





Laser in der Materialbearbeitung  
Forschungsberichte des IFSW

B. Hohenberger  
Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-  
Doppelfokustechnik – Steigerung  
von Prozeßsicherheit, Flexibilität und  
verfügbarer Strahlleistung

# **Laser in der Materialbearbeitung**

## **Forschungsberichte des IFSW**

Herausgegeben von

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

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

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

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

# **Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG- Doppelfokustechnik – Steigerung von Prozeßstabilität, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung**

Von Dr.-Ing. Bernd Hohenberger  
Universität Stuttgart



Herbert Utz Verlag · Wissenschaft  
München

D 93

Als Dissertation genehmigt von der Fakultät für Konstruktions- und Fertigungstechnik  
der Universität Stuttgart

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

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

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2002

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

Copyright © Herbert Utz Verlag GmbH 2003

ISBN 3-8316-0223-9

Printed in Germany

Herbert Utz Verlag GmbH, München

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

# Kurzfassung

Inhalt dieser Arbeit ist die gezielte Untersuchung der Doppelfokustechnik mit dem Nd:YAG-Laser hinsichtlich ihres Potentials zur Erhöhung der Prozeßsicherheit, der Flexibilität der Prozeßführung und der verfügbaren Laserleistung am Werkstück beim Tiefschweißen von Stahl- und Aluminiumwerkstoffen. Unter Doppelfokustechnik wird in dieser Arbeit das simultane Einwirken zweier sehr nahe beeinanderliegender Foki an einer gemeinsamen Wirkstelle verstanden. Damit ergeben sich die zusätzlichen Prozeßparameter Fokusabstand, Orientierung der Foki zur Vorschubrichtung und Leistungsverteilung, die neue Freiheitsgrade bei der Prozeßgestaltung eröffnen und damit Raum für eine Optimierung des Prozesses bieten.

Ein Schwerpunkt der Arbeit wurde auf die Stabilisierung des Schweißprozesses von Aluminiumwerkstoffen gelegt. Mit zeitlich hochauflösenden Videokameras wurden in der Aufrichtbetrachtung und der In-situ-Röntgendurchstrahlung die Entstehungsmechanismen der laserspezifischen Nahtfehler beim Schweißen von Aluminium visualisiert. Darauf aufbauend wurde ein Modell entwickelt, welches das Entstehen von Prozeßporen, Schmelzbadauswürfen und einer unregelmäßigen Nahtoberraupe erklärt. Mit einer optimierten Leistungsdichteverteilung konnte eine Lösung des Problems herbeigeführt und das Auftreten von Prozeßporen vollständig unterdrückt werden. Weiterhin konnte gezeigt werden, daß mit der Doppelfokustechnik eine an die Schweißaufgabe angepasste Leistungsdichteverteilung generiert werden kann. Die Nahttiefe, -breite, der Anbindequerschnitt und die Abkühlrate lassen sich damit bei sonst konstanten Prozeßparametern regulieren, wodurch eine erhöhte Flexibilität des Verfahrens erreicht wird. Durch die Addition von zwei cw-Nd:YAG-Strahlquellen mittels einer Doppelfaser konnte die verfügbare Laserleistung am Werkstück verdoppelt werden, wodurch sich die Einschweißtiefe um bis zu 75% und die Prozeßgeschwindigkeit überproportional bis zum Faktor 8 steigern ließen. Diese Synergieeffekte von gesteigerter Prozeßstabilität, erhöhter Flexibilität sowie gesteigerten Prozeßgeschwindigkeiten und Einschweiß-tiefen haben dazu geführt, daß dort wo zu Beginn der Arbeit ein Prototyp einer Doppelfaser stand, sich inzwischen zahlreiche Erprobungen in den Forschungslabors und einige Applikationen in der Serienfertigung befinden. Diese Anwendungen sind der Beleg dafür, daß sich die hohen Investitions- und Betriebskosten des Verfahrens durch seine technische Überlegenheit auch betriebswirtschaftlich rechnen.

Eine Schwachstelle des Verfahrens ist die geringe Prozeßeffizienz bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten bzw. bei geringen Einschweiß-tiefen. Sowohl mit der Addition von drei Strahlquellen mit einer Gesamtlaserleistung von 10 kW, als auch durch den Einsatz von Lasern hoher Strahlqualität konnte eine Lösung zur Steigerung des Prozeßwirkungsgrades aufgezeigt werden. Die Kombination beider Ansätze, d. h. die Strahladdition mehrerer Festkörperlaser mit höchster Strahlqualität mittels Mehrfachfaser, bietet das große Potential, eine höhere Funktionalität bei gesteigerten Wirkungsgraden bereitzustellen.



# Inhaltsverzeichnis

<b>Kurzfassung</b>	<b>5</b>
<b>Inhaltsverzeichnis</b>	<b>7</b>
<b>Symbole und Abkürzungen</b>	<b>9</b>
<b>Extended Abstract</b>	<b>11</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>15</b>
1.1 Hintergrund und Zielsetzung der Arbeit .....	15
1.2 Aufbau der Arbeit.....	16
<b>2 Stand der Kenntnisse</b>	<b>18</b>
2.1 Prozeß- und anlagentechnischer Vergleich von Nd:YAG- und CO <sub>2</sub> -Laser .....	18
2.2 Doppelfokustechnik .....	22
<b>3 Systemtechnik</b>	<b>27</b>
3.1 Strahlquellen.....	27
3.2 Strahlführung und -formung.....	27
3.2.1 Kollimations- und Fokussieroptiken .....	27
3.2.2 Doppel- und Dreifachfaser .....	28
3.2.3 Teileroptik .....	30
3.2.4 Begriffsdefinitionen.....	32
3.3 Bearbeitungsanlagen .....	34
3.4 Versuchsaufbau zur Hochgeschwindigkeitsvideoanalyse.....	35
3.4.1 Visualisierung der Schmelzbadoberfläche .....	35
3.4.2 In-situ-Röntgendurchstrahlung .....	37
3.5 Versuchsaufbau zur Bestimmung des Einkoppelgrades .....	38
3.6 Probenmaterial .....	40
<b>4 Ausbildung der Dampfkapillare</b>	<b>42</b>
4.1 Modellvorstellungen.....	42
4.2 Experimentelle Untersuchung der Kapillardynamik .....	45
4.3 Auswertungen der zeitlich gemittelten Kapillargeometrie.....	48
4.3.1 Einfluß des Fokusabstandes.....	49
4.3.2 Einfluß der Fokusanordnung .....	51
4.3.3 Einfluß der Vorschubgeschwindigkeit .....	52
4.4 Zusammenfassung .....	55

