Einflussgrößen eindeutig identifiziert.

ziert. Daher ist es trotz der Vielzahl an Simulationsrechnungen noch nicht gelungen, ein vollständiges numerisches Modell der Schmelzbadströmung zu erstellen. Dies bedeutet, dass die Einflussgrößen auf die Schmelzbadströmung und deren Relevanz derzeit nur empirisch ermittelt werden können.

Neben der Durchmischung des Schmelzbades mit Zusatzwerkstoff ist natürlich auch der mit den Strömungen innerhalb des Schmelzbades stattfindende Energietransport ein weiterer interessanter Aspekt. So schlägt sich der Verlauf der Schmelzbadströmung nicht nur in der Verteilung des Zusatzwerkstoffes, sondern selbstverständlich auch in der Gestalt des Nahtquerschnittes nieder. Eine gezielte Beeinflussung der Schmelzbadströmung ermöglicht somit auch in gewissem Umfang eine Formung des Nahtquerschnittes. Die Beobachtung, dass in Abhängigkeit des eingesetzten Schutzgases eine Änderung von Nahtbreite und Einschweißtiefe bei sonst gleichen Prozessparametern möglich ist, illustriert das diesbezügliche Potenzial.

In dieser Arbeit wird am Beispiel von Aluminiumlegierungen gezeigt, welche Auswirkungen eine Variation unterschiedlicher Prozessgrößen auf die Schmelzbadströmung und damit auf die Nahtgeometrie und die Verteilung des eingebrachten Zusatzwerkstoffes hat. Da die derzeit für Simulationsrechnungen verfügbaren Modelle zur Fluidodynamik innerhalb des Schmelzbades jeweils nur Teilaspekte abbilden können, werden die im Zuge dieser Arbeit gemachten Beobachtungen nur auf mit derzeit als plausibel erscheinenden Einzelaspekte theoretischer Beschreibungen in Einklang gebracht. Diese Arbeit soll damit das Potenzial der Einflussnahme auf die Schmelzbaddynamik aufzeigen, sowie erste Ansätze zur effizienten Nutzung der sich bietenden Perspektiven vorschlagen.

## 1.2 Aufbau der Arbeit

Ausgehend von den grundlegenden Mechanismen des Laserstrahlschweißens sowie der Vorstellung der fundamentalen Strömungskomponenten innerhalb des Schmelzbades, wird im nachfolgenden Kapitel explizit auf die Besonderheiten der Aluminiumwerkstoffe und deren Schweißeignung eingegangen. Die Qualitätsaspekte, insbesondere die Möglichkeiten zur Steigerung der Schweißnahtqualität, stehen dabei im Vordergrund.

Nach einer kurzen Erläuterung zur eingesetzten Systemtechnik in Kapitel 3 werden in Kapitel 4, dem Hauptteil der Arbeit, die unterschiedlichen Möglichkeiten zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik vorgestellt und analysiert. Zunächst wird auf den

Einfluss der das Schmelzbad umgebenden Schutzgasatmosphäre eingegangen. Diese stellt sicherlich den am einfachsten zu beeinflussenden Prozessparameter dar. Nach der phänomenologischen Beschreibung der Auswirkungen unterschiedlicher Atmosphären auf die Oberraupenqualität, die Nahtgeometrie sowie die Siliziumverteilung als Indikator für die Beeinflussung der Schmelzbadströmung wird anschließend versucht, die gemachten Beobachtungen mittels einer Modellvorstellung mit dem Stand der Kenntnis in Einklang zu bringen.

Dieses Vorgehen wird bei der Untersuchung einer externen Stromquelle als „prozess-externe“ Einflussgröße beibehalten. Weiterhin wird die Möglichkeit der synergetischen Kopplung von externer Stromzuführung und geeigneter Schutzgasatmosphäre betrachtet.

Zum Abschluss der betrachteten Einflussgrößen wird auf die Anordnung dreier einzelner Teilstrahlen innerhalb eines gemeinsamen Schmelzbades eingegangen. Die sogenannte Mehrfokustechnik bietet nach den bisherigen Erkenntnissen die größtmögliche Flexibilität im Hinblick auf eine Formung der Schmelzbad- oder Nahtquerschnittsgeometrie. Das Hauptaugenmerk liegt hierbei allerdings auf der Betrachtung der Einflüsse unterschiedlicher Kapillargeometrien und -anordnungen auf die Schmelzbaddynamik.

Die gewonnenen Erkenntnisse werden in Kapitel 5 nochmals vergleichend zusammengefasst und auf ihr ökonomisches Potenzial hin bewertet. Nach einer kurzen Vorstellung weiterführender Überlegungen und Perspektiven schließt die Arbeit mit einer Zusammenfassung in Kapitel 6.

## **2 Grundlagen und allgemeiner Kenntnisstand**

### **2.1 Laserstrahlschweißen**

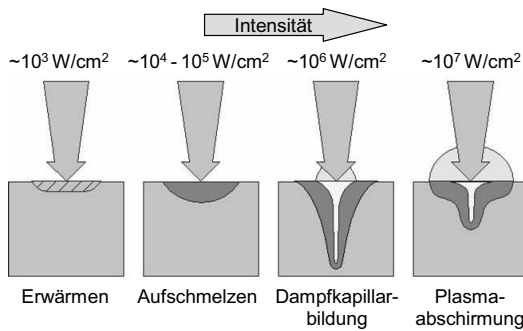
Das Laserstrahlschweißen ist als thermisches Fügeverfahren nach DIN 8593 [1] den Schmelzschweißverfahren zugeordnet. Gegenüber den anderen Verfahren dieser Gruppe zeichnet sich das Laserstrahlschweißen besonders durch seine konzentrierte, genau dosierbare und kraftfreie Energieeinbringung aus. Die daraus resultierende gute Automatisierbarkeit sowie - anders als beim Elektronenstrahlschweißen - die Möglichkeit einer Prozessführung an Atmosphäre oder unter geeignetem Prozessgas, eröffnen ein weites Anwendungsfeld. Diese Eigenschaften des Strahlwerkzeuges Laser haben in den letzten Jahren zu einer rasanten Verbreitung unterschiedlichster Laserfügeprozesse in der industriellen Fertigung, insbesondere im Automobilbau und dessen Zulieferbetrieben geführt.

#### **2.1.1 Strahl-Stoff-Wechselwirkung**

Die auf das Werkstück auftreffende Laserenergie wird zu einem großen Teil an dessen Oberfläche über Fesnelabsorption in das Bauteil eingebracht. Die Menge der auf diese Weise eingebrachten Energie hängt dabei im Wesentlichen von der Wellenlänge und der Polarisation des Laserlichts, als auch von den Stoffeigenschaften des Werkstücks ab.

Die zugeführte Energie erwärmt das Bauteil und führt bei ausreichend hoher Intensität zum Aufschmelzen des bestrahlten Werkstückbereichs. Die Überlagerung einer Vorschubbewegung führt zur Ausbildung einer Schweißbraupe.

Kennzeichnende Größe für die auftretenden Phänomene ist dabei die Intensität der Laserstrahlung. Diese ergibt sich aus Laserleistung und Strahlqualität der Strahlquelle, sowie der Fokussierung des Laserstrahls. In Abhängigkeit von der Intensität lassen sich dabei mehrere Bereiche unterschiedlicher Bearbeitungsprozesse definieren (Bild 2.1).



**Bild 2.1:** Wechselwirkungsprozesse zwischen Laserstrahl und Werkstück in Abhängigkeit von der Intensität des Laserstrahls [2]; die Zahlenwerte gelten für  $\lambda = 10,6 \mu\text{m}$ .

Eine Besonderheit des Laserstrahlschweißens ist der Tiefschweißeffect. Dieser tritt beim Überschreiten der „Schwellintensität“, je nach Werkstoff im Bereich oberhalb  $10^6$  bis  $10^7 \text{ W/cm}^2$ , auf. Beim Tiefschweißeffect wird im Brennfleck des Laserstrahls Verdampfungstemperatur erreicht. Der nach oben abströmende Metall Dampf erzeugt eine Gegenkraft, die zur Ausbildung einer Dampfkapillare im Schmelzbad führt.

Der in der Dampfkapillare herrschende Dampfdruck hält der Oberflächenspannung, dem hydrostatischen und dynamischen Druck der Schmelze die Waage, so dass auch bei einer überlagerten Relativgeschwindigkeit eine stabile Dampfkapillare erhalten bleibt. Diese wiederum ermöglicht ein tieferes Eindringen der Laserstrahlung in das Werkstück, was schließlich zu den typischen schlanken Laserstrahlnähten führt.

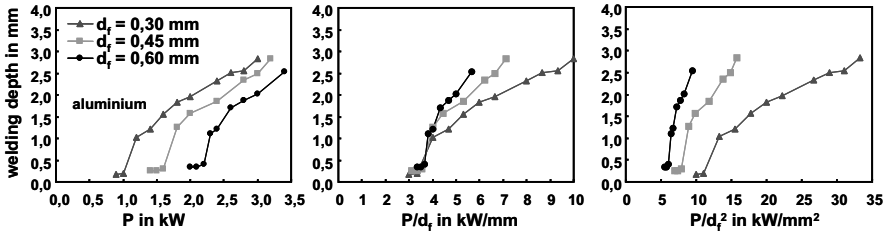
Eine einfache Abschätzung, ob ein Tiefschweißprozess zustande kommt, bietet die spezifische Leistung  $P/d_f$ . Diese aus Wärmeleitungsrechnungen stammende Größe ist nach [3] und [8] in [4] definiert als

$$\frac{P_L}{d_f} = \underbrace{\frac{\sqrt{\pi}}{B}}_{\text{Beam}} \cdot \underbrace{\frac{T_v \cdot \lambda_{th}}{A}}_M \cdot \underbrace{\sqrt{\frac{Pe}{2} + 1.1}}_V = B \cdot M \cdot V. \quad (2.1)$$

wobei der Faktor B (Beam) von der Intensitätsverteilung im Strahl, der Faktor M (Material) vom Werkstoff und der Faktor V (Velocity) von der Vorschubgeschwindigkeit abhängt.

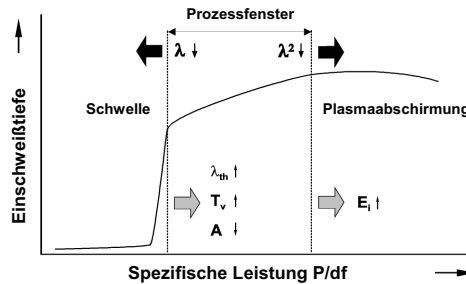
Basierend auf Überlegungen in [8] und [5] konnte in [6] der experimentelle Nachweis der Eignung von Gleichung (2.1) als Korrelationsgröße für die Schwelle zum Tiefschweißen erbracht werden (Bild 2.2). Hier ist der Übergang vom Wärmeleitungs-

zum Tiefschweißen als Sprung in der Einschweißtiefe zu erkennen. Nur bei einer Auftragung der Einschweißtiefe über der spezifischen Leistung ist der Schwellwert unabhängig vom Fokussdurchmesser.



**Bild 2.2:** Einschweißtiefe in Abhängigkeit von Laserleistung, Strahlparameterquotient und Intensität für unterschiedliche Fokussdurchmesser [6].

Leider kann die Intensität bzw. die spezifische Leistung nicht beliebig gesteigert werden. Von praktischer Relevanz ist dies beim Schweißen mit  $\text{CO}_2$ -Lasern: mit steigender Intensität kommt es bei  $\lambda = 10,6 \mu\text{m}$  zu einer zunehmenden Ionisation des in und über der Dampfkapillare vorhandenen Metaldampfs. Die sogenannten Plasmaabschirmung (Bild 2.3) äußert sich in einer Defokussierung des Laserstrahls und Leistungsabsorption. Dies kann bis zu einer völligen Absorption des Laserstrahls in der Plasmawolke über dem Werkstück führen, was ein Kollabieren der Dampfkapillare und einen Abbruch des Schweißprozesses zur Folge hat.



**Bild 2.3:** Prozessfenster beim Laserstrahlschweißen in Abhängigkeit der Laser- und Werkstoffparameter nach [4].

Der Absorptionskoeffizient  $\alpha$  des Metaldampfs ist dabei näherungsweise proportional zum Quadrat der Wellenlänge. Hier bietet eine kürzere Wellenlänge  $\lambda$  der Nd:YAG- ( $\lambda = 1,06 \mu\text{m}$ ) oder Yb:YAG- ( $\lambda = 1,03 \mu\text{m}$ ) Laserstrahlung deutliche Vorteile gegenüber den  $\text{CO}_2$ -Lasern ( $\lambda = 10,6 \mu\text{m}$ ).

Entscheidend für die Effizienz eines Laserschweißprozesses ist der Anteil der auftretenden Laserstrahlung, der in Schmelzbadvolumen umgesetzt wird. Ein Maß hierfür ist der sogenannte Prozesswirkungsgrad  $\eta_{\text{pr}}$  der vom Einkoppelgrad  $\eta_A$  und vom thermischen Wirkungsgrad  $\eta_{\text{th}}$  abhängt:

$$\eta_{\text{pr}} = \eta_A \cdot \eta_{\text{th}} \quad (2.2)$$

Der Einkoppelgrad beschreibt dabei das Verhältnis der aufgetragenen Laserleistung zur insgesamt im Bauteil absorbierten Laserleistung (im Allgemeinen vernachlässigbare Energieverluste durch den abströmenden Metaldampf, Strahlung und Konvektion sind nicht berücksichtigt). Durch die Mehrfachreflexion beim Tiefschweißen beträgt der Einkoppelgrad ein Vielfaches des Absorptionsgrades  $A$ , der die Absorption bei einmaligem Auftreffen der Laserstrahlung auf eine Oberfläche quantifiziert. Der Einkoppelgrad ist damit abhängig von den Werkstoffeigenschaften und der Kapillargeometrie.

Der thermische Wirkungsgrad beschreibt, in welchem Umfang der eingekoppelte Teil der Energie zur Erzeugung des Schmelzbades umgesetzt wird. Auch er ist stark abhängig von den Werkstoffeigenschaften, der Kapillargeometrie sowie der Vorschubgeschwindigkeit. Dabei spielt nicht zuletzt über die Wärmeleitungsverluste aus dem Bereich der Schweißnaht auch die Geometrie des Bauteils eine wesentliche Rolle.

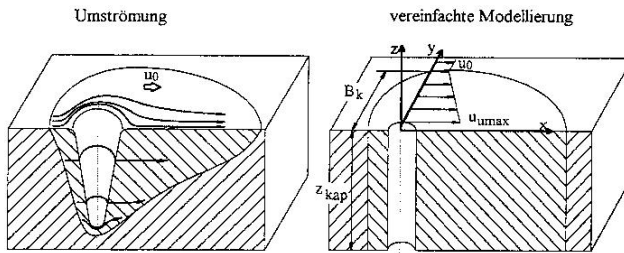
### 2.1.2 Modellvorstellungen zu Materialtransport und Strömungsfeldern im Schmelzbad

Die Dampfkapillare und das sich um sie herum ausbildende Schmelzbad sind seit je her Gegenstand unzähliger Modelle und Simulationen. Das umfassende Verständnis der Wechselwirkungen zwischen Metaldampf, Schmelze und Werkstück und die treibenden Kräfte für die sich im Schmelzbad in Abhängigkeit der unterschiedlichsten Prozessparameter ausbildenden Strömungsfelder, ist indes noch nicht vorhanden. Im Folgenden soll daher nur auf die sich im Rahmen dieser Arbeit am plausibelsten erscheinenden Effekte eingegangen werden.

Basierend auf den Veröffentlichungen von [7] und [8] wird daher von einem numerischen Modell einer zylindrischen Dampfkapillare ausgegangen, in dem drei unterschiedliche Antriebskräfte für die Schmelzbadströmung zu finden sind.

### Kapillarumströmung

Die Vorschubbewegung führt zu einer Bewegung der Dampfkapillare relativ zum Werkstück. Dabei wird das im Bereich vor der Kapillare aufgeschmolzene Material verdrängt und um die Kapillare herum geleitet (Bild 2.4). In [8] wird die Strömung an

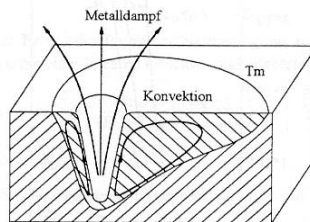


**Bild 2.4:** Kapillarumströmung und deren vereinfachte Modellierung nach [8], siehe auch Bild 2.7.

der Grenzschicht zur Dampfkapillare als reibungsfrei, am Rand des Schmelzbades hingegen als reibungsbehaftet angenommen. Die lokale Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare  $u_0(y)$  entsprechend Bild 2.4 ist abhängig von Vorschubgeschwindigkeit  $u_0$ , Schmelzbadbreite  $B_k$  und Kapillarradius  $r_{kap}$ .

### Strömung durch aus der Kapillare entweichenden Metalldampf

Die Viskosität des aus der Dampfkapillare entweichenden Metalldampfs führt im Bereich der Kapillarwandung zu einer Impulsübertragung auf die umgebende Schmelze. Die dadurch induzierte Schubspannung beschleunigt die Schmelze in Richtung der Kapillaröffnung. An den Begrenzungen des Schmelzbades erfolgt jeweils eine Umlenkung der Strömung, so dass eine rezirkulierende Strömung entsteht.

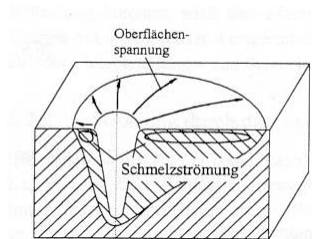


**Bild 2.5:** Strömung durch aus der Kapillare entweichenden Metalldampf nach [8], siehe auch Bild 2.7.



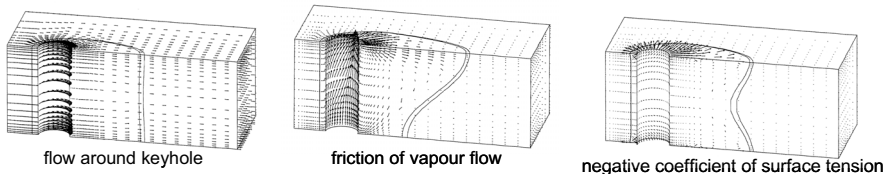
### Strömung durch die Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung

Als Grenzschichteffekt zwischen zwei Fluiden stellt die Temperaturabhängigkeit des Oberflächenspannungskoeffizienten einen weiteren Antriebsfaktor dar. Bei Metallschmelzen ist bis auf wenige Ausnahmen die Oberflächenspannung bei hohen Temperaturen geringer als bei niedrigen. Dieser sogenannte negative Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung beschleunigt die Schmelze vom heißen Bereich um die Kapillare hin zu den kühleren Randbereichen des Schmelzbades (Bild 2.6). Dieser Effekt wird auch als Marangoni-Effekt, die resultierende Strömung entsprechend als Marangoni-Strömung bezeichnet.



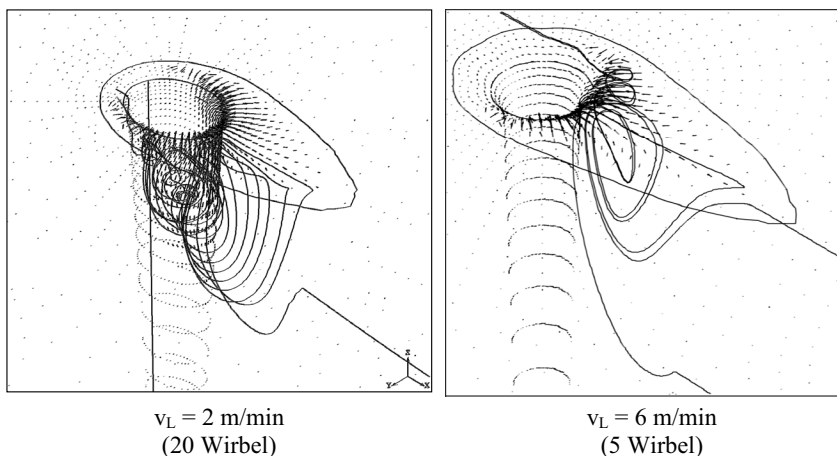
**Bild 2.6:** Strömung durch die Temperaturabhängigkeit des Oberflächenspannungskoeffizienten (Marangoni-Strömung) nach [8], siehe auch Bild 2.7 und Bild 2.8.

Durch Einsatz bestimmter Legierungen, Legierungselemente oder Prozessgase kann ein positiver Temperaturkoeffizient erzielt werden. Dieser hat zur Folge, dass sich die Strömungsrichtung entsprechend dem Gradienten der Oberflächenspannung umkehrt und eine Schmelzströmung vom Rand des Schmelzbades zur Kapillare hin generiert wird [8], [9]. Unabhängig vom Gradienten der Oberflächenspannung erfolgt jeweils an den Begrenzungen des Schmelzbades eine Umlenkung der Strömung, so dass in beiden Fällen ein oberflächennaher Strömungswirbel entsteht.



**Bild 2.7:** Strömungsvektoren und resultierende Schmelzbadbegrenzungen von Kapillarumströmung, Dampfreibung und Marangoni-Strömung als drei Antriebskräfte für die Schmelzbadströmung nach [8].

Die sich aus diesen Annahmen ergebenden jeweiligen Strömungsfelder sind in Bild 2.7 für eine Durch- und in Bild 2.8 für eine Einschweißung dargestellt. Simulationsrechnungen von [10] und [11] führten zu vergleichbaren Ergebnissen. Die Überlagerung der vorgestellten Strömungskomponenten führt dabei zu einem sehr komplexen Strömungsverlauf innerhalb des Schmelzbades. In [12] durchgeführte Simulationsrechnungen zeigen die Komplexität sowie die starke Abhängigkeit der Strömungsverläufe von der aus der Vorschubgeschwindigkeit resultierenden Kapillarumströmung.



**Bild 2.8:** Bahn eines Schmelzbadelementes in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit nach [12].

## 2.2 Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen

Aluminiumwerkstoffe werden seit Jahren in stetig steigendem Umfang besonders im Bereich der industriellen Fertigung des Transport- und Verkehrswesens eingesetzt. Die im Vergleich zu anderen Leichtbauwerkstoffen kostengünstigen Aluminiumlegierungen bieten bei geringer Dichte eine dennoch hohe Festigkeit und sind daher im Zuge der Bestrebungen zu Gewichtseinsparung und Steigerung des Leistungsgewichtes bei Fahrzeugen aller Art bis hin zum Schiffbau in viele neue Einsatzgebiete vorgedrungen.

### 2.2.1 Thermophysikalische Eigenschaften von Reinaluminium

Aluminium zeichnet sich durch eine geringe Dichte von  $\rho = 2,7 \text{ g/cm}^3$  aus. Seine Schmelztemperatur beträgt  $T_m = 659^\circ\text{C}$ , ab  $T_v = 2270^\circ\text{C}$  beginnt der Werkstoff zu ver-

dampfen. Durch seine natürliche Oxidhaut hat Aluminium bereits ohne weitergehende Oberflächenbehandlung eine gute Korrosionsbeständigkeit gegenüber Witterungseinflüssen und schwachen alkalischen sowie sauren Lösungen. Der Elastizitätsmodul von Aluminium liegt bei  $E = 70\,000\text{ N/mm}^2$ , im Vergleich liegt der Elastizitätsmodul von Stahl bei rund dem Dreifachen. Als eine weitere bemerkenswerte Eigenschaft besitzt Aluminium eine hohe Wärmeleitfähigkeit von  $\lambda_{\text{th}} = 221\text{ W/(mK)}$  [13].

Stoff	Aluminium	Stahl
Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	2,7	7,85
E-Modul [N/mm <sup>2</sup> ]	70 000	210 000
Schmelztemperatur $T_m$ [°C]	659	ca. 1500
Verdampfungstemperatur $T_v$ [°C]	2270	ca. 3070
Wärmeleitfähigkeit $\lambda_{\text{th}}$ [W/(mK)]	221	50
Viskosität der Schmelze [kg/(ms)]	0,0011	0,0043
Oberflächenspannung der Schmelze [N/m]	0,86	1,4

**Tabelle 1:** Stoffeigenschaften von Aluminium im Vergleich zu Stahl [4], [14].

### 2.2.2 Einflüsse von Legierungselementen

Reinaluminium ist aufgrund seiner niedrigen Festigkeitswerte für technische Anwendungen nur eingeschränkt verwendbar. Erst die Beimengung von Legierungselementen, wie zum Beispiel Silizium, Mangan, Magnesium und Kupfer, macht Aluminium zu einem interessanten Werkstoff für technische Anwendungen. So kann neben der Festigkeit auch die Eignung für die eingesetzten Fertigungsverfahren in weiten Bereichen eingestellt werden.

Eines der wesentlichen Unterscheidungskriterien ist das Herstellungsverfahren der Halbzeuge. Neben Gusslegierungen sind im Falle von Aluminium besonders die Knetlegierungen, wie sie für Blechwerkstoffe oder Strangpressprofile verwendet werden, von Bedeutung. Hierbei haben sich im Bereich des Fahrzeugbaus für Karosserieteile besonders Legierungen mit einem Zusatz von Silizium, Magnesium oder Kupfer etabliert, die eine Aushärtung und damit eine Festigkeitssteigerung des Werkstoffes bei zugleich guter Umformbarkeit ermöglichen.

### 2.2.3 Schweißbeignung von Aluminiumwerkstoffen

Die Schweißbeignung von Werkstoffen wird im Allgemeinen durch die Legierungszusammensetzung sowie den Behandlungszustand des Werkstoffs bestimmt. Die Bestandteile der Legierung bzw. die chemische Zusammensetzung haben Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften, die Härbarkeit, die Rissneigung, die Gefügeausbildung, das Lösungs- bzw. Diffusionsvermögen von Gasen sowie das Schmelzbadverhalten. Des weiteren sind für den Schweißprozess mit Lasern speziell die thermophysikalischen Eigenschaften sowie das Absorptionsverhalten von großer Bedeutung.

Die thermophysikalischen Eigenschaften, die den Schweißprozess beeinflussen, sind die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda_{th}$ , die Schmelztemperatur  $T_m$  und die Verdampfungstemperatur  $T_v$ . Die hohe Wärmeleitfähigkeit des Aluminiums und seiner Legierungen führt zu einem geringeren Prozesswirkungsgrad beim Schweißen, da die Wärme schnell ins Material abfließt. Die Verdampfungstemperatur ist von Legierungsbestandteilen abhängig. Je nach Einfluss der Legierungselemente lassen sich zwei Gruppen bilden. Bei leichtflüchtigen Legierungselementen, wie zum Beispiel Magnesium, Lithium und Zink, kann die Verdampfungstemperatur der Legierung gegenüber der des Reinaluminiums gesenkt werden, weil deren Verdampfungstemperatur niedriger ist als die des Aluminiums. In der zweiten Gruppe, zu der als Legierungselemente unter anderem Kupfer, Silizium und Mangan gehören, wird die Verdampfungstemperatur nicht signifikant beeinflusst, da diese im Wesentlichen mit der des Aluminiums übereinstimmt.

## 2.3 Qualitätsaspekte

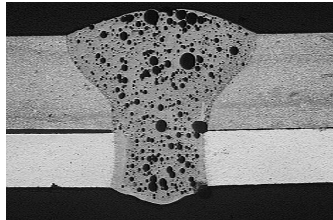
Das Laserstrahlschweißen als hochdynamischer Fügeprozess birgt, insbesondere in Kombination mit der geringen Viskosität der Aluminiumschmelze [8] und den metallurgischen Eigenschaften der hochfesten Aluminiumlegierungen, eine Vielzahl an Herausforderungen in Bezug auf eine optimale Nahtqualität [15].

### 2.3.1 Porenbildung

Die Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen lässt sich nach ihrem Erscheinungsbild im Schliffbild in Gas- und Prozessporen unterscheiden. Beiden Porentypen liegen unterschiedliche Entstehungsmechanismen zugrunde.

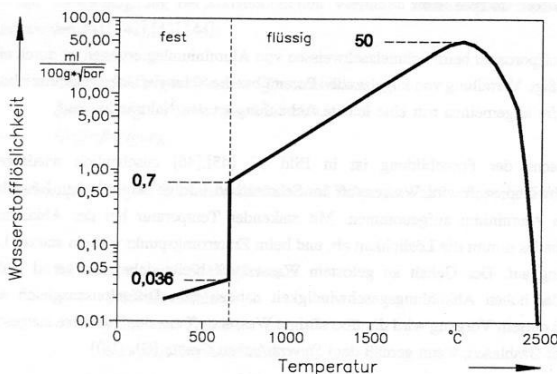
### Wasserstoffporen

Beim Schweißen von Aluminiumlegierungen treten Gasporen üblicherweise nur in Form von Wasserstoffporosität auf. Deren typisches Erscheinungsbild sind kreisrunde und regellos im Schmelzgut angeordnete „Löcher“ unterschiedlichster Größe (Bild 2.9).



**Bild 2.9:** Wasserstoffporen bei einer Überlappverbindung Alu-Druckguss GD Al-Si10MgMn,  $s = 2,0$  mm (oben) mit Alu-Knetlegierung AC 120,  $s = 1,15$  mm (unten).

Die Wasserstoffporenbildung ist zunächst kein typisches Problem des Laserstrahlschweißens [16], [17], [18]. Hauptursache ist der Sprung in der Löslichkeit des Wasserstoffs in Aluminium beim Phasenübergang zwischen fest und flüssig (Bild 2.1). Bei konventionellen Schmelzschweißprozessen entweicht der bei der Erstarrung ausgeschiedene Wasserstoff durch den Auftrieb der Gasblasen entgegen der Schwerkraft aus dem Schmelzbad. Die beträchtlichen Aspektverhältnisse der Lasernähte in Verbindung mit den hohen Vorschubgeschwindigkeiten verkürzen diese Ausgasungszeiten jedoch so rapide, dass die Gasblasen von der erstarrenden Schmelze eingeholt werden [19].

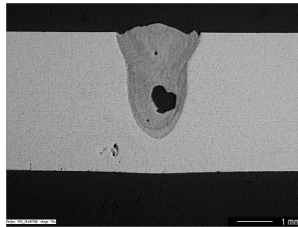


**Bild 2.10:** Wasserstofflöslichkeit als Funktion der Temperatur für festes und flüssiges Aluminium nach [15].

Der Gehalt an Wasserstoff ist insbesondere bei Gusslegierungen vom Herstellungsverfahren der Halbzeuge abhängig [15], [17], [20]. Vor allem beim Druckguss werden organische Rückstände von Formtrennmitteln und Kolbensmierstoff im Schmelzgut eingeschlossen. Aber auch die in hochwertigen Vakuum-Gießverfahren gewonnenen Knetlegierungen sind nicht frei von Wasserstoff. In die Oxidschicht der Halbzeuge eingelagerte Rückstände von Walzölen oder Konservierungsmitteln können durch thermische Zersetzung während des Schweißprozesses in die Schmelze eingebracht werden [17].

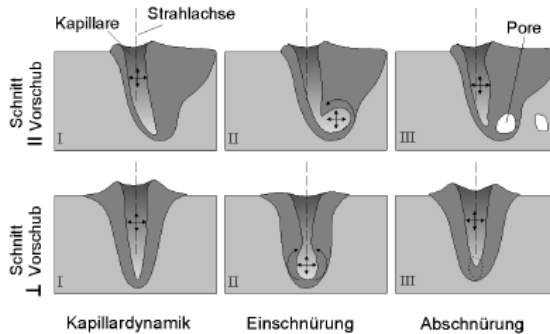
#### Prozessporen und Schmelzbadauswürfe:

Prozessporen sind im Querschliff üblicherweise als ein einzelnes, unregelmäßig geformtes Loch in der unteren Hälfte der Naht im Bereich der Nahtmitte zu erkennen (Bild 2.11). Im Gegensatz zu Gasporen sind sie ein typisches Problem des Laserstrahlschweißprozesses.



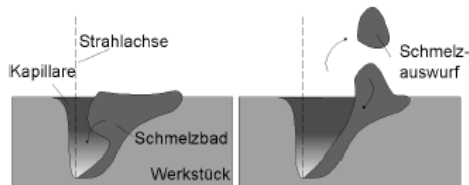
**Bild 2.11:** Querschliff durch eine Prozesspore in einer Lasernaht ( $P_L = 4,0$  kW, AA6xxx).

Ihre Ursache liegt in durch die Dynamik des Laserschweißprozesses hervorgerufenen Instabilitäten der Dampfkapillare. Durch die Schmelzbadbewegungen bedingte lokale Einschnürungen der Dampfkapillare können bis zu einer Abtrennung des unteren Teils der Kapillare führen. Wird dieser Bereich von der Erstarrungsfront eingeholt, bleibt die abgeschnürte Wurzel der Dampfkapillare als Hohlraum in der Schweißnaht erhalten (Bild 2.12). Dieses gilt bei einem Tiefschweißprozess unabhängig von der Wellenlänge der Laserstrahlung für Stahl- [21], [22], [23] und Aluminiumwerkstoffe [24], [25] gleichermaßen.



**Bild 2.12:** Entstehungsmechanismus einer Prozesspore nach [24].

Findet die Abschnürung der Kapillare nicht im unteren Bereich der Dampfkapillare statt, kann es aufgrund des hohen Dampfdruckes im abgeschlossenen Volumen zu einem vollständigen Anheben der Schmelzbadoberfläche im kapillarnahen Bereich kommen. Sogar ein Auswerfen eines Teils des Schmelzbades ist möglich (Bild 2.13).



**Bild 2.13:** Entstehungsmechanismus eines Schmelzbadauswurfes nach [24].

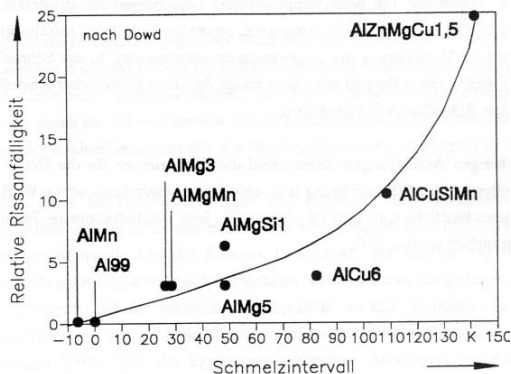
### 2.3.2 Heißrissbildung

Heißrisse sind ein weiterer Vertreter der Nahtimperfectionen bei Schmelzschweißverfahren. Ihre Entstehung wurde bereits in [15] ausführlich erläutert. Demzufolge entstehen Heißrisse durch Mikroseigerungen entlang der Korngrenzen infolge von unterschiedlich hoch schmelzenden Legierungsanteilen. Sie sind interkristallin und können entweder senkrecht (Querrisse) oder parallel (Längsrisse) zur Schweißnahtichtung sein. Die DIN 8524 Teil 3 [26] unterscheidet bei der Einteilung nach Rissursache neben Heißrissen, die auf eine niedrigschmelzende Phase zurückzuführen sind (sog. „Lotrisse“), darüber hinaus auch nach dem Zeitpunkt der Entstehung in Erstarrungs- und Aufschmelzungsrisse. Aufschmelzungsrisse, auch Wiederaufschmelzungsrisse genannt, entstehen in der Wärmeinflusszone. Durch die hohen Temperaturen kommt es zum Aufschmelzen der niedrig schmelzenden Komponenten an den Korngrenzen.

Das ursprüngliche Gefüge der Wärmeeinflusszone, das im Wesentlichen noch dem nicht aufgeschmolzenen Grundwerkstoff entspricht, wird in seiner Kornstruktur nicht beeinflusst.

Erstarrungsrisse bilden sich in der Schmelzzone während des kritischen Temperaturbereichs zwischen Liquidus- und Soliduslinie. Während die höher schmelzenden Bestandteile sich bereits zu einzelnen Körnern zusammengeschlossen haben, befinden sich die restlichen Komponenten noch in schmelzflüssiger Phase. Diese Restschmelze befindet sich zwischen den primär entstehenden Kristallen. Dadurch besitzt die Anordnung bereits eine gewisse Festigkeit, jedoch nur eine sehr geringe Duktilität. Findet nun eine weitere Abkühlung mit einer bestimmten Minimalgeschwindigkeit statt, so wird die freie Erstarrungsschrumpfung behindert und es entstehen hohe Spannungen. Diese bewirken Dehnungen an den bereits vorhandenen Brücken zwischen den entstandenen Körnern und es kann zu plastischen Verformungen kommen. Ist die filmartige Restschmelze nicht mehr in der Lage, die Werkstofftrennungen auszuheilen, kommt es zur Rissbildung [27], [28], [29].

Aus dem eben beschriebenen Mechanismus ist ersichtlich, dass Art und Menge der Legierungsbestandteile einen entscheidenden Einfluss auf die Heißrissbildung ausüben [30], [31], [32]. Nur in einem Zwei- oder Mehrphasensystem kommt es zur Ausbildung des so genannten „brittle range“ [33], dem Schmelzintervall zwischen Liquidus- und Soliduslinie. Damit sind vor allem die für Leichtbauanwendungen interessanten aushärtbaren, hochfesten Aluminiumlegierungen besonders heißrissanfällig (Bild 2.14) [15].

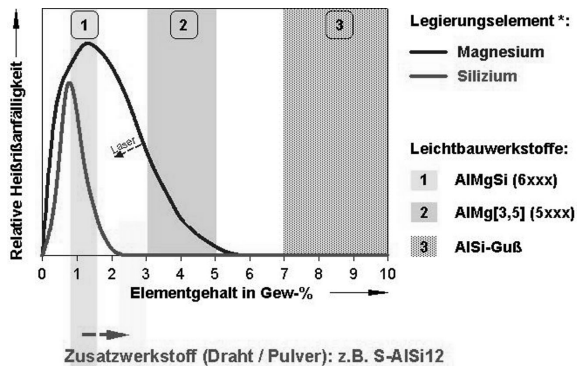


**Bild 2.14:** Relative Rissanfälligkeit von Aluminiumlegierungen beim Schmelzschweißen in Abhängigkeit vom Schmelzintervall nach Dowd [30].



Zu diesen legierungsimmanenten Triebfedern für die Heißrissbildung kommt noch die Überlagerung externer Schweißeigenspannungen hinzu. So konnte für Schweißungen in Blechrandlage ein deutlich erhöhtes Auftreten von Heißrissen beobachtet werden [34].

Der große Einfluss der Legierungselemente auf die Heißrissneigung bietet zugleich auch einen Ansatzpunkt, Einfluss auf die Heißrissbildung zu nehmen. So ist die relative Heißrissanfälligkeit von AlSi-Gusslegierungen deutlich geringer als bei AlMgSi-Knetlegierungen (Bild 2.15). Deshalb kann durch gezielte Beeinflussung der Legierungszusammensetzung im Schmelzbad, beispielsweise durch Zugabe von Zusatzwerkstoff, die Heißrissneigung drastisch minimiert werden [15].



**Bild 2.15:** Relative Heißrissanfälligkeit von AlMgSi, AlMg3,5 und AlSi-Guss nach [15].

## 2.4 Maßnahmen zur Qualitätssteigerung

Die oben aufgezeigten Einflussfaktoren auf die Qualität der Laserschweißnaht machen deutlich, dass ohne prozessspezifische Kenntnisse und eine geschickte Einflussnahme auf die Prozessparameter qualitativ hochwertige Ergebnisse nur in Ausnahmefällen zu erzielen sind. Im Folgenden werden daher die wesentliche Möglichkeiten zur Steigerung der Prozessstabilität und -qualität vorgestellt.

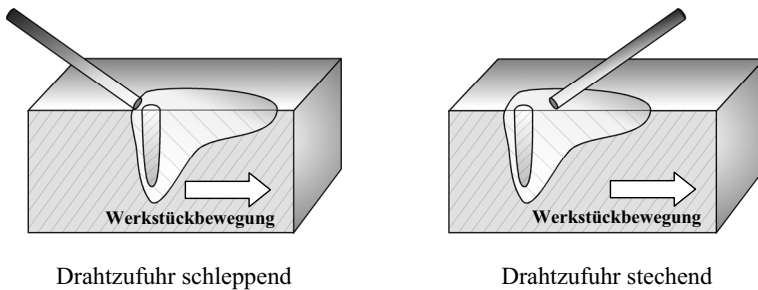
### 2.4.1 Einbringen von Zusatzwerkstoffen

Neben dem Ausgleich von Fügespalten und Nahteinfällen ermöglicht das Einbringen von Zusatzwerkstoff eine Beeinflussung der Legierungszusammensetzung im Schmelzbad [13], [15], [35]. Die Zufuhr eines geeigneten Zusatzwerkstoffes erfolgt in den meisten Fällen in Form eines in das Schmelzbad hineinschmelzenden Drahtes oder in Pulverform. Pulverförmige Zusatzwerkstoffe bieten die Möglichkeit, beliebige Legierungselemente in einem beliebigen Mischungsverhältnis zuzuführen [36], [37], [38], [39], [40], während bei drahtförmigen Zusatzwerkstoffen die Notwendigkeit des Drahtziehens die Kombinationsmöglichkeiten einschränkt.

Ein gravierender Nachteil pulverförmiger Zusatzwerkstoffe ist jedoch das zum Teil beträchtliche Überangebot, das für die Einbringung in das Schmelzbad und damit für den Fügeprozess verloren ist. Typische Pulvernutzungsgrade liegen im Bereich von 50 bis 90% [19]. Im industriellen Einsatz wird daher in den meisten Fällen zugunsten eines drahtförmigen Zusatzwerkstoffes entschieden, auch um die in Verbindung mit Metallpulvern und -stäuben häufig bestehende Explosionsgefahr zu umgehen.

Die Zuführung des Zusatzdrahtes kann grundsätzlich in beliebiger Orientierung bezüglich der Vorschubrichtung erfolgen. Üblicherweise erfolgt die Zuführung jedoch schleppend oder stechend, also vorausseilend oder nachlaufend zum Laserstrahl (Bild 2.16).

Bei *schleppender* Drahtzufuhr wird der Draht besonders bei hohen Drahtvorschubgeschwindigkeiten unmittelbar im Randbereich des Laserstrahls aufgeschmolzen. Die dafür benötigte Laserleistung steht dem Schweißprozess für einen Zugewinn an Einschweißtiefe nicht mehr zur Verfügung [19].