<b>5</b>	<b>Steigerung der Prozeßstabilität</b>	<b>57</b>
5.1	Entstehungsmechanismen von Nahtimperfectionen .....	57
5.1.1	Prozeßporen .....	57
5.1.2	Schmelzbadauswürfe .....	61
5.1.3	Unregelmäßigkeiten der Nahtoberraupe .....	69
5.2	Ergebnisse zur Prozeßstabilisierung .....	75
5.3	Zusammenfassung .....	82
<b>6</b>	<b>Steigerung der Flexibilität</b>	<b>84</b>
6.1	Gestaltung des Nahtquerschnitts .....	85
6.1.1	Stahl .....	85
6.1.2	Aluminium .....	87
6.1.3	Ergebnisse mit Dreifachfokustechnik .....	90
6.2	Steigerung der überbrückbaren Spaltweite .....	91
6.2.1	Stahl .....	92
6.2.2	Aluminium .....	94
6.3	Zusammenfassung .....	95
<b>7</b>	<b>Steigerung der verfügbaren Laserleistung</b>	<b>96</b>
7.1	Aluminium .....	96
7.2	Stahl .....	103
7.3	Ergebnisse mit Dreifachfokustechnik .....	104
7.4	Zusammenfassung .....	105
<b>8</b>	<b>Industrielle Anwendungsbeispiele</b>	<b>107</b>
8.1	Tailored Blanks .....	107
8.2	Aluminium-Kühlkörper .....	109
8.3	Aluminium-Fahrwerk .....	110
8.4	Anwendungen in der Luftfahrt .....	111
<b>9</b>	<b>Potential und Ausblick</b>	<b>113</b>
9.1	Zusammenfassung .....	117
<b>10</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>118</b>
	<b>Literatur</b>	<b>121</b>
	<b>Danksagung</b>	<b>129</b>

# Symbole und Abkürzungen

$\alpha$	Absorptionskoeffizient	-
$a$	Mittenabstand der Brennflecke	m
$a_\phi$	Projizierter Mittenabstand der Brennflecke	m
$A$	Absorptionsgrad	-
$A$	Mittenabstand der Fasern	m
$A_k$	Öffnungsquerschnitt der Dampfkapillare	m <sup>2</sup>
$A_S$	Fläche des Spalts	m <sup>2</sup>
$A_Z$	Fläche des Zusatzwerkstoffs	m <sup>2</sup>
$b$	Nahtbreite	m
$b_S$	Spaltbreite	m
$c_p$	Spezifische Wärmekapazität	J/kgK
$d_f$	Fokusbildungsdurchmesser	m
$d_F$	Faserdurchmesser	m
$d_{\text{fxray}}$	Fokusbildungsdurchmesser des Röntgenstrahles	m
$f$	Brennweite der Fokussierlinse	m
$f_K$	Brennweite der Kollimationslinse	m
$\eta_A$	Einkoppelgrad	-
$\eta_P$	Prozeßwirkungsgrad	-
$\eta_{\text{th}}$	Thermischer Wirkungsgrad	-
$h_s$	Schmelzenthalpie	J/kg
$\phi$	Drehwinkel zwischen Hauptsymmetrieachse der Foki und Vorschubrichtung	°
$L$	Wärmeleitfähigkeit	W/mK
$\lambda$	Wellenlänge	m
$M_A$	Abbildungsmaßstab	-
$m$	Masse	kg
$P$	Mittlere Laserleistung	W
$P_P$	Pulsspitzenleistung	W
$\rho$	Dichte	kg/m <sup>3</sup>
$s$	Einschweißtiefe	m
$t$	Blechdicke	m
$t$	Zeit	s

T	Temperatur	K
$T_0$	Umgebungstemperatur	K
$T_{\text{MAX, THEO}}$	Theoretische maximale Temperatur	K
$T_S$	Schmelztemperatur	K
$T_V$	Verdampfungstemperatur	K
v	Vorschubgeschwindigkeit	m/s
y	Versatz der Mitte der Fokusanordnung zur Spaltmitte	m
$z_F$	Fokuslage	m
Cw	Continuous wave, Dauerstrichbetrieb	
GGK	Größte gemeinsame Kapillare	
KRW	Kapillarrückwand	
LAM	Laseraktives Medium	
Nd:YAG	Neodym:Yttrium-Aluminium-Granat	
Pw	Pulsed wave, gepulster Betrieb	

# Extended Abstract

In the recent years, laser beam welding has become an established joining process in the industrial production. Especially, for many car manufacturers and suppliers the welding of steel is common practice. In the field of deep penetration welding there are two laser types available, namely Nd:YAG- and CO<sub>2</sub>-laser. The most common laser type is the CO<sub>2</sub>-laser, which is marked by a higher available power and a better beam quality.

However, welding with Nd:YAG-lasers has in comparison to using CO<sub>2</sub>-lasers favorable effects on process stability and process efficiency due to the shorter wavelength. Mainly, there is a weaker interaction between a laser induced plasma and the radiation of the Nd:YAG-laser and a higher absorption of the radiation in metals. As a consequence, the threshold sets in at lower values and the point where plasma-shielding effects (absorption and defocusing) take place is shifted to higher values. Finally, a wider "process window", i.e. a more robust welding process with Nd:YAG-lasers can be yielded.

A further advantage of the shorter wavelength is that the radiation can be guided via flexible glass fibers, which simplifies the design and maintenance of beam guiding systems considerably. To overcome the lack of laser power, the combination of two beams (or more) via fiber technique is a feasible way to scale the power. Two fibers are arranged parallel to each other in a common fiber-end plug. The end-faces of the so-called twin fibers are being imaged in a twin-focus spot using nothing more but a standard focusing optic. A scaling of the power level hereby occurs via the number of fibers each fed by an individual beam source.

Besides, the twin-focus technique provides additional process parameters compared to the single-beam processing, which allows adapting the intensity distribution to the welding task. They are the distance between the focus spots, the power distribution (each focus spot can contain a different power level) and the orientation of the major symmetric axis with respect to the travel direction.

The objective of this thesis is to increase the process stability, the flexibility of process conduction and the welding speed respectively the welding depth by the means of twin-focus technology.

Investigations with lamp-pumped high-power lasers demonstrate the potential for industrial applications, while experiments with a higher beam quality provide an idea of what can be expected from the new generation of diode-pumped solid-state lasers.

## **Increase of process stability**

In comparison to steel, aluminum alloys show a much more complex influence of material properties on the laser welding process. There are a lot of problems with so-called process pores, that means large cavities with an irregular shape caused by

instabilities of the capillary, and blowholes. These seam failures could not be avoided so far. To avoid these failures a thorough understanding of the involved mechanisms is necessary.

For this reason emphasis was laid on the characterization of the capillary geometry as a function of process parameters, material properties and time. High-speed-video cameras were used to visualize the capillary and the formation of seam failures during the laser welding process from top view and with real-time x-ray observation.

Basing on this observations a model has been developed that explains the formation of several failures in aluminum welding. It attributes the phenomena of blowholes and irregular formed upper beads of the weld seam to constrictions of the capillary in its upper part. Process pores, are attributed to a collapse of the capillary in its depth. The different positions of the constrictions inside the capillary lead to completely changed coupling conditions of the laser beam and therefore different evaporation of the material. This new approach explains why in the one case the evaporation pressure raises like an explosion and blow up the melt and in the other case not. According to this model the surface tension, the viscosity of the melt and the geometry of the capillary are the most effecting parameters on process stability.

By the means of twin-focus technique a solution of the problem could be found. At present, it is the only process, which sufficiently copes with blowholes and process pores. This can be traced down on the formation of a stable keyhole geometry that avoids its constrictions. The enlargement of the distance between the focus spots causes an artificial widening of keyhole geometry and a stabilization of rear wall of the capillary. The highest process stability could be achieved when both focus spots are forming a large common capillary. A further enlargement of the spot distance leads into unstable conditions, where both one common capillary and two separated capillaries could occur. Under these conditions twin-focus technique runs the risk to produce the pores and blowholes by itself. Only an enlargement of spot distance once more lead to stable process conditions again with two individual capillaries. An important result is that the point when the capillaries are splitting up, and therefore the process stability is decreasing, is a function of process parameters (e.g. power, welding speed, focal diameter), material parameters (e.g. thermal conductivity) and geometry of the components. Consequently, the process parameters have to be adapted for each application. Due to the characterization of the capillary geometry in dependence on these parameters recommendations are given in this thesis.

### **Increase of flexibility**

Regarding the flexibility of process conduction the twin-focus technique offers additional parameters to adapt the intensity distribution to the welding task. For instance, in a manifold of applications it is a defined seam width that has to be securely produced. Today, most common ways to enlarge the width are the reduction of welding speed and/or the defocusing of the beam. Both measures are working at the expense of process efficiency. Using the spot distance and orientation of the spots to adapt seam

width and penetration depth the twin-focus technique is yielding superior results. In the case of steel, the inline-arrangement of the foci is leading to deep and narrow weld seams and cross-arrangement to shallow and broad seam geometries. In both cases, an enlargement of the spot distance is broadening the weld seam at the expense of penetration depth. The cross section which can be taken as measure for the process efficiency is proportional to the total laser power, regardless whether one or more spots are involved. As a consequence, the seam geometry of steel can be adjusted nearly without losses of process efficiency.

The differences in the shape of the cross section are not so clear when aluminum alloys are welded. The reasons are, on the one hand, the higher heat conductivity and therefore low temperature gradients. On the other hand, there is the high ratio of vaporization temperature to melting temperature. Due to the latter fact, the melt pool becomes large with respect to the capillary. Additionally, individual keyholes are forming at quite large spot distances compared to steel. As a result, the influence of the capillary is decreasing concerning the shape of the cross section.

A further advantage of the twin-focus technique is the possibility to increase the molten zone by enlarging the irradiated area. Additional material can be molten to fill gaps, particularly, in tailored blanks welding. Closed loops can be realized by online measurement of the gap width and controlling the spot distance or the orientation of the foci with respect to the feeding rate. Compared to the single spot welds, both sides of the butt joint are hit by the laser beams. Consequently, less beam power is passing without interaction and larger gaps can be securely bridged so that the reliability of the joining process is enhanced.

### **Increase of power level**

Raising the power level by combining two individual beam sources was an additional goal realized. Presently, a power level up to 8 kW on the work piece can be realized by combining two 4kW-Nd:YAG-laser with a twin-fiber. This is a power range that had been the domain of CO<sub>2</sub>-lasers so far.

As consequence the welding depth and travel speed can be increased markedly compared to single beam welding. With doubled laser power the welding speed could be more than doubled for all investigated materials. In some cases it even raised up about 800%. Thus, the production rate of the complete production system can be more than doubled but the costs are increasing only by the share of a second laser source.

For steel the increase of penetration depth can be realized without losses, i.e. twin-focus technique yield at the same power level the same penetration depth as single beam technique. With a doubled beam power the maximum penetration depth could be raised about 60%.

For aluminum the maximum penetration depth could be increased with doubled beam power from 50% to 75% depending on the alloy. At high welding speeds the increase of depth is shrinking to 10-20% due to the low coupling efficiency at shallow penetration.

By the combination of three lasers with a triple-fiber a solution of this problem could be demonstrated. This new approach increased the process efficiency for aluminum welding at travel speeds higher than 6 m/min drastically. With a total beam power of  $P=10$  kW the travel speed could be more than doubled compared to twin-focus technique with  $P=3+3$  kW. Compared to single beam with  $P=3$  kW the maximum penetration depth in AA5083 could be tripled and the welding speed could be increased up to 2000%.

### **Potential**

The recent development of solid-state lasers is going into the direction of diode-pumped laser systems that allow the realization of high power, high beam quality and high efficiency at the same time. The high beam quality allows using glass fibers with smaller core diameters. Regarding twin-focus technique, the distance between the focal spots can be reduced and, hence, the efficiency of the power addition is increasing. The power density of the single spots can be enhanced. As a result, the total laser power and therefore the heat input respectively the thermal load to the work piece could be reduced.

The investigations using lamp-pumped Nd:YAG-laser systems providing smaller focal diameters showed the gain of performance compared to the twin-beam technique using standard conditions. The penetration depth could be markedly increased by a reduction of the focal diameter from  $d_f=300$   $\mu\text{m}$  to  $d_f=200$   $\mu\text{m}$  in both cases steel and aluminum welding.

### **Conclusions**

The possibility of the Nd:YAG-twin-beam technique to shape the intensity distribution to the requirements of the process opens a wide field of welding applications. The quality of the weld seam and the reliability of the process can be markedly increased compared to single-beam technique. Furthermore, the combination of two or more lasers allows multiplying the available laser power and, hence, to increase the penetration depth and/or the feeding rate. In summary it may be said that all goals could be reached or even exceeded due to synergetic effects.

# 1 Einleitung

## 1.1 Hintergrund und Zielsetzung der Arbeit

Das Schweißen mit Laserstrahlung ist ein Fertigungsprozeß, der in zunehmendem Maße Einzug in die Produktion hält. Hohe Prozeßgeschwindigkeiten, der kraftfreie und sehr gezielte Energieeintrag, schlanke Nahtgeometrien bei geringen Verzügen und die gute Automatisierbarkeit sind die Vorteile, die das Laserstrahlschweißen für den Serieneinsatz so geeignet machen. Zusätzlich eröffnet der Laser neue Möglichkeiten in der Verbindungstechnik, die von der Materialauswahl bis hin zur Gestaltung der Fügestellengeometrie reichen und Produkte mit technologischen Vorteilen entstehen lassen.

Zum Einsatz kommen in der industriellen Fertigung hauptsächlich CO<sub>2</sub>- und Nd:YAG-Laser, wobei sich deren Einsatzgebiete bisher kaum überschneiden. Im Bereich des Tiefschweißens mit cw-Lasern dominiert der CO<sub>2</sub>-Laser aufgrund der höheren verfügbaren Laserleistung, wohingegen das gepulste Schweißen fast vollständig von Nd:YAG-Systemen abgedeckt wird. Erst seit kurzem stehen auch Nd:YAG-Strahlquellen mit ausreichender Ausgangsleistung im Dauerstrichbetrieb und mit akzeptablen Strahlqualitäten für die Fertigung zur Verfügung. Der Nd:YAG-Laser bietet aus verfahrenstechnischer Sicht weitreichende Vorteile gegenüber dem CO<sub>2</sub>-Laser. Seine kürzere Wellenlänge zeigt ein günstigeres Prozeßverhalten und eröffnet mit der Möglichkeit der Strahlführung in Glasfasern eine leichte Handhab- und Integrierbarkeit, so daß der CO<sub>2</sub>-Laser in zunehmendem Maße Konkurrenz auf dem bislang von ihm dominierten Feld erfährt.

Die Doppelfokustechnik - darunter wird in dieser Arbeit das simultane Einwirken von zwei sehr nahe beieinanderliegenden Foki verstanden - ist als Verfahren zur Stabilisierung des Schweißprozesses und zur Verdopplung der zur Verfügung stehenden Laserleistung aus dem Bereich des CO<sub>2</sub>-Lasers bekannt und hat dort seine Fertigungstauglichkeit bereits unter Beweis gestellt. Mit Hilfe der Doppelfasertechnik wurde diese Technologie auf den Nd:YAG-Laser übertragen, um auch bei der kurzen Wellenlänge die Vorteile der Doppelfokustechnik zu nutzen. Erste Stichversuche zeigten die Tauglichkeit des Verfahrens im Hinblick auf eine Leistungsskalierung und eine Verbesserung der Prozeßstabilität.