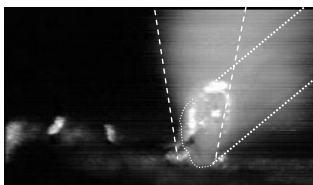
**Bild 2.16:** Positionierung des Zusatzdrahtes bei schleppender und stechender Drahtzufuhr (Laserstrahl ortsfest, Werkstück bewegt).

Bei Drahtdurchmessern von 1,0 mm und mehr sowie zugleich hohen Drahtvorschubgeschwindigkeiten kann es sogar zu einer kurzfristigen Abschattung des Bauteils kommen, so dass die Dampfkapillare kollabiert und der Schweißprozess zum Erliegen kommt. Ursache ist hierfür meist ein diskontinuierlicher Drahtvorschub in Verbindung mit einem seitlichen Auswandern des Drahtes. Wird die seitliche Auslenkung zu groß, springt der Draht zurück in die Ausgangsposition und schattet bis zu seinem vollständigen Abschmelzen das darunter liegende Schmelzbad ab.

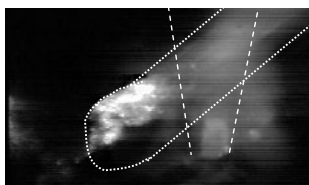
Aufgrund der hohen Vorschubgeschwindigkeit schmilzt der Draht nicht vollständig im Vorlauf zum Laserstrahl auf, setzt auf dem Werkstück auf und wird aufgrund der Relativbewegung zwischen Draht und Werkstück aus seiner Position gezogen. Bild 2.17 zeigt eine Bildsequenz aus einer Hochgeschwindigkeits-Aufnahme eines Laserschweißprozesses mit Zusatzwerkstoff.

Bei einer *stechenden* Drahtzuführung kann der Zusatzdraht hingegen so positioniert werden, dass er in das nachlaufende Schmelzbad eintaucht und dort durch die Energie des Schmelzbades aufgeschmolzen wird. Die fehlende Interaktion zwischen Laserstrahlung und Zusatzdraht ermöglicht so geringfügig höhere Einschweißtiefen [19].

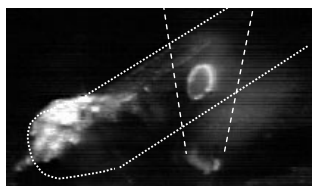
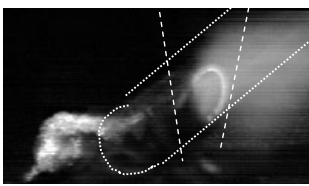
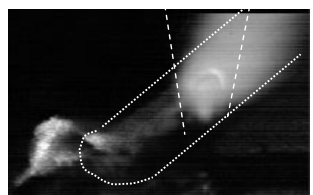
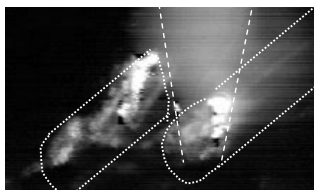
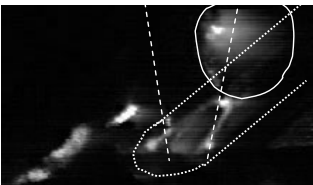
Abhängig von den Prozessparametern kann es allerdings während des Abschmelzens des Zusatzdrahtes im Schmelzbad bereits zu einem Erstarren der Schmelze im Nahtgrund kommen. Besonders bei geringen Drahtvorschubgeschwindigkeiten ist eine gute, vollständige, komplett in die Tiefe reichende Einnischung des an der Schmelzbadoberfläche eingebrachten Zusatzwerkstoffes somit nicht möglich. Dies ist, besonders im Hinblick auf eine Legierungsoptimierung bezüglich der Heißrissbildung, ein gravierender Nachteil der stechenden Drahtzuführung.



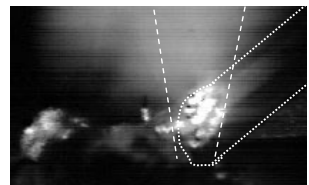
Kontinuierliches Abschmelzen



Draht wandert aus

Draht tritt seitlich in den  
Laserstrahl einZunehmende Abschattung  
des WerkstücksVollständige Abschattung  
des WerkstücksDrahtspitze knickt ab und  
schlägt in das Schmelzbad

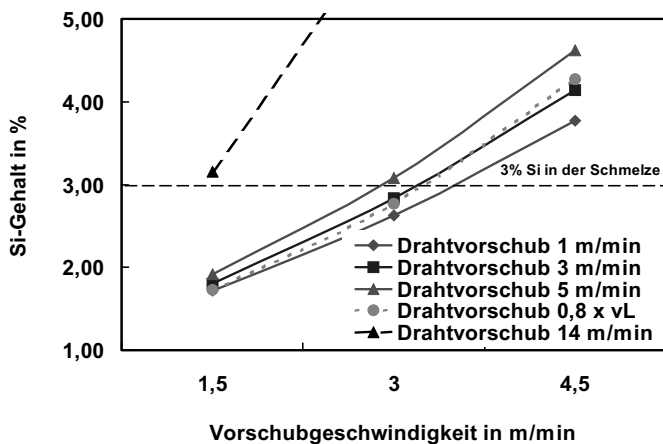
Auswurf einer Schmelzekugel



Kontinuierliches Abschmelzen

**Bild 2.17:** Abschattung des Laserstrahls durch den schleppend zugeführten Zusatzdraht. Die gepunktete Linie verdeutlicht den zugeführten Draht, die gestrichelte Linie den auf das Werkstück fokussierten Laserstrahl;  $v_L = 4,4$  m/min;  $v_D = 1,6$   $v_L = 7$  m/min; Drahtzuführung unter  $\alpha = 30^\circ$ ; Prozessgas Argon 600 NI/h.

Eine Beeinflussung der Heißbrissbildung durch Zusatzwerkstoff ist besonders bei großen Schmelzbädern, wie sie bei hohen Einschweißtiefen und dementsprechend geringen Vorschubgeschwindigkeiten auftreten, nur schwer möglich. Ausgehend von den für einen Schweißprozess typischen Laserleistungen und Nahtquerschnitten ist in Bild 2.18 der rechnerische Siliziumgehalt (Volumenverhältnis von Grundwerkstoff und zugeführtem Zusatzdraht je Weginkrement) des aufgeschmolzenen Bereiches (homogene Durchmischung vorausgesetzt) über der Vorschubgeschwindigkeit für unterschiedliche Drahtvorschubgeschwindigkeiten aufgetragen. Hierbei ist klar zu erkennen, dass bei handelsüblichem Zusatzdraht der Siliziumgehalt im Schmelzbad in erster Linie von der Vorschubgeschwindigkeit des Laserprozesses und damit von der Dimension des Schmelzbades abhängt. Erst bei hohen Prozessgeschwindigkeiten wird ein Einfluss der Drahtvorschubgeschwindigkeit erkennbar: um das bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 1,5 m/min entstehende Schmelzbad auf einen Si-Gehalt von gut 3% aufzulegen, ist eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von 14 m/min erforderlich.



**Bild 2.18:** Siliziumgehalt im Schmelzbad für unterschiedliche Drahtvorschubgeschwindigkeiten (Basis: typische Nahtflächen bei Schweißungen mit Zusatzdraht an AA 6xxx mit 4 kW Nd:YAG, Zusatzdraht AlSi12 mit 1,2 mm Drahtdurchmesser).

Unabhängig von der Art des an der Schmelzbadoberfläche eingebrachten Zusatzwerkstoffes ist dessen homogene Einmischung in das Schmelzbad von entscheidender Bedeutung. Dies ist bei hohen Aspektverhältnissen und Einschweißtiefen in den seltensten Fällen möglich, so dass eine Heißbrissbildung trotz Verwendung von Zusatzwerkstoff nicht vermieden werden kann [41].

Eine weitere Möglichkeit ist das Einlegen eines Formteils aus Zusatzwerkstoff in die Fügeebene. Dabei wird neben einer homogenen Einmischung auch die Konstanz der sich bildenden Legierung sichergestellt. Diese extrem aufwändige Art der Nahtvorbereitung ist nur in wenigen Ausnahmefällen wirtschaftlich, beispielsweise an hochspezialisierten Bauteilen der Luftfahrtindustrie [42].

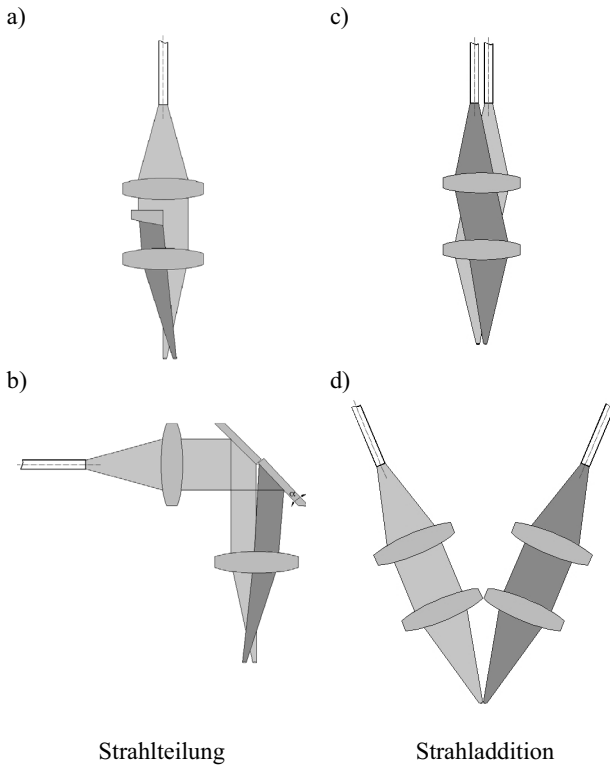
### 2.4.2 Multifokustechnik

Der Begriff Multifokustechnik wird zur Beschreibung von Laserstrahlprozessen mit mehr als einem auf das gleiche Schmelzbad einwirkenden Laserstrahl verwendet. So ist die Doppelfokustechnik strenggenommen ebenfalls eine Untergruppierung der Multifokustechnik, auch wenn sie als Ursprung der gesamten Verfahrensgruppe gilt. Ausgehend von der Anzahl und Erzeugung der Teilstrahlen in einem gemeinsamen Schmelzbad lässt sich die Multifokustechnik in die Doppelfokustechnik und die Fokusmatrixtechnik unterscheiden (siehe auch Bild 2.19 und Bild 2.22).

#### Doppelfokustechnik:

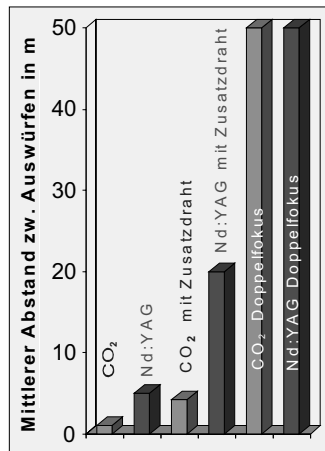
Der Einsatz von zwei oder mehr Einzelstrahlen in einem gemeinsamen Schmelzbad, die sogenannte Doppel- oder Mehrfokustechnik, hat sich als ein probates Mittel zur Stabilisierung des Lasertiefschweißprozesses erwiesen [43]. Nach Ursprung der beiden Teilstrahlen lässt sich die Doppelfokustechnik in Strahladdition und Strahlteilung unterscheiden (Bild 2.19).

Der Ursprung der Doppelfokustechnik liegt in dem Versuch einer Leistungssteigerung durch Addition zweier Teilstrahlen unterschiedlicher Strahlquellen. Ausgehend von Prozessen zum Beschichten und Schweißen von Stahl- und Aluminiumwerkstoffen mit CO<sub>2</sub>-Lasern [44], [45], [46], [47] wurde mit der zunehmenden Verfügbarkeit von Festkörperlaserdieses Prinzip auch hier eingesetzt [48], [49], [50].



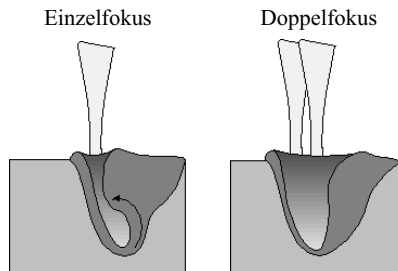
**Bild 2.19:** Erzeugung eines Doppelfokus bei Festkörperlaseren mittels Strahlteilung durch a) eine optische Keilplatte und b) durch geteilten Spiegel sowie durch Strahladdition c) mittels einer Doppelfaser beziehungsweise d) durch „Addition“ zweier Bearbeitungsoptiken (nach [50]).

Im Zuge der umfangreichen Untersuchungen wurde schnell das Potenzial der Doppelfokustechnik zur Prozessstabilisierung und damit zur Steigerung der Nahtqualität erkannt [51], [52], [53]. Insbesondere bei Aluminium und seinen Legierungen konnten Nahtfehler als Folge von Prozesssporen und Schmelzbadauswürfen vermindert oder gar vermieden werden [54].



**Bild 2.20:** Einfluss der Doppelfokustechnik auf die Prozessstabilität beim Laserstrahlschweißen von Aluminium[54].

Als Ursache hierfür konnte das künstliche Aufweiten der Dampfkapillare durch die Doppelfokustechnik identifiziert werden (Bild 2.21). In Simulation [55] und Experiment [24], [45] konnte gezeigt werden, dass durch diese Aufweitung ein Kollabieren der Dampfkapillare und damit ein Abschnüren als Ursache für Porenbildung und Schmelzbadauswürfe verhindert wird.



**Bild 2.21:** Aufweitung der Dampfkapillare mittels Doppelfokus (schematische Darstellung nach [50]).

Der Effekt der Kapillaraufweitung ist dabei jedoch auf einen bestimmten Bereich des Fokusabstandes beider Laserstrahlen beschränkt. Zudem nimmt der Einkoppelgrad

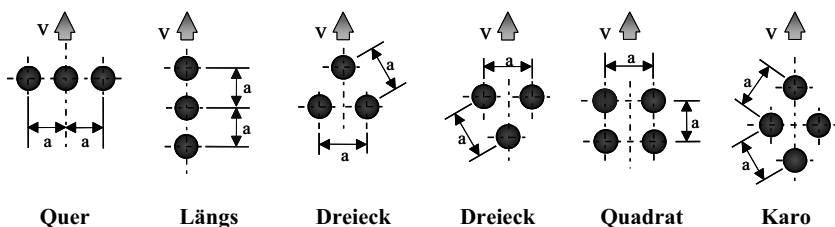


und damit die Prozesseffizienz mit steigender Aufweitung der Kapillare aufgrund des zunehmenden Anteils der rückreflektierten Laserleistung ab. Im Bereich der maximalen Ausdehnung der gemeinsamen Kapillare ist daher die Prozessstabilität am höchsten, die Prozesseffizienz allerdings am geringsten [24].

### Fokusmatrix

Eine konsequente Weiterentwicklung der Doppelfokustechnik ist die Fokusmatrix-technik. Hierbei werden üblicherweise mehr als zwei Teilstrahlen aus der gleichen Richtung in ein gemeinsames Schmelzbad fokussiert. Die dabei verwendete Anordnung der einzelnen Fokuspunkte auf dem Werkstück wird als Fokusmatrix bezeichnet. Sie kann entsprechend der Doppelfokustechnik durch Strahlteilung, Stahladdition oder einer Kombination beider Prinzipien erreicht werden. Abhängig vom Additionsprinzip können dabei einzelne Bearbeitungsköpfe oder die Bündelung einzelner Lichtleitfasern in einem gemeinsamen Faserstecker zur Realisierung der Fokusmatrix-Geometrie genutzt werden (entsprechend Bild 2.19).

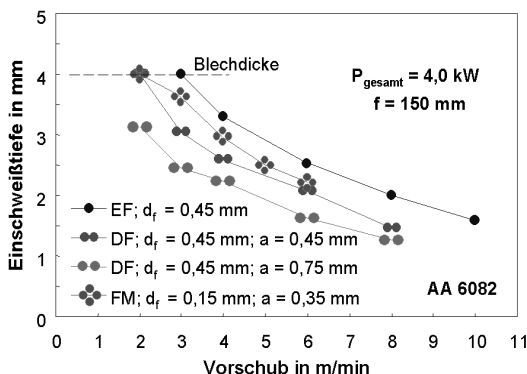
Typischerweise kommen für eine Fokusmatrix Laser mit geringer Laserleistung pro Strahlquelle, dafür aber umso höherer Strahlqualität zum Einsatz. Dies ermöglicht die Anordnung von mehreren einzelnen Fokuspunkten in einem Bereich, der sonst dem Brennfleck eines einzelnen Lasersystems mit gleicher Gesamtleistung aber deutlich schlechterer Stahlqualität entspricht. Typische Anordnungen der Fokuspunkte einer Fokusmatrix sind in Bild 2.22 dargestellt.



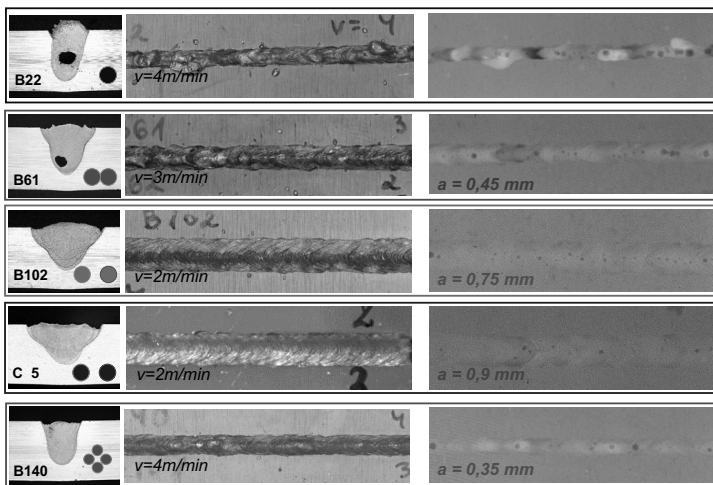
**Bild 2.22:** Typische Anordnungen und Orientierungen der Fokusmatrix relativ zum Vorschub  $v$  bei äquidistantem Fokusabstand  $a$  (nach [50]).

Mit der Fokusmatrixtechnik ist es möglich, die prozessstabilisierende Wirkung der Doppelfokustechnik mit einer deutlich gesteigerten Prozesseffizienz zu kombinieren. So konnte [50] mit einer Karo-Anordnung von vier einzelnen Fokuspunkten den Rückgang der Einschweißtiefe einer Doppelfokusanordnung gegenüber Einstrahls-technik halbieren (Bild 2.23).

In einem Verfahrenvergleich bei konstanter Einschweißtiefe konnte durch den Einsatz der Fokussmatrix in Karoanordnung die Nahtqualität ohne Einbußen in der Vorschubgeschwindigkeit drastisch gesteigert werden. Eine vergleichbare Nahtqualität wäre bei Einsatz einer Doppelfokussmatrix nur in Verbindung mit einer Reduktion der Vorschubgeschwindigkeit um etwa 30-40 % zu erreichen (Bild 2.24).



**Bild 2.23:** Schweißen von Aluminium AA 6082 mit verschiedenen Schweißtechniken: Einzelfokus (EF), Doppelfokus (DF) und Fokussmatrix (FM) bei 4,0 kW Gesamtleistung und der Brennweite  $f = 150 \text{ mm}$  [50].

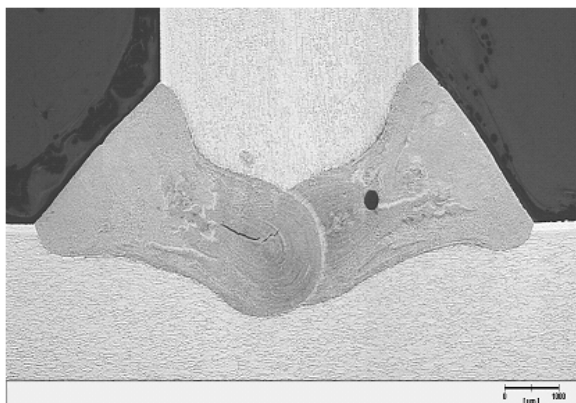


**Bild 2.24:** Vergleich der Schweißnahtqualität bei  $3 \pm 0,2 \text{ mm}$  Einschweißtiefe. Aluminiumlegierung AA 6082 bei jeweils 4,0 kW Gesamtleistung und  $f = 150 \text{ mm}$  [50].

Die Ursache für die Stabilisierung des Schweißprozesses durch die Fokusmatrix liegt in der Art, wie die Kapillare geöffnet wird bzw. geöffnet bleibt. Setzt man näherungsweise gleiche resultierende Kapillardurchmesser (Einzelstrahl bzw. Umhüllende um die Kapillaren der Fokusmatrix) voraus, ist die Auftrefffläche der Laserstrahlung beim Schweißen mit der Fokusmatrix dank der geringen Fokusdurchmesser der einzelnen Teilstrahlen – grob geschätzt – etwa halb so groß. Dies führt an der Interaktionszone zwischen Teilstrahl und Werkstoff zu lokal höheren Verdampfungsraten an der Kapillarwandung. Die Dampfkapillare ist im oberen Bereich folglich deutlich stabiler, ein Kollaps, der zu Prozesssporen oder Schmelzbadauswürfen führt, entsprechend unwahrscheinlicher.

### Vielpunkttechnik

Auch die Vielpunkttechnik beinhaltet das simultane Schweißen mit mehreren Laserstrahlen an einem Bauteil. Im Unterschied zur Fokusmatrix wird hier von jedem Teilstrahl ein separates Schmelzbad erzeugt. Das Verfahren wird üblicherweise zur Verringerung des Bauteilverzuges beim Laserstrahlschweißen eingesetzt. Typische Anwendungen sind dabei das Schweißen von längsversteifenden Profilen („Holland-Profil“) im Schiffbau [56] oder Hautfeld-Stringer-Verbindungen in der Luftfahrtindustrie [57]. Die beiden letztgenannten Anwendungen stellen zugleich einen Sonderfall der Vielpunkttechnik dar. Trotz Auftreffens der Teilstrahlen an unterschiedlichen Stellen des Bauteils und der Ausbildung zweier separater Schmelzbäder ist eine Verbindung der Schmelzbäder im Bereich der Nahtwurzel möglich (Bild 2.25). Hier spricht man auch von „beidseitig - gleichzeitigem Schweißen“.



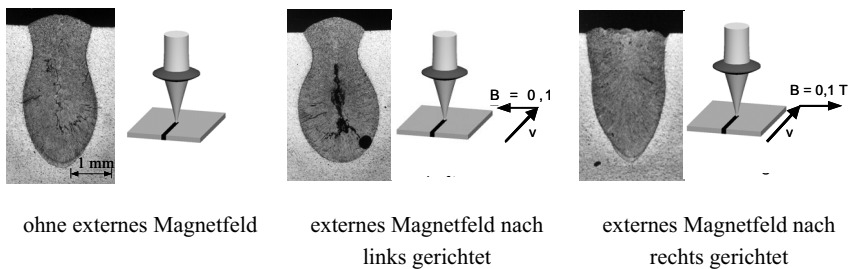
**Bild 2.25:** Vielpunkttechnik am Beispiel des beidseitig-gleichzeitigen Schweißens einer Hautfeld-Stringer-Verbindung aus der Luftfahrtindustrie [Quelle EADS].

Natürlich ist hierbei auch eine Kombination von Doppelfokus- oder Fokusmatrix- mit Vielpunkttechnik möglich. Der damit einhergehende Bedarf an Laserleistung / Laserstrahlquellen und die damit verbundenen Investkosten dürfte die Anzahl der Anwendungen jedoch stark einschränken.

### 2.4.3 Elektromagnetische Volumenkräfte

Ein völlig anderer Ansatz zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik ist die Verwendung elektromagnetischer Volumenkräfte. Sie ermöglichen neben einer Stabilisierung und Optimierung des Schweißprozesses auch eine gezielte Einflussnahme auf die Geometrie der Schweißnaht. So sind eine Reduktion von Prozesssporen, die Erhöhung der Grenzgeschwindigkeit zum Humping sowie die Verbesserung der metallurgischen Eigenschaften bis hin zu einem Formen des Nahtquerschnitts einschließlich Heben und Senken des Schmelzbades erklärte Ziele des Einsatzes elektromagnetischer Volumenkräfte [58].

Ausgehend von der Existenz einer Thermospannung zwischen den unterschiedlichen Temperaturbereichen, konnte von Kern ein intrinsischer Stromfluss im Schmelzbad nachgewiesen werden [59]. In Verbindung mit einem externen Magnetfeld ist es damit möglich, neben der Qualität der Nahtoberraupe auch die Nahtgeometrie und somit auch beispielsweise die Heißrissneigung zu beeinflussen (Bild 2.26). Basierend auf diesen Erkenntnissen wurden auch die Möglichkeiten einer Beeinflussung des Laserstrahlschweiprozesses durch mittels extern aufgebrachten Strömen erzeugte elektromagnetische Kräfte untersucht [60], [61].



**Bild 2.26:** Einfluss elektromagnetischer Volumenkräfte auf Nahtgeometrie und Heißrissneigung [62].

## 3 Eingesetzte Systemtechnik, Versuchsaufbau

In diesem Kapitel wird kurz auf die verwendete Systemtechnik eingegangen. Daneben werden der Versuchsaufbau, die Werkstoffe sowie die eingesetzten Analysemethoden vorgestellt.

### 3.1 Strahlquellen

In allen nachfolgend beschriebenen Schweißversuchen wurden ausschließlich Festkörperlaser eingesetzt, weshalb auf den Aufbau und die Eigenschaften anderer Laserstrahlquellen nicht eingegangen wird.

Eingesetzt wurden während den Versuchen ausschließlich lampengepumpte Nd:YAG-Laser der Firma TRUMPF- Laser. Insgesamt kamen zwei Strahlquellen zum Einsatz: ein HL4006D mit 4,0 kW Ausgangsleistung sowie ein HL3006D mit 3,0 kW Ausgangsleistung. Das Strahlparameterprodukt dieser Laserstrahlquellen wird mit  $w_0\Theta_0 \leq 25 \text{ mm} \cdot \text{mrad}$  angegeben [63]. Dieser Wert ermöglicht den Einsatz von Lichtleitkabeln mit einem minimalen Faserkerndurchmesser von 600  $\mu\text{m}$ .

### 3.2 Optische Komponenten

#### Lichtleitkabel

Wie bereits im vorigen Kapitel erwähnt, bietet die Wellenlänge der Festkörperlaser die Möglichkeit einer Strahlführung mittels Glasfaser. Basierend auf dem Prinzip der Totalreflexion von Licht an der Grenzfläche zwischen optisch dichteren und optisch weniger dichten Medien, ist eine nahezu verlustfreie Leistungsübertragung möglich. Lediglich bei der Ein- und Auskopplung in die und aus der Glasfaser sind Verluste von jeweils 3-4 % zu verzeichnen. Durch die Vielfachreflexion der Laserstrahlung in der Glasfaser resultiert am Austritt aus der Faser eine homogenisierte Leistungsdichteverteilung.

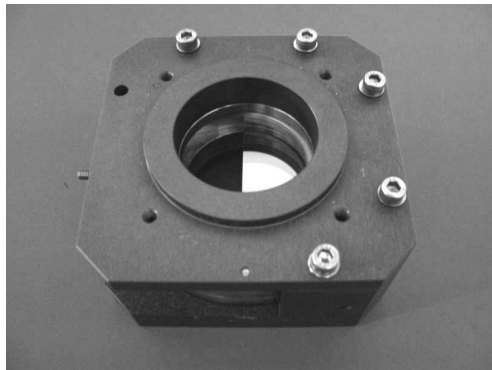
### Bearbeitungsoptik

Nach dem Verlassen der Glasfaser wird der Laserstrahl mit Hilfe einer Bearbeitungsoptik auf das Werkstück fokussiert. Zunächst wird der Strahl kollimiert und anschließend fokussiert, was der Abbildung des Faserendes auf das Werkstück entspricht. Um die für den jeweiligen Prozess gewünschte Brennfleckgröße und Leistungsdichte zu erhalten, werden Optiken mit unterschiedlichen Linsensystemen eingesetzt.

Verwendet wurden Standardbearbeitungsoptiken BEO D70 der Firma TRUMPF-Laser mit Linsendurchmesser von zwei Zoll. Diese besitzen üblicherweise eine Kollimationslinse mit Brennweite  $f_k = 200$  mm. Mit Fokussierlinsen der Brennweite  $f = 100$  mm,  $f = 150$  mm und  $f = 200$  mm resultiert für diese Kombination ein Abbildungsmaßstab von 1:2, 1:1,33 und 1:1.

### Bifokaloptik zur Strahlteilung

Zur Erzeugung des Doppelfokus gibt es unterschiedliche Möglichkeiten (vgl. Bild 2.19). Eine besteht darin, einen Doppelfokus durch Strahlteilung zu generieren. Hierfür wurden sogenannte Bifokaleinsätze verwendet (Bild 3.1). Diese bestehen aus einer Fassung eingebauten Keilplatte, welche zwischen Kollimations- und Fokussierlinse montiert wird (vgl. Bild 2.19 a).



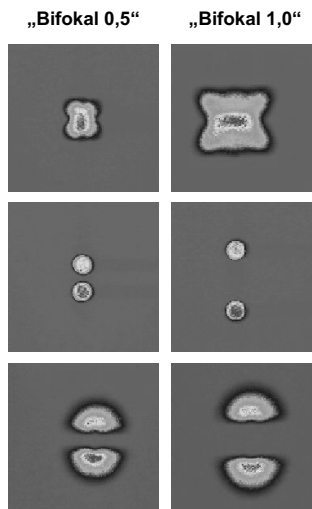
**Bild 3.1:** Bifokaloptik zur Aufteilung des Laserstrahls in zwei getrennte Fokuspunkte.

Untersucht wurden zwei verschiedene Keilplatten mit einem Keilwinkel von 5 und 10 mrad. Daraus resultieren je nach Fokussierung unterschiedliche Fokusabstände, die in Tabelle 3.1 zusammengefasst sind.

Brennweite	Fokusbereich	Fokusabstand Bifokal 0,5	Fokusabstand Bifokal 1,0
$f = 100 \text{ mm}$	0,3 mm	0,5 mm	1,0 mm
$f = 150 \text{ mm}$	0,45 mm	0,75 mm	1,5 mm

**Tabelle 3.1:** Fokusabstand bei den eingesetzten Bifokalloptiken für unterschiedliche Fokussierungen und der daraus resultierende Fokusbereich.

Charakteristisch für diese Art der Doppelfokustechnik ist die resultierende Intensitätsverteilung als Funktion der Fokuslage, siehe Bild 3.2. Im Unterschied zur Doppelfaser-technik ist lediglich im Fokus die Leistungsdichteverteilung rotationssymmetrisch. Oberhalb der Brennebene schneiden sich die Teilstrahlen, es ist eine Überlagerung in den Messungen zu erkennen. Unterhalb der Brennebene zeichnen sich die halbkreisförmigen Teilstrahlen ab [50].



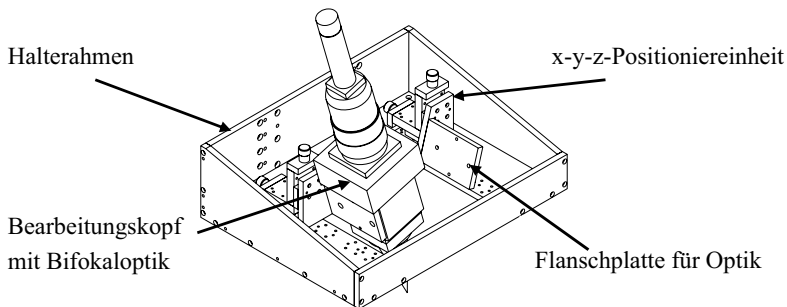
**Bild 3.2:** Messung der Intensitätsverteilung oberhalb (Reihe oben), in (mittlere Reihe) und unterhalb (Reihe unten) der Brennebene bei den beiden verwendeten Strahlteileroptiken mit festem Fokusabstand [50].

Bei den eingesetzten Bifokalloptiken besteht die Möglichkeit, durch laterales Verschieben der Keilplatten die Leistungsverteilung auf beide Teilstrahlen in gewissem Umfang einzustellen. Leider konnte in keiner Stellung eine völlige Gleichheit beider Teilstrahlen erzielt werden, da die Absorptions- und Beugungseffekte im abgelenkten

Teilstrahl durch eine Verschiebung der Keilplatten nicht vollständig kompensiert werden konnten.

### Fokusmatrixoptik

Mit einer Anpassungskonstruktion der am IFSW konstruierten Fokusmatrixoptik [50] können unter Verwendung zweier Bearbeitungsköpfe BEO D70 mit jeweils einer Bifokaloptik bis zu 4 räumlich getrennte Foki auf das Werkstück abgebildet werden. Mit dieser Optik können auf sehr einfache und flexible Art verschiedene Anordnungen der Einzelfoki bei verschiedenen Fokusabständen untersucht werden. Die räumliche Verstellung der Foki erfolgt dabei durch am Grundkörper angebrachte x-y-z-Positioniereinheiten, auf die jeweils eine Fokussieroptik montiert ist. Die Justage kann mit einer Genauigkeit von bis zu  $\frac{5}{100}$  mm erfolgen. In Bild 3.3 ist diese Fokusmatrixoptik als 3D-CAD Modell mit zwei Flanschplatten und einer Fokussieroptik der Baureihe BEO D70 mit Bifokaloptik dargestellt.



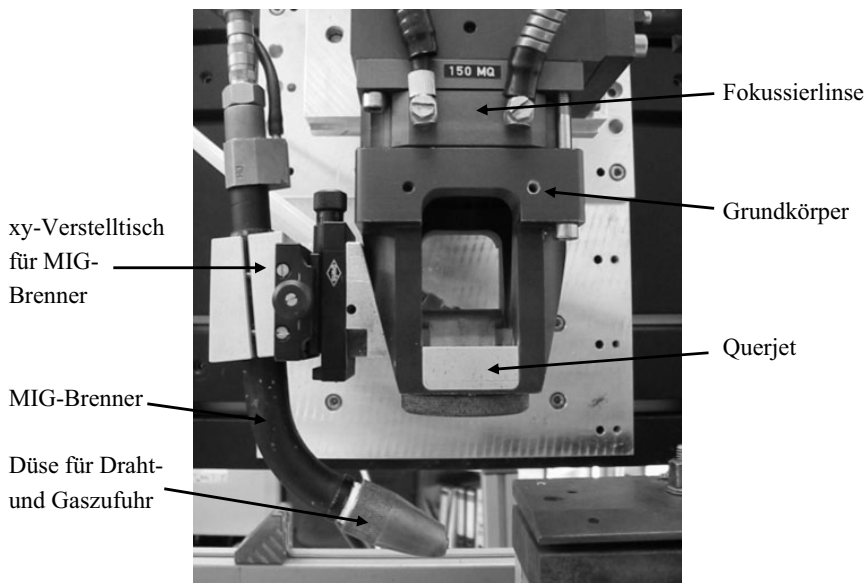
**Bild 3.3:** Fokusmatrixoptik Halterung für zwei Einzeloptiken des Typs BEO D70. Stufenlos einstellbarer Fokusabstand und Fokusslage mittels x-y-z- Positioniereinheiten.

Auf den Einsatz einer zweiten Strahlteileroptik wurde verzichtet, da die Leistung des zweiten zur Verfügung stehenden Lasers mit 3 KW bei Aufteilung in zwei Einzelstrahlen nicht zu einem prozesssicheren Tiefschweißeffekt in Aluminium ausgereicht hätte (vgl. Kapitel 2.1.1).

### Schweißkopf

Als letztes Glied zwischen Optik und dem Werkstück beeinflusst der Bearbeitungskopf im Gegensatz zur Bearbeitungsoptik in keiner Weise die Strahlführung oder -formung. Grundsätzliche Aufgabe des Bearbeitungskopfs ist die Gewährleistung einer reproduzierbaren Zuführung der Prozessmedien, wie Schutzgas und Zusatzwerkstoff.





**Bild 3.4:** Bearbeitungskopf zum Laserstrahlschweißen mit integrierter Schutzglaswechseleinheit, Querjet sowie Draht- und Schutzgaszufuhr, Bezeichnungen siehe Text.

Der am IFSW entwickelte Bearbeitungskopf [64] bietet alle oben genannten Funktionen (Bild 3.4). Der Grundkörper ist direkt unterhalb der Fokussierlinse angebracht. Der Zusatzdraht wird über einen Standard MIG-Brenner an die Bearbeitungsstelle gebracht und kann mit Hilfe des xy-Positioniereinheit exakt positioniert werden. Somit läuft der Draht während des Prozesses stabil und reproduzierbar in das Schmelzbad.

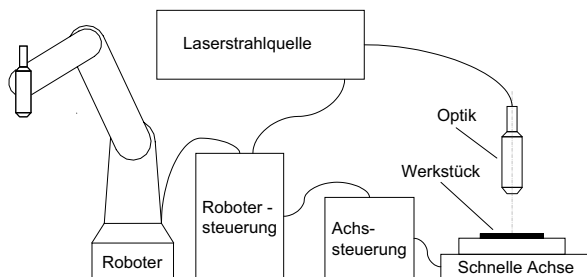
Um das aufgeschmolzene Material vor Oxidation zu schützen wird koaxial zum Zusatzdraht ein Schutzgas an die Schweißstelle geführt. Voraussetzung für gleichbleibende Prozessverhältnisse ist ebenso ein von Schmutz unbeeinflusster Strahlengang. Deshalb muss der Bearbeitungskopf einen effektiven Schutz der Fokussieroptik vor Schweißspritzern und Rauch bieten. Unterhalb der Fokussiereinheit ist deshalb ein sogenannter Querjet eingebaut. Diese quer zur Strahlachse führende Luftströmung sorgt dafür, dass während dem Schweißen entstehende Spritzer sowie Schweißschmauch effektiv abgelenkt werden.

### 3.3 Versuchsanlagen

Da nicht alle verfügbaren Laserstrahlquellen, Optiken und Versuchsaufbauten auf einer einzigen Bearbeitungsstation angesteuert und eingesetzt werden können, wurden die Versuche an mehreren Bearbeitungsstationen durchgeführt.

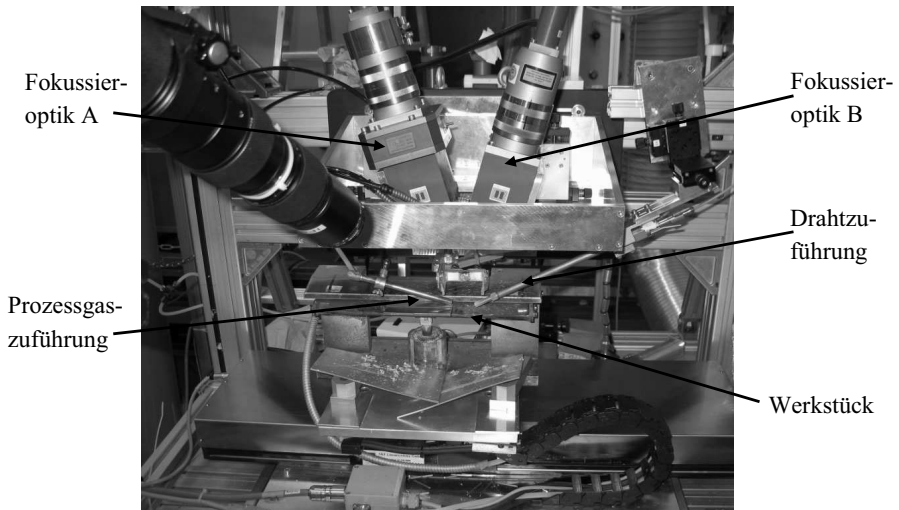
#### 3.3.1 Versuchsaufbau für Untersuchungen mit der Fokusmatrix

Die Fokusmatrixversuche wurden auf der sogenannten LEICHTER- Station durchgeführt. Die Anlage wurde im Rahmen eines vom BMBF geförderten Forschungsprojektes aufgebaut. Sie besteht aus einem Standard- Industrieroboter der Firma KUKA, welcher auf einer Lineareinheit montiert ist. Zusätzlich ist es möglich, durch einen hochdynamischen Lineardirektantrieb, welcher mit der Robotersteuerung verknüpft ist, Versuche durchzuführen, welche eine sehr genaue z- Positionierung erfordern. Bei den hier beschriebenen Untersuchungen wurde die Relativbewegung zwischen Bauteil und Laserstrahl durch die schnelle Linearachse erzeugt.



**Bild 3.5:** Vernetzung der Steuereinheiten des Roboters und der „Schnellen Achse“.

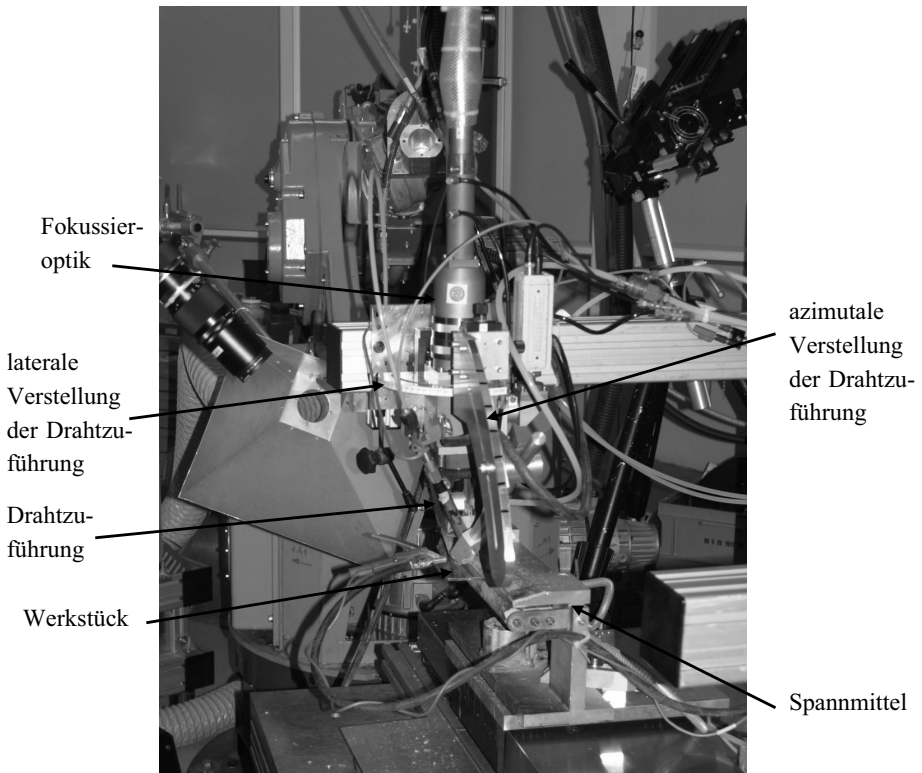
Die Verfahrenwege und die Geschwindigkeit werden in einen angeschlossenen PC eingegeben und von diesem an die Steuerung der Achse weitergeleitet. Die Ansteuerung des Lasers, der Linearachse, des Prozessgases und der anderen Zusatzmedien erfolgt bei diesem Versuchsaufbau über die Steuereinheit des Roboters. Bild 3.5 zeigt schematisch die Vernetzung der eingesetzten Komponenten, Bild 3.6 den Versuchsaufbau.