Tiefere Kenntnisse über die Wechselwirkung der neuen, durch das Verfahren des Doppelfokus zur Verfügung stehenden Parameter liegen jedoch nicht vor, woraus sich die Zielsetzung der Arbeit ableitet: Die gezielte Überprüfung des Potentials der Doppelfokustechnologie mit cw-Nd:YAG-Laser zur Lösung der Problemstellungen der Prozeßstabilität, der Prozeßflexibilität und der Leistungsskalierung.

## 1.2 Aufbau der Arbeit

Aus der Zielsetzung wie dem bisherigen Stand der Technik leitet sich die methodische Vorgehensweise und der Aufbau der Arbeit ab. Zunächst wird in Kapitel 3 die verwendete System- und Meßtechnik beschrieben, die durch die neuen Parameter der Doppelfokustechnik notwendig gewordenen Begriffsdefinitionen durchgeführt und das Probenmaterial beschrieben. Um das Potential der Doppelfokustechnik hinsichtlich seiner Fertigungstauglichkeit auszuloten und um ein möglichst breites Spektrum technisch relevanter Werkstoffe abzudecken, wurden drei verschiedene Materialien mit stark unterschiedlichem Prozeßverhalten ausgewählt. Der Schwerpunkt wurde auf Aluminiumwerkstoffe gelegt, da der Schweißprozeß bei diesem Werkstofftyp im Gegensatz zum Stahlschweißen weitaus schwieriger beherrschbar ist und die Doppelfokustechnik mit dem Nd:YAG-Laser das Potential besitzt, die noch existierenden Probleme zu lösen. Ausgewählt wurden die aushärtbare und gut schweißbare Legierung AlMgSi1 sowie AlMg4,5Mn, eine naturharte Legierung, die aufgrund ihres hohen Magnesiumgehalts als schwer schweißbar gilt. Als Stahlwerkstoff wurde der gut schweißbare Feinkornbaustahl StE 690 eingesetzt.

Grundlage des Prozeßverständnisses und zentrales Anliegen der Arbeit ist die Beschreibung der Dampfkapillare in Kapitel 4. Nach der Diskussion der relevanten Modellvorstellungen zur Kapillarausbildung wird basierend auf der Röntgendurchstrahlung und den kalorimetrischen Untersuchungen zum Einkoppelgrad der Vergleich der Kapillaren bei der Doppel- und der Einzelfokustechnik durchgeführt. Im darauffolgenden Kapitel „Steigerung der Prozeßstabilität“ werden die Entstehungsmechanismen der laserspezifischen Nahtimperfectionen beim Schweißen von Aluminium am Beispiel der Legierung AlMg4,5Mn auf der Basis von Hochgeschwindigkeitsvideoaufnahmen in der Auflichtbetrachtung und der Röntgendurchstrahlung diskutiert. Darauf aufbauend wird ein Modell entwickelt, welches das Entstehen der Nahtfehler Prozeßporen, Schmelzbaudauswürfe und eine unregelmäßige Nahtoberraupe auf Instabilitäten der Dampfkapillare zurückführt. Im nächsten Schritt wird gezeigt, wie die Kapillare und damit der Schweißprozeß mit der Doppelfokustechnik zielgerichtet stabilisiert und Prozeßporen vermieden oder zumindest sehr stark reduziert werden können.

Kapitel 6 zeigt die Möglichkeiten der Doppelfokustechnik zur Nahtformung und wie die größere Flexibilität des Verfahrens genutzt werden kann, um die überbrückbare Spaltweite zu steigern. Kapitel 7 beinhaltet die Untersuchungen zur Strahladdition, d. h. die Steigerung der verfügbaren Laserleistung zum Zwecke der Erhöhung von Einschweißtiefe und Prozeßgeschwindigkeit. Eine Konsequenz der erreichten Ergebnisse ist eine weitere Erhöhung der Strahlleistung zur Steigerung des Prozeßwirkungsgrades, welche mit der Addition von drei Strahlquellen und einer damit verfügbaren Strahlleistung am Werkstück von bis zu 10 kW realisiert wurde.

Die Umsetzung der bisher erarbeiteten Ergebnisse in der industriellen Anwendung wird in Kapitel 8 dargestellt. Verschiedene Anwendungsbeispiele zeigen, daß die Doppel-

fokustechnik trotz erhöhtem Systemaufwand durch Synergieeffekte bei der Qualität und Produktivität wirtschaftlich ist.

Im darauffolgenden Kapitel „Potential und Ausblick“ wird der Bezug zur aktuellen Entwicklung der Strahlquellen hergestellt und die Chancen der Doppelfokustechnik im Zusammenhang mit diodengepumpten Lasersystemen höchster Strahlqualität erörtert. Kapitel 10 enthält zum Abschluß eine Zusammenfassung der wichtigsten Ergebnisse dieser Arbeit.

## 2 Stand der Kenntnisse

### 2.1 Prozeß- und anlagentechnischer Vergleich von Nd:YAG- und CO<sub>2</sub>-Laser

Der Nd:YAG-Laser ist im Begriff, beim Laserstrahlschweißen in den Bereich des CO<sub>2</sub>-Lasers einzubrechen und ihn zunehmend zu verdrängen. Sein Potential liegt in der um den Faktor 10 kürzeren Wellenlänge. Daraus resultiert ein stark verändertes Absorptionsverhalten der Laserstrahlung, was neben der Möglichkeit der *Strahlführung* in Glasfasern, ein größeres *Prozeßfenster*, einen höheren *Prozeßwirkungsgrad* und eine höhere *Prozeßstabilität* zur Folge hat [1],[2],[3].

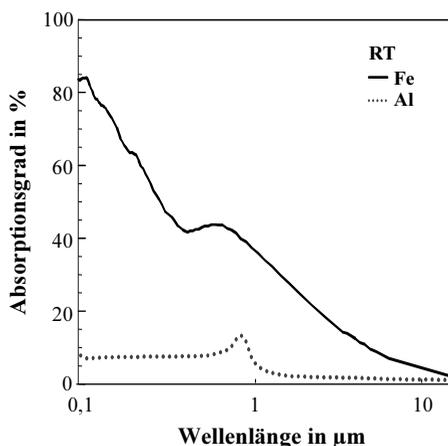


Abb. 2.1: Absorptionsgrad von Eisen und Aluminium bei Raumtemperatur als Funktion der Wellenlänge [1].

Der Hauptgrund für den zunehmenden Einsatz des Nd:YAG-Lasers in der Produktion ist die geringe Absorption seiner Wellenlänge  $\lambda=1,064 \mu\text{m}$  in Gläsern und die damit verbundene Möglichkeit der Strahlführung in Glasfasern. Mit den kommerziell erhältlichen Glasfasersystemen<sup>1</sup> kann der Laserstrahl ohne jede Sicherheitsmaßnahme praktisch frei durch die Produktionsumgebung geführt werden. Die hohe Flexibilität der Fasern bei gleichbleibenden Strahleigenschaften erfordert keine steifen, hochpräzisen

---

1. Strahlführungssystem bestehend aus Glasfaser, Faserendsteckern und Ummantelung zur Gewährleistung von Reproduzierbarkeit, Robustheit in industrieller Umgebung und zur Überwachung gegen ungewollten Strahlaustritt.

und damit teuren und wenig flexiblen Strahlführungseinheiten mit Spiegeln. Dadurch wird eine einfache, robuste und gleichzeitig leichte Handhabung und Integration in neue und bereits bestehende Fertigungsanlagen ermöglicht [4], [5]. Aufwendige Justagearbeiten entfallen und der präventive Einbau einer Ersatzfaser steigert die Verfügbarkeit der Anlagen.