**Bild 3.6:** Versuchsaufbau der Fokusmatrix-Untersuchungen mit Prozessgas- (von links) und Drahtzuführung (von rechts).

### 3.3.2 Versuchsaufbau zur Zuführung eines externen Zusatzstromes

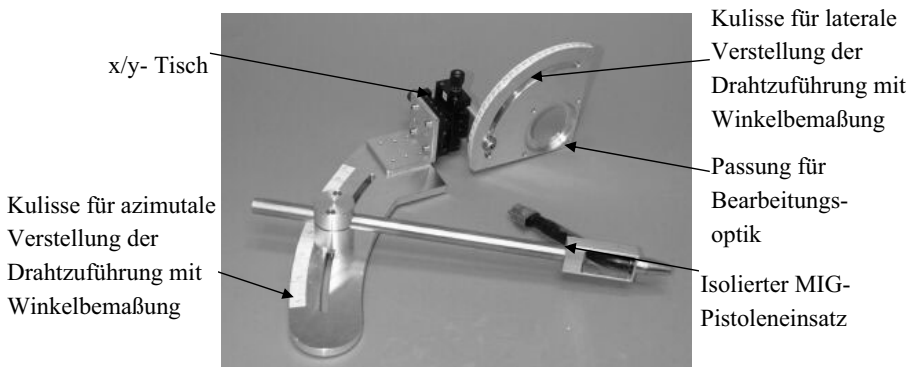
Für die Versuche mit Stromzuführung über den Zusatzdraht wurden zwei Anlagen eingesetzt. Die Voruntersuchungen wurden auf einem Linearachsensystem LASMA der Firma Trumpf durchgeführt. Um eine bessere Zugänglichkeit zu erhalten und eine Prozessanalyse mit einer Highspeedkamera zu ermöglichen, wurden die nachfolgenden Versuche innerhalb einer Roboterzelle durchgeführt. Auch hier wurde nur die Robotersteuerung vom Typ KUKA RCM3 zur Ansteuerung und Synchronisation der einzelnen Systemkomponenten eingesetzt. Die Verfahrensbewegung erfolgte durch die schon im vorigen Abschnitt vorgestellte lineare Zusatzachse (vgl. Bild 3.5).



**Bild 3.7:** Versuchsaufbau zur Zuführung eines externen Zusatzstroms innerhalb einer Roboterzelle.

### Winkelverstellung der Drahtzuführung

Um bei der Strom- und Drahtzuführung flexibel agieren zu können, wurde eine Kulissenkonstruktion für die Drahtzuführung eingesetzt (Bild 3.8). Mit deren Hilfe kann eine Drahtzuführung unter einem Winkel von  $\beta = -5^\circ$  bis  $+95^\circ$  lateral zur Vorschubrichtung in horizontaler Ebene und  $\alpha = 20^\circ$  bis  $50^\circ$  bezüglich der Werkstückoberfläche in vertikaler Ebene realisiert werden.



**Bild 3.8:** Kulissenkonstruktion zur flexiblen horizontalen und vertikalen Winkeleinstellung.

### 3.4 Zusatzdraht- und Prozessgaszuführung

Der drahtförmige Zusatzwerkstoff wird über ein Kaltdrahtvorschubsystem DIX DVP 4332 KDP der Fa. Dinse zugeführt. Dieses besteht aus einer Datenverarbeitungs- und Vorschubeinheit, einer Fernbedienung und einer als Garnitur bezeichneten zusätzlichen Antriebseinheit im Bereich des Bearbeitungskopfes. Die Positionierung des Drahtes auf dem Werkstück erfolgte über in vertikaler und lateraler Richtung verstellbare Schweißpistolenköpfe. Im Laufe der Untersuchungen kamen drei unterschiedliche Brennertypen zum Einsatz. Für herkömmliche Laserstrahlschweißungen mit Zusatzdraht wurde ein Schweißpistolenkopf mit integrierten coaxialer Schutzgaszuführung eingesetzt (Bild 3.9).



**Bild 3.9:** Schweißpistolenkopf Dinse SO 2013 zur Zusatzdrahtzufuhr für das Laserstrahlschweißen.

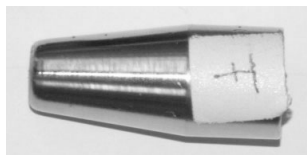
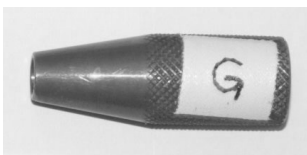
Versuche mit externer Stromzuführung erfolgten mit einem elektrisch isolierten Schweißpistolenkopf wie er für das MIG-Schweißen Verwendung findet. Auch hier ist eine coaxiale Schutzgaszuführung integriert (Bild 3.10 und Bild 3.11).



**Bild 3.10:** Schweißpistolenkopf Dinse SO 551 zur Zusatzdrahtzufuhr für das MIG-Schweißen (elektrisch isoliert).

An die oben vorgestellten Pistolenköpfe werden die Drahtdüse und der Düsenmantel angeschraubt. Daraus resultiert eine zentrische Drahtzufuhr, während das Prozessgas über einen Ringspalt konzentrisch zum Draht zugeführt wird.

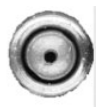
Düsenmantel



Drahtdüse



resultierender  
Ringspalt



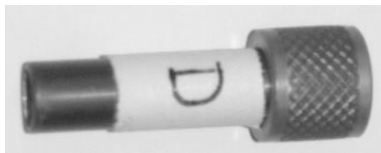
SO 2013

SO 551

**Bild 3.11:** Düsenmantel, Drahtdüse und resultierender Ringspalt bei Standard-Pistolenköpfen.

Für den geraden Pistolenkopf hat der Hersteller ein neues Konzept umgesetzt. Hier kann eine Vielzahl unterschiedlicher Drahtdüsen verwendet werden. Die langgestreckt zylindrische Form erfordert jedoch Stützstege im Bereich der Düsenspitze (Bild 3.12). Diese vermindern die Querschnittsfläche des Ringspalts und nehmen so über die resultierende Strömungsgeschwindigkeit Einfluss auf die Gasabdeckung des Prozesses (vgl. Kapitel 4.1.1).

Düsenmantel



Drahtdüse mit Stützstegen

Resultierender Ringspalt auf  
Höhe der Stützstege**Bild 3.12:** Düsenmantel, Drahtdüse und resultierender Ringspalt bei geradem Pistolenkopf.

### 3.5 Stromquellen

Die Zuführung des externen Stromes mit Stromstärken von mehreren 100 A erfordert spezielle Stromquellen. Handelsübliche Schweißstromquellen sind hierfür ungeeignet, da die Auslegung dieser Geräte selbst bei nahezu freier Programmierbarkeit der Kennlinien keine Begrenzung der Leerlaufspannung auf unter 20 V erlauben. Diese wiederum ist notwendig, um das Entstehen eines Lichtbogens bei kurzen Unterbrechungen des Kontaktes zwischen (Draht-)Elektrode und Bauteil zu vermeiden. Für die Untersuchung im Rahmen dieser Arbeit wurden daher Prototypen einer Heißdraht-Stromquelle der Firma Dinse sowie ein Labornetzteil der Firma Xantrex eingesetzt.

#### Heißdraht-Stromquelle Dinse Triton 260

Zu Beginn der Untersuchungen wurde ein modifiziertes Gerät der Fa. Dinse mit der Bezeichnung Triton 260 als Stromquelle eingesetzt. Im Rahmen der Untersuchungen kam es jedoch immer wieder zu einzelnen kurzen Lichtbogenzündungen, die keinen stabile Schweißprozess ermöglichten. Die in dem Gerät umgesetzte Leerlaufspannung von ca. 14 V erwies sich in Verbindung mit den Regelalgorithmen des Gerätes noch immer als zu hoch.

### Labornetzteil Xantrex XDC 10-600

Um eine Reduktion des Leerlaufstromes unter 10 V zu erzielen, wurde für weitere Versuche das digitale Labornetzteil XDC 10-600 der Fa. Xantrex eingesetzt. Damit konnte eine Begrenzung des Leerlaufstromes auf 5 V prozesssicher umgesetzt werden.

## **3.6 Analysemethoden**

Zur Analyse und Quantifizierung der Einflüsse der variierten Versuchsparameter wurde eine Vielzahl von Hilfsmitteln eingesetzt. Neben einer optischen Beurteilung im Hinblick auf Nahtqualität, -geometrie und Prozessstabilität wurde auch eine Elektronenstrahl-Mikroanalyse zur Ermittlung der Elementverteilung innerhalb der Schweißnaht an ausgewählten Proben durchgeführt.

### **3.6.1 Optische Beurteilung**

#### Visuelle Nahtprüfung und Beurteilung der Prozessstabilität

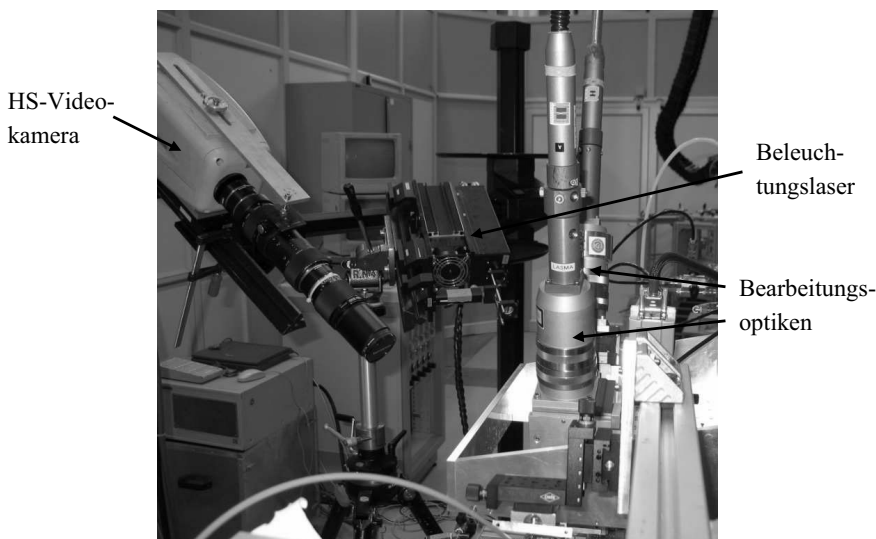
Die unmittelbar nach dem Schweißprozess durchgeführte visuelle Überprüfung der Nahtberraupe ermöglicht eine Aussage über die Prozessstabilität sowie erste Erkenntnisse über makroskopischen Einflüsse auf die Nahtgeometrie wie beispielsweise die Nahtbreite an der Oberfläche. Darüber hinaus liefert sie über die Oberflächenbeschaffenheit der Nahtberraupe auch eine Aussage zur Güte der Schutzgasabdeckung.

#### HighSpeed-Videoanalyse

Eine sehr viel detailliertere Aussage über die Prozessstabilität und insbesondere auch über die Interaktion der unterschiedlichen Einflussfaktoren mit der Schmelze ist durch eine Highspeed-Videoanalyse möglich. Hierfür wurde ein Kodak *EKTAPRO HS Motion Analyser* Modell 4540 eingesetzt.

Durch verlangsamtes Abspielen der mit einer Frequenz von 9000 Bildern/s aufgenommenen Videosequenzen kann der Prozess detailliert analysiert werden. Hauptaugenmerk liegt dabei auf dem Verhalten des Zusatzdrahtes, der Schmelzbadoberfläche und der Kapillare(n).





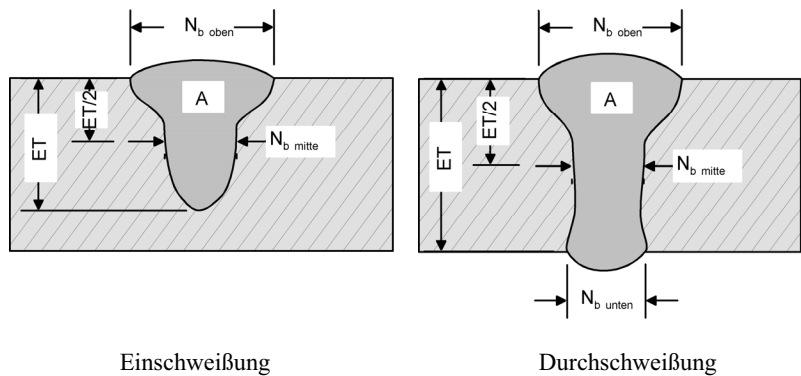
**Bild 3.13:** Highspeed-Videokamera und Beleuchtungslaser zur Prozessanalyse.

#### Lichtmikroskopische Beurteilung

Neben der oben beschriebenen Prozessdiagnostik wurden auch metallographische Schliffe erstellt. Nach dem Ätzen mit 2%iger NaOH-Lösung bei 50 °C wurden die Einschweißtiefe, Nahtbreite an der Bauteiloberfläche und Nahtfläche vermessen sowie die Ausbildung der Nahtgeometrie analysiert. Die Nahtgeometrie wurde in Form von Digitalbildern für eine weitere Analyse dokumentiert. Für die Beurteilung eines Einflusses auf die Schmelzbadströmung bieten die Bilder der Nahtgeometrie die einzige optische Analysemöglichkeit, da mit den gemessenen Dimensionen der Naht allein oftmals keine hinreichend präzisen Aussagen möglich sind. Zwar wurden noch zwei weitere Messebenen für die Breite der Naht eingeführt, jedoch ist auch hiermit nur bedingt eine treffende Beschreibung der tatsächlichen Nahtgestalt möglich (vgl. Tabelle 2 und Bild 3.14).

Messgröße	Definition
Nahtfläche A [mm <sup>2</sup> ]	Fläche des gesamten aufgeschmolzenen Bereiches eines metallographischen Schliffes senkrecht zur Vorschubrichtung.
Einschweißtiefe ET [mm]	Länge des aufgeschmolzenen Bereiches lotrecht zur Werkstückoberfläche, gemessen von der Werkstückoberfläche bis zum tiefsten Punkt der Schmelze, jedoch maximal Wandstärke des Werkstücks.
Nahtbreite N <sub>b</sub> / Nahtbreite an der Werkstückoberfläche N <sub>b oben</sub> [mm]	Breite des aufgeschmolzenen Bereiches an der Werkstückoberfläche, gemessen senkrecht zur Vorschubrichtung.
Nahtbreite bei halber Einschweißtiefe N <sub>b mitte</sub> [mm]	Breite des aufgeschmolzenen Bereiches bei halber Einschweißtiefe, gemessen senkrecht zur Vorschubrichtung.
Nahtbreite an der Werkstückunterseite N <sub>b unten</sub> [mm]	Breite des aufgeschmolzenen Bereiches an der Werkstückunterseite, gemessen senkrecht zur Vorschubrichtung (nur bei Durchschweißungen).

**Tabelle 2:** Definition der Maßgrößen zur Geometriebeschreibung.



**Bild 3.14:** Lage der Maßgrößen zur Geometriebeschreibung bei Ein- und Durchschweißung.

### 3.6.2 Elektronenstrahl-Mikroanalyse

Um eine direkte Aussage bezüglich eines Einflusses auf die Schmelzbaddurchmischung treffen zu können, wurden an den metallographischen Schliffen ausgewählter Proben Elektronenstrahl-Mikroanalysen (EDX-Analysen) in Form eines Element-Mappings durchgeführt. Dabei wurde die Verteilung des Siliziumgehaltes innerhalb der Schweißnaht analysiert. Mit der Zuführung eines Zusatzdrahtes mit einem ca. 10-fach höheren Siliziumgehalt gegenüber dem verschweißten Grundwerkstoff kann so die Einmischung des Zusatzwerkstoffes in das Schmelzbad in Abhängigkeit von den variierten Parametern analysiert werden. Eingesetzt wurde hierfür ein Detektor Quantax QX2 der Firma RÖNTEC.

## 3.7 Werkstoffe

Reinaluminium ist aufgrund der niedrigen Festigkeitswerte für technische Anwendungen nur eingeschränkt geeignet. Deshalb konzentrieren sich die Untersuchungen dieser Arbeit auf das Schweißen von Aluminiumlegierungen. Bei einem Teil dieser Legierungen ist durch Glühen, Abschrecken und anschließendes Auslagern eine Steigerung der Härte und der Festigkeit zu erreichen, was als Aushärten bezeichnet wird. Eine Steigerung der Festigkeit ist bei nichtaushärtbaren Aluminiumlegierungen nur durch eine Kaltverfestigung zu erreichen. Diese Legierungen werden als naturhart bezeichnet [65], [66].

Die AlMgSi-Legierungen sind die am häufigsten eingesetzten Aluminium-Knetlegierungen und finden ihre Anwendung vor allem in Strangpressprofilen und als Außenhautteile im Karosseriebau. Neben der guten Umformbarkeit ist auch die gute Schweißbeignung dieser Legierungen von praktischer Bedeutung. AlMgSi-Legierungen zählen zu den Legierungen der 6000er Gruppe und sind über die Mg<sub>2</sub>Si-Phase aushärtbar. Ein weiterer Vertreter der aushärtbaren Aluminiumlegierungen sind die AlCu-Legierungen der 2000er Gruppe. Diese zeichnen sich durch hohe Festigkeit und Temperaturbeständigkeit aus und werden häufig im Flugzeugbau eingesetzt. Diese Vorteile werden jedoch mit einem generellen Rückgang der Schweißbarkeit erkauft, so dass wie bei den 6000er-Legierungen üblicherweise ein Zusatzwerkstoff zur Rissvermeidung eingesetzt werden muss.

In Tabelle 3.3 sind die chemischen Zusammensetzungen der in dieser Arbeit eingesetzten Legierungen aufgeführt. Es wurden, sofern nicht gesondert vermerkt, Blindeinschweißungen bei 4mm Wandstärke durchgeführt.

Leg. Nr.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Li	Ti	Zr	Ag
AA6082	0,7 – 1,3	0,5	0,1	0,4 – 1,0	0,6 – 1,2	0,25	0,2		0,1		
AA6181A	0,7 – 1,1	0,15–0,5	<0,25	<0,4	0,6–1,0	<0,15	<0,3		<0,25		
AA6056	0,7 – 1,3	<0,5	0,5 – 1,1	0,4 – 1,0	0,6 – 1,2		0,1–0,7			0,07–0,2	
AA2195 [67]	0,12	0,15	3,7–4,3	0,25	0,25–0,8	-	0,25	0,8–1,2	-	0,08–0,16	0,25–0,6

**Tabelle 3.3:** Chemische Zusammensetzung in Masse % der eingesetzten Aluminium- Knetlegierungen [66], [67].

### 3.8 Prozessgase

Als Prozessgase wurden die in Tabelle 4 aufgeführten Gase oder Gasgemische verwendet. Die Prozessgaszuführung erfolgte über die in Kapitel 3.4 beschreibenden Gasdüsen. Einzige Ausnahme bildet hierbei die Luft, die für ein Fehlen einer Zuführung anderer Prozessgase und damit die umgebende Atmosphäre steht.

	He	Ar	N <sub>2</sub>	CO <sub>2</sub>	Lasgon	Luft
Atom- bzw. Molekülmasse	4,0	39,9	28	44,0	28	29
Ionisierungsenergie [kJ/mol]	2372,3	1520,6	1402,3	1321,8	-	3280,5
Dichte [kg/m <sup>3</sup> ]	0,1785	1,784	1,2506	1,98	1,251	1,293
Wärmeleitfähigkeit [W/(K·m)]	0,125	0,01722	0,0259	0,01457	0,064	0,0257
Spezifische Wärmekapazität [J/(kg·K)]	5193	520	1040	830	718	1005
Anteil in Luft [Vol. %]	0,52·10 <sup>-3</sup>	0,93	78,1	0,038	-	1

**Tabelle 4:** Physikalische Eigenschaften der verwendeten Prozessgase.

## **4 Einflussmöglichkeiten auf die Schmelzbadströmung**

Die komplexe Überlagerung der in der Theorie und Simulation identifizierten einzelnen Strömungskomponenten bietet eine Vielzahl an Ansatzpunkten, um die resultierende Nahtgeometrie zu beeinflussen. So kann neben der naheliegenden Variation der Kapillaranzahl und deren Anordnung auch über zunächst untergeordnet erscheinende Parameter wie Art und Zuführung des Prozessgases oder auch die Verwendung von elektromagnetischen Volumenkräften eine signifikante Beeinflussung der Schmelzbadströmung und damit der daraus resultierenden Nahtgeometrie erzielt werden. In diesem Kapitel wird auf die unterschiedlichen Möglichkeiten der Schmelzbadbeeinflussung eingegangen und die zugrundeliegenden Mechanismen diskutiert.

### **4.1 Einflüsse durch die Prozessgaszufuhr**

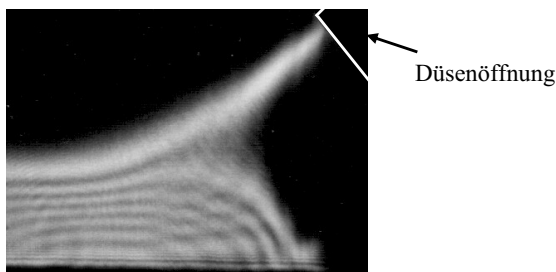
Ausgehend von dem Wunsch, die Oxidation der Schmelzbadoberfläche während des Schweißprozesses zu verhindern, hat sich die Zuführung von Helium oder Argon als Prozessgas für das Laserstrahlschweißen etabliert. Abgesehen vom eingesetzten Gas oder Gasmisch kann auch durch die Gestaltung und Positionierung der Prozessgasdüse Einfluss auf die Qualität des entstehenden „Prozessgaspolsters“ über dem Schmelzbad genommen werden. Die damit einhergehenden Einflüsse auf die Prozessstabilität und Nahtqualität werden in Abschnitt 4.1.2 erläutert.

#### **4.1.1 Düsenkonzepte**

Die einfachste Möglichkeit, eine effiziente Prozessgaszufuhr zu erzielen, bietet der Einsatz eines geraden Rohres ohne weitere strömungsmechanischen Komponenten. Darüber hinaus ermöglicht die Integration von Blenden oder Formstücken am Austrittsende des Rohres einen Eingriff in die räumliche Ausdehnung des entstehenden Prozessgaspolsters über dem Schmelzbad. Dieses Prozessgaspolster sollte in seiner räumlichen Ausdehnung möglichst ohne Einwirbelung von Umgebungsatmosphäre den gesamten schmelzflüssigen Bereich abdecken. Daher ist eine laminare Staupunkt-

strömung, wie sie auch mit Hilfe eines geraden Rohres realisiert werden kann, von besonderem Vorteil (vgl. auch Bild 4.1).

Betrachtet man zunächst das gerade Rohr konstanten Querschnitts ohne weitere Düsen-einsätze als den grundlegendsten aller Fälle, so liegt, eine laminare Rohrströmung vorausgesetzt, am Düsenaustritt ein Bereich laminarer Kernströmung vor, dessen Ausdehnung mit dem Durchmesser der Düsenöffnung skaliert [68]. Auf eine zeitgleiche Applikation von Laserstrahlung musste im vorliegenden Versuchsaufbau verzichtet werden. Die bei einem typischen Laserstrahlschweißprozess entstehenden thermischen Effekte und Metaldampfströmungen aus der Kapillare werden in der folgenden Betrachtung nicht berücksichtigt. Beim Auftreffen der Strömung auf ein Werkstück bildet sich, in Abhängigkeit vom Anstellwinkel der Düse, ein „Prozessgaspolster“ über dem Werkstück aus. Dieses ist gekennzeichnet durch einen Staupunkt und eine deutliche Schichtung der Isobaren über dem Werkstück, wie sie in Schlierenaufnahmen zu erkennen sind (Bild 4.1). Die laterale und axiale Ausdehnung des Prozessgaspolsters korreliert entsprechend den Gesetzmäßigkeiten der laminaren Rohraustrittsströmung mit dem Düsendurchmesser.

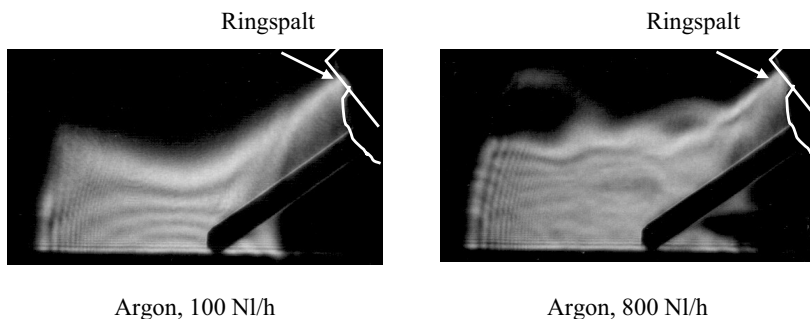


**Bild 4.1:** Dichteverteilung des Prozessgases beim Auftreffen auf das Werkstück. Austritt aus geradem Rohr, Argon 800NI/h.

Besonders im Hinblick auf eine Erhöhung der Integrationsdichte des Bearbeitungskopfes und der damit verbundenen Verringerung der Störkontur ist auch eine gemeinsame Zuführung von Prozessgas und Zusatzwerkstoff, beispielsweise in Form der coaxial zum Zusatzdraht erfolgenden Gaszuführung, möglich. Pistolenköpfe für das MIG-Schweißen, wie sie häufig auch in Laserschweißanlagen eingesetzt werden, ermöglichen eine zum zugeführten Zusatzdraht coaxiale Prozessgasführung. Die hinsichtlich einer geringeren Störkontur entstehenden Vorteile werden allerdings normalerweise durch Beeinträchtigungen der Güte der Schutzgasabdeckung erkauft.

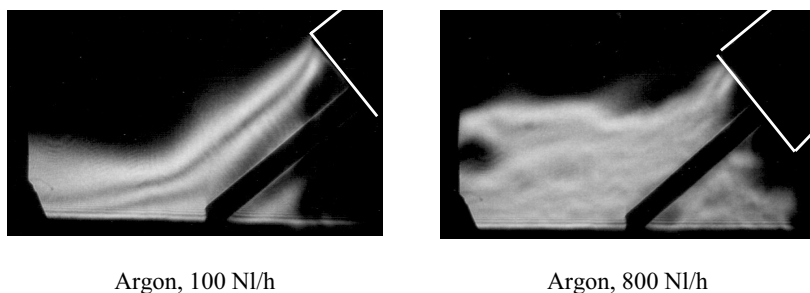
So führen die eingesetzten Ringspaltdüsen der Pistolenköpfe zu einer deutlichen Steigerung des Anteils der eingemischten Umgebungsluft im Prozessgaspolster. Ursache

hierfür ist die drastische Reduzierung der laminaren Kernströmung. In erster Näherung entspricht die Kernströmungslänge eines Spaltes derjenigen eines Rohres mit einem der Spaltbreite entsprechenden Durchmesser. Dies führt besonders bei höheren Durchflussraten und den damit verbundenen höheren Strömungsgeschwindigkeiten schnell zur Turbulenzbildung am Düsenaustritt (Bild 4.2).



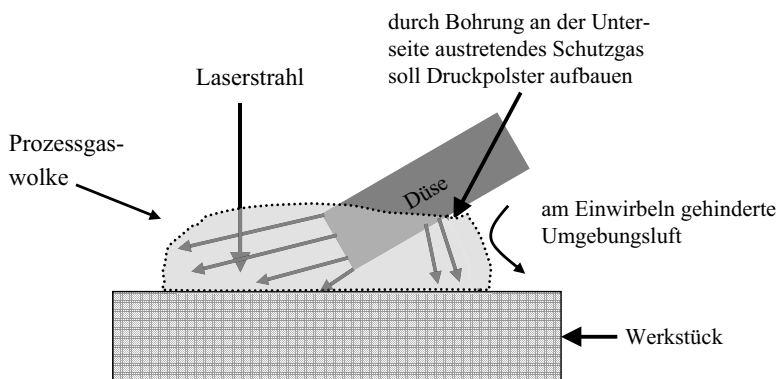
**Bild 4.2:** Prozessgaspolster über dem Werkstück bei Verwendung einer coaxialen Prozessgaszuführung zum Zusatzdraht mittels einer Ringspalt Düse (vgl. Bild 3.11).

Eine weitere Verstärkung der Turbulenzbildung erfolgt bei Verwendung von Stützstegen im Ringspalt zwischen Drahtdüse und Düsenmantel, wie sie bei zylindrischen Düsen mit verringerter Störkontur eingesetzt werden. Die damit einhergehende Verringerung der Ringspaltfläche führt zu einer Erhöhung der Ausströmgeschwindigkeit, was bereits bei geringen Durchflussmengen zu einem starken Abflachen des Prozessgaspolsters führt (Bild 4.3 links). Bei höheren Durchflussmengen erfolgt durch die Vielzahl der zwischen den Stützstegen entstehenden Einzelaustritte mit sehr geringer laminarer Kernströmungslänge eine noch stärkere Verwirbelung des ausströmenden Prozessgases als in allen vorigen Fällen (Bild 4.3 rechts).

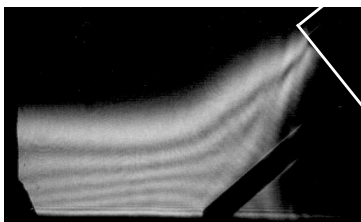


**Bild 4.3:** Prozessgaspolster über dem Werkstück bei Verwendung einer coaxialen Prozessgaszuführung über Ringspalt Düse mit Stützstegen an der Drahtdüse (vgl. Bild 3.12).

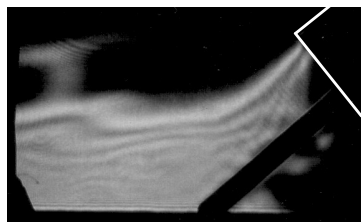
Der Umstand, dass eine effiziente Prozessgasabdeckung nur durch ein möglichst weit ausgedehntes, unverwirbeltes Prozessgaspolster realisiert werden kann, erfordert im Falle des Einsatzes einer coaxialen Schutzgaszuführung mit geringer Störkontur die Anzahl der Stützstege von 8 auf 3 zu reduzieren und damit die Ausströmgeschwindigkeit bei konstantem Durchfluss deutlich zu verringern. Zudem wurde an der Unterseite des Düsenmantels eine Hilfsbohrung eingebracht, die den Aufbau eines Prozessgaspolsters unter der Düse ermöglichen soll (Bild 4.4). Dadurch kann der durch die Vorschubgeschwindigkeit (bei schleppender Anordnung) und den Venturi-Effekt des ausströmenden Gases eingezogene Anteil an Umgebungsatmosphäre verringert werden. Das dabei entstehende Prozessgaspolster entspricht nahezu dem einer Ringspaltdüse (Bild 4.5).



**Bild 4.4:** Prinzipiskeizze zur Funktionsweise der Hilfsbohrung am Düsenmantel.



Argon, 100 NI/h



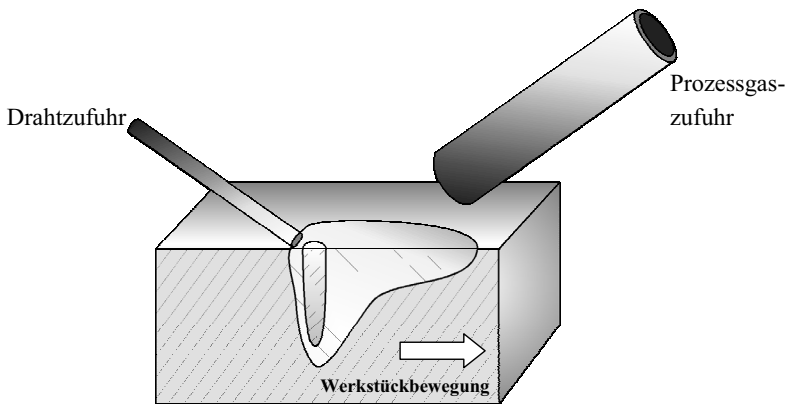
Argon, 800 NI/h

**Bild 4.5:** Prozessgaspolster über dem Werkstück bei Verwendung einer coaxialen Prozessgaszuführung über Ringspaltdüse mit Stützstegen an der Drahtdüse. Hilfsbohrung an der Unterseite des Düsenmantels.



Die Betrachtung dieses quasi „statischen“ Falles, ohne die während des Laserschweißprozesses entstehenden thermischen und strömungsrelevanten Effekte des Schmelzbades und der Metaldampffackel über der Kapillare zu berücksichtigen, gibt nur einen geringen Aufschluss über die tatsächliche Güte der Prozessgasabdeckung.

Besonders für die aus Gründen der Prozessstabilität bevorzugte Drahtzuführung im Vorlauf zum Laserstrahl (schleppende Zuführung) bildet die Metaldampffackel ein geradezu unüberwindliches Hindernis bezüglich einer Prozessgasabdeckung des nachlaufenden Schmelzbades. Für die nachfolgend diskutierten Effekte des Prozessgases wurde daher eine stechende Gaszuführung durch ein gerades Rohr unmittelbar über dem nachlaufenden Schmelzbad gewählt, die Drahtzuführung erfolgte dagegen schleppend im Vorlauf zum Schmelzbad (Bild 4.6).



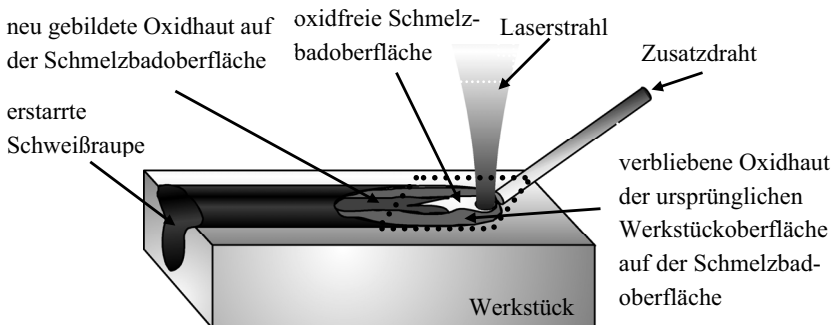
**Bild 4.6:** Schleppende Drahtzuführung bei stechender Prozessgaszuführung.

### 4.1.2 Einfluss auf Oberrauenqualität und Nahtgeometrie

Der Einfluss des eingesetzten Prozessgases ist zunächst unmittelbar nach dem Schweißprozess an der Struktur und dem Erscheinungsbild der sich ausbildenden Nahtoberraupe ersichtlich. Einflüsse auf die Nahtgeometrie und damit Rückschlüsse auf die Schmelzbadströmung sind erst mit einer zerstörenden Analyse der Schweißung mittels eines Querschliffs möglich. So werden im Folgenden der Einfluss des Schutzgases auf die Qualität der Nahtoberrauen, als auch die Möglichkeiten einer Beeinflussung der Schmelzbadströmung durch geeignete Prozessgase anhand der resultierenden Nahtgeometrien näher beleuchtet.

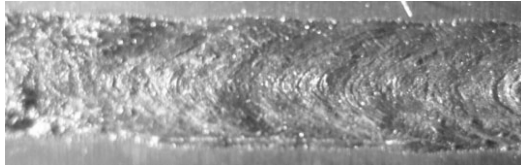
Betrachtet man zunächst die beim Schweißprozess entstehenden Nahtoberrauen, so ist der Einfluss des Prozessgases auf die Qualität der Nahtoberraupe offensichtlich. Eine inerte Prozessgasatmosphäre führt zu einer glatten, regelmäßig geschuppten Nahtoberfläche (Bild 4.8). Mit steigendem Anteil an oxidierenden Komponenten wird diese zunehmend rauer und unregelmäßiger strukturiert.

Untersucht man die Wirkung des Prozessgases auf das Schmelzbad mit Hilfe von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen, so wird die Ursache für diese Unterschiede schnell deutlich. In Bild 4.7 sind die nachfolgenden Hochgeschwindigkeitsaufnahmen erläutert. Der punktierte Bereich stellt den im Bild 4.9 betrachteten Interaktionsbereich des Laserstrahls mit dem Werkstück dar.

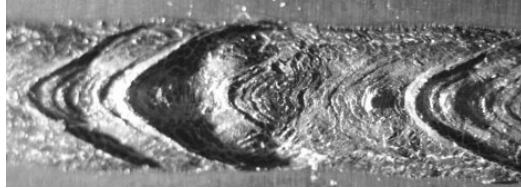


**Bild 4.7:** Prinzipskizze zur Oxidabdeckung der Schmelzbadoberfläche.

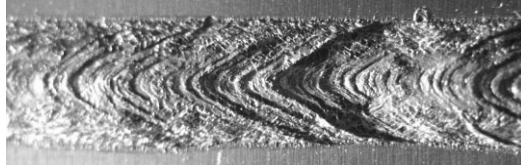
Helium



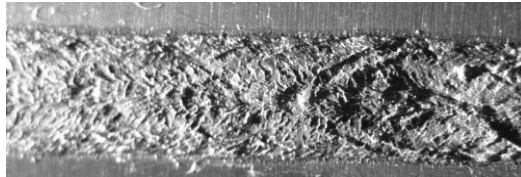
Argon



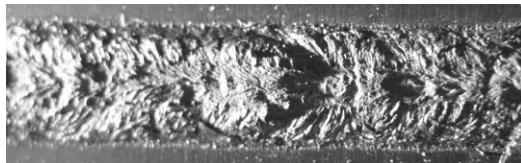
Stickstoff



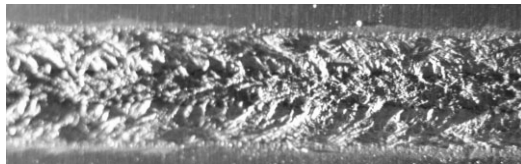
Lasgon



Umgebungsatmosphäre



Kohlendioxid



**Bild 4.8:** Qualität und Struktur der Nahtoberflächen in Abhängigkeit vom eingesetzten Prozessgas ( $P_L = 4 \text{ kW}$ ;  $v_L = 1,5 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 5,5 \text{ m/min}$ , Prozessgas je 1800 Nl/h, Zuführung stechend über gerades Rohr mit Innendurchmesser 8 mm).

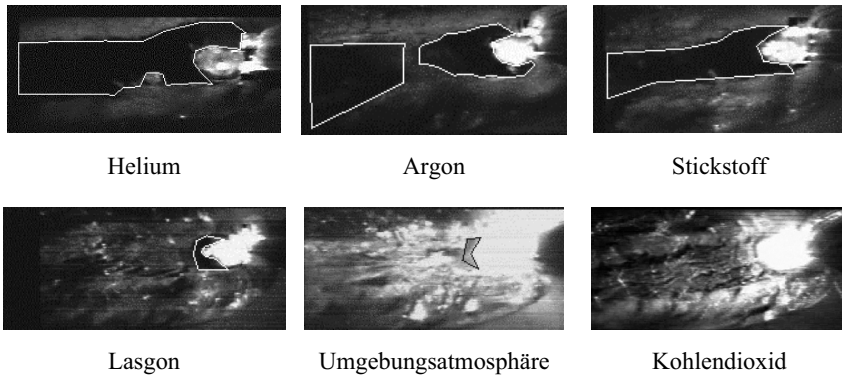
In den Highspeed-Videoaufnahmen kann man erkennen, dass der Bereich der freien Schmelzbadoberfläche von einer auf der Schmelze schwimmenden Oxidschicht umschlossen wird. Die Oxidschicht stammt von der Oberfläche des Werkstückes und stellt die ursprüngliche Oxidhaut des Aluminiums dar. Diese wird nur im Bereich unmittelbar um die Kapillare durch den Laserstrahl thermisch zerstört.

Die Oxidschicht auf der Werkstückoberfläche wird typischerweise nur im unmittelbaren Bereich des auftreffenden Laserstrahls verdampft. Je nach Dicke der ursprünglichen Oxidschicht entsteht so nur ein schmaler Streifen oxidfreier Schmelzbadoberfläche, der kaum über den Durchmesser des auftreffenden Laserstrahls hinausgeht.

Durch zugeführte Prozessgase kann daher nur der Bereich, in dem die native Oxidschicht zerstört wurde, beeinflusst werden. Die sich an oxidierender Atmosphäre neu bildende Oxidhaut hat zunächst eine geringe Dicke und andere chemisch-physikalische Eigenschaften als die der ursprünglichen Werkstückoberfläche. Dies ist häufig an einem dunkleren Streifen in der Mitte der Schweißnaht zu erkennen (Bild 4.8 unten, Bild 4.9).

Die Verwendung eines inerten Schutzgases ermöglicht die Erhaltung der sich mehr oder weniger weit über das Schmelzbad ausdehnenden oxidhautfreien Zone (umrahmte Bereiche in Bild 4.9), die sich im Idealfall über die gesamte Schmelzbadlänge erstreckt. Bei Zufuhr eines Prozessgases mit einem Anteil oxidierender Komponenten oder an Umgebungsatmosphäre ist das Schmelzbad vollständig mit einer sich quasi instantan bildenden, zähen Oxidhaut bedeckt. Diese bestimmt mit ihren dämpfenden Eigenschaften die Dynamik an der Oberfläche des Schmelzbades. Erkennbar ist dies am Rückgang der Pfeilung der Naht.