Die Übertragung der Laserstrahlung in Glasfasern erfolgt nahezu verlustfrei. Lediglich an den Stirnflächen entstehen Ein- und Auskoppelverluste in der Größenordnung von jeweils 3-4 %. Aus diesem Grund können Glasfasersysteme fast beliebig lange ausgeführt werden. Aus der Literatur sind Anwendungen mit der Strahlführung in Glasfasern von mehreren hundert Metern Länge [6] bekannt. Laser und Bearbeitungsstelle können dadurch räumlich getrennt werden, was einerseits wertvollen Raum in den Produktionsanlagen einspart, und andererseits erlaubt, beinahe an jeder Stelle der Produktion Strahlleistung zur Verfügung zu stellen.

Transmissive Strahlformungselemente haben zudem den Vorteil, daß eine Prozeßüberwachung oder -visualisierung über dieselben optischen Elemente erfolgen kann, die zur Strahlformung und -führung des Leistungsstrahls eingesetzt werden [7],[8]. Zusätzliche Anbauten im Bereich der Bearbeitungsstelle können dadurch vermieden werden. Die Zugänglichkeit wird gesteigert.

Die bessere Absorption der kurzen Wellenlänge  $\lambda=1,064 \mu\text{m}$  in Metallen ist ein weiterer Vorteil des Nd:YAG-Lasers. Bei Aluminium liegt die Fresnel-Absorption bei senkrechtem Strahleinfall und Schmelztemperatur mit 11% doppelt und bei Eisen mit 30% etwa dreimal so hoch wie mit CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung [9]. Für den Schweißprozeß hat dies zur Folge, daß die Schwelle, bei der das Tiefschweißen einsetzt, mit dem Nd:YAG-Laser bereits bei geringeren spezifischen Leistungen  $P/d_f$  erreicht wird [10]. Weiterhin wird im Verhältnis zur Verfügung stehenden Leistung mehr Laserleistung in Wärme umgesetzt. Der Wirkungsgrad des Prozesses ist höher, was in der Praxis bedeutet, daß der Nd:YAG-Laser für dieselbe Schweißaufgabe weniger Laserleistung benötigt.

Ein weiterer großer Vorteil der kurzen Wellenlänge liegt in der erhöhten Prozeßstabilität, welche aus der geringen Wechselwirkung der Laserstrahlung mit teilionisierten Metalldämpfen resultiert. Inhärent mit dem Tiefschweißen von Metallen und der Ausbildung der Kapillare verbunden ist die Bildung von Metalldampfplasma im Dampfkanaal und einer über der Kapillare fluktuierenden Wolke aus ausströmendem Materialdampf. Aufgrund der hohen Leistungsdichte der Laserstrahlung beim Schweißen von typischerweise mehreren  $10^6 \text{ W/cm}^2$  wird der Metalldampf stark erhitzt und teilweise thermisch ionisiert. In der Metalldampf Wolke über dem Werkstück werden die optischen Eigenschaften des Bearbeitungsstrahles durch *Absorption, Streuung* und *Brechung* verändert.

Der Absorptionskoeffizient  $\alpha$  im teilionisiertem Metalldampf steigt mit der Wellenlänge im Quadrat an [3], was zur Folge hat, daß wesentlich weniger Strahlung des Nd:YAG-Lasers vom Metalldampf absorbiert wird und sich der Metalldampf nicht so stark erhitzt wie bei größeren Wellenlängen. Dies hat weitreichende Konsequenzen für die Prozeßsicherheit. Messungen der Temperatur und der Elektronendichten in der

Schweißfackel zeigen, daß bei der Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers kein laserinduziertes Plasma erzeugt wird und die Absorptionslängen um ein Vielfaches über denen des CO<sub>2</sub>-Lasers liegen. Die Abschwächung des Strahles durch Absorption spielt somit für die kurze Wellenlänge des Festkörperlasers eine untergeordnete Rolle [11],[12]. Eine Plasmaabschirmung wird mit den Leistungsdichten heutiger cw Nd:YAG-Laser nicht erreicht. Die obere Prozeßgrenze wird damit zu größeren Werten hin verschoben, siehe Abbildung 2.2. Auf Mittel zur Vermeidung von Plasmen wie Schutzgase mit hohem Ionisationspotential, hoher Wärmeleitfähigkeit und/oder den Einsatz eines Gasjets kann verzichtet werden, vorausgesetzt die Oxidation der Nahtberraupe ist zulässig. Ein Anwendungsbeispiel an Baustahl in [5] zeigt, daß sich dadurch deutliche Reduzierungen der Betriebskosten gegenüber dem CO<sub>2</sub>-Laser erreichen lassen.

Ein zweiter Effekt ist die Linsenwirkung der Schweißfackel. Die räumliche Variation der Temperatur und der Elektronendichte führt zu einer Brechungsindexverteilung im Metalldampf [11],[13],[14]. Bei angenommener Rotationsymmetrie und einer stationären Ausbildung der Metalldampf Wolke hat diese die Wirkung einer defokussierenden Linse. Zeitlich hochaufgelöste Messungen der Temperaturverteilung in der Metalldampf Wolke zeigen jedoch starke räumliche, hochfrequente Fluktuationen [15],[16]. Dadurch wird der Bearbeitungsstrahl undefiniert deformiert und unterliegt hochfrequenten Änderungen von Fokusslage, -position und Leistungsdichteverteilung. Instabilitäten, die dem Prozeß somit von außen aufgeprägt werden [16],[17], sind aus den oben genannten Gründen bei Nd:YAG-Lasern weit weniger stark wirksam wie bei CO<sub>2</sub>-Lasern.

Ein weiterer Mechanismus, der zu Veränderungen der Leistungsdichteverteilung des Laserstrahls vor dem Auftreffen auf das Werkstück führen kann, ist die Streuung der Laserstrahlung an ultrafeinen Partikeln, die mit dem Metalldampf aus der Kapillare ausströmen [18],[19]. In der Theorie nimmt der Einfluß der Streuung mit kürzerer Wellenlänge zu. Messungen [5] zeigen jedoch einen geringen Einfluß dieses Mechanismus für den Nd:YAG-Laser, der deutlich unter den theoretischen Werten liegt und deshalb vernachlässigt werden kann.

Neben der Metalldampf Wolke über dem Werkstück besitzt auch das laserinduzierte Plasma in der Kapillare einen erheblichen Einfluß auf deren Stabilität. Nach dem Modell der reibungsbehafteten Strömung des Metalldampfes in der Kapillare [13] steigt mit zunehmender Temperatur die Zähigkeit des Dampfes und damit die Reibung an. Die Geschwindigkeitsverteilung des ausströmenden Dampfes kann sich durch die erhöhte Reibung derart verändern, daß es zu einer Blockade des abströmenden Metalldampfes und in der Folge zu einem Kollaps der Dampfkapillare oder zu einem Auswurf der Schmelze kommt. Mit zunehmender Temperatur des Metalldampfes steigt also die Empfindlichkeit gegenüber Störungen der Kapillargeometrie und damit die Anfälligkeit des Prozesses bezüglich dieser Fehler an. Experimentelle Untersuchungen von [5],[20],[21] unterstützen die Thesen des Modells und belegen die deutlich höhere Prozessstabilität bei kurzer Wellenlänge aufgrund der geringeren Temperaturen in der Kapillare.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß das Prozeßfenster beim Tiefschweißen von Eisen- und Aluminiumwerkstoffen beim Nd:YAG-Laser deutlich größer ist als das des CO<sub>2</sub>-Lasers, siehe Abbildung 2.2. Sowohl die Schwelle zum Tiefschweißen als untere Grenze, als auch die Plasmaabschirmung als obere Prozeßgrenze kann mit der kurzen Wellenlänge zu günstigeren Werten hin verschoben werden. Die geringere Wechselwirkung der Laserstrahlung mit dem Metall Dampf führt zu einer erhöhten Prozeßstabilität und gesteigerten Prozeßsicherheit. Insbesondere das Schweißen von Aluminiumwerkstoffen wird mit dem Nd:YAG-Laser dadurch besser beherrschbar [3],[22].

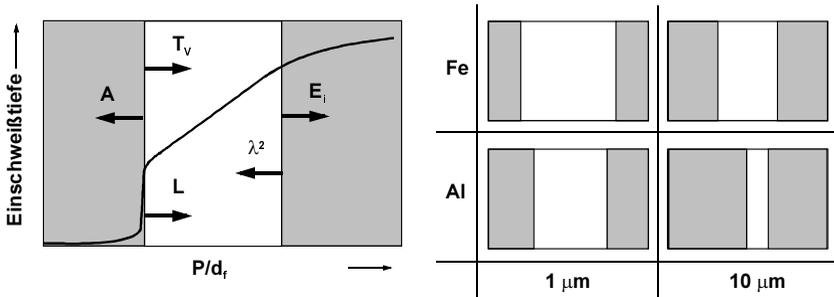


Abb. 2.2: Prozeßfenster beim Laserstrahlschweißen abhängig von Strahl- und Werkstoffparametern [3]. (Absorptionsgrad A, Verdampfungstemperatur  $T_v$ , Wärmeleitfähigkeit L, Wellenlänge  $\lambda$ , Ionisationsenergie des Werkstoffs  $E_i$ )

Diesen Vorteilen des Nd:YAG-Lasers steht jedoch das Manko der geringen verfügbaren Laserleistung gegenüber. Im Vergleich erreichen kommerziell verfügbare Nd:YAG-Laser bis  $P=3$  kW [23] und CO<sub>2</sub>-Laser bis  $P=50$  kW Laserleistung im Dauerstrichbetrieb [24],[25]. Bei gleicher Leistung erreichen moderne CO<sub>2</sub>-Lasersysteme zudem nahezu Gauß-Mode, d. h. sie besitzen eine wesentlich bessere Strahlqualität, wodurch sich bei gleicher Fokussierzahl<sup>1</sup> geringere Fokussdurchmesser erzielen lassen. Mit seiner höheren Laserleistung und besseren Fokussierbarkeit erreicht der CO<sub>2</sub>-Laser größere Einschweißtiefen und Prozeßgeschwindigkeiten.

Die Entwicklung neuer leistungsstärkerer Festkörperlaser, aufbauend auf den Konstruktionsprinzipien aktueller Systeme, stößt zunehmend an Grenzen, da die Skalierung der Laserleistung bisher durch das sequentielle Anordnen von Kristallstäben erfolgt, die jeweils eine Leistungsausbeute von etwa 600 W erreichen. Der Hauptgrund für die zunehmenden Schwierigkeiten ist die Verschlechterung des Strahlparameterprodukts mit zunehmender Leistung durch thermisch induzierte optische Inhomogenitäten, dem sogenannten „thermischen Linseneffekt“ [1]. Das laseraktive Medium (LAM) kann in der Stabgeometrie nur an der Mantelfläche gekühlt werden, wodurch sich ein näherungsweise parabelförmiger Temperaturverlauf über den Querschnitt und eine entsprechende Änderung des Brechungsindex einstellt. Mit zunehmender Anzahl an Stäben

1. Verhältnis aus Brennweite zu Strahldurchmesser auf der Fokussieroptik.

nimmt die Strahlqualität deshalb sukzessive ab. Der minimal einsetzbare Glasfaserdurchmesser, welcher ein Maß für die Strahlqualität ist, nimmt in der Folge ebenso zu wie die am Werkstück erzielbaren Fokusedurchmesser. In Bezug auf die Leistungsdichte kann dies dazu führen, daß der Zugewinn an Strahlleistung durch zusätzlicher Kavitäten durch die Vergrößerung des Fokusedurchmessers überkompensiert wird.

Neue Konzepte zur Steigerung der Laserleistung von Nd:YAG-Lasern erfordern eine geringere Wärmefreisetzung oder eine effizientere Kühlung. Ersteres wird realisiert durch den Einsatz von Diodenlasern zum selektiven Pumpen des LAM anstatt den breitbandig anregenden Bogenlampen. Dies hat den Vorteil, daß die Wellenlänge des Pumplichts genau an die Pumpbänder des LAM angepaßt werden kann und so weniger Verlustwärme entsteht. Eine effizientere Kühlung wird erreicht durch neue Geometrien des LAM, wie beispielsweise beim Scheiben- [26], [27] oder Faserlaser [28],[29]. Die verfügbare Laserleistung dieser Strahlquellen ist jedoch für die meisten technischen Anwendungen noch zu gering.

## 2.2 Doppelfokustechnik

Ein einfaches Mittel zur Erhöhung der verfügbaren Laserleistung am Werkstück ist die Addition der Strahlung mehrerer Strahlquellen. Dieses Verfahren ist aus dem Bereich des CO<sub>2</sub>-Lasers bekannt und wurde für das Schweißen und Beschichten von Stahl- und Aluminiumwerkstoffen erprobt und tiefgehend untersucht [20],[30],[31],[32].

Für Festkörperlaser werden in der Literatur verschiedene Ansätze zur Strahladdition beschrieben, welche im folgenden dargestellt werden. Die Hauptunterscheidungsmerkmale dieser Ansätze sind die geometrischen Anordnung der Laserstrahlen und die Betriebsmodi der Strahlquellen. Neben der Kombination mehrerer Optiken nebeneinander wird durch den Einsatz transmissiver Optiken bei Nd:YAG-Lasern auch die Addition kollimierter Strahlen über eine gemeinsame Fokussierlinse, die Fokussierung mehrerer Laserstrahlen in eine gemeinsame Glasfaser und die Verwendung von Doppelfasern möglich (siehe Abbildung 2.3). Diese Varianten erlauben jeweils die Kombination von Lasern im Dauerstrichbetrieb (cw), im Pulsbetrieb (pw) als auch die Kombination beider Betriebsmodi. Cw-Laser besitzen im allgemeinen eine höhere mittlere Leistung, welche die Prozeßgeschwindigkeit bestimmt, wohingegen gepulste Lasersysteme kurzzeitig eine höhere Maximalleistung besitzen und dadurch höhere Einschweißiefen erzielen. Die Zielsetzung der Kombination von cw- und pw-Lasern ist die Nutzung der jeweiligen Vorteile, d. h. das Erreichen eines robusten Prozesses durch eine stabile, dauerhaft geöffneten Dampfkapillare, einer hohen Prozeßgeschwindigkeit sowie einer großen Einschweißiefe. Da gepulste Lasersysteme zudem kostengünstiger sind als cw-Systeme, verspricht die Kombination beider Lasertypen auch einen betriebswirtschaftlichen Nutzen.