Die Pfeilung resultiert aus Wellenbewegungen in der Schmelze und deren schrittweiser Erstarrung am Ende des Schmelzbades. Die Dämpfung der Oxidhaut verringert die Amplitude der Wellenbewegung, damit geht die Ausprägung der Pfeilung zurück. Gleichzeitig führt die Oxidhaut bei der Erstarrung der Schmelze zu der charakteristischen rissigen und rauen Oberfläche der Schweißnaht (siehe auch Bild 4.8)

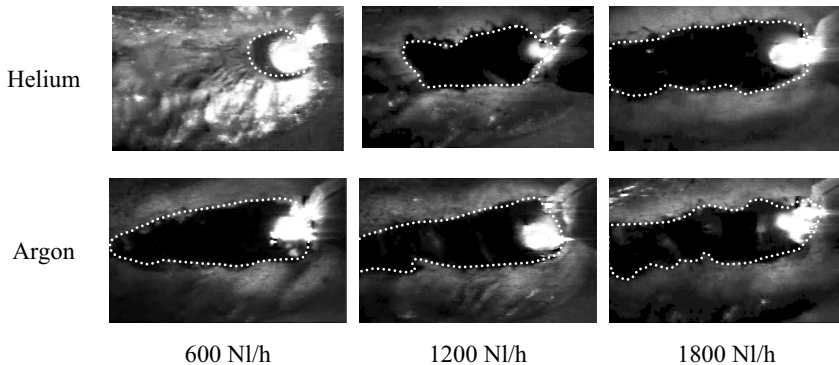


**Bild 4.9:** Bedeckungsgrad des Schmelzbades mit einer Oxidschicht in Abhängigkeit vom eingesetzten Prozessgas. Der oxidgefreie Bereich der Schmelzbadoberfläche ist umrandet dargestellt ( $P_L = 4 \text{ kW}$ ;  $v_L = 1,5 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 5,5 \text{ m/min}$ , Prozessgas je  $1800 \text{ Nl/h}$ ).

Neben dem eingesetzten Prozessgastyp ist, wie bereits angedeutet, auch die Qualität der Prozessgasabdeckung von entscheidender Bedeutung. Auch hier ist die Ausbildung und Ausdehnung der Oxidhaut auf der Schmelzbadoberfläche ein eindeutiger Indikator. Die oben aus theoretischen Überlegungen abgeleiteten Effekte bezüglich Düsengeometrie und Ausströmgeschwindigkeit lassen sich in der Ausbildung der Oxidhaut wiederfinden (Bild 4.10).

Hierbei ist zu beobachten, dass die Masse der Gasmoleküle und somit deren Impuls eine entscheidende Rolle bei der Qualität der Gasabdeckung spielt. Die gegenüber dem Helium um den Faktor 10 größere Dichte des Argons ermöglicht auch bei geringen Durchflussmengen eine ausreichende Schutzgasabdeckung der Schmelze. Bei Helium ist mit der in diesem Versuch eingesetzten Prozessgasdüse unterhalb eines Durchflusses von  $1200 \text{ Nl/h}$  praktisch keine Schutzwirkung mehr erkennbar. Offensichtlich ist der Anteil eingewirbelter Umgebungsatmosphäre bereits so groß, dass eine Oxidation der Schmelzbadoberfläche nicht verhindert werden kann.

Bei Argon ist dieser Effekt aufgrund der höheren Atommasse und dem daraus resultierenden höheren Impuls der Gasmoleküle deutlich geringer ausgeprägt. Hier sind nur geringe Unterschiede in der Ausdehnung der oxidgefreien Schmelzbadoberfläche erkennbar (Bild 4.10).



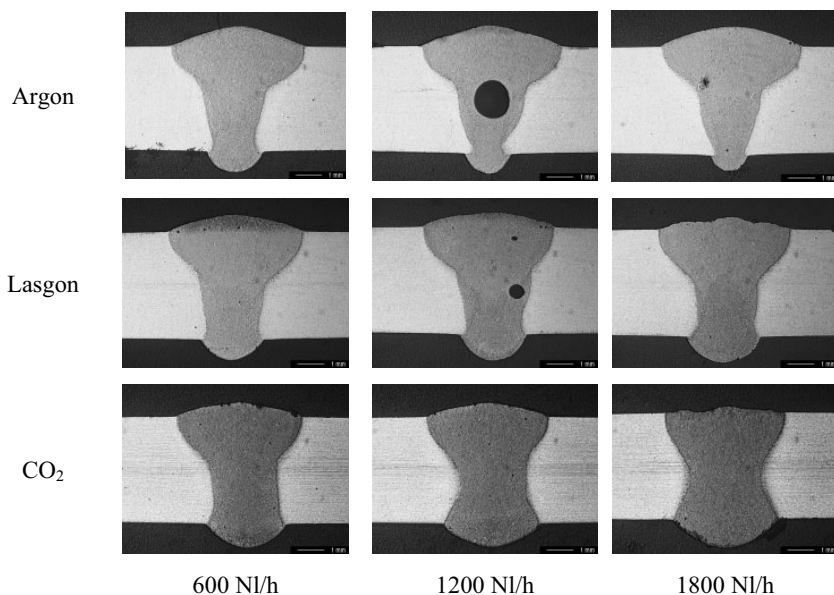
**Bild 4.10:** Bedeckung des Schmelzbades mit einer Oxidschicht in Abhängigkeit von Durchflussmenge / Ausströmgeschwindigkeit und Molmasse ( $v_L = 1,5 \text{ m/min}$ ). Die oxidfreie Schmelzbadoberfläche ist mit einer punktierten Linie umrandet.

### Durchschweißungen

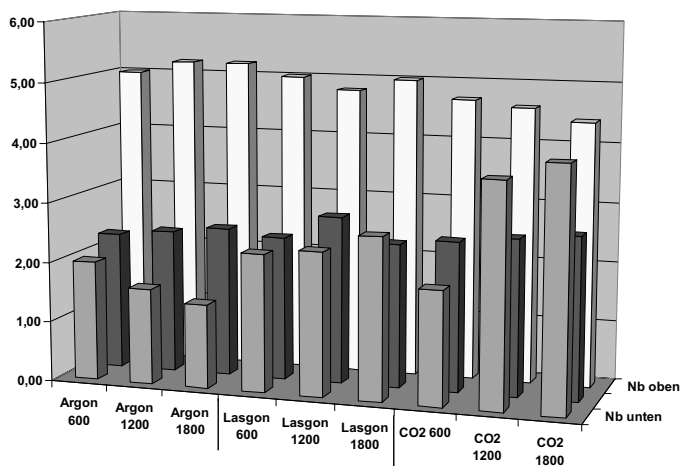
Diese deutlichen Einflüsse des Prozessgases auf die Qualität der Nahtoberraupe schlagen sich auch in der Ausbildung des Nahtgeometrie nieder. Sowohl der Einfluss des Prozessgases selbst, als auch die Güte der Prozessgasabdeckung sind in der Nahtgeometrie erkennbar (Bild 4.11, Bild 4.12).

Betrachtet man zunächst Argon als „Standard-“ Prozessgas für das Aluminiumschweißen, so kann man mit steigender Durchflussmenge eine Abnahme der Nahtbreite an der Nahtunterseite feststellen. Diese geht einher mit einem leichten Anstieg der Nahtbreite in der Nahtmitte und an der Nahtoberseite. Es entsteht mit zunehmender Durchflussmenge eine immer ausgeprägtere Nagelkopfform der Schweißnaht.

Bei Lasgon ist diese Tendenz nicht zu beobachten. Im Gegenteil, eine leichte Steigerung der Nahtbreite auf der Nahtunterseite kann festgestellt werden. Insgesamt ändert sich die Nahtgestalt jedoch kaum.



**Bild 4.11:** Einfluss der Durchflussmenge und der daraus resultierenden Qualität der Prozessgasabdeckung auf die Nahtgeometrie ( $P_L = 4 \text{ kW}$ ,  $v_L = 1,5 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 5,5 \text{ m/min}$ ).

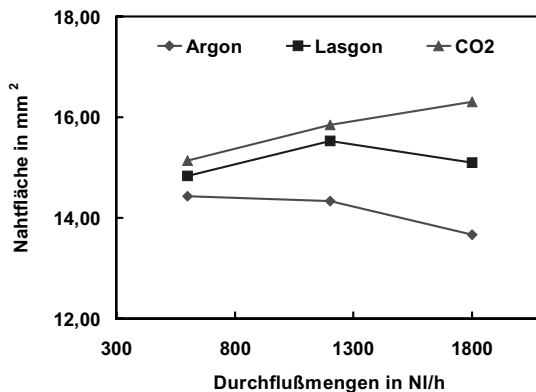


**Bild 4.12:** Nahtbreiten auf der Nahtoberseite, in der Nahtmitte und auf der Nahtunterseite für unterschiedliche Prozessgase und Durchflussmengen ( $P_L = 4 \text{ kW}$ ,  $v_L = 1,5 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 5,5 \text{ m/min}$ ).

Bei der Verwendung von  $\text{CO}_2$  als Prozessgas setzt sich die bereits bei Lasgon ange-deutete Tendenz verstärkt fort. Neben einem leichten Rückgang der Nahtbreite an der Nahtoberseite ist eine extreme Steigerung der Nahtbreite an der Nahtunterseite erkennbar, die in ihrer Ausdehnung nahezu der an der Nahtoberseite entspricht. Es bildet sich mit steigender Durchflussmenge eine immer ausgeprägtere sanduhrförmige Nahtgestalt aus.

Die Änderung der Nahtgestalt erfolgt nicht ohne Einfluss auf die Größe der Nahtfläche. Die Nahtfläche stellt im Falle der hier vorliegenden konstanten Vorschubgeschwindigkeit einen direkten Indikator für den Prozesswirkungsgrad  $\eta_{\text{Pr}}$  dar. Eine größere Nahtfläche bedeutet somit einen höheren Prozesswirkungsgrad. Umso bemerkenswerter ist damit die im Nachfolgenden aufgezeigte Abhängigkeit der Nahtfläche von Art und Durchflussmenge des Prozessgases.

Während die Nahtfläche bei Argon mit steigendem Durchfluss um etwa 5% abnimmt, tritt bei  $\text{CO}_2$  hingegen eine Steigerung der Nahtfläche um knapp 8% auf (Bild 4.13). Lasgon, das neben Helium 50% Argon und 15%  $\text{CO}_2$  enthält, liegt erwartungsgemäß zwischen beiden Kurven. Bemerkenswert ist jedoch, dass die Nahtfläche zunächst - entsprechend dem Verlauf bei  $\text{CO}_2$  - ansteigt, bei einer Steigerung des Durchflusses von 1200 auf 1800  $\text{NI/h}$  jedoch - entsprechend dem Verlauf bei Argon - ebenso deutlich wieder abfällt.

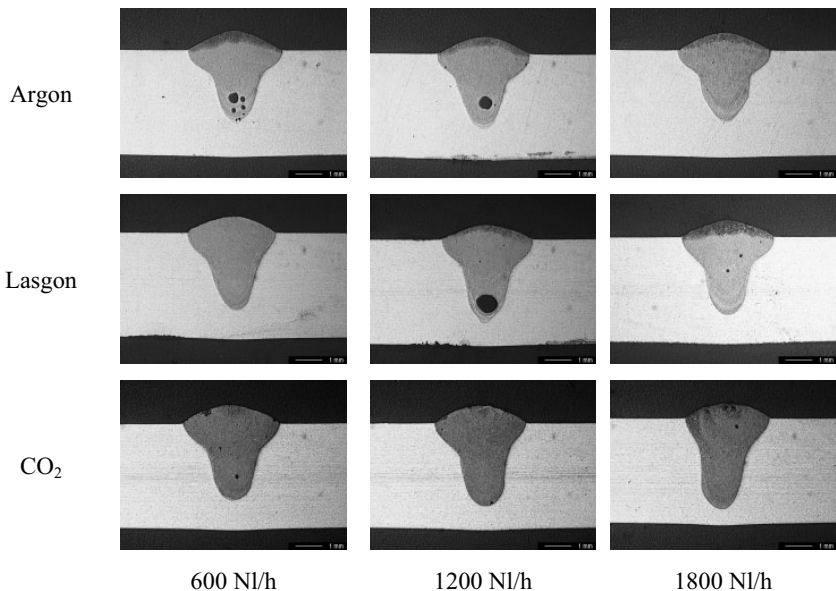


**Bild 4.13:** Nahtflächen für unterschiedliche Prozessgase und Durchflussmengen ( $P_L = 4 \text{ kW}$ ,  $v_L = 1,5 \text{ m/min}$   $v_D = 5,5 \text{ m/min}$ ).

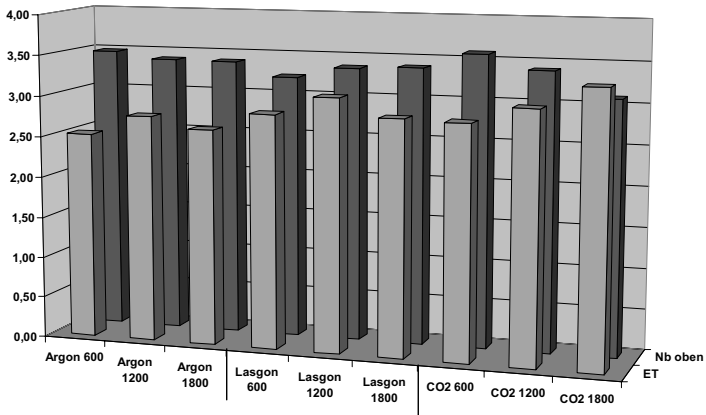


### Einschweißungen

Steigert man nun die Vorschubgeschwindigkeit und reduziert somit die Einschweißtiefe und das Volumen des Schmelzbades, geht der Einfluss der Prozessgasabdeckung bei Argon deutlich zurück, lediglich bei  $\text{CO}_2$  bleibt die Tendenz zur Verringerung der Nahtbreite an der Nahtoberseite bestehen (Bild 4.14, Bild 4.15). Bei den entstehenden Einschweißungen tritt bei  $\text{CO}_2$  nun mit zunehmender Durchflussmenge die Steigerung der Einschweißtiefe um bis zu 15% auf. Bei einer Durchflussmenge von je 1800 NI/h ist dadurch mit  $\text{CO}_2$  als Prozessgas eine um 25% höhere Einschweißtiefe gegenüber Argon zu erzielen.

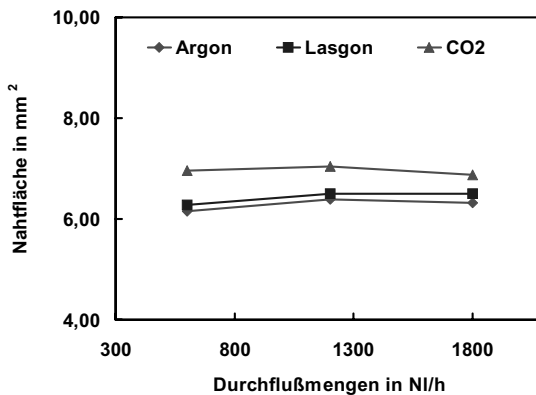


**Bild 4.14:** Einfluss des Prozessgases auf die Nahtgeometrie bei mittleren Vorschubgeschwindigkeiten ( $v_L = 3,0 \text{ m/min}$ ) und die daraus resultierenden geringeren Schmelzbadabmessungen.



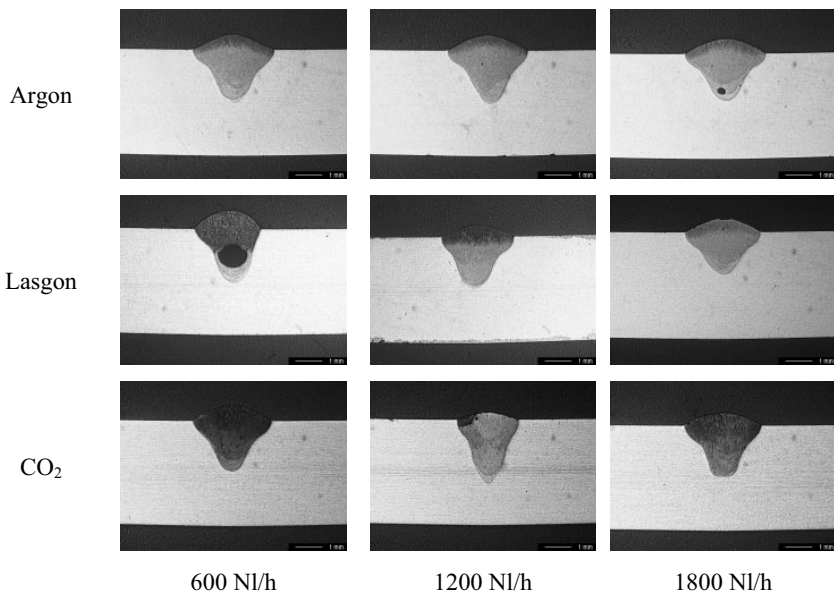
**Bild 4.15:** Verlauf der Nahtbreiten auf der Nahtoberseite und der Einschweißtiefe für unterschiedliche Prozessgase und Durchflussmengen ( $P_L = 4 \text{ kW}$ ,  $v_L = 3,0 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 5,5 \text{ m/min}$ ).

Die Betrachtung der entstehenden Nahtflächen zeigt, dass keine deutliche Abhängigkeit von der Prozessgasabdeckung besteht. Die Flächen für  $\text{CO}_2$  liegen jedoch stets um etwa 10 % über denen für Argon und Lasgon, wobei die Differenz - im Gegensatz zur langsameren Vorschubgeschwindigkeit - mit steigendem Durchfluss abnimmt.

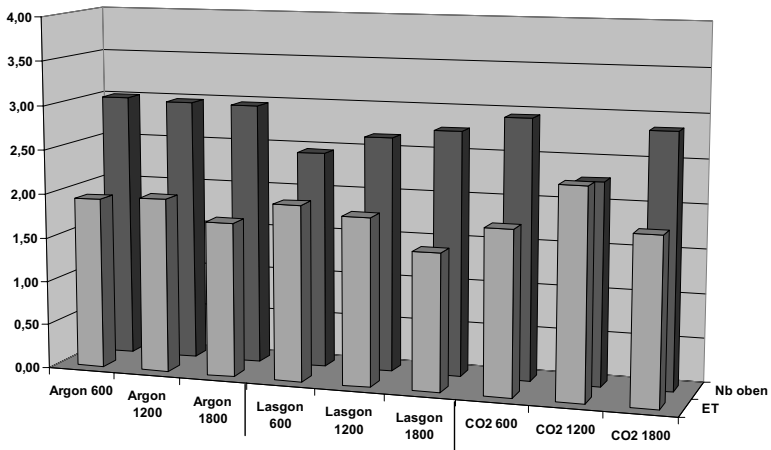


**Bild 4.16:** Nahtflächen für unterschiedliche Prozessgase und Durchflussmengen ( $P_L = 4 \text{ kW}$ ,  $v_L = 3,0 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 5,5 \text{ m/min}$ ).

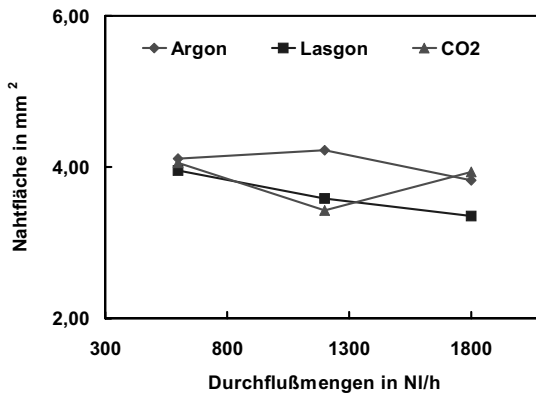
Eine weitere Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit reduziert das Schmelzbadvolumen derart, dass Prozessfluktuationen die Abhängigkeiten von Prozessgastyp und Durchflussmenge überdecken. Es ist weder in Einschweißtiefe, Nahtbreite auf der Nahtoberseite, noch in der Nahtfläche eine klare Tendenz auszumachen (Bild 4.17, Bild 4.18 und Bild 4.19). Einzig die zuvor zu beobachtende reziproke Beziehung zwischen Nahtbreite auf der Nahtoberseite und der Einschweißtiefe ist hier bei Lasgon und  $\text{CO}_2$  deutlich zu erkennen (Bild 4.18). Schwankungen der Einschweißtiefe aufgrund des Überganges zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißen sind an dieser Stelle aufgrund der Einschweißiefen im Bereich von 2 mm klar auszuschließen. Das Volumen der Schmelze ist in diesem Fall offensichtlich so weit reduziert, dass eine effiziente Beeinflussung der Schmelzbadströmung nur in einem ausreichend großen Schmelzbadvolumen möglich ist: da die antreibenden Kräfte keine hohen lokalen Beschleunigungen in der Schmelze verursachen, müssen geringe Einflüsse vielmehr über einen möglichst ausgedehnten Bereich akkumuliert werden. Eine signifikante Beeinflussung der Schmelzbadströmung durch Prozessgas ist bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten daher aufgrund der Dominanz der Kapillarumströmung sowie der zu geringen Abmessung des Schmelzbades nicht möglich.



**Bild 4.17:** Einfluss des Prozessgases auf die Nahtgeometrie bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten ( $v_L = 4,5 \text{ m/min}$ ) und minimalen Schmelzbadabmessungen.



**Bild 4.18:** Verlauf der Nahtbreiten auf der Nahtoberseite und der Einschweißtiefe für unterschiedliche Prozessgase und Durchflussmengen ( $P_L = 4 \text{ kW}$ ,  $v_L = 4,5 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 5,5 \text{ m/min}$ ).



**Bild 4.19:** Nahtflächen für unterschiedliche Prozessgase und Durchflussmengen ( $P_L = 4 \text{ kW}$ ,  $v_L = 4,5 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 5,5 \text{ m/min}$ ).

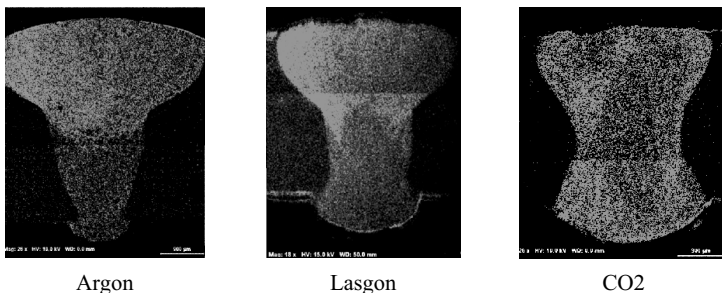
### Fazit:

Der Einfluss von Prozessgasart und Qualität der Prozessgasabdeckung ist somit von der Dimension des Schmelzbades abhängig. Die gezeigten Effekte stellen sich nur bei

einer ausreichend großen Wechselwirkungszone zwischen Prozessgas und Schmelzbadoberfläche sowie entsprechend langen Interaktionszeiten ein. Dies ist ein Indiz dafür, dass bei geringen Vorschubgeschwindigkeiten nicht in erster Linie die Einkoppelbedingungen für die Laserstrahlung, sondern vielmehr die Schmelzbadströmung Ursache für die unterschiedlichen Nahtausformungen ist. Der Schlüssel zum Verständnis der signifikanten Beeinflussung der Nahtgeometrie bei geringen Vorschubgeschwindigkeiten scheint also in der Ausbildung des Strömungsfeldes im Schmelzbad zu liegen. Im Folgenden wird daher versucht, die dominierenden Strömungsmechanismen anhand der Verteilung des über den Zusatzdraht eingebrachten Siliziums zu identifizieren.

### 4.1.3 Einfluss auf die Schmelzbaddurchmischung

Zur Analyse der dominierenden Strömungsmechanismen wird mit Hilfe der Elektronenstrahlmikroanalyse ein Elementverteilungsbild zur Visualisierung der Siliziumkonzentration innerhalb des Nahtquerschnitts erstellt. Dabei dient das über den Zusatzdraht eingebrachte Silizium als Indikator für die Schmelzbadströmung. Betrachtet man die dabei entstandenen Bilder, so kann eine deutliche Korrelation zwischen der Nahtausformung und der Verteilung des zugeführten Siliziums festgestellt werden (Bild 4.20). Verbleibt beispielsweise ein Großteil des Siliziums im oberen Nahtbereich, kann eine in die Tiefe des Schmelzbades reichende Strömungskomponente ausgeschlossen werden.



**Bild 4.20:** Siliziumverteilung in Abhängigkeit des Prozessgases. Hellere Bereiche repräsentieren einen höheren Siliziumgehalt ( $v_L = 1,5$  m/min,  $v_D = 5,5$  m/min, Prozessgas je 1800 NI/h).

Der für Argon typische Nagelkopf erweist sich als Bereich der höchsten Siliziumkonzentration, hingegen ist im unteren Nahtbereich der Probe kaum weiterer Zusatzwerk-

stoff eingemischt worden. Das untere Ende des Nagelkopfes bildet eine klare Segregationslinie gegenüber dem Wurzelbereich der Naht.

Ein völlig anderes Bild ist hingegen bei  $\text{CO}_2$  anzutreffen. Hier ist über dem gesamten Nahtbereich eine nahezu homogene Verteilung des Siliziums erreicht worden. Lediglich im Bereich der Nahtmitte ist eine geringfügig niedrigere Siliziumkonzentration festzustellen.

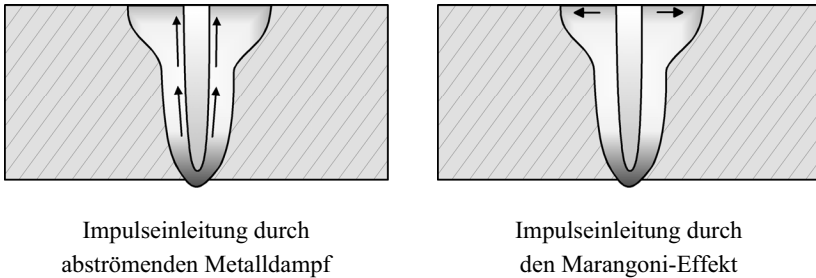
Lasgon stellt, wie aufgrund der chemischen Zusammensetzung zu erwarten, den Übergang zwischen Argon und  $\text{CO}_2$  dar. Zwar ist auch hier eine deutliche Trennung in einen hoch siliziumhaltigen oberen Nahtbereich und einen siliziumarmen Wurzelbereich festzustellen, allerdings verläuft der Übergang zwischen beiden Bereichen nicht so abrupt wie bei Argon. Vielmehr ist an den Nahtflanken bereits eine Zone höherer Siliziumkonzentration zu erkennen, wie dies für  $\text{CO}_2$  typisch ist.

Die Abhängigkeit sowohl der Nahtgeometrie als auch der Siliziumverteilung von der Art des eingesetzten Prozessgases bestätigt die Korrelation zwischen der Nahtausformung und dem Transport des an der Nahtoberseite zugeführten Siliziums durch das Schmelzbad. Mit dieser Erkenntnis ist somit die Art des Prozessgases als eine signifikante Einflussgröße auf die Schmelzbadströmung identifiziert worden. Im folgenden Kapitel soll nun anhand der bereits in Kapitel 2.1.2 vorgestellten Strömungskomponenten im Schmelzbad versucht werden, die gezeigten Siliziumverteilungen nachzuvollziehen und damit eine Korrelation zwischen der Prozessgasart und -zusammensetzung und der Ausbildung der Nahtgeometrie zu schaffen.

#### **4.1.4 Modellvorstellungen zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik durch Prozessgase**

Für Strömungen innerhalb des Schmelzbades kommen nach den aktuellen Modellvorstellungen nur wenige treibende Kräfte in Betracht. Im oben gezeigten Falle einer massiven geometrischen Änderung im unteren Bereich der Naht kann ein Beitrag der Kapillarumströmung hierzu, besonders auch in Anbetracht der geringen Vorschubgeschwindigkeit, außer Acht gelassen werden. Somit kommen nur noch eine Einflussnahme infolge des abströmenden Metaldampf induzierter Konvektionsströmung (im Nachfolgenden der Einfachheit halber als „Konvektionsströmung“ bezeichnet) und der Marangoni-Effekt in Frage.

Beide Effekte wirken indes an unterschiedlichen Orten und durch unterschiedliche Mechanismen. In Bild 4.21 sind die für die folgenden Überlegungen zugrundeliegenden Orte der Impulseinleitung in das Schmelzbad eingezeichnet. Während das Abströmen des Metaldampfes untrennbar mit der Ausbildung einer Kapillare beim Laserstrahltiefschweißen verbunden ist, ist der Marangoni-Effekt als Grenzschichteffekt an eine Grenzschicht zwischen Schmelzbad und Umgebungsmedium gebunden.



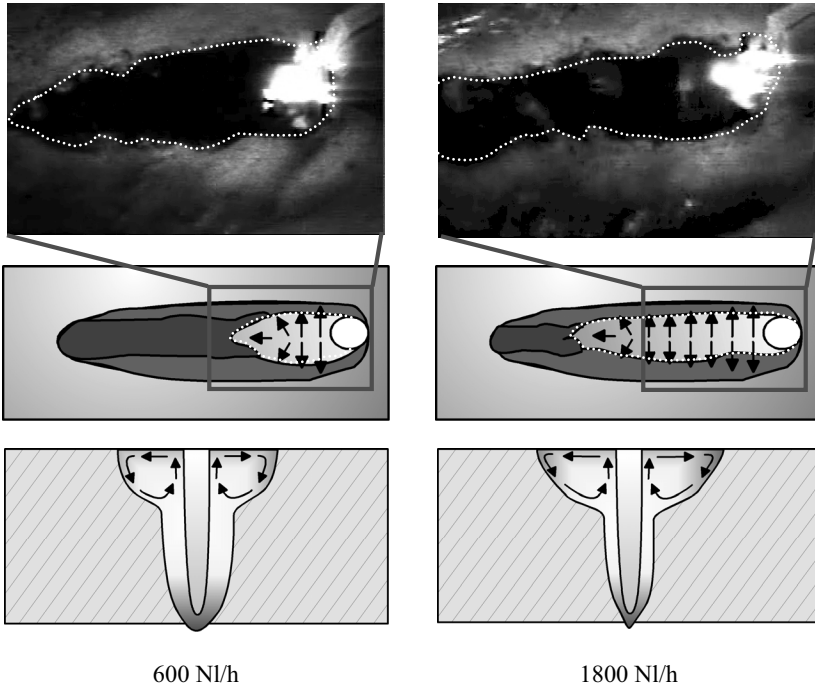
**Bild 4.21:** Mit Pfeilen gekennzeichnet sind jeweils die Orte der Impulseinleitung durch den abströmenden Metaldampf und den Marangoni-Effekt.

#### Durchschweißungen:

Betrachtet man zunächst als Referenz einen Schweißprozess mit Argon, so treten hier beide Effekte in gleichem Maße auf: denn hier kann sich im oxidfreien Bereich um die Kapillare und auf dem nachlaufendem Schmelzbad (im Bild 4.22 oben als schwarze Fläche erkennbar) eine Marangoni-Strömung vom heißen Bereich um die Kapillare hin zu den kühleren Randzonen des Schmelzbades unbehindert ausbilden. In den Randzonen wird die Strömung an der Grenze des Schmelzbades in die Tiefe umgelenkt. Die Wahrung der Volumenkonstanz führt gleichzeitig zu einer Aufwärtsströmung entlang der Kapillare (zumindest in deren oberem Bereich), welche die durch den abströmenden Metaldampf hervorgerufene Strömung unterstützt. Die mit dieser Strömung aus dem heißen Bereich um die Kapillare nach außen transportierte Energie führt so zu einem deutlich ausgeprägten Nagelkopf.

Eine Vergrößerung des oxidhautfreien Bereiches der Schmelzbadoberfläche, nicht nur in lateraler Richtung, sondern auch in Vorschubrichtung, führt zu einer Steigerung der Interaktionszeit zwischen den Volumenelementen an der Schmelzbadoberfläche und dem Umgebungsmedium. Dies wiederum verstärkt die sich an dieser Grenzschicht ausbildende, nach außen gerichtete Marangoni-Strömung. Die in Bild 4.22 in der untersten Reihe dargestellten Strömungspfeile sind als Projektion entlang der Vorschub-

richtung des Laserstrahle zu verstehen. Die Skizze in Zeile drei von Bild 4.22 zeigt das integrale Ergebnis der Strömungsverläufe, wie es sich auch im Querschliff durch die Schweißnaht darstellt.



**Bild 4.22:** Ausbildung der Marangoni-Strömung in Abhängigkeit des Bedeckungsgrades der Schmelzbadoberfläche; Prozessgas Argon. In der oberen Bildreihe ist die oxidfreie Schmelzbadoberfläche mit einer punktierten Linie umrandet.

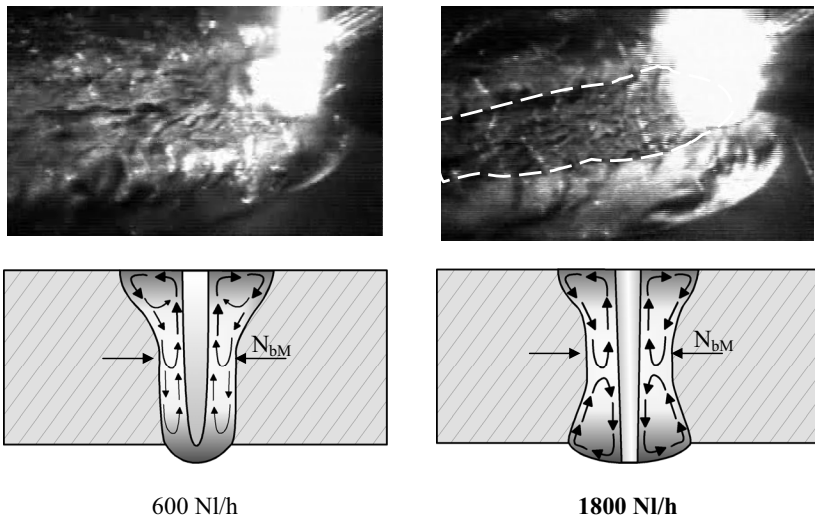
Im Bild 4.22 oben rechts ist aufgrund der höheren Durchflussmenge eine weitere Ausdehnung des oxidfreien Bereiches in Vorschubrichtung als im linken Bild zu erkennen. Dieses ermöglicht also – insbesondere auch noch im Bereich des nachlaufenden Schmelzbades – durch die Marangoni-Strömung eine Steigerung des Energietransportes aus der heißen Mitte des Schmelzbades in die Außenbereiche. Als Folge erscheint der Nagelkopf noch ausgeprägter, während die Nahtbreite im unteren Bereich der Naht deutlich abnimmt.

Wird  $\text{CO}_2$  an Stelle von Argon als Prozessgas eingesetzt, ändert sich der Verlauf der Schmelzbadströmung drastisch. Ursache hierfür ist die starke Verkleinerung (Bild 4.23



links) bzw. das Fehlen eines oxidhautfreien Bereiches der Schmelzbadoberfläche und somit der Wegfall der Marangoni-Strömung (Bild 4.23 rechts). In letzterem Fall erfolgt der Energietransport aus dem heißen Bereich um die Kapillare lediglich über die Umlenkung der durch den abströmenden Metaldampf entlang der Kapillare induzierten Strömung in Richtung der Kapillaröffnung. Eine Verstärkung an der Schmelzbadoberfläche durch den Marangoni-Effekt bleibt aus. Auch bei  $\text{CO}_2$  stellen sich in Abhängigkeit von der Güte der Prozessgasabdeckung unterschiedliche Nahtgeometrien ein. Eine gute Abdeckung mit  $\text{CO}_2$  ermöglicht eine deutlich stärkere Oxidation der durch den Laserstrahl von der Werkstück-Oxidhaut befreiten Bereiche. Die dicke, neugebildete Oxidschicht dämpft einerseits die Schmelzbadbewegungen, andererseits verhindert sie zuverlässig die Ausbildung eines Marangoni-Effektes.

Der sich hieraus ergebende geringere, beziehungsweise wegfallende laterale Energietransports durch den Marangoni-Effekt bedingt wiederum eine Zunahme der Einschweißtiefe, was im hier gezeigten Fall bis zu einer Durchschweißung führt. Mit der dabei entstehenden Öffnung der Dampfkapillare nach unten besteht nun auch die Möglichkeit eines Entweichens des Metaldampfes nach unten aus der Kapillare heraus.



**Bild 4.23:** Ausbildung der Konvektions- und Marangoni-Strömung in Abhängigkeit des Bedeckungsgrades der Schmelzbadoberfläche mit Oxid. Der mit einer gestrichelten Linie umrandete Bereich stellt eine Zone mit einer dicken, neu ausgebildeten Oxidschicht im Nachlauf der Kapillare dar; Prozessgas  $\text{CO}_2$ .

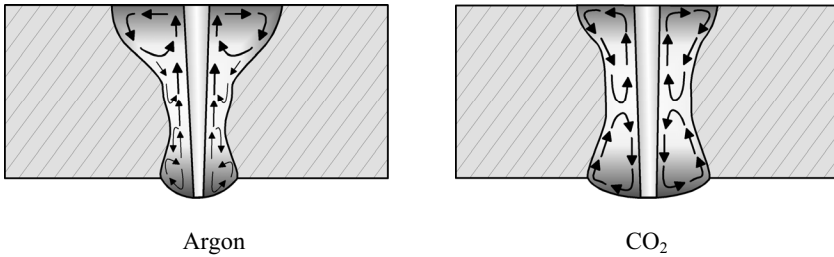
Die damit verbundene Impulsübertragung zur unteren Kapillaröffnung hin bedingt auch eine „Konvektions“-strömung in Richtung zur Nahtwurzel. Wie an der Werkstückoberfläche wird bei einer Durchschweißung auch an der Unterseite die Strömung mit Erreichen der Schmelzbadoberfläche zu den Außenbereichen des Schmelzbades hin abgelenkt. Dies wiederum führt zu einer Steigerung der Nahtbreite auf der Werkstückunterseite, und als Resultat stellt sich eine „Sanduhr“-geometrie des Nahtquerschnitts ein.

Die bei der Verwendung von  $\text{CO}_2$  festgestellte Abhängigkeit der Nahtgeometrie von der Durchflussmenge des Prozessgases ist auch hier auf die Güte der Prozessgasabdeckung zurückzuführen. Offensichtlich reicht bereits ein äußerst geringer Bereich freier Schmelzbadoberfläche oder eine nicht besonders stark ausgebildete Oxidhaut (Bild 4.23 links oben), um eine schwach ausgeprägte Marangoni-Strömung zu generieren, welche sich der durch den austretenden Metaldampf induzierten Strömung überlagern (Bild 4.23 links unten).

Fehlt diese „Störung“ der Konvektionsströmung durch den Marangoni-Effekt, wie dies bei einer guten Abdeckung mit  $\text{CO}_2$  (Bild 4.23 rechts oben) der Fall ist, gelangt die Rückströmung an den Außenseiten des Schmelzbades tiefer in das Werkstück hinein. Die mitgeführte Energie bewirkt ein Aufwärmen des Grundwerkstoffes im Bereich der Werkstückmitte, was zu einer Verbreiterung des Nahtquerschnitts (Nahtbreite in der Nahtmitte  $N_{\text{BM}}$ ) an dieser Stelle führt.

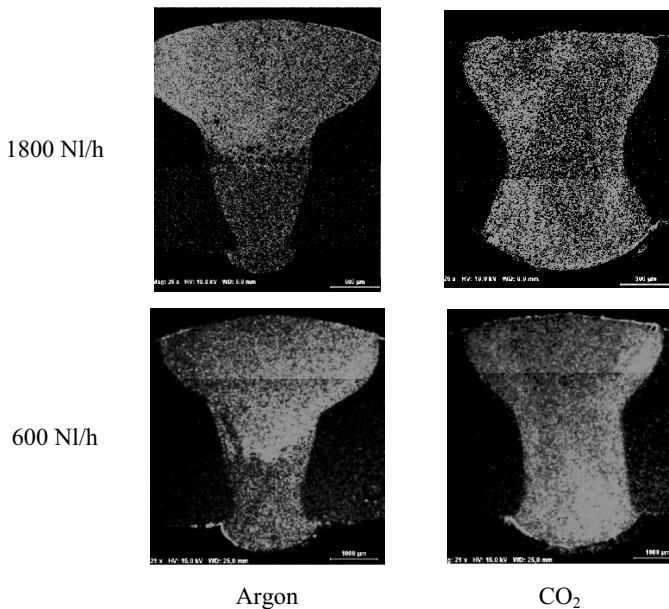
Mit der Verbreiterung des aufgeschmolzenen Bereiches in der Nahtmitte ändert sich lokal auch die Wärmeableitung von der Kapillarwand, was dort zu einer geringfügigen Aufweitung und einem tieferen Eindringen der Laserstrahlung in das Werkstück führt. So kann, wie oben gezeigt, im Übergangsbereich zwischen Ein- und Durchschweißung allein durch die Qualität der Prozessgasabdeckung eine Öffnung der Kapillare im Nahtgrund erzielt werden.

Für den Fall einer Durchschweißung bei geringen Vorschubgeschwindigkeiten sind damit zwei Extreme festzuhalten. Einerseits die unter Schutzgasatmosphäre entstehende freie Schmelzbadoberfläche, welche eine durch die Marangoni-Strömung bestimmte Schmelzbaddynamik erlaubt und sich in einem ausgeprägten Nagelkopf niederschlägt. Auf der anderen Seite die durch den nach oben und unten ausströmenden Metaldampf verursachte Sanduhrform im Falle eines vollständig mit Oxidhaut bedeckten Schmelzbades an oxidierender Atmosphäre (Bild 4.24).



**Bild 4.24:** Strömungsverlauf innerhalb des Schmelzbades bei Durchschweißung an inerter (links) und oxidierender (rechts) Atmosphäre an der Werkstückoberfläche.

Eine Untermauerung der oben erläuterten Modellvorstellung ergibt sich aus der Analyse der Nahtgeometrien und der Siliziumverteilung für Argon und CO<sub>2</sub> bei unterschiedlichen Durchflussmengen. Daraus sind die Unterschiede in Art und Qualität der Prozessgasabdeckung der Schmelzbadoberfläche und die daraus resultierenden Konsequenzen für die Ausbildung einer Oxidhaut deutlich abzulesen (Bild 4.25).



**Bild 4.25:** Einfluss der Qualität der Prozessgasabdeckung auf die Siliziumverteilung im Schmelzbade ( $v_L = 1,5$  m/min,  $v_D = 5,5$  m/min).

Die Elementverteilung zeigt hier für Argon im Falle einer geringeren Durchflussmenge (und somit einer geringeren freien Schmelzbadoberfläche) eine stärkere Ausdehnung des Bereiches hoher Siliziumkonzentration in die Nahtwurzel hinein. Dies spricht für einen Rückgang des Marangoni-Effektes bedingt durch die höhere Oxidabdeckung im Vergleich zu einem höherem Durchfluss. Damit reduziert sich die Wirkung des Marangoni-Effektes absolut wie relativ zur vorhandenen, metaldampfinduzierten Konvektionsströmung; die Breite des Nagelkopfes nimmt ab.