Die einfachste Methode der Strahladdition ist die Verwendung von separaten Optiken (siehe Abbildung 2.3, a). Bei dieser Methode ist das Gesamtsystem sehr flexibel. Sowohl die Anordnung und der Abstand der Foki als auch die Fokuslage können

nahezu beliebig verändert werden und sind nur durch die Störkontur der Optik eingeschränkt. Der Nachteil dieser Kombinationsmethode ist, daß sich die Fokussier- und Kippwinkel der Optiken addieren. Die schlechte Strahlqualität des Nd:YAG-Lasers wird dadurch weiter vermindert.

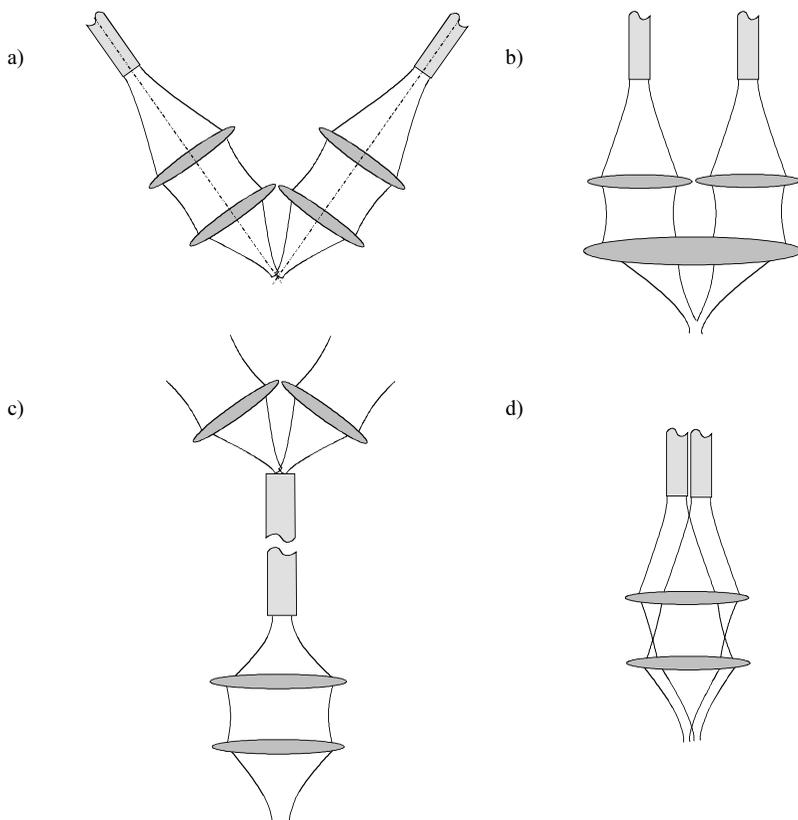


Abb. 2.3: Varianten der Strahladdition für zwei Nd:YAG-Laser: a) separate Kollimation und separate Fokussieroptik, b) getrennte Kollimation und gemeinsame Fokussieroptik, c) Fokussierung zweier Laserstrahlen in eine gemeinsame Glasfaser und d) Doppelfaser mit Abbildung über gemeinsame Kollimation und gemeinsame Fokussieroptik.

Untersucht wurde die Methode mit separaten Optiken mit bis zu 3 Strahlquellen in unterschiedlichen Betriebsmodi<sup>1</sup> beim Schweißen von Edelstahl [35],[36],[37]. Die

1. Cw-Laser (P=2,2kW); rechteck-modulierter cw-Laser (P=2,2kW, P<sub>p</sub>=5kW); pw-Laser (P=1,2kW, P<sub>p</sub>=8,2kW)

dabei erzielten Leistungsdichten erforderten jedoch die Superposition der Strahlen, um den Tiefschweißeffekt zu erreichen. Durch die Überlagerung einer hoher Pulsspitzenleistung konnte die Nahttiefe gegenüber dem Einzelstrahl gesteigert werden. Berichtet wurde außerdem über einen großen Einfluß der Fokusanordnung auf die Einschweißtiefe und den Nahtquerschnitt, insbesondere bei der Anordnung von drei Fokussieroptiken in Linien- und Dreieckanordnung.

In [38],[39] wurde die Kombination zweier gepulster Laser und deren Einfluß auf die Abkühlrate beim Schweißen von hoch kohlenstoffhaltigen Stählen untersucht. Durch ein Vor- bzw. Nachheizen mit hintereinander angeordneten Strahlen konnte die Martensitbildung vermindert werden. Durch die geringen zur Verfügung stehenden Laserleistungen konnten jedoch nur geringe Einschweißiefen erreicht werden. Die Superposition von cw-Laser und Q-switch-Laser führte beim Schweißen von Aluminium hingegen nur zu geringem Erfolg. Nur in einem sehr kleinen Parameterbereich wurden akzeptable Schweißnahtqualitäten erzielt [40].

Über die erstmalige Kombination zweier cw-Strahlquellen wird in [41] berichtet. Die Arbeit zeigt den positiven Einfluß der Strahlqualität auf die Effizienz der Strahladdition. Trotz größerer Fokussierbrennweiten ließen sich höhere Leistungsdichten am Werkstück erzielen, was zusammen mit dem kleineren Gesamtfokussierwinkel zu einer deutlichen Steigerung der Einschweißtiefe gegenüber allen bisher bekannten Untersuchungen führte. Der Ansatz der Einschweißtiefensteigerung durch Überlagerung von hohen Pulsspitzenleistungen wurde durch diese Arbeit widerlegt.

Ein anderer Ansatz ist die Methode der Addition kollimierter Strahlen über eine gemeinsame Fokussierlinse. Hierbei werden alle Strahlen, die parallel zueinander auf die Fokussierlinse treffen in einem Fokus abgebildet, siehe Abbildung 2.3, b. Die Leistungsdichte im Fokus skaliert deshalb mit der Anzahl der Strahlen. Der Nachteil dieser Anordnung ist die Baugröße der Optik und die Addition der Fokussierwinkel. Verglichen mit der Kombination separater Optiken ist der Gesamtfokussierwinkel mit dieser Methode jedoch kleiner.

Bereits Anfang der neunziger Jahre fand diese Methode Anwendung bei der Kombination von drei gepulsten Nd:YAG-Strahlquellen [42]. Es wurde damit eine mittlere Leistung von  $P=3$  kW am Werkstück erreicht. Für verschiedene Stähle und Aluminiumlegierungen konnte jedoch kein signifikanter Zuwachs der Schweißgeschwindigkeit gegenüber dem Schweißen mit einem gepulsten System niedrigerer Leistung erzielt werden.