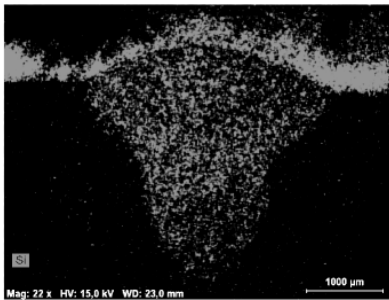
Für  $\text{CO}_2$  gilt prinzipiell der gleiche Mechanismus, lediglich mit anderen Vorzeichen. Hier bedeutet die mit der geringen Durchflussmenge einhergehende Verschlechterung der Prozessgasabdeckung einen gewissen Rest an quasi „inertem“ Stickstoff aus der Umgebungsatmosphäre. Dieser ermöglicht in geringem Umfang eine Marangoni-Strömung und damit einen Rückgang der Nahtbreite im Wurzelbereich gegenüber einer Schweißung mit guter  $\text{CO}_2$ -Prozessgasabdeckung.

Eine schlechte Prozessgasabdeckung stellt somit den Übergangsbereich zwischen beiden Extremen dar. Lasgon, als ein Gemisch, das beide Gase enthält, ist ebenfalls in diesem Übergangsbereich anzusiedeln.

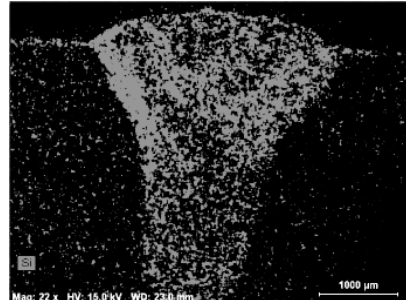
### Einschweißungen

Die am Beispiel einer Durchschweißung bei hoher Wandstärke und geringer Vorschubgeschwindigkeit veranschaulichten antreibenden Mechanismen für die Strömung gelten in gleichem Maße bei Einschweißungen. Hier ist an Stelle der Verbreiterung der Nahtwurzel zunächst eine Steigerung der Einschweißtiefe zu beobachten, die gleichbedeutend mit der Steigerung des Siliziumgehaltes im Nahtgrund ist (Bild 4.26).

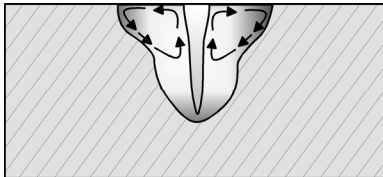
Legt man hier die prinzipiell identischen Transportmechanismen wie bei einer Durchschweißung zugrunde, lässt sich diese Siliziumverteilung erklären. Die ausgeprägte Marangoni-Strömung bildet im Falle eines inerten Schutzgases einen oberflächennahen Strömungswirbel aus, der ein Einmischen des Zusatzwerkstoffes in den Nahtgrund verhindert (Bild 4.27). Fehlt im Falle einer oxidierenden Atmosphäre der zusätzliche Antrieb durch den Marangoni-Effekt, bildet sich zur verbleibenden Konvektionsströmung eine entsprechende Rückströmung in die Tiefe des Schmelzbades aus, mit deren Hilfe der Transport des eingebrachten Zusatzwerkstoffes in den Nahtgrund erfolgt.



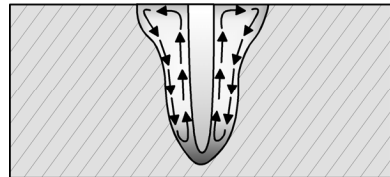
Argon

CO<sub>2</sub>

**Bild 4.26:** Siliziumverteilung in Abhängigkeit des Prozessgases. Der helle Saum an der Werkstückoberfläche im linken Bild ist auf eine lokale Aufladung der Probe zurückzuführen und nicht auf eine Siliziumanreicherung ( $v_L = 3.0$  m/min,  $v_D = 5,5$  m/min, Prozessgas je 1800 Nl/h).



Argon

CO<sub>2</sub>

**Bild 4.27:** Strömungsverlauf innerhalb des Schmelzbades bei Einschweißungen an inerter (links) und oxidierender (rechts) Atmosphäre.

Die resultierende Nahtgeometrie an inerter Atmosphäre ist in erster Linie auf den Marangoni-Effekt zurückzuführen. Die Marangoni-Strömung führt einen großen Teil der im oberen Bereich der Kapillare eingebrachten Energie zu den Rändern des Schmelzbades hin ab. Die Rückströmung der an den Außenbereichen des Schmelzbades abgekühlten Schmelze reduziert den Kapillardurchmesser im oberen Bereich der Kapillare geringfügig, die im unteren Bereich der Kapillare eingekoppelte Laserleistung und die Kapillartiefe nehmen dadurch ab. Dies wiederum führt zu einer Verringerung der Einschweißtiefe bei entsprechend großer Nahtbreite.

An oxidierender Atmosphäre hingegen kann die eingebrachte Energie aufgrund der fehlenden oberflächennahen Transportwirkung der Marangoni-Strömung bis in die Tiefe des Werkstückes vordringen. Entsprechend der Ausdehnung der antreibenden

Dampfreibung über die gesamte Länge der Kapillare erfolgt auch die Rückströmung der abgekühlten Schmelze erst im unteren Bereich der Kapillare, eine Reduktion des Kapillardurchmessers im oberen Bereich findet nicht statt. Gemeinsam mit der höheren Kapillartiefe ist dies auch die Ursache für die geringfügig höhere Einkopplung gegenüber inerter Atmosphäre, was sich in einem leichten Zuwachs an Nahtfläche widerspiegelt.

#### 4.1.5 Synopsis

Nachfolgend werden im Abschnitt Phänomenologie die im vorherigen Kapitel gemachten Beobachtungen nochmals zusammengefasst. Diese Beobachtungen führen zu Modellvorstellungen, die das Gefundene erklären.

##### *Phänomenologie:*

- Das Ausmaß des Einflusses der Prozessgasart ist abhängig von der Düsengeometrie der Gasdüse.
- Ein gerades Rohr konstanten Querschnitts ermöglicht die gleichmäßigste Abdeckung des Schmelzbades .
- Der Einfluss des Prozessgases auf die Nahtgeometrie geht einher mit der Größe der oxidfreien Schmelzbadoberfläche und damit auch mit der Qualität der Prozessgasabdeckung.
- Der Einfluss des Prozessgases ist abhängig von der Vorschubgeschwindigkeit und der Schmelzbadgröße.
- Eine inerte Gasatmosphäre führt zu hoher Nahtbreite an der Werkstückoberfläche bei etwas geringerer Einschweißtiefe als an oxidierender Atmosphäre.
- Mit CO<sub>2</sub> als Prozessgas kann die homogenste Siliziumverteilung im Schmelzbad erreicht werden.

##### *Modellvorstellung:*

- Der Marangoni-Effekt führt zu einem Antrieb der Schmelzbadströmung an der Schmelzbadoberfläche (Marangoni-Strömung).

- Eine solcher Art induzierte Strömung an der Schmelzbadoberfläche führt zu einer Rückströmung im oberen Bereich des Schmelzbades.
- Dieser Effekt geht einher mit einem lateralen Energietransport im oberflächennahen Bereich des Schmelzbades.
- Ein inertes Schutzgas führt zu einer ausgeprägten Marangoni-Strömung an der oxidfreien Oberfläche des Schmelzbades.
- Ohne inerte Atmosphäre verhindert die sich bildende Oxidschicht auf der Schmelzbadoberfläche die Ausbildung einer Marangoni-Strömung.
- Bei Verwendung von  $\text{CO}_2$  als Prozessgas oxidiert die gesamte Schmelzbadoberfläche, daher tritt keine Marangoni-Strömung auf.
- Der ausströmende Metaldampf induziert eine Konvektionsströmung entlang der Kapillare zur Kapillaröffnung hin.
- Die Konvektionsströmung entlang der Kapillare verursacht eine Rückströmung am Rand des Schmelzbades in die Tiefe.
- Die Auswirkung dieser „vertikalen Wirbelströmung“ auf das Strömungsfeld und damit die Schweißnahtgeometrie ist umso stärker, je weniger ausgeprägt die Marangoni-Strömung ist.

## 4.2 Externe Stromzufuhr

Das enorme Potenzial zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik durch elektromagnetische Kräfte ist bei der Anwendung eines externen Magnetfeldes nur durch einen hohen apparativen Aufwand zu erschließen [60], [61]. Die Stromzufuhr über den bei Aluminiumwerkstoffen ohnehin häufig benötigten Zusatzdraht bietet jedoch eine elegante Möglichkeit, mit minimalem gerätetechnischem Aufwand – Anschluss einer externen Stromquelle an Bauteil und Zusatzdraht – einen Einfluss auf die Schmelzbadströmung zu nehmen [41], [69], [70], [71].

### 4.2.1 Externe Stromzufuhr über den Zusatzdraht

Wie schon im vorigen Kapitel werden die unterschiedlichen Einflussfaktoren zunächst phänomenologisch untersucht und beurteilt, um anschließend eine Erklärung der auftretenden Effekte ableiten zu können.

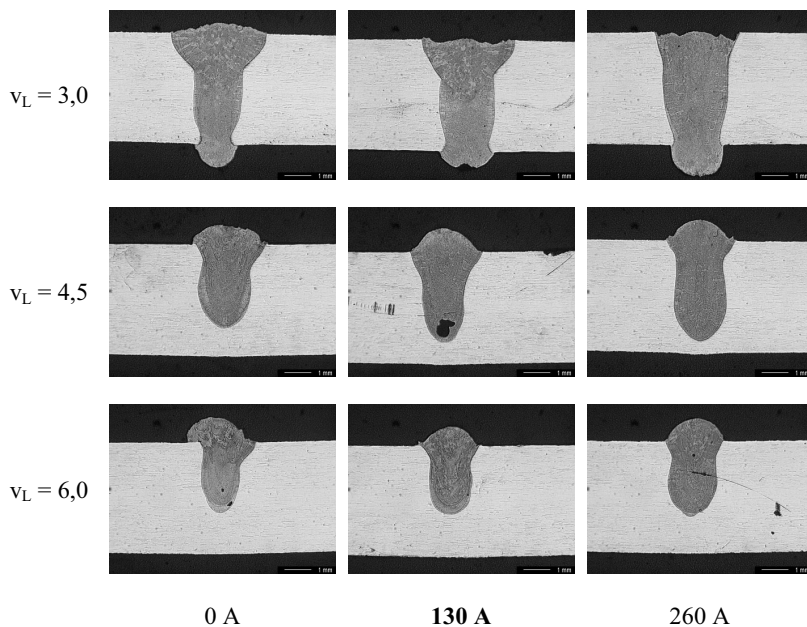
#### 4.2.1.1 Einfluss auf die Nahtgeometrie

Betrachtet man zunächst die Nahtgeometrien, die sich beim Fluß eines externen Stromes durch den vorlaufenden Zusatzdraht und das Werkstück ausbilden, so lassen sich auch hier ähnliche Einflüsse auf die Nahtgeometrie erkennen, wie sie bereits im Falle der Prozessgasvariation zu beobachten waren (Bild 4.28).

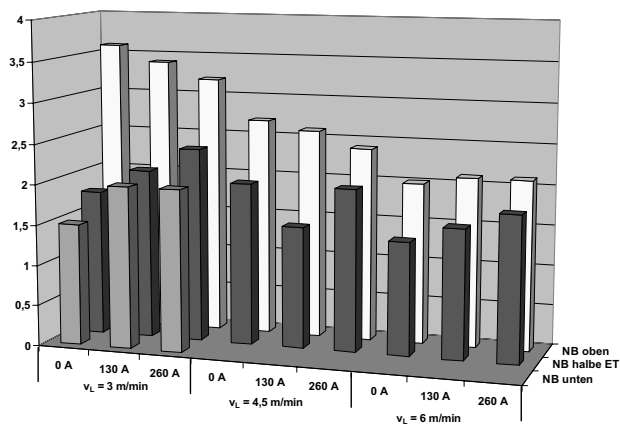
Die Änderung der Nahtgeometrie in Abhängigkeit von der Stromstärke macht den Einfluss des zugeführten Stromes deutlich. Die in Bild 4.29 dargestellten Nahtbreiten in unterschiedlichen Tiefen der Schweißnaht zeigen bei geringen Vorschubgeschwindigkeiten eine Verringerung der Nahtbreite an der Werkstückoberfläche einhergehend mit einer Zunahme der Nahtbreite in der Mitte der Naht bei steigender Stromstärke.

Es sei bereits an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die Zuführung des Stromes im Kurzschluss erfolgt und kein Lichtbogen entsteht. Der Spannungsabfall am Werkstück beträgt ca. 0,1 V. Die eingebrachte elektrische Energie kann daher vernachlässigt und als Einflussgröße auf die Prozesseffizienz ausgeschlossen werden. Mit steigender Vorschubgeschwindigkeit geht auch hier die klare Ausprägung der Unterschiede zurück, bis bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 6 m/min lediglich eine geringe Steigerung der Nahtbreite in der Nahtmitte mit steigender Stromstärke erkennbar ist.



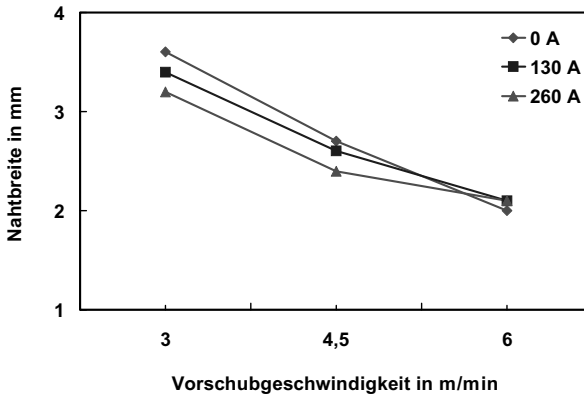


**Bild 4.28:** Einfluss auf die resultierende Nahtgeometrie in Abhängigkeit von Stromstärke und Vorschubgeschwindigkeit bei schleppender Drahtzuführung. AA 6056; 4,0 mm;  $P_L = 4 \text{ kW}$ ;  $d_f = 450 \text{ } \mu\text{m}$ ;  $v_D = 0,8 v_L$ ; Prozessgas Helium 1800 Nl/h.

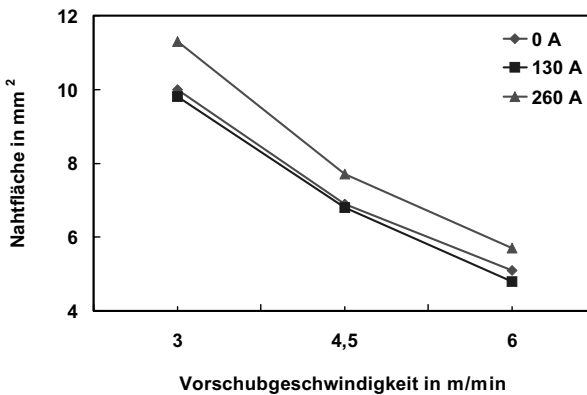


**Bild 4.29:** Verlauf der Nahtbreiten für unterschiedliche Stromstärken und Vorschubgeschwindigkeiten. AA 6056; 4,0 mm;  $v_D = 0,8 v_L$ ; Prozessgas Helium 1800 Nl/h.

Bei einer Auftragung der Nahtbreiten an der Werkstückoberfläche in Diagrammform wird dieser Rückgang noch deutlicher. (Bild 4.30). Umso erstaunlicher ist, dass trotz dieses Rückgangs die Nahtfläche auch bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten eine klare Steigerung durch den eingebrachten Strom erfährt weil die Naht „rechteckiger“ und tiefer wird (Bild 4.31). Dies bedeutet, dass durch den Strom - bei hinreichend hoher Stromstärke - auch eine Steigerung der Prozesseffizienz zu erzielen ist.



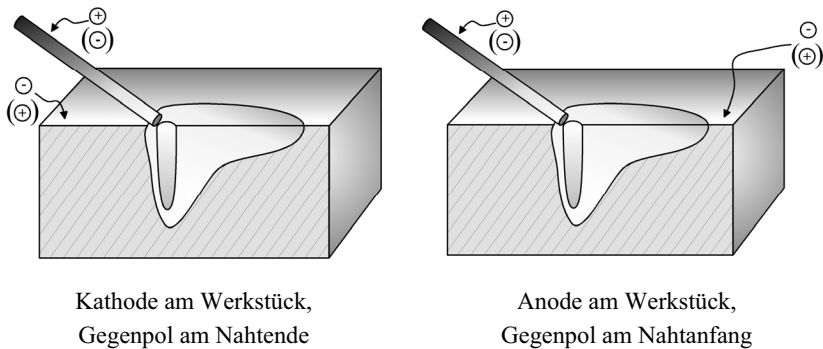
**Bild 4.30:** Verlauf der Nahtbreiten an der Werkstückoberfläche für unterschiedliche Stromstärken und Vorschubgeschwindigkeiten. AA 6056; 4,0 mm;  $v_D = 0,8 v_L$ ; Prozessgas Helium 1800 NL/h.



**Bild 4.31:** Nahtfläche in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit für unterschiedliche Stromstärken. AA 6056; 4,0 mm;  $v_D = 0,8 v_L$ ; Prozessgas Helium 1800 NL/h.

### *Stromflussrichtung, Klemmenposition und Drahtauftreffwinkel*

Bei Einsatz einer Gleichspannung stellt sich unmittelbar die Frage nach dem Einfluss der Polarität auf die beobachteten Effekte. Gleiches gilt für die Position der Elektroden bezüglich des Schmelzbades.



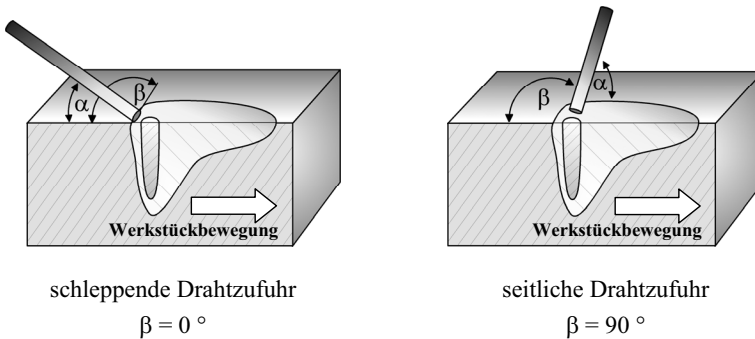
**Bild 4.32:** Beispiel für die unterschiedlichen Varianten von Polung und Stromflussrichtung bei schleppender Drahtzufuhr (komplementäre Polung ebenso möglich).

Zur Klärung dieses Sachverhalts wurden mehrere Versuchsreihen mit unterschiedlicher Polarität, Vorschubgeschwindigkeit und Stromstärke gefahren. Hierbei konnte keinerlei Einfluss der Polarität auf die Ausbildung der Nahtgeometrie festgestellt werden.

Gleiches gilt für die Position des Gegenpols. Basierend auf der Überlegung, dass der Stromfluss ausgehend von der Drahtspitze entweder vorwiegend durch den noch nicht aufgeschmolzenen Teil des Werkstücks im Vorlauf zum Schweißprozess fließt, oder durch das Schmelzbad und den bereits umgeschmolzenen Teil zum Startpunkt der Naht hin, erscheinen Unterschiede durchaus plausibel. Jedoch war auch hier kein signifikanter Zusammenhang zwischen der sich ausbildenden Nahtgeometrie und der Position des Gegenpols festzustellen.

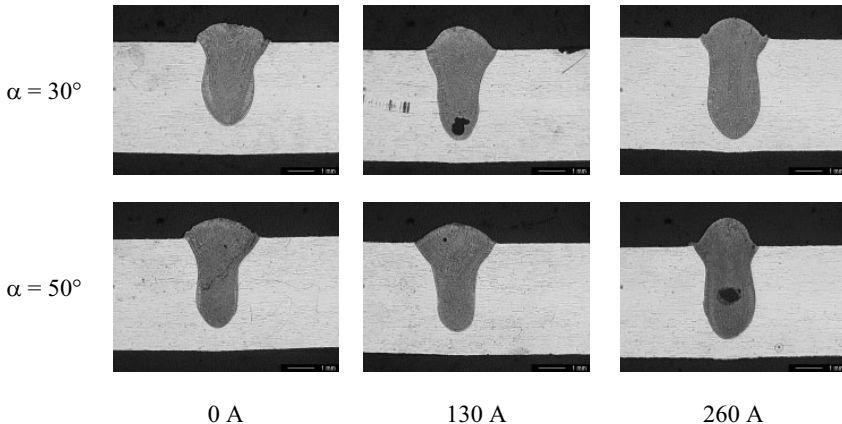
In Verbindung mit der Stromzuführung über einen Zusatzdraht ist bei den konventionellen Schweißverfahren die magnetische Blaswirkung, die das Ablenken des Lichtbogens entgegen der Neigungsrichtung der Elektrode beschreibt, eine mögliche elektromagnetische Einflussgröße [72]. Diese ist abhängig von der Stromstärke und dem Anstellwinkel der Elektrode, in diesem Falle des Zusatzdrahtes. Obwohl in den beschriebenen Experimenten kein Lichtbogen auftritt, gilt es die Frage zu beantworten, ob die Richtung der im Schmelzbad integral wirkenden Kraft einen Einfluss auf den

Nahtquerschnitt hat. Im Folgenden wurden daher lateraler und vertikaler Anstellwinkel der Zusatzdrahtzuführung variiert.



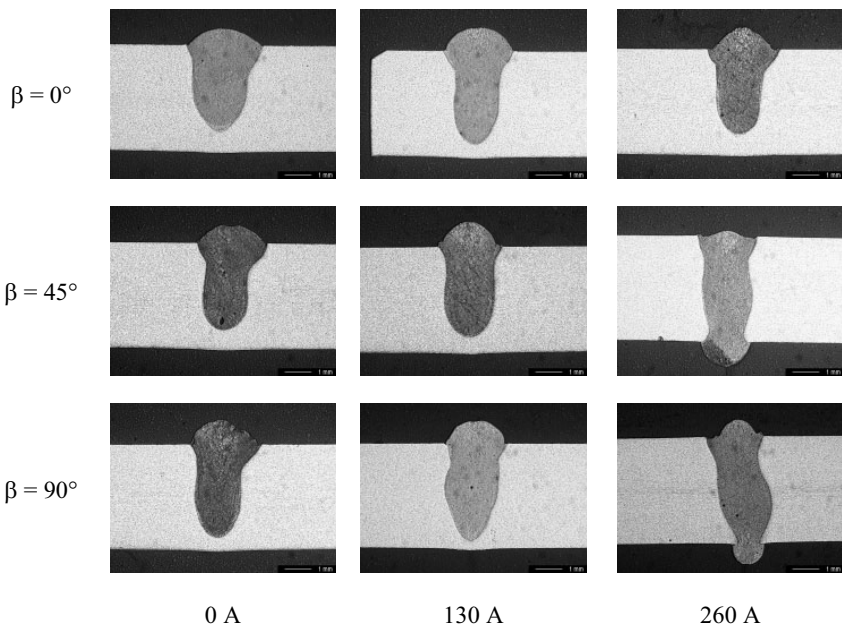
**Bild 4.33:** Vertikaler Anstellwinkel  $\alpha$  und lateraler Anstellwinkel  $\beta$  bei schleppender und seitlicher Drahtzuführung.

Entgegen den Erwartungen war bei der Variation des vertikalen Anstellwinkels zwischen  $30^\circ$  und  $50^\circ$  keine signifikante Änderung der Nahtgeometrie zu erkennen (Bild 4.34).



**Bild 4.34:** Nahtgeometrie in Abhängigkeit des vertikalen Anstellwinkels  $\alpha$  für unterschiedliche Stromstärken. AA6056; 4,0 mm;  $v_L = 4,5$  m/min;  $v_D = 0,8 v_L$ ; Horizontalwinkel  $\beta = 0^\circ$ ; Prozessgas Helium 1800 Nl/h.

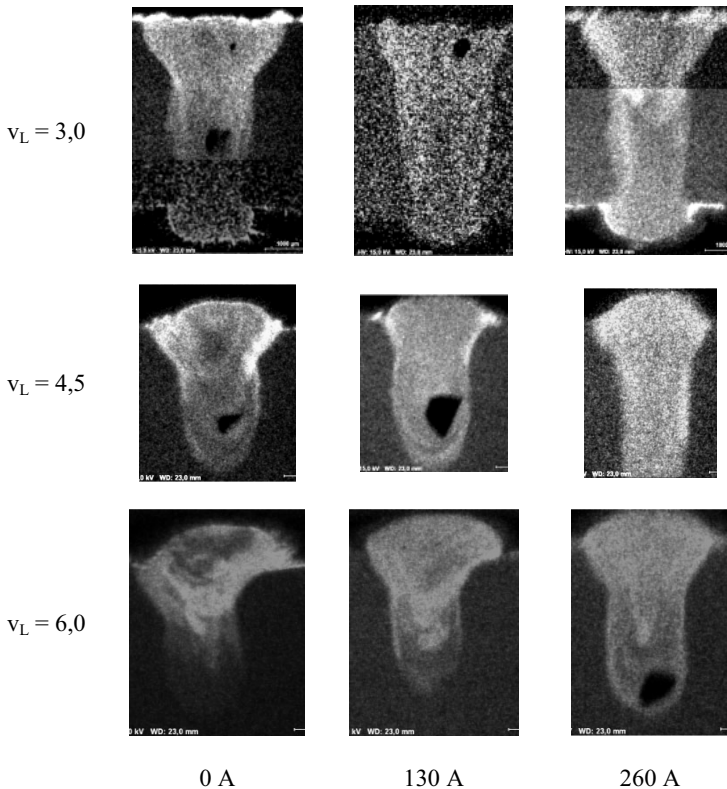
Die Variation des lateralen Anstellwinkels hingegen zeigt lediglich bei einem Winkel von  $\beta = 90^\circ$  einen erkennbaren Einfluss auf die Nahtgeometrie. Mit zunehmender Stromstärke neigt sich die Nahtachse im Werkstück vom Auftreffpunkt des Drahtes weg, während auf der gegenüberliegenden Nahtflanke sich eine Ausbauchung bildet (Bild 4.35). Dies ist ein deutlicher Hinweis auf die aus der Stromzuführung resultierenden Krafrichtung und deren Einflüsse auf die Schmelzbadströmung. Die Verschiebung des Drahtauftreffpunktes aus der Richtung der Vorschubachse heraus auf eine Seite der Naht bewirkt so offensichtlich auch eine einseitige Beeinflussung der Schmelzbadströmung. Eine genauere Betrachtung erfolgt in Kapitel 4.2.3.



**Bild 4.35:** Nahtgeometrie in Abhängigkeit des lateralen Anstellwinkels  $\beta$  für unterschiedliche Stromstärken. AA6082; 4,0 mm;  $v_L = 4,5$  m/min;  $v_D = 0,8 v_L$ ; Drahtzuführung schleppend bis  $90^\circ$  seitlich; Vertikalwinkel  $\alpha = 35^\circ$ ; Prozessgas Helium 1200 NL/h.

#### 4.2.1.2 Einfluss auf die Elementdurchmischung

Der signifikante Einfluss auf die Nahtgeometrie legt einen fundamentalen Einfluss des Stromes auf die Schmelzbadströmung nahe. Dies wiederum führt zu der Frage, in wie weit diese Einflussmöglichkeit auch im Sinne einer Homogenisierung der Schmelzbad durchmischung genutzt werden kann. Bild 4.36 zeigt daher die Siliziumverteilung bei unterschiedlichen Stromstärken für drei verschiedene Vorschubgeschwindigkeiten.

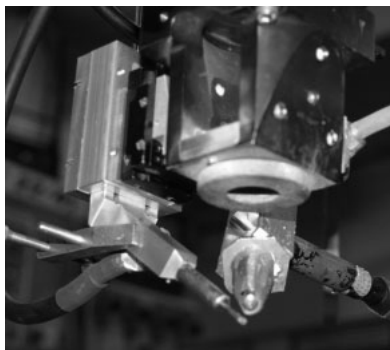


**Bild 4.36:** Siliziumverteilung in Abhängigkeit von Stromstärke und Vorschubgeschwindigkeit. AA6056; 4,0 mm;  $v_D = 0,8$   $v_L$ ; Drahtzuführung schleppend; Vertikalwinkel  $\alpha = 30^\circ$ ; Prozessgas Helium 1800 NL/h.

Bei Betrachtung der Konzentrationsunterschiede fällt auf, dass mit zunehmender Stromstärke und damit zunehmender Beeinflussung der Nahtgeometrie auch die Siliziumkonzentration im Wurzelbereich der Schweißnaht ansteigt. Weiterhin erscheint die Siliziumverteilung im gesamten Nahtbereich mit steigender Stromstärke zunehmend homogener. Bemerkenswert ist hierbei, dass dieser Effekt offensichtlich - im hier untersuchten Geschwindigkeitsbereich - unabhängig von der realisierten Vorschubgeschwindigkeit auftritt. Dies bedeutet, dass durch die Zuführung eines externen Stromes die Schmelzbadströmung derart beeinflusst wird, dass sich neben der mehr oder weniger ausgeprägten Steigerung der Einschweißtiefe auch eine deutlich stärkere Durchmischung des Schmelzbades erzielen lässt.

#### 4.2.2 Stromfluss über eine Wolframelektrode

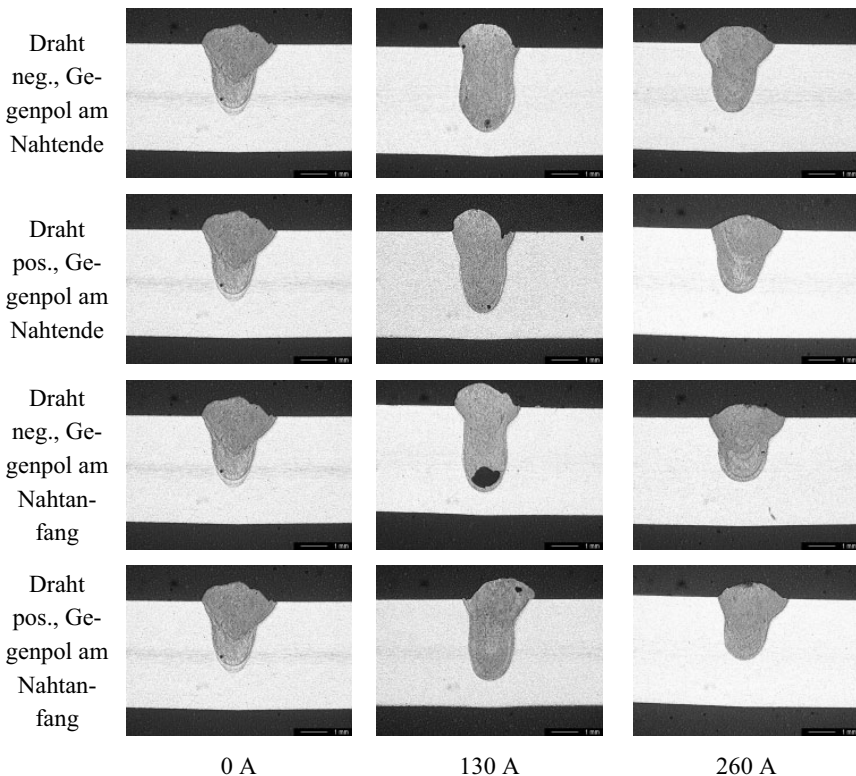
Neben der Möglichkeit, den Stromfluss über den abschmelzenden Zusatzwerkstoff zu realisieren, kann auch ein Schleifkontakt in Form einer nichtabschmelzenden Wolframelektrode eingesetzt werden. Hierzu wird ein abgerundeter Wolframstab mit einem Durchmesser von 2 mm federnd gelagert und in Vorschubrichtung unmittelbar vor dem Schmelzbad auf das Werkstück positioniert. Um eine Vergleichbarkeit zu gewährleisten wird auch hier mit Zusatzwerkstoff gearbeitet. Dessen Zufuhr erfolgt allerdings außermittig unter einem Lateralwinkel von  $\beta = 55^\circ$  (Bild 4.37).



**Bild 4.37:** Bearbeitungskopf mit getrennter Strom- und Drahtzuführung.

Bei der Betrachtung der resultierenden Nahtgeometrien zeigt sich deutlich, dass auch mit einem Stromfluss über die Wolframelektrode eine Beeinflussung der Nahtgeometrie möglich ist (Bild 4.38). Entgegen den bisherigen Erkenntnissen ist jedoch die größte Steigerung der Einschweißtiefe bei einer Stromstärke von 130 A zu beobachten,

während bei einer weiteren Steigerung der Stromstärke die Einschweißtiefe wieder zurückgeht und schließlich bei einer Stromstärke von 260 A sogar unter das Niveau einer Schweißung ohne Zusatzstrom abfällt (Bild 4.39). Diese Änderung der Nahtgeometrie ist, wie schon zuvor im Falle der abschmelzenden Drahtelektrode, unabhängig von Stromflussrichtung und Klemmenposition. Weiterhin konnte im Vergleich zu den Versuchen mit abschmelzender Drahtelektrode ein deutlicher Rückgang der Prozessstabilität beobachtet werden. Dies äußert sich in einer höheren Anzahl an Unterbrechungen des Stromflusses, die unmittelbar zu Auswürfen und damit zu einer drastischen Verschlechterung der Qualität der Nahtoberraupe führen.

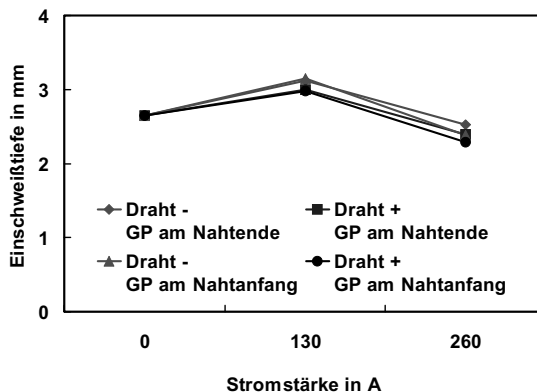


**Bild 4.38:** Nahtgeometrie in Abhängigkeit von der Stromflussrichtung für unterschiedliche Stromstärken. Stromzuführung über schleppende Wolframelektrode, Drahtzuführungswinkel  $\alpha = 43^\circ / \beta = 55^\circ$ ; AA6181A; 4,0 mm;  $v_L = 5,0$  m/min;  $v_D = 0,8 v_L$ ; Prozessgas Lasgon 1200 NL/h.



Die Ursache hierfür liegt in der Art des Stromübergangs zwischen Elektrode und Werkstück. Bei einer abschmelzenden Drahtelektrode stellt die sich ausbildende Schmelzbrücke zwischen Draht und Werkstück eine Art Puffer dar. Mit ihrer Flexibilität in der räumlichen Ausdehnung ermöglicht sie einerseits einen kontinuierlichen Stromfluss zwischen Draht und Bauteil, andererseits begrenzt sie die räumliche Ausdehnung und Stärke des induzierten Magnetfeldes.

Im Falle der Wolframelektrode ist nur eine Punktberührung, die durch die federnde Lagerung des Elektrodenstabes auch nur zeitweise gewährleistet wird, möglich. Im Falle der Punktberührung entsteht eine extreme Kraftdichte im Bereich unter dem Auftreffpunkt der Elektrode, die sogar ausreicht, die Kapillare zuzudrücken und die Einschweißtiefe entsprechend zu reduzieren. Bereits geringste Störungen können zu einer Beeinflussung des Stromübergangs zwischen Elektrode und Werkstück führen können. Beispielsweise kann bereits die Akkumulation winziger Metallspäne, die bei der Bewegung der harten Wolframelektrode über das weiche Aluminiumbauteil erzeugt werden, für einen Abheben der Elektrode vom Werkstück ausreichend sein. Schwankungen in der Nahtqualität oder gar ein kompletter Prozessabbruch durch explosionsartiges Auswerfen der Schmelze beim Abheben der Wolframspitze vom Werkstück sind daher nicht zu vermeiden.



**Bild 4.39:** Einschweißtiefe in Abhängigkeit von der Stromflussrichtung für unterschiedliche Stromstärken. Prozessparameter siehe Bild 4.38.

### 4.2.3 Modellvorstellungen zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik durch externe Stromzufuhr

Die beobachteten Einflüsse auf die Nahtgeometrie lassen sich wie bereits angedeutet unmittelbar auf die Wirkung eigenmagnetischer Kräfte zurückführen. Die Feldstärke  $B$  des magnetischen Feldes, das sich um einen elektrischen Leiter bildet, lässt sich aus dem Durchflutungsgesetz berechnen. Die vektorielle Überlagerung des angelegten elektrischen und des entstehenden eigenmagnetischen Feldes führen zu einer Lorentzkraft. Die Kraft  $F$  je Volumeneinheit berechnet sich zu:

$$\vec{F} = (\vec{j} \times \vec{B}). \quad (4.1)$$

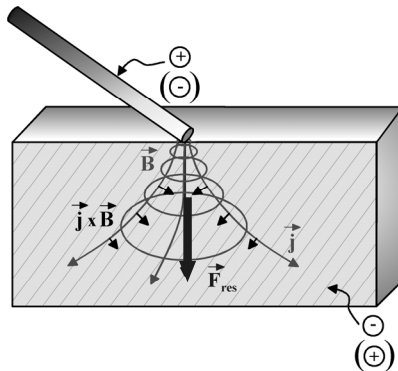
Da das Magnetfeld (B-Feld) selbstinduziert ist, bedeutet dies nach Maxwell mit

$$\operatorname{div} \vec{B} = 0 \quad (4.2)$$

und 
$$\vec{B} = \operatorname{rot} \vec{j} \quad (4.3)$$

und somit durch 
$$F \sim j^2, \quad (4.4)$$

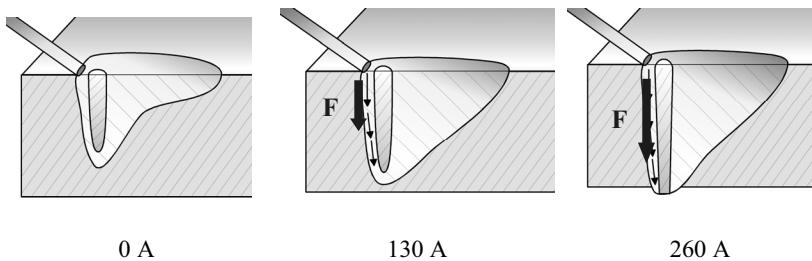
dass die Kraft entsprechend Gleichung (11) unabhängig von der Polung stets in das Innere des Werkstückes gerichtet und proportional zum Quadrat der Stromdichte ist (Bild 4.40).



**Bild 4.40:** Verlauf von Stromfluss und Eigenmagnetfeld mit resultierender Kraft im Werkstück.

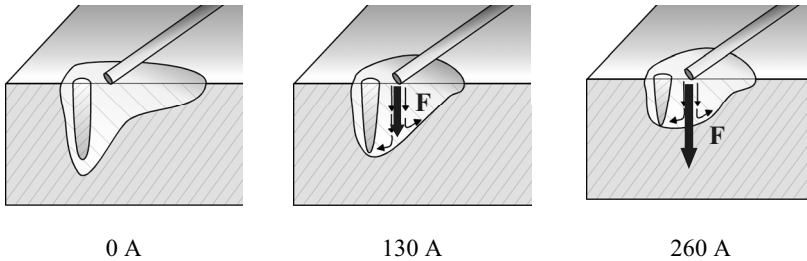
Da die elektrische Stromdichte und somit die magnetische Flussdichte  $B$ , hinter der Dampfkapillare kleiner ist, ist auch die Kraftdichte dort kleiner. Daraus ergibt sich eine Kraftverteilung, welche die Schmelze im Bereich vor und neben der Kapillare in Richtung der Nahtwurzel stärker beschleunigt als im hinteren Schmelzbadbereich. Eine exakte Lokalisierung des Stromflusses kann nicht eindeutig vorgenommen werden. Die Leitfähigkeitsunterschiede zwischen dem festen und dem flüssigen Werkstoff sowie die aus den Prozessfluktuationen sich stetig ändernden Randbedingungen lassen nur eine integrale Betrachtung zu.

Die Überlagerung der Kapillarumströmung mit einer vertikalen Komponente erhöht einerseits geringfügig die Verweildauer der Schmelze im Bereich der heißen Kapillare, ermöglicht so ein stärkeres Aufheizen des vorbeiströmenden Materials. Andererseits reduziert sich damit die Wärmeableitung aus der Dampfkapillare, was wiederum zu einer geringfügigen Verlängerung der Dampfkapillare und implizit auch zu einer etwas höheren Einkopplung führt (Bild 4.41). Dies ermöglicht gemeinsam mit der Bewegung der zusätzlich aufgeheizten Schmelze in Richtung des Nahtgrunds eine Steigerung der Einschweißtiefe und eine Zunahme der Nahtfläche.



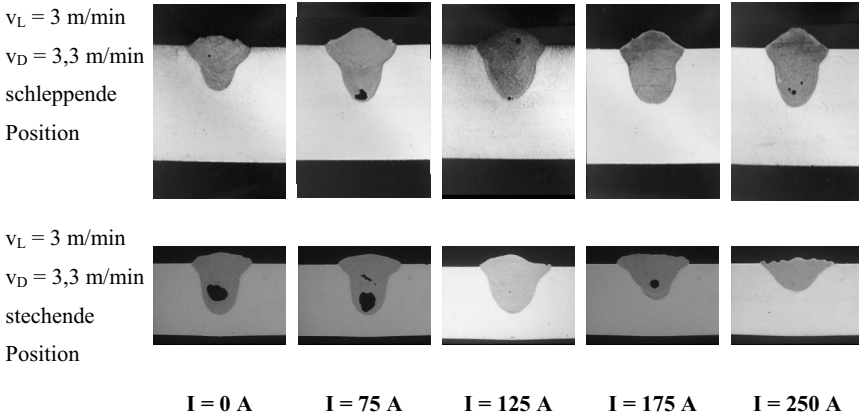
**Bild 4.41:** Kraftwirkung  $F$  der eigenmagnetischen Kräfte auf die Schmelzbadströmung bei steigender Stromstärke in schleppender Anordnung. Die kleinen Pfeile skizzieren die infolge der Kraftwirkung erzeugten Komponenten der Schmelzbadströmung.

Wird der Zusatzdraht und damit die Stromeinleitung nachlaufend zum Laserstrahl angeordnet, wird genau der gegenteilige Effekt erreicht. Die Kraftdichte ist hinter der Kapillare im Bereich des Schmelzbades am größten. Mit steigender Stromzufuhr führt das sich ausbildende Kraftfeld zu einem Verengen oder gar „Zudrücken“ der Kapillare vom Nahtgrund her. Mit der Verkürzung der Kapillartiefe reduzieren sich Einschweißtiefe und Einkoppelgrad (Bild 4.42).



**Bild 4.42:** Kraftwirkung  $F$  der eigenmagnetischen Kräfte auf die Schmelzbadströmung bei steigender Stromstärke in stechender Anordnung. Die kleinen Pfeile skizzieren die infolge der Kraftwirkung erzeugten Komponenten der Schmelzbadströmung.

Die damit verbundene Änderung der Nahtgeometrie - der Rückgang der Einschweißtiefe sowie die Abnahme der Nahtfläche - sind in Bild 4.43 deutlich zu erkennen. Auch die Stabilität des Prozesses geht durch die Beeinflussung der Kapillare zurück. Die hohe Anzahl an Prozesssporen in Fall der stechenden Drahtzuführung ist ein Indiz für die zeitweilige Abschnürung der Kapillarspitze.

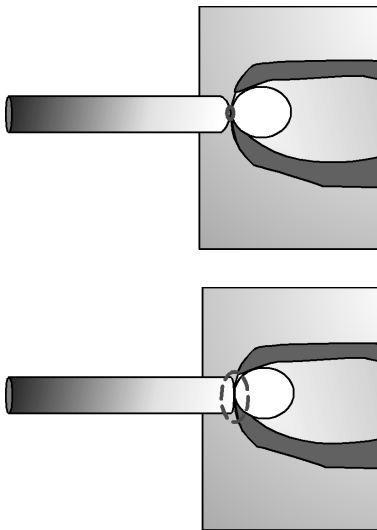


**Bild 4.43:** Einfluss auf die Nahtgeometrie bei schleppender und stechender Drahtzuführung.

#### Unterschiede zwischen Draht- und Wolframkathode

Vor dem Hintergrund obiger Modellvorstellung sei an dieser Stelle nochmals auf die im vorherigen Kapitel aufgezeigten Unterschiede in der Prozessstabilität bei Stromzuführung über den Zusatzdraht oder die Wolframelektrode eingegangen. Als Ursache

für den starken Rückgang der Einschweißtiefe bei hohen Stromstärken und Verwendung einer Wolframkathode ist offensichtlich das Zudrücken der Kapillarwurzel aufgrund der starken Abwärtsbewegung der Schmelze im Vorlauf der Kapillare zu sehen. Mit der Punktberührung geht eine Konzentration der Feldlinien auf einen quasi „singulären“ Punkt einher (Bild 4.44). Die höheren Feldstärken bei Stromzuführung mittels Wolframelektrode bieten eine noch konzentriertere Krafteinleitung in die Schmelze als die abschmelzende Drahtelektrode, allerdings kann dieser Vorteil aufgrund der drastisch verringerten Prozessstabilität nicht umgesetzt werden.



Stromzufuhr über eine nicht abschmelzende Wolframkathode:

Durch die sich ausbildende Punktberührung steht nur ein infinitesimaler „Leitungsquerschnitt“ für den Strom zur Verfügung. Die Stromdichte ist in diesem Punkt extrem hoch.

Stromzufuhr über abschmelzenden Zusatzdraht:

Durch die sich ausbildende Schmelzbrücke steht ein „Leitungsquerschnitt“ von ca. 20 bis 30 % des Drahtquerschnitts für den Strom zur Verfügung. Die Stromdichte ist daher geringer als bei Punktberührung.

**Bild 4.44:** Skizze zum Vergleich des stromübertragenden Querschnitts bei Verwendung Wolframkathode und abschmelzenden Zusatzdraht.

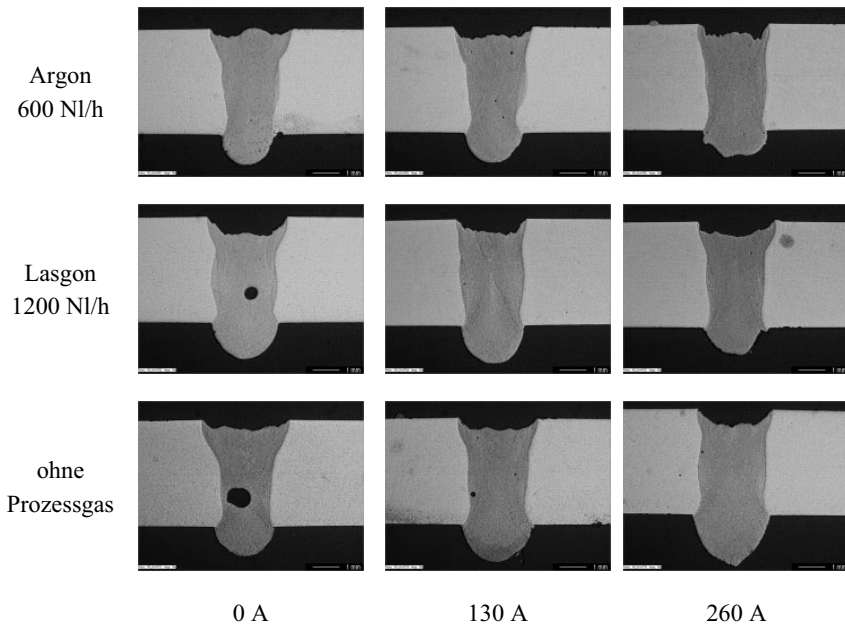
Ein weiterer Vorteil der abschmelzenden Drahtelektrode liegt in der Eigenschaft, dass durch den im Laserstrahl abschmelzenden Draht die Position der Schmelzebrücke und damit auch die des Stromüberganges am Rand des Schmelzbades „fixiert“ wird. Die Kopplung der Stromeinleitung an die sich ausbildende Schmelzbadfront bedeutet eine höhere Stabilität des entstehenden Kraftfeldes und damit eine deutlich höhere Qualität und Stabilität des Effektes gegenüber der Punktberührung der Wolframelektrode (Schwankungen in den Abmessungen der Schmelzbrücke seien bei dieser Betrachtung zunächst vernachlässigt).

#### 4.2.4 Kombination von Stromfluss und Schutzgas

Mit den Erkenntnissen aus den vorherigen Kapiteln stellt sich unmittelbar die Frage nach einer Kombinierbarkeit der beiden beobachteten Effekte. Im Folgenden soll daher kurz auf diesen Aspekt eingegangen werden.

##### 4.2.4.1 Einfluss auf die Nahtgeometrie

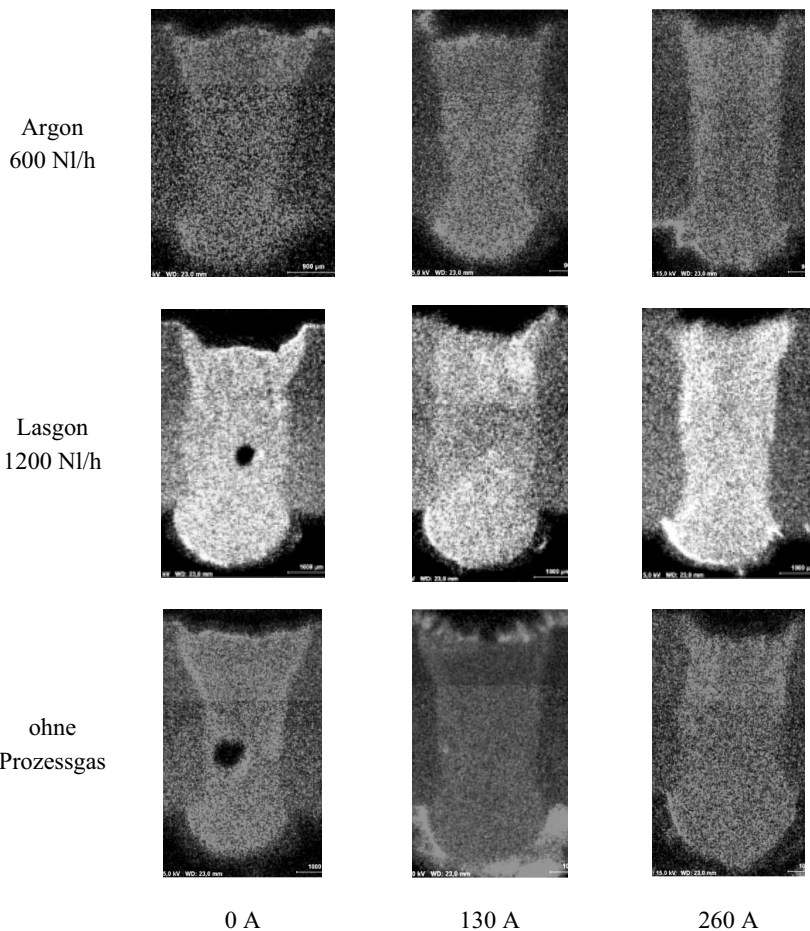
Bei der phänomenologischen Betrachtung zeigt sich zunächst keine signifikante Steigerung der Effekte durch die Überlagerung der beiden Einflussgrößen Marangoni-Strömung und elektromagnetische Volumenkraft. Eine Dominanz der durch die Stromzuführung hervorgerufenen Änderungen der Nahtgeometrie ist jedoch erkennbar (Bild 4.45). So tritt eine Reduzierung der Nahtbreite an der Werkstückoberfläche sowie eine Steigerung der Nahtbreite im Wurzelbereich nur in Verbindung mit einer Steigerung der Stromstärke auf.



**Bild 4.45:** Einfluss der Stromstärke auf die Nahtgeometrie bei unterschiedlichen Prozessgasen. AA6181 A; 4,0 mm;  $v_L = 3,0$  m/min;  $v_D = 0,8$   $v_L$ .

#### 4.2.4.2 Einfluss auf die Schmelzbaddurchmischung

Die Analyse der Siliziumverteilung bringt in diesem Fall keinen klaren Aufschluss über eine Steigerung der Schmelzbaddurchmischung. Für Argon ist bei 130 A eine sehr homogene Siliziumverteilung festzustellen, eine weitere Steigerung der Stromstärke bringt keinen Vorteil mehr (Bild 4.46).

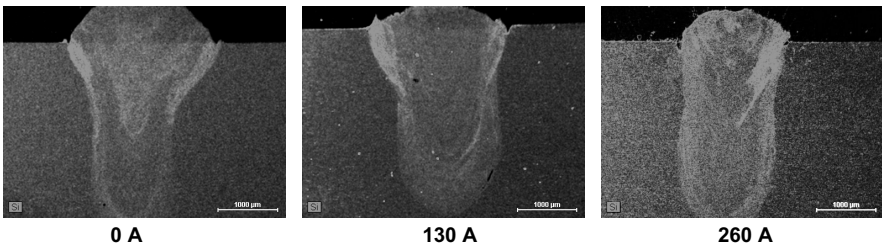


**Bild 4.46:** Einfluss der Stromstärke auf die Siliziumverteilung bei unterschiedlichen Prozessgasen. AA6181 A; 4,0 mm;  $v_L = 3,0$  m/min;  $v_D = 0,8$   $v_L$ .

Bei Lasgon ist die homogenste Verteilung bei 260 A erreicht, während bei 130 A im Bereich der Nahtmitte ein Rückgang der Si-Konzentration gegenüber der stromlosen Probe festzustellen ist. An Umgebungsatmosphäre ist keine Abhängigkeit vom angelegten Stromfluss erkennbar.

Insgesamt scheint also kein signifikanter Einfluss – weder des Stromes, noch der Umgebungsatmosphäre – vorhanden zu sein. Die Erkenntnisse stehen damit scheinbar in einem Widerspruch zu den vorher gezeigten Ergebnissen, allerdings ist die Qualität der Elementanalyse im betrachteten Fall leider nur unterdurchschnittlich. Eine belastbare Aussage ist daher an dieser Stelle leider nicht möglich.

Ausgehend von den Erkenntnissen in Abschnitt 4.1, womit bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten ein Einfluss der Umgebungsatmosphäre eher von untergeordneter Bedeutung ist, wurden Versuche mit einer Vorschubgeschwindigkeit von  $v_L = 4,5$  m/min unter einer Lasgon-Atmosphäre durchgeführt. In diesem Falle ist ein deutlicher Einfluss der steigenden Stromstärke auszumachen. Während ohne Strom die Siliziumkonzentration im oberen Bereich der Schweißnaht am höchsten ist, wird mit steigendem Stromfluss über die Nahtflanken Silizium in den Nahtgrund eingebracht (Bild 4.47).



**Bild 4.47:** Einfluss auf die Siliziumverteilung in Abhängigkeit von der applizierten Stromstärke Parameter . AA6181 A; 4,0 mm;  $v_L = 4,5$  m/min;  $v_D = 0,8 v_L$ ; Prozessgas Lasgon 1200 NI/h.

### Fazit:

Es bleibt festzuhalten, dass über die elektromagnetischen Kräfte mit steigender Stromstärke eine Steigerung der Einschweißtiefe bei schleppender Anordnung der Stromzuführung erreicht werden kann. Bei stechender Anordnung im Schmelzbad kann die Einschweißtiefe drastisch reduziert werden. Über die Zuführung eines externen Zusatzstromes kann - insbesondere auch bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten - ein



deutlich stärkerer Einfluss auf die Schmelzbadströmung genommen werden, als über die Wahl des Schutzgases.

### 4.2.5 Synopsis

#### *Phänomenologie:*

- Mit steigender Stromstärke kommt es zu einem Rückgang der Nahtbreite an der Werkstückoberfläche bei gleichzeitigem Anstieg der Einschweißtiefe.
- Der Effekt ist unabhängig von der Stromflussrichtung und Position der Gegenelektrode.
- Der Effekt ist unabhängig vom vertikalen Anstellwinkel der Stromzufuhr (vgl. Bild 4.34).
- Eine seitliche Positionierung der Stromzufuhr führt zu einem Neigen der Nahtachse, die Nahtwurzel wandert mit steigender Stromstärke vom Auftreffpunkt der Stromzuführung weg.
- Eine Stromzuführung im Nachlauf zur Kapillare kehrt den erstgenannten Effekt um.
- Die Ausbildung einer Schmelzbrücke bei Stromzuführung über den abschmelzenden Zusatzdraht ermöglicht einen stabileren Prozess als bei einer nicht abschmelzenden Kathode.
- Bei Verwendung einer nicht abschmelzender Wolframelektrode nimmt bei hohen Stromstärken die Einschweißtiefe wieder ab.
- Mit steigender Stromstärke erfolgt eine bessere Durchmischung des Schmelzbades.
- Die Effekte der externen Stromzufuhr überwiegen den Einfluss der Prozessgasatmosphäre.
- Der Einfluss der externen Stromzufuhr ist auch bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten ( $v_L = 4,5 \text{ m/min}$ ) noch feststellbar.

**Modellvorstellung:**

- Die Stromzufuhr erfolgt im Kurzschlussbetrieb der Stromquelle (Spannungsabfall kleiner 0,1 V), daher keine Zufuhr elektrischer bzw. thermischer Energie in den Laserschweißprozess.
- Der Stromfluss und das induziertes Eigenmagnetfeld führen zu einer in das Werkstück gerichteten Kraftwirkung auf die Schmelze.
- Es liegt ein selbstinduziertes Magnetfeld vor, daher ist die Kraftwirkung  $F \sim j^2$  und der Effekt unabhängig von der Stromflussrichtung.
- Die Kraftwirkung führt zu einer Beschleunigung des vor der Kapillare liegenden Schmelzfilms in Richtung des Nahtgrundes.
- Die zusätzliche Induzierung einer Strömungskomponente vor der Kapillare ermöglicht einen zusätzlichen Energietransport in den Nahtgrund und somit eine Steigerung der Einschweißtiefe.
- Die Anordnung der Stromzufuhr im Nachlauf der Kapillare führt zu einer Kraft, die der nach hinten gerichteten „Haupt“-Strömungsrichtung entgegen wirkt und bei hohen Stromstärken sogar ein „Zudrücken“ der Kapillare verursacht, was sich in einem Rückgang der Einschweißtiefe und Nahtfläche niederschlägt.
- Die Stromzufuhr über eine Punktberührung im Falle der nicht abschmelzenden Wolframelektrode oder zu hohe Stromstärken bei Stromzufuhr über den Zusatzdraht führen auch im Vorlauf zum Laserstrahl zu einem Zudrücken der Kapillare.

## 4.3 Mehrfokustechnik

Die Mehrfokustechnik ist ein etabliertes Verfahren zur Beeinflussung der Nahtgeometrie, wenngleich es üblicherweise zur Steigerung der Nahtqualität, besonders in Bezug auf eine Reduktion der Prozesssporen Anwendung findet. Im Folgenden soll hingegen das Potenzial der Mehrfokustechnik zur Beeinflussung der Schmelzbaddströmung im Hinblick auf eine Homogenisierung der Siliziumverteilung betrachtet werden.

Zugrunde liegt dabei die Überlegung, dass jede der Kapillaren einerseits ein „Hindernis“ im Strömungsfeld des Schmelzbades darstellt, andererseits aber auch jeweils eine neue Quelle für antreibenden Kräfte im Schmelzbad bildet. Diese - bei mehreren Kapillaren entsprechend komplexe - Überlagerung einer Vielzahl von Einflüssen sollte sich in einer Steigerung der Schmelzbaddurchmischung und damit auch in einer Homogenisierung der Siliziumverteilung niederschlagen.

Ausgehend von der etablierten Methode einer stechenden oder schleppenden Drahtzufuhr wird nachfolgend versucht, durch eine geeignete symmetrische Anordnung der Fokuspunkte eine Verstärkung der Schmelzbaddurchmischung und somit eine Homogenisierung der Siliziumverteilung zu realisieren.

### Superposition

Als Superposition wird die deckungsgleiche Überlagerung aller am Prozess beteiligten Fokuspunkte auf der Werkstückoberfläche verstanden. Hierzu werden zwei Teilstrahlen mit 2 und 4 kW mit Hilfe der in Kapitel 3.2 beschriebenen Fokusmatrixoptik auf den selben Punkt der Werkstückoberfläche fokussiert.

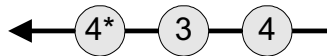
Mit dem theoretischen Fokusbereich von  $450\text{ }\mu\text{m}$  errechnet sich der Quotient aus Laserleistung und Fokusbereich  $P/d_f$  zu  $13,33\text{ kW/mm}$ . Dieser Wert übersteigt den für den Tiefschweißeffekt nötigen Schwellwert nahezu um den Faktor 4 und korrespondiert mit der höchsten Leistungsdichte im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen.

### Linien-Anordnung

Für alle Anordnungen mit mehr als zwei Fokuspunkten wird der Laserstrahl des 4-kW-Lasers mit Hilfe einer Bifokaloptik in zwei Teilstrahlen zu jeweils 2 kW separiert. Die Aufteilung erfolgt bei der hier verwendeten Bauart der Bifokaloptik nicht ohne einen

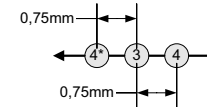
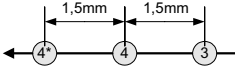
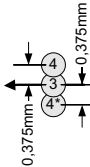
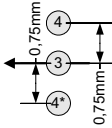
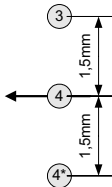
geringen Anteil an Beugungsverlusten (vgl. Kapitel 3.2). Dies führt zu einer Leistungsreduktion im abgelenkten Teilstrahl um ca. 5 - 10 %. Die damit einhergehende Asymmetrie der Leistungsaufteilung auf die einzelnen Teilstrahlen macht sich besonders bei Anordnungen mit großen Abständen zwischen den einzelnen Fokuspunkten bemerkbar. Die Kennzeichnung des abgelenkten Teilstrahles erfolgt in der unten erläuterten Notation durch ein hochgestelltes „\*“ hinter der Bezeichnung der Strahlquelle.

Zur Differenzierung der eingesetzten Strahlquellen dienen die maximalen Ausgangsleistungen, also „4“ für das 4 kW und „3“ für die 3 kW-System. Bild 4.48 erläutert anhand einer Linien-Anordnung die im Folgenden verwendete Notation zu Unterscheidung der Fokusanordnungen. Der Pfeil symbolisiert hierbei die Vorschubrichtung der Linearachse und somit die Bewegungsrichtung des Werkstückes unter den feststehenden Bearbeitungsköpfen. Die Drahtzuführung erfolgt stets schleppend, in der gezeigten Notation also auf der Seite der Pfeilspitze.



**Bild 4.48:** Notation zur Identifikation der eingesetzten Lasersysteme und den daraus resultierenden Fokuspunkten in Linienanordnung.

In Bild 4.49 sind die untersuchten Linienanordnungen maßstäblich dargestellt. Zur einfachen Identifikation der Fokusanordnung wird die Bezeichnung entsprechend DVS-Merkblatt 3218 verwendet [73]. Bei Queranordnung wird die Anzahl der Fokuspunkte in einer Ebene senkrecht zur Vorschubrichtung angegeben. Liegen die Fokuspunkte hintereinander in Vorschubrichtung, erfolgt die Kennzeichnung durch getrennte Ziffern. Ergänzt wird diese Beschreibung der Anordnung durch die Angabe der Abstände zwischen den einzelnen Fokuspunkten. Bei den hier untersuchten symmetrischen Anordnungen ist eine einmalige Angabe des Fokusabstandes ausreichend.

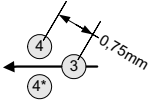
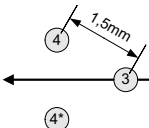
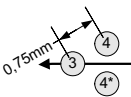
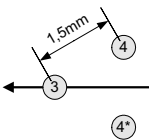
Kurzbezeichnung	Fokusabstand	Skizze
Linie-1-1-1	$a_x=0,75\text{mm}$	
	$a_x=1,5\text{mm}$	
Linie-3	$a_y=0,375\text{mm}$	
	$a_y=0,75\text{mm}$	
Linie-3	$a_y=1,5\text{mm}$	

**Bild 4.49:** Bezeichnungen, Fokusabstände und Strahlquellenzuordnung für die untersuchten Linien-Anordnungen.

Für die Linienanordnungen ist eine starke Abhängigkeit der Anordnung bezüglich der Vorschubrichtung zu erwarten. Um eine erhöhte Neutralität bezüglich der Vorschubrichtung zu erreichen, wird über die unterschiedlichen Linienanordnungen hinaus eine dreieckige Anordnung der Fokuspunkte untersucht.

### Dreieck-Anordnung

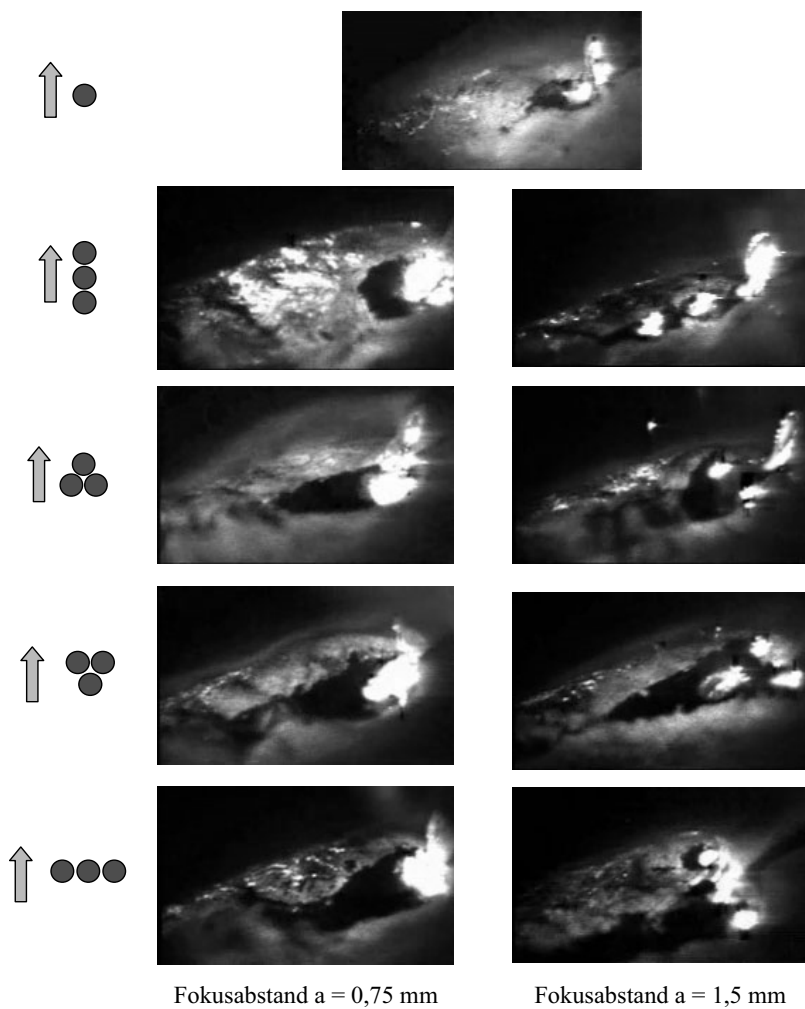
Die Dreieck-Anordnungen werden stets durch Voran- oder Nachstellen des aus dem 3 kW-System erzeugten Teilstrahls erzielt (Bild 4.50). Im Übrigen gilt die gleiche Notation wie bei den Linien-Anordnungen.

Kurzbezeichnung	Fokusabstand	Skizze
Linie-2-1	$a=0,75\text{mm}$	
	$a=1,5\text{mm}$	
Linie-1-2	$a=0,75\text{mm}$	
	$a=1,5\text{mm}$	

**Bild 4.50:** Bezeichnungen, Fokusabstände und Strahlquellenzuordnung für die untersuchten Dreieck-Anordnungen.

#### 4.3.1 Kapillarausbildung

Ausschlaggebend für die Effizienz einer Anordnung ist die Ausdehnung der Kapillare(n) in Vorschubrichtung. Durch die Wärmeableitung an den Seiten des Schmelzbades ist die „Kompaktheit“ der Energieeinbringung der wesentliche Einflussfaktor auf den thermischen Wirkungsgrad. Mittels Highspeed-Videoaufnahmen wurden die sich in Abhängigkeit der Fokusanordnung ausbildenden Kapillargeometrien ermittelt (Bild 4.51). Der dargestellte Bildausschnitt entspricht wieder der Prinzipskizze in Bild 4.7.



**Bild 4.51:** Hochgeschwindigkeits-Videoaufnahmen der unterschiedlichen Fokusanordnungen.

Es ist zu erkennen, dass für den Fokusabstand  $a = 0,75$  mm in allen Fokusanordnungen lediglich eine entsprechend der Fokusanordnung ausgedehnte Leuchterscheinung, die die Öffnung der Kapillare repräsentiert, auftritt. Für den Fokusabstand 1,5 mm sind hingegen in allen Anordnungen jeweils drei klar voneinander getrennte Kapillaröffnungen auszumachen.

Dies legt nahe, dass sich für den Fokusabstand  $a = 0,75$  mm noch eine gemeinsame Kapillare ausbildet, für den Fokusabstand  $a = 1,5$  mm jedoch stets von getrennten Kapillaren auszugehen ist.

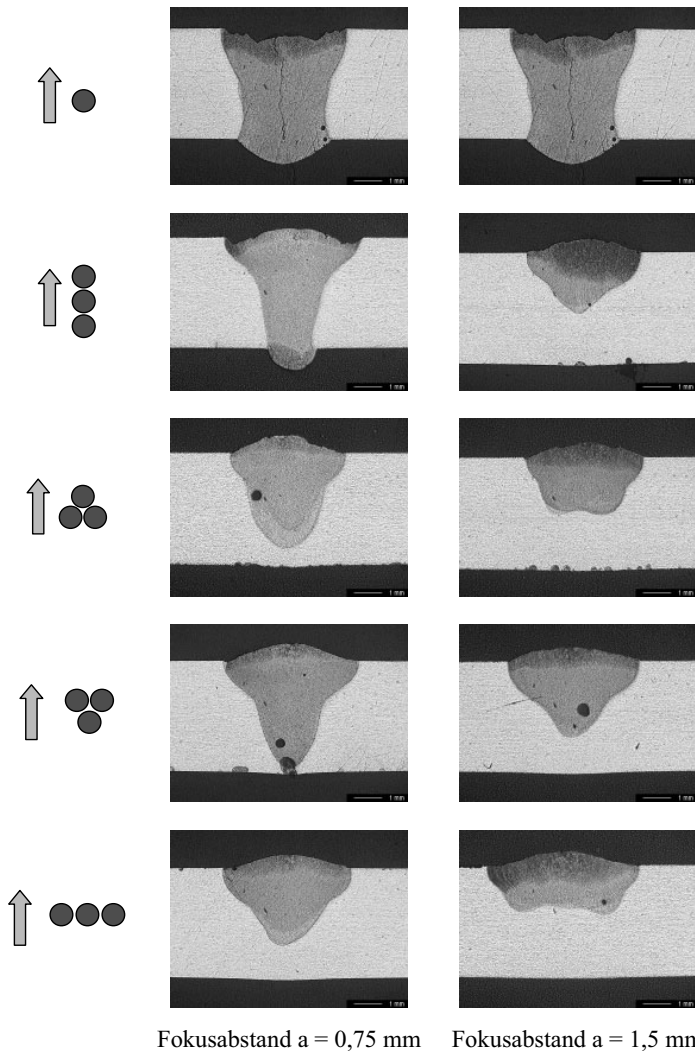
Weiterhin bleibt festzustellen, das im Falle einer gemeinsamen Kapillare keinesfalls stets die gleiche Kapillarform beziehungsweise ein identischer Umriss der Kapillare entsteht. Der Umriss der gemeinsamen Kapillare wird eindeutig von der Anordnung der Fokuspunkte bestimmt.

### 4.3.2 Einfluss auf die Nahtgeometrie

Beginnt man mit der Betrachtung der erzielten Nahtgeometrien, so wird das Potenzial bezüglich einer gezielten Nahtformung schnell deutlich (Bild 4.52). Darüber hinaus ist klar zu erkennen, dass der Fokusabstand die entscheidende Rolle bei der Ausbildung der Nahtgeometrie, insbesondere im Hinblick auf die erzielbare Einschweißtiefe (Bild 4.52, Bild 4.55) spielt.

Während bei einem Fokusabstand von 0,75 mm teilweise noch Synergien (in Form einer gesteigerten Nahtquerschnittsfläche oder größerer Einschweißiefen) in Abhängigkeit von der Fokusanordnung erkennbar sind, entspricht das Bild bei einem Fokusabstand von 1,5 mm eher der Überlagerung der Schmelzbäder einzelner Teilstrahlen. Lediglich die Anordnung Linie-2-1/1,5 bietet gegenüber den restlichen Anordnungen mit  $a = 1,5$  mm einen Vorteil: eine um ca. 50 % erhöhte Einschweißtiefe gegenüber Nähten mit nicht überlagernden Teilstrahlen gleicher Leistung (vgl. auch Bild 4.54).





**Bild 4.52:** Einfluss des Fokusabstandes und der Fokusanordnung auf die Nahtgeometrie. Argon 1200 NI/h;  $v_L = 3,5 \text{ m/min}$ ;  $v_D = 2,8 \text{ m/min}$ ; Gesamtlaserleistung  $P_{\text{iges}} = 6 \text{ kW}$ .

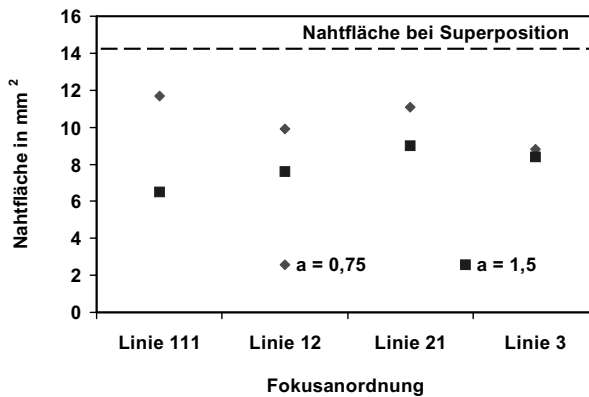
Weiterhin bemerkenswert ist die im Vergleich zu den Einstrahlversuchen untypische Ausformung der Naht in Superposition. Die hier mit Argon erzielte Nahtgeometrie wäre entsprechend den Versuchen zu den Einflüssen des Prozessgases in Abschnitt 4.1 für  $\text{CO}_2$  zu erwarten gewesen.

Ursache hierfür ist zum Einen die kräftige Durchschweißung, die eine Öffnung der Kapillare nach unten und einen damit verbundenen Austrieb des Metaldampfes mit entsprechender Impulsübertragung in Richtung der Nahtwurzel (Kapitel 4.1.4) ermöglicht. Zum Anderen erfolgt die Überlagerung der Teilstrahlen unter einem Winkel von je  $16^\circ$  zur Vertikalen (vgl. Kapitel 3.2). Die daraus resultierende Änderung der Leistungsdichteverteilung in der Ebene senkrecht zur gemeinsamen Mittelachse der Teilstrahlen sowie deren Propagation in Achsrichtung verändern die lokalen Leistungsdichten offensichtlich derart, dass von einer Aufweitung der Kapillare im mittleren und unteren Bereich des Schmelzbades auszugehen ist.

Die damit einhergehende Beeinflussung der Energieverteilung innerhalb des Werkstückes schlägt sich so in einer deutlich rechteckigen Form der Naht wieder. Der Anteil an aufgeschmolzenem Grundwerkstoff ist so groß, dass trotz der Zufuhr von Zusatzdraht ein in der Nahtmitte verlaufender Heißriss nicht zu vermeiden ist.

Nimmt man die mit der Schweißung erzielte Nahtfläche (Bild 4.53) als ein Maß für den Prozesswirkungsgrad, so werden bei  $a = 1,5 \text{ mm}$  die deutlichen Einschränkungen bezüglich der Effizienz der Mehrfokustechnik bei großen Fokusabständen erkennbar. Die erzielbare Nahtfläche ist für alle Anordnungen mitunter deutlich geringer als bei Fokusabstand  $a = 0,75 \text{ mm}$ .

Auffällig ist hierbei, dass die seitliche Wärmeableitung in das Werkstück offensichtlich so groß ist, dass die Hintereinanderschaltung der drei einzelnen Kapillaren keinen signifikanten Zuwachs an aufgeschmolzenem Nahtquerschnitt gegenüber einer einzelnen Kapillare gleicher Leistung ergibt. Es ist vielmehr eine synergiefreie Hintereinanderschaltung dreier Einzelprozesse. Die maximale Ausdehnung der Fokuspunkte in Vorschubrichtung bei der Anordnung Linie-1-1-1/1,5 führt daher zur geringsten Nahtfläche aller untersuchten Anordnungen. Sie beträgt lediglich etwa 46 % der bei Superposition erzielten Nahtfläche.



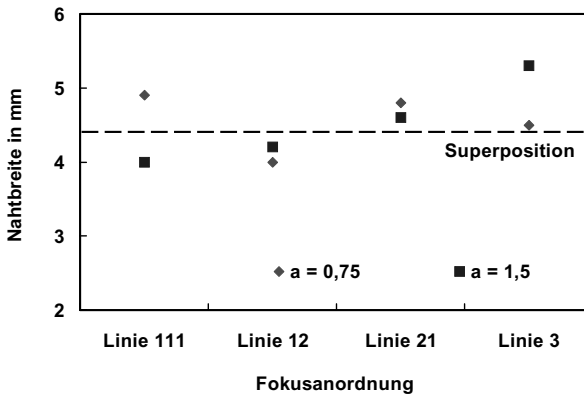
**Bild 4.53:** Nahtfläche in Abhängigkeit von der Fokusanordnung für unterschiedliche Fokusabstände. Argon 1200 Nl/h;  $v_L = 3,5$  m/min;  $v_D = 2,8$  m/min; Gesamtlaserleistung  $P_{\text{ges}} = 6$  kW.

Beim Fokusabstand von 0,75 mm ist für die Anordnung Linie-1-1-1 hingegen der geringste Rückgang mit ca. 80 % der Nahtfläche bei Superposition festzustellen. Nahezu gleichauf liegt die Anordnung Linie-2-1/0,75.

Der signifikante Unterschied zwischen den beiden Fokusabständen ist auf die Ausbildung einer gemeinsamen, tiefen Kapillare im Falle des Fokusabstandes  $a = 0,75$  mm gegenüber der dreier einzelner Kapillaren geringer Tiefe im Falle des Fokusabstandes  $a = 1,5$  mm zurückzuführen. Dies bestätigt die Erkenntnis aus Bild 4.51, dass bei einem Fokusabstand von 0,75 mm stets eine gemeinsame - wenn auch entsprechend der Fokusanordnung verschieden ausgedehnte - Kapillare ausgebildet wird, bei einem Fokusabstand von 1,5 mm hingegen in allen Fällen getrennte Kapillaren vorhanden sind. In Bezug auf die Prozesseffizienz, dokumentiert an der erzielten Nahtfläche, bedeutet dies, dass eine gemeinsame Kapillare allen anderen betrachteten Anordnungen mit getrennten Kapillaren deutlich überlegen ist.

Für die Anordnung Linie-3 ist in Bild 4.53 die Nahtfläche für beide Fokusabstände auf den ersten Blick vergleichbar und wäre somit ein Widerspruch zu obiger Aussage. Ein Vergleich der Nahtgeometrien (Bild 4.52) zeigt jedoch schnell, dass sich diese Übereinstimmung der Nahtfläche nur auf den Zahlenwert bezieht, aber auf völlig unterschiedliche Nahtgeometrien und Leistungsdichteverteilungen auf dem Werkstück zurückzuführen ist. Die Nahtbreite (Bild 4.54), deren Wert für den Fokusabstand 0,75 mm um den der Superposition pendelt, während für  $a = 1,5$  ein klarer Einfluss entspre-

chend der Anordnung der Kapillaren bezüglich der Vorschubrichtung zu erkennen ist, spiegelt diese Unterschiede wieder. Die Nahtfläche bzw. Prozesseffizienz mag damit zwar nahezu identisch sein, der Nutzen einer solchen Anbindung mit entsprechend geringem Aspektverhältnis ist jedoch nur in wenigen, speziellen Fügegeometrien wie beispielsweise Überlappverbindungen mit geringer Wandstärke des Oberbleches gegeben. Vor dem Hintergrund der hier betrachteten Einmischung eines Zusatzwerkstoffes in die Tiefe des Werkstückes bei hohen Wandstärken erübrigt sich diesbezüglich jede weitere Betrachtung.



**Bild 4.54:** Nahtbreite in Abhängigkeit von der Fokusanordnung für unterschiedliche Fokusabstände. Argon 1200 Nl/h;  $v_L = 3,5$  m/min;  $v_D = 2,8$  m/min; Gesamtlaserleistung  $P_{\text{Iges}} = 6$  kW.

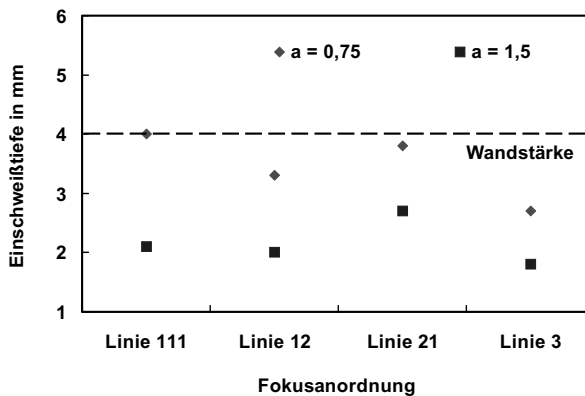
Die Anordnung Linie-3/0,75, bei der eine gemeinsame Kapillare vorliegt, die jedoch die geringste Nahtfläche bei Fokusabstand  $a = 0,75$  mm und damit auch den geringsten Prozesswirkungsgrad aufweist, zeigt, dass bei einer gemeinsamen Kapillaren nicht zwangsläufig auch eine deutliche Synergie in Bezug auf den Einkoppelgrad gegeben ist. Vielmehr ermöglicht eine weit (hier in lateraler Richtung) geöffnete Kapillare das Zurückreflektieren eines großen Teil der Laserleistung. Hinzu kommt noch der geringe thermische Effizienz: die aus den einzelnen Teilstrahlen resultierenden „Kapillarabschnitte“ „sehen“ in Vorschubrichtung jeweils unaufgeschmolzenen, kalten Werkstoff (siehe 4.3.4).

Die quasi „linienförmige“ Leistungsdichteverteilung senkrecht zur Vorschubrichtung innerhalb der gemeinsamen Kapillaren ist unter den betrachteten Anordnungen mit  $a = 0,75$  mm am ungünstigsten. Eine Synergie besteht nur hinsichtlich der lateralen

Wärmeableitung des mittleren Teilstrahles, in den Randbereichen der Kapillare lässt die hohe Wärmeableitung bei der vorliegenden Leistungsdichte keine hohe Kapillartiefe zu. Dies schlägt sich in der vergleichsweise geringen Einschweißtiefe nieder.

Vergleicht man die erzielten Einschweißtiefen, bietet sich das gleiche Bild wie im Falle der Nahtflächen. Der Einfluss des Fokusabstandes ist hier am deutlichsten erkennbar. Die Einschweißtiefe für den Fokusabstand 0,75 mm liegt mit Ausnahme der Anordnung Linie-3 knapp unter einer Durchschweißung. Eine Vergrößerung des Fokusabstandes auf 1,5 mm führt bei gleicher Anordnung zu einer Reduktion der Einschweißtiefe um ca. 50 % (Bild 4.55).

Die Einschweißtiefe ist mehr noch als die Nahtfläche ein Indikator für die Effizienz der untersuchten Fokusanordnung. Die Anordnung Linie-1-1-1/0,75 ermöglicht als einzige eine Durchschweißung bei einer Vorschubgeschwindigkeit von  $v_L = 3,5$  m/min. Die Anordnung der Teilstrahlen in Vorschubrichtung stellt also bezüglich der erzielbaren Einschweißtiefe das Optimum dar. Legt man oben bereits vorgestelltes „Konzept der einzelnen Kapillarabschnitte“ zugrunde, bedeutet dies, dass nun nur der Kapillarabschnitt des vorderen Teilstrahls das kalte Material in Vorschubrichtung „sieht“, die nachfolgenden jedoch von der Vorwärmung im vorderen Kapillarabschnitt profitieren. Die Vorwärmung im ersten Abschnitt erlaubt den nachfolgenden Abschnitten aufgrund der geringeren lateralen Wärmeableitung eine zunehmend tiefere Kapillare bei gleicher Leistungsdichte pro Kapillarabschnitt.



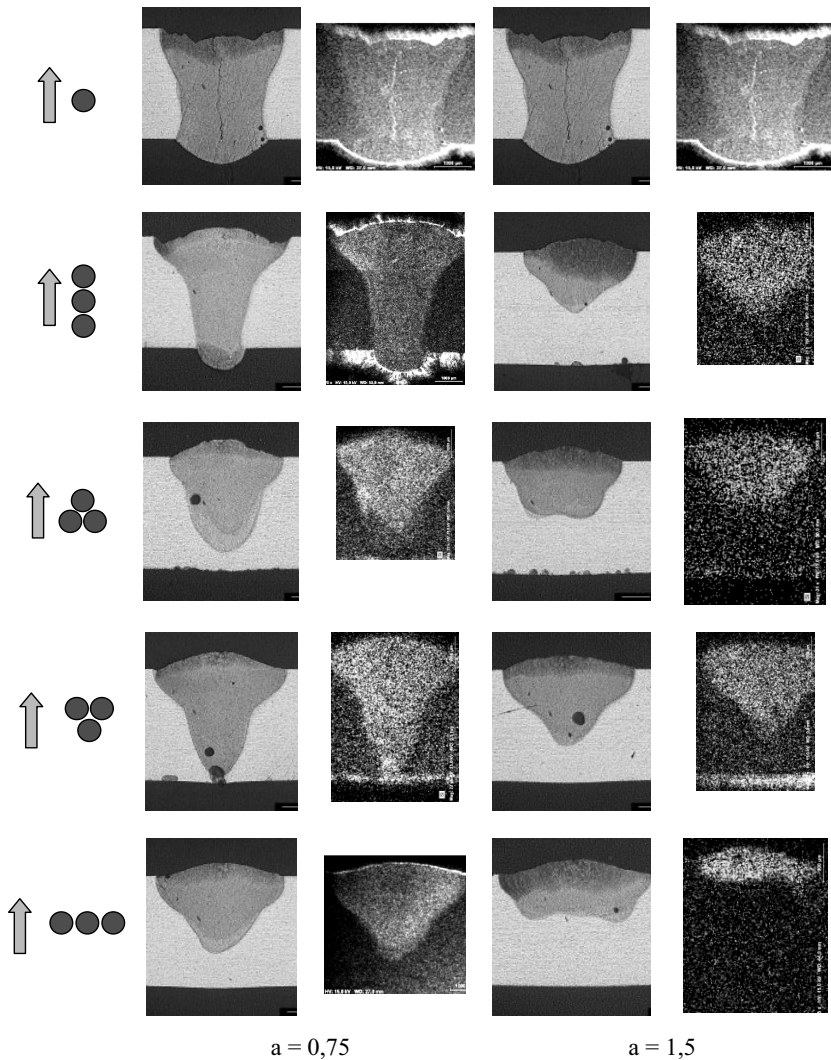
**Bild 4.55:** Einschweißtiefe in Abhängigkeit von der Fokusanordnung für unterschiedliche Fokusabstände. Argon 1200 Nl/h;  $v_L = 3,5$  m/min;  $v_D = 2,8$  m/min; Gesamtlaserleistung  $P_{\text{ges}} = 6$  kW.

In etwas geringerem Maße gilt dies auch für die Anordnung Linie-2-1/0,75, die mit zwei führenden Strahlen einen großen Bereich vorwärmt bzw. aufschmilzt und gemeinsam mit dem aus dem nachlaufenden Strahl stammenden Anteil die zweithöchste Einschweißtiefe ermöglicht. Mit einer geringeren „Vorwärmung“ des vorderen Kapillarbereiches bei der Anordnung Linie-1-2/0,75 kann auch nur eine geringere Einschweißtiefe erreicht werden. Liegen, wie im Falle des Fokusabstandes  $a = 1,5$  mm, klar getrennte Kapillaren vor, ist für keine der Anordnungen ein signifikanter Einfluss auf die Einschweißtiefe zu erwarten.

Einzig die Anordnung Linie-2-1/1,5 bietet einen kleinen Vorteil: die Vorwärmung durch die beiden vorlaufenden Teilstrahlen ermöglicht eine geringfügig tiefere Ausbildung der nachfolgenden Kapillare und damit auch eine leicht höhere Einkopplung, die sich in einer etwas größeren Nahtfläche widerspiegelt (vgl. Bild 4.53). Also spielt auch bei größeren Fokusabständen trotz der fehlenden Interaktion in einer gemeinsamen Kapillare die Anordnung der Teilstrahlen bezüglich der kalten Schmelzbadfront eine wesentliche Rolle.

### 4.3.3 Einfluss auf die Schmelzbaddurchmischung

Die im Folgenden gezeigten Elementverteilungsanalysen sollen weiteren Aufschluss geben über die Frage, in wie weit das Vorhandensein mehrerer Kapillaren als eine Anordnung von „Hindernissen“ im Strömungsverlauf wirkt und so möglicherweise für eine „dreidimensionalere“ Strömung bzw. eine homogenere Durchmischung des Schmelzbades sorgt. Nimmt man erneut die Verteilung des zugeführten Zusatzwerkstoffes innerhalb der Nahtfläche zur Veranschaulichung der aufgetretenen Strömungsfelder zu Hilfe, so fällt hier ein Vergleich aufgrund der stark unterschiedlichen Nahtgeometrien und Einschweiß Tiefen nicht leicht (Bild 4.56).



**Bild 4.56:** Einfluss des Fokusabstandes und der Fokusanordnung auf die Siliziumverteilung (die hellen Säume an den Bauteilkanten bei Superposition und Linie-1-1-1 in den Bildern der Siliziumverteilung stellen lokale Aufladungen dar und geben keine Aussage bez. des Siliziumgehalts). Argon 1200 NI/h;  $v_L = 3,5$  m/min;  $v_D = 0,8v_L$ ;  $a = 0,75$  mm; Gesamtlaserleistung  $P_{\text{ges}} = 6$  kW.

Beginnt man zunächst mit dem Fokusabstand 0,75 mm und mit Argon als Prozessgas, so ist hier im Wesentlichen die erwartete inhomogene Verteilung des Siliziums im oberen Nahtbereich festzustellen. Lediglich die Anordnung in Superposition sowie die Anordnung Linie-2-1/0,75 zeigen eine homogene Verteilung bis in die Nahtwurzel.

Im Falle der Superposition wurde bereits bei der Betrachtung der Nahtgeometrien das deutliche Abweichen von der erwarteten Nahtgeometrie bei Verwendung eines einzelnen Laserstrahls analysiert. Auch hinsichtlich der Durchmischung ist von einem positiven Effekt der unter dem Winkel von je  $16^\circ$  zur Vertikalen angeordneten Teilstrahlen und der damit verbundenen Änderung der Kapillarform gegenüber einem realen Einzelstrahl gleicher Leistung auszugehen.

Überraschend ist jedoch die nahezu homogene Verteilung des Siliziums für die Anordnung Linie-2-1/0,75. Hier ist trotz der Steigerung der Einschweißtiefe gegenüber dem vorlaufenden Strahl in der Anordnung Linie-1-2/0,75 auch im spitz zulaufenden Nahtgrund noch ein hoher Siliziumgehalt vorhanden. Dies ist umso erstaunlicher, wenn man berücksichtigt, dass entsprechend Bild 4.51 sich in beiden Fällen eine gemeinsame Kapillare ausbildet. Dies führt zu dem Schluss, dass letztendlich die Energieverteilung, die durch die Anordnung der Fokuspunkte im Schmelzbad generiert wird, über die sich einstellende Kapillargeometrie entscheidenden Einfluss auf die Ausbildung der Schmelzbadströmung hat (siehe Kapitel 4.3.4).

Ein weiteres Indiz hierfür ist die Siliziumverteilung im Falle der Anordnung Linie-1-1-1/0,75. Hier ist zunächst entsprechend den Versuchen mit einem einzelnen Strahl (siehe z.B. Bild 4.25) die Siliziumverteilung im „Nagelkopf“ der Naht am höchsten, bei genauer Betrachtung ist zudem ein Rückgang des Siliziumgehaltes im Bereich um die Nahtachse zu erkennen. Auf den ersten Blick erscheint dies bei der vorliegenden Fokusanordnung als plausibel, stellen die drei hintereinander angeordneten Fokuspunkt ja ein Hindernis im Bereich der Nahtmitte dar. In Anbetracht der Ausbildung einer gemeinsamen Kapillare bedeutet dies, dass die um die Kapillare herrschenden Strömungsverhältnisse die Ausprägung der Schmelzbadströmung auch im Bereich weit hinter der Kapillare dominiert und die Einflüsse im nachlaufenden Schmelzbad von untergeordneter Bedeutung sind. Trotz der vergleichsweise geringen Ausdehnung der Kapillare in Vorschubrichtung initiiert die Anordnung Linie-1-1-1/0,75 eine zur Vorschubrichtung parallele Strömung mit überlagerten Wirbelschleppen (siehe z.B. [8], [58]), die den Verlauf der Schmelzbadströmung bis an das Ende des Schmelzbades bestimmen.



Für den Fokusabstand  $a = 1,5$  mm ist die Analyse des Siliziumgehaltes zunächst wenig ergiebig. Die resultierenden Einschweißtiefen liegen größtenteils in einem Bereich, in dem auch bei Einzelstrahlschweißungen mit 2 kW Laserleistung noch keine signifikanten Konzentrationsunterschiede feststellbar sind.

Bei näherer Betrachtung ist für die Anordnung Linie-2-1/1,5, deren Einschweißtiefe geringfügig über dem restlichen Niveau für diesen Fokusabstand liegt, bereits ein Rückgang des Siliziumgehaltes in der Nahtwurzel festzustellen. Dies steht im Gegensatz zu der bei Fokusabstand  $a = 0,75$  mm und gleicher Anordnung gemachten Beobachtung.

Auch die Anordnung Linie-3/1,5 zeigt eine Auffälligkeit. Hier ist trotz der geringen Einschweißtiefe ein extremer Konzentrationsunterschied zwischen der oberen und der unteren Nahthälfte vorhanden. Eine Durchmischung des Schmelzbades mit dem zugeführten Zusatzwerkstoff hat praktisch nicht stattgefunden. Dies legt den Schluss nahe, dass hier keine vertikalen Strömungskomponenten mehr vorhanden waren und eine ebene Kapillarumströmung wirkt. Anders dagegen bei Anordnung Linie-3/0,75, bei der - aufgrund der durch die größere Schmelzbadtiefe ermöglichten Vertikalkomponente - noch eine vergleichsweise homogene Durchmischung erzielt wird.

Als wesentliche Ursache muss für  $a = 1,5$  mm die geringe Einschweißtiefe gesehen werden. Die geringe Kapillartiefe ermöglicht nur einen geringen Anteil an auf Dampfreibung entlang der Kapillarwandung basierender Konvektionsströmung. Die antreibenden Kräfte für eine Einmischung des Zusatzwerkstoffes in die Tiefe sind daher im Falle der Anordnung Linie-3/1,5 quasi vernachlässigbar, es liegt nur eine ebene Kapillarumströmung vor. Zudem führt die geringe thermische Effizienz zu einem vergleichsweise kleinen Schmelzbad, rascher Abkühlung und Erstarrung. Die Zeitspanne für eine gute Durchmischung des Schmelzbades im Nachlauf der Kapillare ist damit sehr kurz, eine signifikante Strömungsbeeinflussung durch den abströmenden Metaldampf damit nicht möglich. Ein Nachweis der Richtigkeit dieser Überlegung wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht geführt, jedoch fügen sich die Ergebnisse bei Anordnung Linie-3/0,75 in obiges Bild.

Die zuvor angenommene Verbesserung der Durchmischung durch Steigern der „Dreidimensionalität“ der Strömung mittels einer Erhöhung der Anzahl einzelner „Hindernisse“ im Schmelzbad ist somit nicht gegeben. Als entscheidende Faktoren für die Durchmischung im Schmelzbad haben sich insbesondere die (jeweilige) Kapillartiefe, das über die Anordnung der Kapillaren gegebene „Wärmeprofil“ und die Ausdehnung

der Kapillare in Vorschubrichtung herauskristallisiert. Diese Überlegungen sollen im Folgenden mit dem in Kapitel 4.1.4 vorgestellten Modellvorstellungen in Einklang gebracht werden.

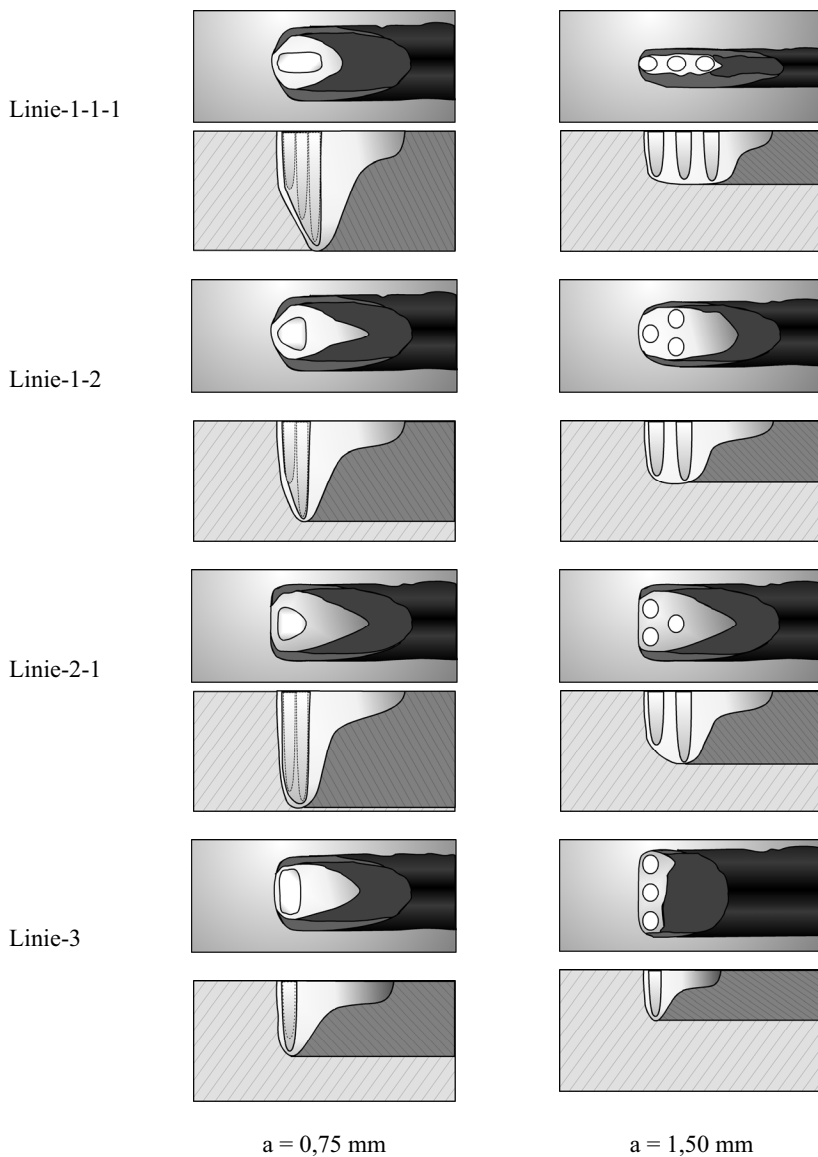
#### **4.3.4 Modellvorstellungen zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik durch die Mehrfokustechnik**

Als Grundlage für die Überlegungen zu den auftretenden Antriebsmechanismen und deren Quantität soll zunächst die sich ergebende Kapillargeometrie abgeschätzt werden. Die in Bild 4.57 gezeigten hypothetischen Geometrien basieren auf den Erkenntnissen der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen für die unterschiedlichen Anordnung der Fokuspunkte auf dem Werkstück, den erreichten Einschweißiefen und Nahtgeometrien aus den Versuchen sowie den Überlegungen aus dem vorherigen Kapitel.

Aus diesen Skizzen kann in Verbindung mit den erzielten Nahtgeometrien (Bild 4.52), Nahtflächen (Bild 4.53) und Einschweißiefen (Bild 4.55) eine klare Reihenfolge der Einflussgrößen ausgemacht werden. Wesentlichster Einflussfaktor auf die Ausbildung der Schmelzbadströmung ist demnach die größte Ausdehnung der zusammenhängenden Kapillare in Vorschubrichtung. Interessanterweise hat der Einkoppelgrad dabei offensichtlich einen geringeren Einfluss als die thermische Effizienz.

Die thermischer Effizienz ist ein Maß für die „Kompaktheit“ der Energieeinbringung und ergibt sich aus der Anordnung und dem Abstand der Foki (getrennte / gemeinsame Kapillare) und den sich aus der Kapillargeometrie ergebenden Wärmeleitverlusten (in Vorschubrichtung und senkrecht dazu) sowie deren Rückwirkung auf die Kapillare(n). Die Einschweißiefe bei konstanter Laserleistung - und damit die größte Ausdehnung der Kapillare in Strahlpropagationsrichtung - ist im vorliegenden Fall eine aussagekräftigere Größe als die Nahtfläche. Die Wärmeleitverluste durch das kalte Material im Vorlauf zur Kapillare und die sich aus der Vorwärmung durch vorlaufende Kapillaren ergebende Reduzierung der seitlichen Wärmeableitung stellen die bestimmenden Einflussgrößen dar.

Am vorteilhaftesten, auch in Bezug auf die Schmelzbaddurchmischung, erweist sich daher eine Kapillargeometrie, die bereits im Bereich der Schmelzbadfront möglichst tief in das Werkstück hineinreicht und diese Tiefe auch über einen weiten Bereich in Vorschubrichtung beibehält. Daher ermöglicht die Anordnung Linie-2-1/0,75 bei nahezu identischer Einschweißiefe eine bessere Durchmischung als Linie-1-1-1/0,75 (siehe Bild 4.57).



**Bild 4.57:** Abschätzung der sich ausbildenden Kapillargeometrien für die unterschiedlichen Fokusanordnungen in Draufsicht und Projektion senkrecht zur Vorschubrichtung.

Bei einer Anordnung mit hoher thermischer Effizienz, wie Linie-1-1-1/0,75 oder Linie-2-1/0,75, bei denen eine geringe Ausdehnung der Kapillare senkrecht zur Vorschubrichtung vorliegt, sind die durch eine große Kapillaröffnung möglichen Rückreflexionen gegenüber einer schlankeren Kapillare von untergeordneter Bedeutung. Bei Ausbildung einzelner Kapillaren kann hingegen selbst durch eine Hintereinanderschaltung im Falle der Anordnung Linie-1-1-1/1,5 keine Erhöhung der Einkopplung erzielt werden.

Als der Kapillarausdehnung in Vorschubrichtung nachgeordnet erweist sich die Kapillarausdehnung senkrecht zur Vorschubrichtung. Für zwei senkrecht zur Vorschubrichtung nebeneinander angeordnete Teilstrahlen kann eine geringfügige Vergrößerung der Kapillartiefe gegenüber einer Anordnung in Vorschubrichtung erreicht werden. Dies ist auf eine reduzierte laterale Wärmeableitung im Bereich zwischen den Kapillaren zurückzuführen. Dies gilt sowohl für eine sich ausbildende gemeinsame (vgl. Anordnung Linie-2-1/0,75), als auch für getrennten Kapillaren (vgl. Anordnung Linie-2-1/1,5). Damit kann bei einer vorlaufenden Anordnung der beiden Teilstrahlen eine geringfügig höhere Kapillartiefe im Bereich der Kapillarfront(en) realisiert werden. Der nachlaufende Einzelstrahl kann dadurch noch zu einer weiteren Steigerung der Einschweißtiefe beitragen.

Neben den auf Konduktion basierenden Einflüssen auf die Nahtgestalt bestimmt auch die Ausdehnung der Kapillarwandung parallel zur Vorschubrichtung - insbesondere im Bereich des Kapillargrundes - über Konvektion auch die Ausprägung der Schmelzbadströmung. Es ist naheliegend, dass mit einer längeren Verweilzeit der einzelnen Schmelzelemente im Einflussbereich der antreibenden Mechanismen auch deren Einfluss auf die Nahtgestalt zunimmt.

Die durch den abströmenden Metaldampf induzierte Konvektionsströmung („Dampfreibung“) skaliert entsprechend den analytischen Abschätzungen in [8] neben der Wandschubspannung an der Kapillarwandung auch mit der Kapillartiefe und dem Kapillarradius. Dies wird belegt durch die Beobachtung, dass mit sinkender Einschweißtiefe in vielen der oben gezeigten Bilder die Siliziumkonzentration in der Nahtwurzel zurückgeht. Eine zu wenig tiefe Kapillare führt somit quasi zu einem Verschwinden der vertikalen Komponenten im Schmelzbad, wie dies in Bild 4.56 für die Anordnung Linie-3/1,5 deutlich zu erkennen ist.

Eine in Tiefe und zugleich in Vorschubrichtung weit ausgedehnte Kapillare bietet so den stärksten Antrieb für die aus dem Metaldampf resultierende Konvektionsströ-

mung. Die erzielten Nahtgeometrien und Siliziumverteilungen für die Anordnungen Linie-1-1-1/0,75 und Linie-2-1/0,75 in Bild 4.56 belegen diese Überlegungen.

Vergleichbares gilt für die Antriebskräfte, die aus dem Marangoni-Effekt resultieren. Auch in diesem Fall ist eine möglichst weite Ausdehnung der Kapillare in Vorschubrichtung von Vorteil, da die Stärke des Effektes vom Temperaturgradienten abhängt. Dies bedeutet, je größer der Umfang der heißen Kapillarwandung an der Schmelzbadoberfläche, desto ausgedehnter ist der Bereich für die Antriebskräfte der lateralen Strömungskomponente des Marangoni-Effektes an der freien Schmelzbadoberfläche.

Hierbei muss jedoch berücksichtigt werden, dass bei den hier zugrunde liegenden realen Bedingungen stets mit einer mehr oder weniger ausgedehnten Oxidhaut auf der Schmelzbadoberfläche zu rechnen ist (vgl. Kapitel 4.1.2 und Bild 4.51). Dadurch wird die Interaktionszone zwischen gasförmigem Medium und Schmelzbadoberfläche, welche eine zwingende Voraussetzung für das Auftreten eines Marangoni-Effektes ist, drastisch reduziert. Im Falle einer vollständigen Oxidabdeckung ist somit auch nicht mit einer durch den Marangoni-Effekt induzierten Strömung zu rechnen. Dieser Aspekt wird im folgenden Kapitel nochmals genauer betrachtet.

### 4.3.5 Kombination von Mehrfokustechnik und Schutzgas

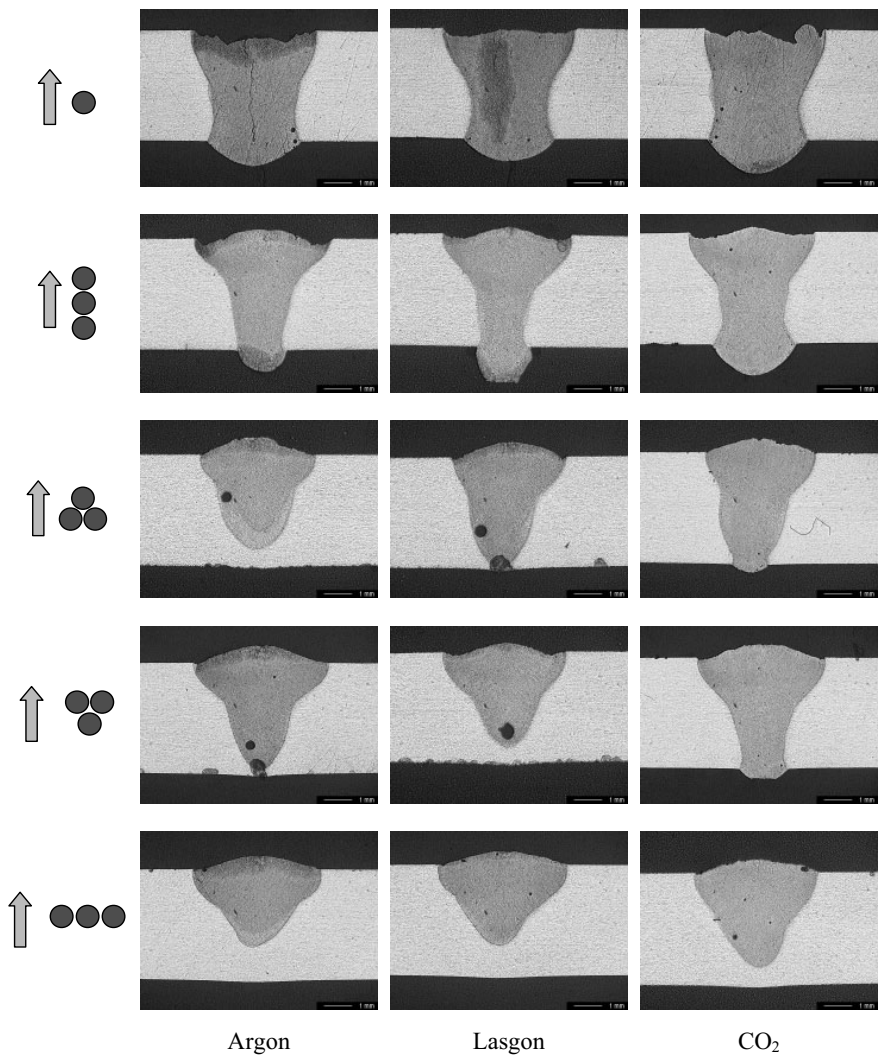
Auch im Falle der Mehrfokustechnik stellt sich die Frage nach Synergien bei Kombination zweier Einflussfaktoren auf die Schmelzbadströmung. Die Nutzung eines oberflächenaktiven Prozessgases ist auch hier die am einfachsten zu realisierende Variante. Besonders im Hinblick auf die unterschiedlichen Ausdehnungen und Geometrien der Schmelzbäder kann von einem beträchtlichen Potenzial bezüglich einer Einflussnahme auf die Nahtgeometrie und die Schmelzbaddurchmischung ausgegangen werden. Darüber hinaus ist es möglich, aus den Resultaten Rückschlüsse auf die Gültigkeit der im vorigen Kapitel postulierten Modellvorstellungen zu ziehen.

#### 4.3.5.1 Einfluss auf die Nahtgeometrie

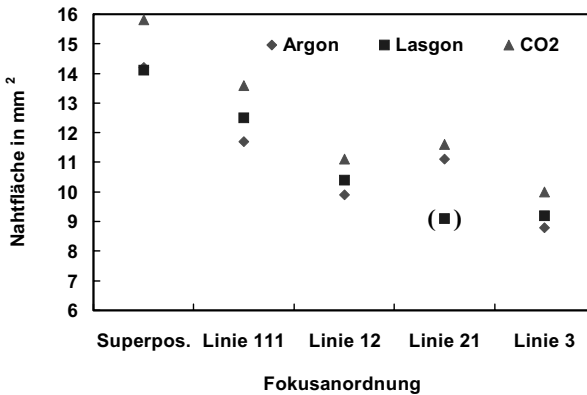
Beginnend mit der Betrachtung der erzielten Nahtflächen für Anordnungen mit Fokusabstand  $a = 0,75$  mm ist auch hier ein Zuwachs der Nahtquerschnittsfläche (und Einschweißtiefe) sowie der Rückgang der Nahtbreite an der Nahtoberfläche bei Verwendung von  $\text{CO}_2$  gegenüber Argon als Prozessgas festzustellen (Bild 4.58, Bild 4.59, Bild 4.60). Auffällig ist hierbei, dass der Umfang des Zuwachses der Nahtfläche Abhängigkeiten von der eingesetzten Fokusanordnung zeigt. Als grundsätzliche Tendenz lässt sich festhalten, dass die Differenz zwischen den erzielten Flächen bei Argon und  $\text{CO}_2$  mit der Ausdehnung der Kapillare in Vorschubrichtung ansteigt: je größer die Ausdehnung der Kapillare in Vorschubrichtung, desto größer der Flächenzuwachs bei Verwendung von  $\text{CO}_2$  (Bild 4.59).

Lagon ordnet sich dementsprechend zwischen beiden Kurven ein. Der Rückgang der Nahtfläche für die Anordnung Linie-2-1/0,75 ist als Ausreißer zu bewerten.

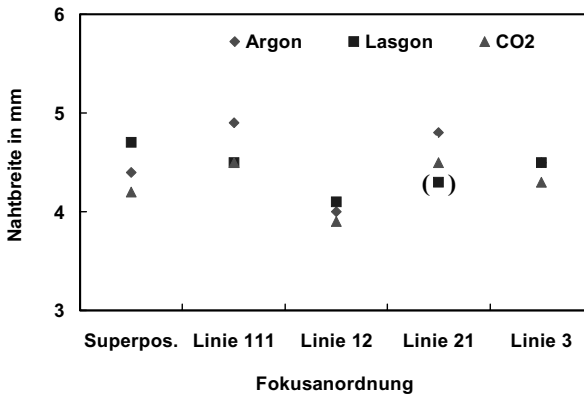
Noch deutlicher wird der Einfluss der Fokusanordnung jedoch bei Betrachtung der Nahtbreiten (Bild 4.60). Dort ist bei den Anordnungen Linie-1-1-1/0,75 und Linie-21/0,75, für die im vorigen Kapitel eine günstige Geometrie der Kapillare für die Umsetzung der vertikalen Antriebskräfte der Dampfreibung prognostiziert war, die Erhöhung der Nahtbreite bei der Verwendung von Argon gegenüber  $\text{CO}_2$  am deutlichsten. Bemerkenswert ist dabei, dass der dieser Verbreiterung zugrunde liegende Marangoni-Effekt offensichtlich zu höheren Nahtbreiten führt, als dies allein mit der geometrischen Anordnung der Fokuspunkte in der Queranordnung Linie-3/0,75 der Fall ist.



**Bild 4.58:** Nahtgeometrie in Abhängigkeit von Fokusanordnung und Prozessgas. Durchfluss je 1200 Nl/h;  $v_L = 3,5$  m/min;  $v_D = 0,8v_L$ ;  $a = 0,75$  mm; Gesamtlaserleistung  $P_{\text{lges}} = 6$  kW.



**Bild 4.59:** Nahtfläche in Abhängigkeit von der Fokusanordnung für unterschiedliche Prozessgase. Durchfluss je 1200 NI/h;  $v_L = 3,5$  m/min;  $v_D = 0,8v_L$ ;  $a = 0,75$  mm; Gesamtlaserleistung  $P_{\text{Iges}} = 6$  kW.



**Bild 4.60:** Nahtbreite an der Werkstückoberfläche in Abhängigkeit von der Fokusanordnung für unterschiedliche Prozessgase. Durchfluss je 1200 NI/h;  $v_L = 3,5$  m/min;  $v_D = 0,8v_L$ ;  $a = 0,75$  mm; Gesamtlaserleistung  $P_{\text{Iges}} = 6$  kW.

Die Anordnung Linie-1-2/0,75 erzielt - unabhängig vom eingesetzten Prozessgas - die geringste Nahtbreite im dargestellten Parameterfeld. Gemeinsam mit der Anordnung Linie- 21/0,75 stellt sie die kompakteste Anordnung dar. Allerdings kann sie durch die geringe Kapillartiefe des vorangestellten Einzelstrahls nicht die gleiche Kapillarwandfläche parallel zur Vorschubrichtung erzielen wie zwei führende Kapillaren. Dies führt

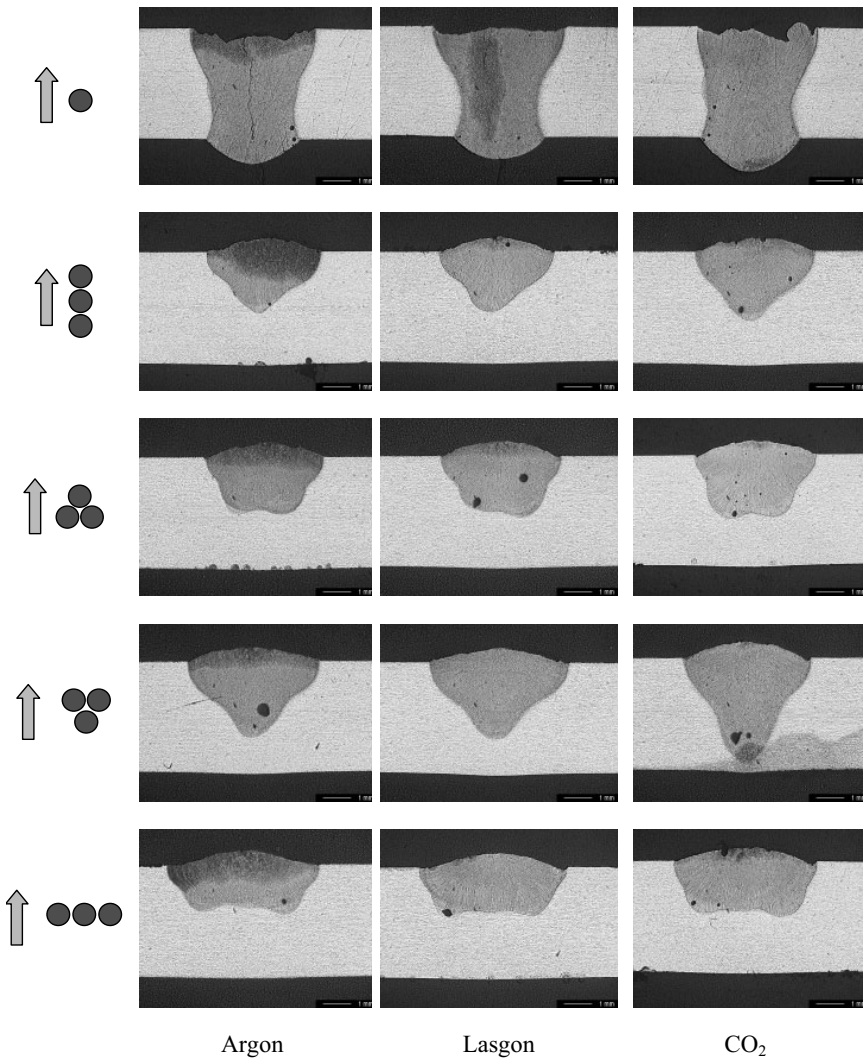


zu einer schwächeren Ausprägung sowohl der durch den abströmenden Metall Dampf, als auch durch den Maragoni-Effekt induzierten, sich überlagenden und verstärkenden Antriebskräfte der lateralen Strömungskomponente. Die erzielbare Nahtfläche und damit der Prozesswirkungsgrad gehen zurück (Bild 4.59). Die unterproportionale Nahtfläche bei Lasgon in der Anordnung Linie-2-1/0,75 ist sehr wahrscheinlich auf einen Auswertefehler zurückzuführen.

Die für den Fokusabstand  $a = 0,75$  mm gemachten Beobachtungen lassen sich im Wesentlichen auch beim größeren Fokusabstand von  $a = 1,5$  mm wiederfinden. Aufgrund der klar getrennten einzelnen Kapillaren und der geringeren Einschweißtiefe, die eine deutliche Verstärkung der vertikalen Antriebskräfte kaum zulässt, sind hier keine signifikanten Synergieeffekte erkennbar (Bild 4.61).

Eine nähere Betrachtung der Nahtflächen zeigt allerdings auch hier eine Abhängigkeit vom eingesetzten Prozessgas. Wie zuvor führt die Verwendung von  $\text{CO}_2$  an Stelle von Argon oder Lasgon bei allen Anordnungen zu einer größeren Nahtfläche (Bild 4.62). Mit Ausnahme der Anordnung Linie-2-1/1,5 bleibt der Zuwachs jedoch unter dem, was im Fall des Fokusabstands  $a = 0,75$  mm (dort mit einer gemeinsamen Kapillare) erzielt wurde. Dies ist ein weiterer Beleg für die Verstärkung der vertikalen Antriebskräfte, die eine gemeinsame Kapillare gegenüber der Hinter- oder Nebeneinschaltung dreier einzelner Kapillaren ermöglicht.

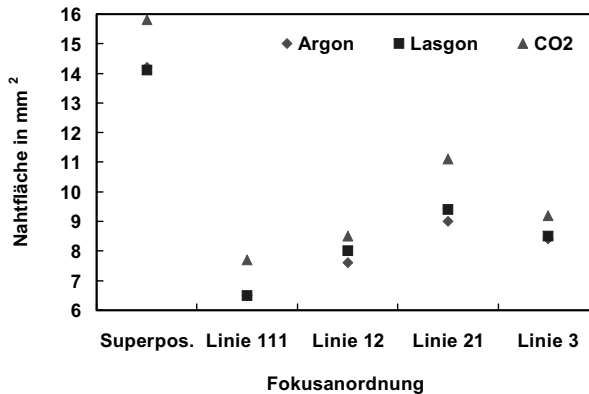
Auch hier stellt die Tiefe der Kapillare offensichtlich den entscheidenden Einflussfaktor dar. Dies ist der Grund für den überproportionalen Anstieg der Nahtfläche bei der Anordnung Linie-2-1 bei  $\text{CO}_2$ . Hier sorgen die beiden vorauslaufenden Kapillaren für eine ausreichende Erwärmung des Schmelzbades, so dass die dritte Kapillare im Nachlauf aufgrund der geringeren lateralen Wärmeableitung eine größere Kapillartiefe ausbildet. Diese wiederum ermöglicht eine ausgeprägte, vom abströmenden Metall Dampf induzierte Konvektionsströmung im Schmelzbad, die zu der vergleichsweise hohen Nahtfläche führt. Trotz der beträchtlichen Differenz der Nahtflächen von Lasgon und  $\text{CO}_2$  bei der Anordnung Linie-2-1/1,5 bleibt deren Betrag unter dem Vergleichswert beim Fokusabstand  $a = 0,75$  mm.



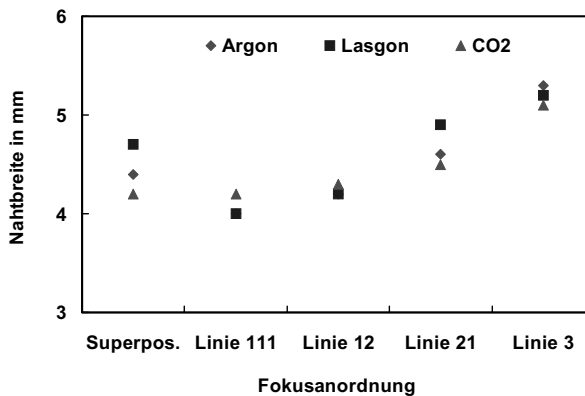
**Bild 4.61:** Nahtgeometrie in Abhängigkeit von Fokusanordnung und Prozessgas. Durchfluss je 1200 Nl/h;  $v_L = 3,5$  m/min;  $v_D = 0,8v_L$ ;  $a = 1,5$  mm; Gesamtlaserleistung  $P_{\text{ges}} = 6$  kW.

Die erzielten Nahtbreiten ordnen sich bei großen Fokusabständen völlig der durch die Anordnung der Kapillaren bestimmten Energieverteilung unter - eine Anordnung der

Kapillaren senkrecht zur Vorschubrichtung erzielt also auch eine höhere Nahtbreite als eine Anordnung in Vorschubrichtung (Bild 4.63). Bemerkenswert ist die Anordnung Line-2-1/1,5, die aufgrund der zuvor beschriebenen Reduktion der lateralen Wärmeab-  
 leitung im Bereich der Schmelzbadfront eine höhere Nahtfläche und -breite gegenüber der Anordnung Linie-1-2/1,5 aufweist .



**Bild 4.62:** Nahtfläche in Abhängigkeit von der Fokusanordnung für unterschiedliche Prozessgase. Durchfluss je 1200 NI/h;  $v_L = 3,5$  m/min;  $v_D = 0,8v_L$ ;  $a = 1,5$  mm; Gesamtleistung  $P_{\text{ges}} = 6$  kW.



**Bild 4.63:** Nahtbreite in Abhängigkeit von der Fokusanordnung für unterschiedliche Prozessgase. Durchfluss je 1200 NI/h;  $v_L = 3,5$  m/min;  $v_D = 0,8v_L$ ;  $a = 1,5$  mm; Gesamtleistung  $P_{\text{ges}} = 6$  kW.

#### 4.3.5.2 Einfluss auf die Schmelzbaddurchmischung

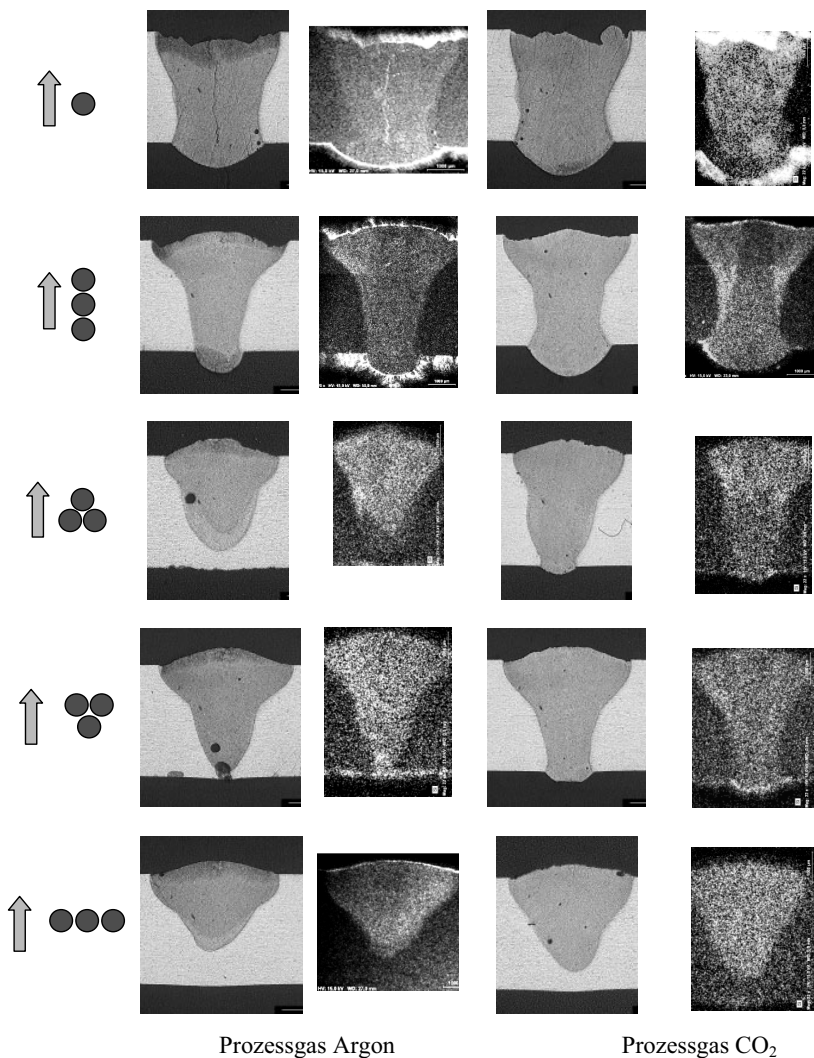
Zur Bestätigung der oben postulierten Schmelzbaddynamik wird im Folgenden die Siliziumverteilung für Argon und  $\text{CO}_2$  bei den unterschiedlichen Fokusarordnungen betrachtet (Bild 4.64).

Hierbei wird die Gewichtung der beiden Einflussgrößen schnell deutlich. Die Anordnung der Fokuspunkte bestimmt die Kapillargeometrie und -ausdehnung und damit auch unmittelbar die Nahtgeometrie. Diese stellt gemeinsam mit der oxidfreien Schmelzbadoberfläche die Randbedingungen für die Einflussnahme des Prozessgases dar. Am deutlichsten ist dies für die Anordnung Line-1-1-1/0,75 zu erkennen. Hier ist bei beiden Gasen im oberen Bereich der Naht eine Zone geringeren Siliziumgehalts in der Nahtmitte zu erkennen. Die Randbereiche sind jedoch deutlich zu unterscheiden. Während für Argon das Silizium wie als Resultat einer „Wirbelschlepe“ der Marangoni-Strömung im Bereich der Nahtoberfläche konzentriert ist, sind bei  $\text{CO}_2$  diese Bereiche stark in Richtung der Nahtwurzel ausgedehnt. Zugleich wurde kräftiger durchgeschweißt. Dies belegt den von oben nach unten gerichteten Transport des Siliziums im Bereich der Nahtflanken bei Verwendung von  $\text{CO}_2$ .

Auch bei der Anordnung Line-3/0,75 ist ein Unterschied zwischen inertem und oxidierendem Prozessgas zu erkennen. Während für Argon die Nahtwurzel noch eine kleine Zone geringerer Siliziumkonzentration aufweist, ist bei  $\text{CO}_2$  trotz der höheren Einschweißtiefe eine homogene Siliziumverteilung bis in die Nahtwurzel zu beobachten. Die Unterdrückung der Marangoni-Strömung durch die oxidierte Schmelzbadoberfläche ermöglicht den Transport des Siliziums mittels Konvektionsströmung bis in die Nahtwurzel.

Bei den beiden Dreiecksanordnungen lassen sich bezüglich des Prozessgases die interessantesten Unterschiede feststellen. So weist die Anordnung Linie-2-1/0,75 bei beiden Gasen eine sehr homogene Siliziumverteilung auf, während bei der Anordnung Linie-1-2/0,75 in beiden Fällen im Bereich der unteren Nahthälfte eine deutlich geringere Siliziumkonzentration zu finden ist. Dies ist umso erstaunlicher, als sich in beiden Fällen eine gemeinsame Kapillare ausbildet, die sich lediglich in der Anordnung der Leistungsdichteverteilung auf der Werkstückoberfläche, nicht jedoch in deren räumlicher Ausdehnung unterscheidet. Die Ursache für die Unterschiede liegt wie bereits im vorigen Kapitel erörtert in der unterschiedlichen Ausbildung der Kapillarfront im Schmelzbad in lateraler und vertikaler Richtung. Die Stärke der durch den abströmenden Metaldampf erzeugten Konvektionsströmung ist unmittelbar abhängig von der

zur Verfügung stehenden Oberfläche der Interaktionszone entlag der Kapillarwandung und deren Ausdehnung in Vorschubrichtung im Bereich der Nahtwurzel.



**Bild 4.64:** Einfluss des Prozessgases auf die Siliziumverteilung in Abhängigkeit von der Fokusanordnung. Durchfluss je 1200 Nl/h;  $v_L = 3,5$  m/min;  $v_D = 0,8v_L$ ;  $a = 0,75$  mm; Gesamtlaserleistung  $P_{\text{Iges}} = 6$  kW.

Dabei schlagen sich bereits geringste Unterschiede in drastischen Änderungen des Strömungsverlaufes nieder. Diesen Beobachtungen zufolge bietet die Multifokustechnik bei geeigneter Fokusanordnung - im vorliegenden Fall entspricht das den Anordnungen Linie-2-1/0,75 - ein sehr hohes Potenzial zur Beeinflussung der Schmelzbadströmung im Sinne einer Homogenisierung der Siliziumverteilung. Aufgrund des hohen apparativen Aufwands und den entsprechend hohen Investkosten wird sie jedoch nur begrenzt Verwendung finden können. Die Unterstützung der Multifokustechnik mit einem oberflächenaktiven Prozessgas ermöglicht im untersuchten Parameterbereich jedoch keine signifikante Steigerung der Homogenisierung der Siliziumdurchmischung.

### 4.3.6 Synopsis

#### *Phänomenologie:*

- Bei Fokusabstand  $a = 0,75$  mm liegt (noch) eine gemeinsame Kapillare vor (siehe Bild 4.51).
- Bei Fokusabstand  $a = 1,5$  mm liegen einzelne, getrennte Kapillaren vor (siehe Bild 4.51).
- Bei einem Fokusabstand von  $a = 1,5$  mm sind keine Synergien bezüglich Einschweißtiefe und Nahtfläche feststellbar.
- Die Qualität der Schmelzbaddurchmischung ist abhängig von der Fokusanordnung.
- Die Fokusanordnung Linie-2-1 bietet unabhängig von der Prozessgasatmosphäre die homogenste Durchmischung mit Zusatzwerkstoff.
- Der Einfluss der Fokusanordnung dominiert den Einfluss der Prozessgasatmosphäre.

#### *Modellvorstellung:*

- Die durch Konvektionsströmung entlang der Kapillare induzierte Rückströmung ist die entscheidende Strömungskomponente zur Erzielung einer homogenen Schmelzbaddurchmischung bis in den Nahtgrund.

- Die Kapillarfläche parallel zur Vorschubrichtung und deren Ausdehnung im Bereich der Nahtwurzel stellt die entscheidende Einflussgröße in Bezug auf den Prozesswirkungsgrad bzw. die Nahtfläche und Güte der Schmelzbaddurchmischung dar. Sie bestimmt die Interaktionszeit eines Schmelzelements mit der beschleunigenden Kraft der Dampfreibung entlang der Kapillare.
- Die Tiefe der Kapillare an der Schmelzbadfront sowie die Ausdehnung der Kapillare parallel zur Vorschubrichtung bestimmen das Strömungsfeld in der Schmelzbadmittellachse.
- Einzelne, getrennte Kapillaren bieten keinen Vorteil in Bezug auf eine bessere Durchmischung des Schmelzbades mit Zusatzwerkstoff.

## 5 Bewertung und weiterführender Ansatz

Die im vorigen Kapitel vorgestellten Möglichkeiten zur Einflussnahme auf Schmelzbaddurchmischung und Nahtgeometrie zeigen, wie empfindlich die Dynamik des Schmelzbades auf die Variation einzelner Prozessgrößen reagiert – oder positiv formuliert: mit welchem vergleichsweise geringen Aufwand zum Teil beträchtliche Auswirkungen erzielt werden können.

Neben der unterschiedlichen Effizienz in Bezug auf Homogenisierung der Schmelzbaddurchmischung mit Silizium bei möglichst hohem Prozesswirkungsgrad gilt es natürlich auch die unterschiedliche Investkosten im Blick zu behalten. Im Folgenden soll daher ein qualitativer Überblick über die entsprechenden Potenziale gegeben werden. In Tabelle 5 sind die qualitativen Größen gegenübergestellt. Der Funktionalitätsindex wird durch die Summation der Bewertungen der Einflussmöglichkeiten gebildet, der Kosten/Nutzen-Index erweitert den Funktionalitätsindex um die Investkosten.

	Beeinflussung Nahtgeometrie	Beeinflussung Schmelzbaddurchmischung	<b>Funktionalitätsindex</b>	Investkosten	<b>Kosten/ Nutzen- Index</b>
<b>Oberflächen- aktives Prozessgas</b>	+	+	<b>2</b>	++	<b>4</b>
<b>Externe Stromzufüh- rung</b>	+	++	<b>3</b>	+	<b>3</b>
<b>Multifokus</b>	++	++	<b>4</b>	--	<b>2</b>

**Tabelle 5:** Funktionalitäts- und Kosten/Nutzen-Indizierung der einzelnen Verfahren (++ gut geeignet/kostengünstig; + geeignet/geringer Invest; 0 neutral; - wenig geeignet/hoher Invest; -- ungeeignet/sehr hoher Invest). Auf eine Bewertung der Kombination der einzelnen Verfahren wurde verzichtet, im Falle der zusätzlichen Zuführung eines aktiven Schutzgases konnten die auftretenden Effekte nicht signifikant gesteigert werden, weshalb sie nicht in der Tabelle aufgeführt werden.



Die einfachste und kostengünstigste Möglichkeit, Einfluss auf Schmelzbaddurchmischung und Nahtgeometrie zu nehmen, ist die Verwendung eines oberflächenaktiven Prozessgases. Damit kann eine Verbesserung der Schmelzbaddurchmischung mit einfachen Mitteln erreicht werden. Die damit verbundene Oxidation der Nahtoberfläche stellt in vielen Anwendungsfällen jedoch ein Ausschlusskriterium dar.

Die Verwendung einer externen Stromzuführung stellt derzeit einen interessanten Kompromiss dar. Hier kann mit vergleichsweise geringem Aufwand eine beträchtliche Verbesserung der Durchmischung sowie eine signifikante Beeinflussung der Nahtgeometrie erreicht werden.

Die Multifokustechnik bietet, besonders auch im Hinblick auf die Nahtformung, das größte Potenzial. Hier kann neben einer nahezu beliebig einstellbaren Nahtgeometrie teilweise auch eine sehr homogene Schmelzbaddurchmischung erzielt werden. Elementarer Nachteil sind jedoch die beträchtlichen Investkosten, die für entsprechende Strahlquelle(n) zu tätigen sind. Zur Realisierung höherer Einschweißtiefen in Aluminium sollte bei der im Rahmen dieser Arbeit eingesetzten Systemtechnik eine Teilstrahlleistung von 2,5 bis 3 kW je Fokuspunkt zur Verfügung stehen.

Einen Ausweg zeichnet sich durch den Trend zu höherer Strahlqualität und gleichzeitig höheren Leistungen neuerer Strahlquellen im Festkörperbereich ab. Mit Scheiben- und Faserlasern können entsprechende spezifische Leistungsdichten der Teilstrahlen durch Strahlteilung aus einer Strahlquelle zur Verfügung gestellt werden. Damit rückt auch eine Erweiterung der Multifokustechnik über drei oder vier Fokuspunkte hinaus in den Bereich des Möglichen.

Gemeinsam mit den Entwicklungen im Bereich der Laserscanner-Systeme rückt die Vision der „maßgeschneiderten Kapillare“ („Tailored Keyhole“), mit deren Hilfe die Eigenschaften einer Schweißnaht anwendungsgerecht „eingestellt“ werden können, immer näher. Einschränkender Faktor ist hier jedoch immer noch die begrenzte Ablenkfrequenz der Galvanometerspiegel, die die extrem hohen Brennfleckgeschwindigkeiten bei zugleich minimalen Ablenkwegen nur unzulänglich umsetzen können. Bis diese Vision einer „online“ beeinflussbaren Kapillargeometrie greifbar wird, könnte jedoch zunächst durch Einsatz geeigneter optischer Komponenten wie diffraktiver optischer Elemente (DOEs) die Integration der Fokusmatrix in einen herkömmlichen Bearbeitungskopf fertigungstauglich weiterentwickelt werden.

## 6 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit hat sich zum Ziel gesetzt, die Möglichkeiten einer Einflussnahme auf die Schmelzbadströmung und einen damit zu erzielenden homogenisierenden Effekt auf die Verteilung des eingebrachten Zusatzwerkstoffes zu beleuchten. Neben den prozessimmanenten Parametern wie Prozessgas und Vorschubgeschwindigkeit wurden auch eine externe Stromzufuhr sowie die Anwendung mehrerer Teilstrahlen innerhalb eines Schmelzbades untersucht.

Dabei hat sich die Verwendung eines geeigneten Prozessgases bzw. der Verzicht auf ein inertes Schutzgas als interessante Möglichkeit zur Steigerung der Siliziumeinmischung und Reduzierung des sogenannten Nagelkopfes erwiesen. Der zugrundeliegende Effekt ist im hier vorliegenden Fall allerdings nicht eine Umkehrung der Marangoni-Strömung aufgrund der oberflächenaktiven Gaskomponenten, sondern vielmehr eine Unterdrückung der nach außen gerichteten Marangoni-Strömung durch eine Oxidabdeckung der Schmelzbadoberfläche. Die damit einhergehende Verschlechterung der Nahtoberraupenqualität sowie der drastische Rückgang dieses Einflusses mit steigender Vorschubgeschwindigkeit beschränken allerdings die Nutzung des Effektes. Ab einer Vorschubgeschwindigkeit von ca. 3 m/min konnten keine signifikanten Einflüsse auf die Nahtgeometrie und Schmelzbadurchmischung mehr festgestellt werden. Über die Wirksamkeit oberflächenaktiver Legierungselemente, wie dies für Schwefel in Stahllegierungen bekannt ist, kann an dieser Stelle keine Aussage getroffen werden.

Weiterhin konnte festgestellt werden, dass die oben beschriebenen Effekte eine deutliche Abhängigkeit von der Qualität der Prozessgaszuführung zeigen. Die aus Gründen der Zugänglichkeit häufig eingesetzte, zum Zusatzdraht konzentrisch ausgeführte Prozessgaszuführung kann hier nicht als zielführend bewertet werden. Eine stechende Gaszuführung, die auch den Bereich des nachlaufenden Schmelzbades abdeckt, ohne die Metaldampffackel über der Kapillare umströmen zu müssen, hat hier klare Vorteile.

Der Einsatz einer externen Stromquelle bietet die Möglichkeit, über die im Schmelzbad erzeugten und mit der Stromstärke steigenden elektromagnetischen Volumenkräfte

Einfluss auf die Schmelzströmung zu nehmen. Dies hat den Vorteil, deutlich unabhängiger von der Vorschubgeschwindigkeit zu sein, als im Falle einer Variation des Prozessgases. Durch geeignete Positionierung des Zusatzdrahtes bzw. der Elektrode am Schmelzbad kann eine in weiten Grenzen variable Formung des Nahtquerschnittes erreicht werden. So kann bei schleppender Drahtzufuhr und einem Stromfluss über den Draht hinein in das Schmelzbad mit steigender Stromstärke ein Rückgang der Nahtbreite an der Werkstückoberfläche beobachtet werden. Dieser geht mit einem Anstieg der Einschweißtiefe einher.

Eine stechende Positionierung der Draht- und Stromzufuhr führt dagegen zu einer Verbreiterung der Naht an der Werkstückoberfläche bei gleichzeitigem Rückgang der Einschweißtiefe. Die beschriebenen Effekte konnten in einem Stromstärkenbereich von ca. 100 bis 300 A nachgewiesen werden. Eine weitere Steigerung der Stromstärke konnte aufgrund zunehmender Prozessinstabilitäten wie Schmelzbadauswürfe nicht sinnvoll untersucht werden. Die im Zuge der Experimente mit einer Stromzuführung über eine nicht abschmelzende Wolframelektrode gewonnenen Erkenntnisse lassen jedoch den Schluss zu, dass eine weitere Steigerung der Stromstärke zu einem Zudrücken der Kapillarwurzel führt und somit einen kontraproduktiven Effekt hat.

Die beobachteten Effekte sind auf die Krafterzeugung zwischen induziertem Eigenmagnetfeld und Stromfluss im Schmelzbad zurückzuführen. Aufgrund der Eigeninduktion ist der beobachtete Effekt unabhängig von der Stromflussrichtung. Ein Einfluss der Position der Gegenelektrode konnte an den betrachteten Klemmstellen im Vor- und Nachlauf des Schmelzbades nicht festgestellt werden. Die resultierende Kraftwirkung erzeugt eine in die Tiefe gerichtete Strömungskomponente, die der vorherrschenden Schmelzbadströmung überlagert wird. Erfolgt die Stromzuführung vorlaufend zur Kapillare, wird in Verbindung mit der Kapillarumströmung eine Steigerung des Energietransportes in die Tiefe des Schmelzbades erreicht, die sich in einer Steigerung der Einschweißtiefe niederschlägt. Diese Strömungskomponente ermöglicht es, den eingebrachten Zusatzwerkstoff gezielt in die Tiefe des Schmelzbades zu fördern. Die homogenisierende Wirkung des Zusatzstromes auf die Siliziumverteilung ist abhängig von der angelegten Stromstärke und ist auch bei Vorschubgeschwindigkeiten von 5 m/min nachweisbar.

Die Verwendung mehrerer (Teil-)Strahlen innerhalb des Schmelzbades ermöglicht die effizienteste Einflussnahme auf die Nahtgeometrie. Während die Nahtgeometrie in Abhängigkeit von Fokusabstand und -anordnung in weiten Bereichen einstellbar ist, ist die Durchmischung des Schmelzbades mit dem eingebrachten Zusatzwerkstoff nur bedingt über die Anordnung der Fokuspunkte steuerbar. Voraussetzung für einen ho-

mogenisierenden Einfluss auf die Verteilung des Zusatzwerkstoffes ist zunächst das Vorhandensein einer gemeinsamen, möglichst weit in Vorschubrichtung ausgedehnten Kapillare. Dies unterstützt den Transport des Zusatzwerkstoffes in die Tiefe. Für eine weitgehend homogene Verteilung ist jedoch auch eine ausreichende Kapillarfläche parallel zur Vorschubrichtung bei gleichzeitig hoher Kapillartiefe nötig. Die Kombination von Kapillarfläche und Kapillartiefe bestimmt mit ihrer Ausdehnung die Fläche, über die eine Beschleunigung der Konvektion innerhalb des Schmelzbades erfolgen kann. Bei den untersuchten Fokusanordnungen mit drei Teilstrahlen hat sich daher die Anordnung mit zwei Strahlen im Vorlauf und einem im Nachlauf als die günstigste sowohl im Hinblick auf die Effizienz des Prozesses als auch bezüglich der Homogenisierung des Siliziumgehaltes erwiesen.

Diese Fokusermatrix bietet damit das größte Potenzial sowohl bezüglich Nahtformung als auch Strömungsbeeinflussung, sie ist allerdings mit der Notwendigkeit dreier oder mehrerer Teilstrahlen im Multi-kW-Bereich auch sicherlich die finanziell aufwändigste Option. Mit neuen Lasersystemen bester Strahlqualität wie dem Scheiben- oder dem Faserlaser und deren stetig steigenden Ausgangsleistungen bietet sich hier jedoch mittelfristig eine interessante Perspektive. Bis dahin erscheint jedoch die Beeinflussung der Schmelzbadströmung über die elektromagnetischen Volumenkräfte in Form einer externen Stromzuführung über den Zusatzdraht ökonomisch wie systemtechnisch als die geeignetste Methode.

## 7 Literaturverzeichnis

- [1] DIN 8593: *Fertigungsverfahren Fügen. Fügen durch Schweißen - Einordnung / Unterteilung*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- [2] HÜGEL, H.: *Strahlwerkzeug Laser: Eine Einführung*. Teubner Verlag, Stuttgart, 1992.
- [3] ARATA, Y.: *Fundamental characteristics of high energy density beams in material processing*. In: Proc. of the Materials Processing Conference ICALEO 86.: Laser Institute of America (LIA), 1986, S. 73.
- [4] DAUSINGER, F.: *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozesseffektivität*. Universität Stuttgart, Habilitationsschrift 1995. Stuttgart: Teubner Verlag, 1995.
- [5] HÜGEL, H.; DAUSINGER, F.: *Fundamentals of laser-induced processes*. In: Landolt-Börnstein - Group VIII Advanced Materials and Technologies, Volume 1C, Springer Berlin Heidelberg, 2004, S. 25 ff
- [6] DAUSINGER, F.; GREF, W.: *Braucht man zum Schweißen starke Fokussierbarkeit?* Tagungsband der Stuttgarter Lasertage (SLT'01), Stuttgart, 2001, S. 203.
- [7] HÜGEL, H. ET AL.: *Investigations on fundamental phenomena as basis for high quality laser welding*. In: Proc. 5th ECLAT, ed G. Sepold, Düsseldorf 1994, S. 63.
- [8] BECK, M.: *Modellierung des Tiefschweißens*. Universität Stuttgart, Dissertation, Teubner, Stuttgart 1996, (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [9] FUHRICH, T; BERGER, P.; HÜGEL, H.: *Marangoni effect in deep penetration welding of steel*. Proc. ICALEO 1999, ed. LIA, San Diego, CA 1999, S. E-166.

- [10] MAHRLE, A.; SCHMIDT, J.: *The influence of fluid phenomena on the laser beam welding process*. Int. J. Heat and Fluid Flow 23 (2002) S. 288.
- [11] YE, X.-H.; CHEN, X.: Three-dimensional modelling of heat transfer and fluid flow in laser full-penetration welding. J.Phys.D: Appl. Phys. 35 (2002) S. 1049.
- [12] FUHRICH, T, ET AL.: Numerical Calculation of the Weld Pool in Deep Penetration Laser Welding. In: Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6, London: Maney Publishing, 2002, S. 93.
- [13] HUFNAGEL, W.: Aluminium Taschenbuch. 15. Auflage. Düsseldorf: Aluminium Verlag, 1999.
- [14] BEITZ, W.; KÜTTNER, K.-H.: *Dubbel. Taschenbuch für den Maschinenbau*. Berlin: Springer, 1990, 17. Auflage.
- [15] RAPP, J.: *Laserschweißung von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Leichtbau*. Universität Stuttgart, Dissertation, 1996. In: Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW. Stuttgart: B. G. Teubner-Verlag, 1996.
- [16] THIER, H.: *Ursachen der Porenbildung beim Schutzgasschweißen von Aluminium und Aluminiumlegierungen*. Schweißen und Schneiden **25** (11), 1973, S. 491.
- [17] LUTZE, P.: *Gasgehalt und Schweißbeignung von Aluminiumdruckguss*. Technische Universität Braunschweig, FB Maschinenbau und Elektrotechnik, Dissertation, 1990.
- [18] NÖRENBERG, K.; RUGE, J.: *Wasserstoffporosität beim Schmelzschweißen von Aluminiumwerkstoffen, Teil II*. Aluminium **68** (1992), Nr. 5, S. 406.
- [19] SCHINZEL, C.: *Laserschweißbarkeit von Aluminium-Knet/Guß-Verbindungen mit der Zweistrahlschweißtechnik für Spaceframe Anwendungen*. Universität Stuttgart, Diplomarbeit, 1995 (Inst. f. Strahlwerkzeuge: IFSW 95- 59).
- [20] VON ZENG, K.-H.: *Aluminium – neue Gießverfahren und Werkstoffeigenschaften*. In: Ostermann, F.: Aluminium-Werkstofftechnik für den Automobilbau. Ehningen: Expert, 1992 (Kontakt und Studium), S. 119.

- [21] MATSUNAWA, A.; SETO, N.; KIM, J.; MIZUTANI, M.; KATAYAMA, S.: *Dynamics of keyhole and molten pool in high power CO<sub>2</sub> laser welding*. In: Proceedings of SPIE. Osaka, Japan: SPIE, 1999 (High-Power Lasers in Manufacturing, Bd. 3888), S. 34.
- [22] TSUKAMOTO, S.; KAWAGUCHI, I.; ARKANE, G.: *Suppression of welding defects in deep penetration CO<sub>2</sub> laser welding*. In: Proceedings of ICALEO, San Diego, 2000, Section C, S. 7.
- [23] KATAYAMA, S.; SETO, N.; MATSUNAWA, A.: *Formation mechanism and reduction methods of porosity in laser welding of Stainless Steel*. In: Proceedings of ICALEO, San Diego, 1997, Section G, S. 83.
- [24] HOHENBERGER, B.: *Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokustechnik – Steigerung von Prozessstabilität, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung*. Universität Stuttgart, Dissertation, 2003. In: Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW. München: Herbert Utz Verlag, 2003.
- [25] MÜLLER, M. G.: *Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen durch Auswertung der reflektierten Leistung*. Universität Stuttgart, Dissertation, 2002. In: Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW. München: Herbert Utz Verlag, 2002.
- [26] DIN 8524 Teil 3 08.75: Fehler an Schweißverbindungen aus metallischen Werkstoffen.
- [27] BORLAND, J. C.: *Generalized theory of super-solidus cracking in welds (and Castings)*. British Weld Journal (1960) S. 508.
- [28] PELLINI, W. S.: *Strain theory of hot tearing*. Foundry 80 (1952) S. 125.
- [29] PROKHOROF, N. N.: *Theorie und Verfahren zum Bestimmen der technologischen Festigkeit von Metallen beim Schweißen*. Schweißtechnik 18 (1968) S. 125.
- [30] MÜLLER-BUSSE, A.: *Über die Schweißrissigkeit von Aluminiumwerkstoffen*. Aluminium 30 (1954) Nr. 6 S. 240
- [31] ILYUSHENKO, R.V.: *Weldability of commercial Aluminium-Lithium alloys*. Aluminium 69 (1993) Nr. 4 S. 364

- [32] DUDAS, J. H.; COLLINS F. R.: *Preventing weld cracks in high-strength aluminium alloys*. Welding Research Supplement 1966, S. 241.
- [33] LANCASTER, J.F.: *Metallurgy of Welding*. London: Allan & Unwin, 1985, S.199
- [34] HILBINGER, R. M.: *Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage*. Universität Bayreuth, Dissertation, 2001. München: Herbert Utz Verlag, 2001.
- [35] BINROTH, C.: *Beitrag zur Prozessstabilität beim CO<sub>2</sub>-Laserstrahlschweißen von Aluminium mit Zusatzwerkstoff*. Bremen; BIAS, 1995. Universität Bremen, Strahltechnik, Dissertation, 1995 (Bericht aus dem Bremer Institut für angewandte Strahltechnik).
- [36] SHANNON, G.J.; STEEN, W.M.: *Laser welding with a coaxial powder fill nozzle for sheet and thick section welding*. In: Laser Institute of America (Hrsg.): ICALEO. San Diego: 1997, S. D20.
- [37] SHANNON, G.J.; DAVITT, C.; STEEN, W.M.: *Thick section laser butt welding of structural steel using a coaxial powder filler nozzle*. In: Laser Institute of America (Hrsg.): ICALEO. San Diego: 1997, S. G282.
- [38] STARZER, T.; EBNER, R.G.W.; ELLERMANN, F.; KÜHLEIN, W.: *Laser welding of aluminium alloys with continuous powder and wire feed*. Leoben: Montanuniversität Leoben und AMAG Forschungs- und Entwicklungsgesellschaft, 1993, S. 131.
- [39] VOLZ, R. ET. AL.: *Laser processing of aluminium automobile parts with powder technology*. In: 30<sup>th</sup> Symposium on Automotive Technology and Automation, 1997. Croydon, England: Automotive Automation Limited, 1997, S. 393.
- [40] REICHELT, U.; ROTH, G.; KINDLER, H.; VOLZ, R.: *Entwicklung und Optimierung von Fertigungstechnologien für Aluminium-Leichtbaustrukturen*. Universität Stuttgart, Abschlußbericht des DLR zum gleichnamigen Verbundforschungsprojekt des Landes Baden-Württemberg (Förderkennzeichen: 44332.62 ZFS / 5), 1999.



- [41] LEIMSER, M.; RUß, A.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Methods to influence the melt pool dynamics and the element distribution in laser welding of aluminium alloys with filler wire*. In: Proc. of the 23<sup>rd</sup> intern. Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO'04), ed. LIA, San Francisco, 2004.
- [42] HEIMERDINGER, C.: *Laser Beam Welding for Aerospace Applications*. In: Proc. 6<sup>th</sup> International Workshop "From process understanding to process stability in laser beam welding", 2<sup>nd</sup> to 4<sup>th</sup> February 2005, Hirschegg
- [43] HOHENBERGER, B.; FAISST, F.: *Laserstrahlschweißen mit der Doppelfokustechnik - Grundlagen und industrielle Anwendung*. In: Stuttgarter Impulse: Technologien für die Zukunft, FTK 2000. Berlin: Springer-Verlag, 2000, S. 276.
- [44] GRÜNENWALD, B.; SHEN, J.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Laser cladding with composit powders using pyrometric temperature control and beam combining*. In: Proceedings of the 26th International Symposium on Automotiv Technology and Automation (ISATA), Aachen, 1993. Croydon: Automotiv Automation Limited, 1993, S. 287.
- [45] GLUMANN, C.; RAPP, J.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Welding with a combination of two CO<sub>2</sub>-lasers - advantages in processing and quality*. In: Proceedings of ICALEO, Orlando, 1993, Band 77, S. 672.
- [46] GLUMANN, C.; RAPP, J.; BEA, M.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Combination of two high power lasers - a new dimension in laser material processing*. In: Proceedings of the 26th International Symposium on Automotiv Technology and Automation (ISATA), Aachen, 1993. Croydon: Automotiv Automation Limited, 1993, S. 239.
- [47] GLUMANN, C.: *Verbesserte Prozesssicherheit und Qualität durch Strahlkombination beim Laserschweißen*. Universität Stuttgart, Dissertation, 1996. In: Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW. Stuttgart: Teubner-Verlag, 1996.
- [48] NARIKIYO, T. ET AL.: *YAG laser welding with combination of three oscillators*. In: Proceedings of ICALEO, San Diego, 1995, Section C, S. 139

- [49] SARADY, I.; BECK, TH.; BOSTANJOLGLO, G.; RICHTER, K. : *Aluminium welding by beam addition of cw and respectively q-switched multi kW Nd:YAG-lasers*. In: Proceedings of ICALEO, San Diego, 1997, Section G, S. 229.
- [50] GREF, W.: *Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokuserixtechnik*. Universität Stuttgart, Dissertation, 2005. In: Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW. München: Herbert Utz Verlag, 2005.
- [51] DAUSINGER, F.; FAISST, F.; GLUMANN, C.; HACK, R.; IFFLÄNDER, R.: *Effiziente Strahladdition zum Laserstrahlschweißen*. In: Laser und Optoelektronik **27** (4), 1995, S. 45.
- [52] FAISST, F.; RAPP, J.; SCHINZEL, C.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Prozeßsicheres Laserschweißen von Aluminiumlegierungen*. In: Tagungsband 4. Konferenz „Strahltechnik“, DVS-Verlag, Halle, 1996, S. 67.
- [53] DAUSINGER, F.; HACK, R.: *Multi-beam technique to increase power, flexibility and quality*. In: Proceedings of the 6th European Conference on Laser Treatment of Materials (ECLAT '96). Stuttgart: 1996, S. 19.
- [54] DAUSINGER, F.; RAPP, J.; HOHENBERGER, B.; HÜGEL, H.: *Laser beam welding of aluminum: state of the art and recent developments*. In: Proceedings of the International Body Engineering Conference (IBEC '97) on Advanced Technologies & Processes. Stuttgart, 1997, S. 38.
- [55] FABBRO, R.; CHOUF, K.: *Dynamical description of the keyhole in deep penetration laser welding*. Journal of Laser Applications, Vol. **12**, Nr. 4, 2000, S. 142.
- [56] Paneelschweißen bei Blohm und Voss. Stahl, Nr.4, 2001, S.60-63
- [57] MÜLLER-HUMMEL, P.; LANG, R.; FERSTL, S.: *Einsatz der Doppelfokustechnik beim Laserstrahlschweißen von Flugzeugstrukturkomponenten*. Tagungsband der Stuttgarter Lasertage (SLT'01), Stuttgart, 2001, S. 27.
- [58] HÜGEL, H.: *Fertigungstechnische Potentiale neuer lasertechnischer Entwicklungen*. In: Stuttgarter Impulse: Zukunft gestalten – Zeichen setzen, FTK 2003. Berlin: Springer-Verlag, 2003, S. 283.

- [59] KERN, M.: *Gas- und magnetofluidodynamische Maßnahmen zur Beeinflussung der Nahtqualität beim Laserstrahlschweißen*. Universität Stuttgart, Dissertation, 1999. In: *Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW*. Stuttgart: Teubner-Verlag, 1999
- [60] AMBROSY, G.: Dissertation in Vorbereitung. Universität Stuttgart, 2008.
- [61] LINDENAU, D.: *Magnetisch beeinflusstes Laserstrahlschweißen*. Universität Stuttgart, Dissertation, 2007. In: *Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW*. München: Herbert Utz Verlag, 2007.
- [62] KERN, M.; BERGER, P.; HÜGEL, H.: *Magneto-fluid dynamic control of seam quality in CO<sub>2</sub> laser beam welding*. *Welding Journal, Welding Research Supplement* 79, Nr. 3, 2000, S. 72ff.
- [63] TRUMPF Laser GmbH: *Höchste Leistung bei bestem Strahl: Die HL cw-Laser*. Produktinformationsprospekt
- [64] MAIER E.: *Entwicklung und Konstruktion eines Bearbeitungskopfes zum Schweißen mit einem Nd:YAG-Hochleistungslaser*. Diplomarbeit, IFSW 97-26
- [65] KOCH, F.; PYZALLA, G.: *Einführung in die Technologie*. Köln-Porz: Stam, 1978.
- [66] N. N.: Aluminium Zentrale (Hrsg.): *Aluminium-Taschenbuch: Band 1 Grundlagen und Werkstoffe*. Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 1998
- [67] REYNOLDS METALS COMPANY RMC: *Al-Li-Alloys from Reynolds Metals Company*. 17/3/1997
- [68] PRANDTL, L.; OSWATITSCH, K.; WIEGHARDT, K.: *Führer durch die Strömungslehre*. Braunschweig: Friedr. Vieweg und Sohn Verlagsgesellschaft mbH, 9., verbesserte und erweiterte Auflage, 1990
- [69] XIAO, R.S.; AMBROSY, G.; LEIMSER, M.; BERGER, P.; ZUO, T.C.; HÜGEL, H.: *Effect of external current on laser beam welding of aluminium alloys with filler wire*. In: *Proc 1<sup>st</sup> Int. WLT-Conf. On Lasers in Manufacturing*, ed. WLT, München 2001, S. 520.

- [70] LEIMSER, M.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Melt pool dynamics and element distribution in laser welding of aluminium alloys with filler wire*. In: Proc 3<sup>rd</sup> Int. WLT-Conf. On Lasers in Manufacturing, ed. WLT, München, 2005, S.61.
- [71] „Laserschweißen unter Stromfluß“ Offenlegungsschrift DE 101 28 793 A 1
- [72] KILLING, U.: *Kompendium der Schweißtechnik*, Bd.1, Verfahren der Schweißtechnik, 2. Auflage, DVS-Verlag 2002.
- [73] DVS-Merkblatt 3218: *Strahlformung für das Schweißen metallischer Werkstoffe mit dem Laser*. DVS- Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V., 2005.

# Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Arbeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Strahlwerkzeuge (IFSW) der Universität Stuttgart.

So möchte ich mich an dieser Stelle ganz besonders herzlich bei dem emeritierten Leiter des Instituts für Strahlwerkzeuge, Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel für die schöne und lehrreiche Zeit am IFSW bedanken. Das stete Interesse, das kritische Hinterfragen und die hilfreichen Anregungen in ausgiebigen Diskussionen waren mir ein fortwährender Ansporn.

Bei Herrn Prof. Dr. rer. nat. Siegfried Schmauder bedanke ich mich für die Übernahme des Mitberichts und das Interesse an meiner Arbeit.

Bedanken möchte ich mich auch bei allen Mitarbeitern des Instituts für Strahlwerkzeuge und meinen zahlreichen studentischen Mitarbeitern, die durch ihre Unterstützung zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Ein großer Dank gilt auch meinen Eltern, die durch ihre unbedingte Unterstützung in Schule und Studium die Grundlage für diese Arbeit geschaffen haben.

Der größte Dank gilt jedoch meiner Familie und insbesondere meiner Frau Claudia, ohne deren grenzenlose Geduld und stete Ermunterung diese Arbeit nicht zum Abschluss gekommen wäre.

Steinenberg, im Oktober 2008

Markus Leimser



# 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

### **Gorritz, Michael**

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

### **Mohr, Ursula**

Geschwindigkeitsbestimmende Strahleigenschaften und Einkoppelmechanismen beim CO<sub>2</sub>-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 CO<sub>2</sub>-Lasern  
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

### **Grünewald, Karin M.**

Modellierung der Energietransferprozesse in längsgeströimten CO<sub>2</sub>-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 CO<sub>2</sub>-Hochleistungslaser  
1996, 131 Seiten, ISBN 3-519-06219-4

### **Griebisch, Jürgen**

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

### **Kreputat, Walter**

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

### **Xiao, Min**

Vergleichende Untersuchungen zum Schneiden dünner Bleche mit CO<sub>2</sub>- 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 CO<sub>2</sub>-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

**Bloehs, Wolfgang**

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

**Bea, Martin**

Adaptive Optik für die Materialbearbeitung mit CO<sub>2</sub>-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 CO<sub>2</sub>-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 CO<sub>2</sub>-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 CO<sub>2</sub>-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 CO<sub>2</sub>-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 Hochleistungsdiodelnlasern  
2000, 166 Seiten, ISBN 3-89675-840-3

### **Bahn Müller, Jochen**

Charakterisierung gepulster Laserstrahlung zur Qualitätssteigerung beim Laserbohren  
2000, 138 Seiten, ISBN 3-89675-851-9

### **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 Aluminiumwerkstoffen mit Festkörperlaser 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 Herstellung verbesserter Dünnschichttransistoren  
2001, 170 Seiten, ISBN 3-89675-811-X

### **Herrmann, Andreas**

Fertigungsorientierte Verfahrensentwicklung des Weichlötens 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 Laserstrahlschweißen 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 laserintegrierten Komplettbearbeitung in Werkzeugmaschinen  
2002, 140 Seiten, ISBN 3-8316-0176-3

### **Staud, Jürgen**

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

### **Schinzel, Cornelius M.**

Nd:YAG-Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen 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 3-8316-0205-0

**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

**Klaus Goth**

Schweißen von Mischverbindungen aus Aluminiumguß- und Knetlegierungen mit CO<sub>2</sub>-Laser unter besonderer Berücksichtigung der Nahtart  
2004, 143 Seiten, ISBN 3-8316-0427-4

**Armin Strauch**

Effiziente Lösung des inversen Problems beim Laserstrahlschweißen durch Simulation und Experiment  
2004, 169 Seiten, ISBN 3-8316-0425-8

**Thomas Wawra**

Verfahrensstrategien für Bohrungen hoher Präzision mittels Laserstrahlung  
2004, 162 Seiten, ISBN 3-8316-0453-3

**Michael Honer**

Prozesssicherungsmaßnahmen beim Bohren metallischer Werkstoffe mittels Laserstrahlung  
2004, 113 Seiten, ISBN 3-8316-0441-x

**Thomas Herzinger**

Prozessüberwachung beim Laserbohren von Turbinenschaufeln  
2004, 143 Seiten, ISBN 3-8316-0443-6

**Reiner Heigl**

Herstellung von Randschichten auf Aluminiumgusslegierungen mittels Laserstrahlung  
2004, 173 Seiten, ISBN 3-8316-0460-8

# **Laser in der Materialbearbeitung**

## **Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)**

Herausgegeben von

Prof. Dr. phil. nat. habil. Thomas Graf, Universität Stuttgart

Forschungsberichte des IFSW ab 2005 erschienen im Herbert Utz Verlag, München

### **Thomas Fuhrich**

Marangoni-effekt beim Laserstrahl-tiefschweißen

von Stahl

2005, 163 Seiten, ISBN 3-8316-0493-2

### **Daniel Müller**

Pulsenergiestabilität bei regenerativen Kurzpuls-

verstärkern im Scheibenlaserdesign

2005, 172 Seiten, ISBN 3-8316-0508-4

### **Jiancun Gao**

Neodym-dotierte Quasi-Drei-Niveau-Scheiben-  
laser: Hohe Ausgangsleistung und Frequenzver-  
dopplung

2005, 148 Seiten, ISBN 3-8316-0521-1

### **Wolfgang Gref**

Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen  
mit der Fokusmatrixtechnik

2005, 136 Seiten, ISBN 3-8316-0537-8

### **Michael Weikert**

Oberflächenstrukturieren mit ultrakurzen Laser-  
pulsen

2005, 116 Seiten, ISBN 3-8316-0573-4

### **Julian Sigel**

Lasergenerieren metallischer Bauteile mit variab-  
lem Laserstrahldurchmesser in modularen Ferti-  
gungssystemen

2006, 132 Seiten, ISBN 3-8316-0572-6

### **Andreas Ruß**

Schweißen mit dem Scheibenlaser-Potentiale der  
guten Fokussierbarkeit

2006, 142 Seiten, ISBN 3-8316-0580-7

### **Gabriele Seibold**

Absorption technischer Oberflächen in der La-  
sermaterialbearbeitung

2006, 156 Seiten, ISBN 3-8316-0618-8

### **Dirk Lindenau**

Magnetisch beeinflusstes Laserstrahlschweißen

2007, 180 Seiten, ISBN 978-3-8316-0687-0

### **Jens Walter**

Gesetzmäßigkeiten beim Lasergenerieren als  
Basis für die Prozesssteuerung und -regelung

2008, 140 Seiten, ISBN 978-3-8316-0770-9

### **Heiko Ridderbusch**

Longitudinal angeregte passiv gütegeschaltete  
Laserzündkerze

2008, 175 Seiten, ISBN 978-3-8316-0840-9