Die Untersuchungen in [43],[44]<sup>1</sup> zeigen hingegen, daß diese Methode der Strahladdition eine deutliche Erhöhung der Einschweißtiefe gegenüber dem Einzelstrahl und der Strahladdition mit separaten Optiken mit sich bringt. Beispielsweise wird eine Durchschweißung von 10 mm dickem Edelstahl erreicht, was weit außerhalb des mit der Einzelstrahltechnik Erreichbaren liegt. Nachteilig ist die Größe der Optik, die ebenso wie bei separaten Optiken die Handhabbarkeit eines solchen Systems stark einschränkt.

---

1. Verwendet dieselben Strahlquellen wie [35],[48].

Nicht zuletzt die Forderung nach kompakteren Systemen für die Fertigung hat zur Fokussierung mehrerer Laserstrahlen in eine gemeinsame Glasfaser geführt, siehe Abbildung 2.3, c. Es ist die in der Literatur am häufigsten beschriebene Methode der Strahladdition. Diese Methode hat den Vorteil, daß die Addition weit entfernt von der Bearbeitungsstelle erfolgen kann und die hierzu notwendige Systemtechnik die mit der Glasfaser verbundene Flexibilität nicht einschränkt. Der Nachteil dieser Methode ist die Verschlechterung der Strahlqualität, denn die Fokussierung mehrerer Strahlen in eine gemeinsame Faser ist unweigerlich mit der Vergrößerung des Gesamtfokussierwinkels verbunden. Da der maximale Einkoppelwinkel durch den Brechungsindex der Faser und des Fasermantels bestimmt wird, kann eine schlechtere Strahlqualität nur durch eine längerbrennweitige Fokussierung kompensiert werden, welche eine Vergrößerung des Faserdurchmessers erfordert. Eine Erhöhung der Leistungsdichte ist deshalb trotz höherer Gesamtleistung fast nicht erreichbar. In diesem Zusammenhang eingesetzte Systeme mit Faser-Faser-Kopplung haben zudem den Nachteil, daß aufgrund der Reflexionsverluste an Faserenden, Kollimation und Fokussierung zusätzliche Leistungsverluste in der Größenordnung von 10-20% auftreten.

Über einen Sonderfall dieser Methode wird in [42] berichtet. Hier wurden drei gepulste Laser mit Hilfe eines speziellen Spiegelsystems in zeitlich versetzter Abfolge addiert. Es wurden jeweils die Pulspausen aufgefüllt, so daß die Repetitionsrate und die mittlere Leistung verdreifacht werden konnten. Dies ist die einzige bekannte Methode der Strahladdition, bei der die Strahlqualität erhalten bleibt. Der technische Aufwand ist jedoch verhältnismäßig hoch und die Fertigungstauglichkeit ist fraglich. Gute Ergebnisse wurden damit beim Überlappstoß von verzinkten Blechen und bei Punktschweißungen erzielt.

Erste Untersuchungen der Überlagerung eines 2kW-cw-Lasers und eines 600W-pw-Lasers in einer gemeinsamen Faser werden in [10],[46] vorgestellt. Die Zusammenführung der Strahlen erfolgt in einer Faser-Faser-Kopplung. Dabei wurden die aus 600µm-Standardfasern ausgekoppelten und kollimierten Strahlen mittels Prismen- und Linsensystemen auf eine 1000µm-Faser abgebildet. Die Leistungsverluste in dieser Optik betragen 10-20%, so daß sich die spezifische Leistung  $P/d_f$  gegenüber dem cw-Laser sogar reduzierte. Deshalb mußten hohe Pulsspitzenleistungen eingesetzt werden, um die Einschweißtiefe zu steigern. Der Zuwachs war jedoch im Vergleich zur cw-Einstrahlschweißung gering und wurde mit einer starken Spritzerbildung und einer entsprechend schlechten Nahtqualität erkauft. Mit derselben Optik werden später drei 2kW-cw-Nd:YAG-Laser gekoppelt, jedoch konnte der Veröffentlichung keine näheren Aussagen in Bezug auf Einschweißtiefensteigerung und Qualität der Schweißungen entnommen werden [47].

Die Kombination von drei Strahlquellen unterschiedlicher Betriebsmodi (siehe Fußnote 1 auf Seite 23) mit Hilfe eines Tetraeder-Spiegels in eine gemeinsamen Faser wurde in [48],[49] vorgestellt. Dabei wurde lediglich ein Faserdurchmesser von  $d_F=1,5$  mm für den gemeinsamen Laserstrahl erreicht, so daß die Schwelle zum Tief-schweißen von Aluminium nicht überschritten werden konnte. Ein anderer Ansatz der Faser-Faser-Kopplung wurde in [50],[51] beschrieben. Mittels Axicons wurden bei die-

ser Methode der Strahladdition die kollimierte Rohstrahlen zu Ringstrahlen transformiert, mit Scraper-Spiegeln um den Hauptstrahl angeordnet und anschließend gemeinsam auf eine Faser fokussiert. Vom gleichen Autor wurde auch ein „Hybrid-Laser“ vorgestellt, der bereits im Gerät ein cw-Slab-System und ein gepulstes System in eine gemeinsame Faser fokussiert. Genauere Angaben zum Aufbau und experimentellen Ergebnissen sind der Veröffentlichung in beiden Fällen nicht zu entnehmen.

Das jüngste in der Literatur beschriebene Konzept ist die Strahladdition mit Hilfe von Doppelfasern [52],[53]. Zwei Glasfasern - jeweils von unterschiedlichen Strahlquellen kommend - werden bei dieser Methode in einem gemeinsamen Faserendstecker zusammengeführt und über eine gemeinsame Standardfokussieroptik abgebildet. Das Resultat ist ein Doppelfokus mit räumlich getrennten Brennflecken, d. h. der Durchmesser des Fokus erhöht sich in eine Richtung um den Mittenabstand der Brennflecke. Dieses Konzept unterscheidet sich von den bisher dargestellten Methoden dahingehend, daß der *Fokussierwinkel* konstant bleibt und sich lediglich der *Fokusedurchmesser* der Einhüllenden beider Strahlen vergrößert. Die spezifische Leistung der Einzelfoki bleibt erhalten. Es konnte der experimentelle Nachweis erbracht werden, daß die „Durchmesseraddition“ der Doppelfasertechnik eine größere Effizienz bei der Steigerung der Einschweißtiefe und Prozeßgeschwindigkeit besitzt wie alle anderen Verfahren, deren Strahladdition zur Vergrößerung des Fokussierwinkels führt [52]. Zusätzlich wurde der Nachweis der prozeßstabilisierenden Wirkung des Doppelfokus beim Schweißen von Aluminium erbracht [21].

Zusammenfassend läßt sich sagen, daß die kurze Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers klare Vorteile hinsichtlich des Prozeßverhaltens und der Handhabung gegenüber der langwelligen Strahlung des CO<sub>2</sub>-Laser aufweist. Diese Vorteile einerseits und die geringen verfügbaren Leistungen der Nd:YAG-Laser andererseits waren die Motivation für eine ganze Reihe von Untersuchungen zur Strahladdition. Nahezu alle veröffentlichten Arbeiten zielen auf eine Steigerung der Einschweißtiefe ab, die Qualität der Schweißnaht bleibt hierbei fast immer unberücksichtigt. Nicht zuletzt aufgrund der fehlenden Leistungsfähigkeit der Strahlquellen setzen alle Untersuchungen, mit Ausnahme der Doppelfokustechnik, auf eine Superposition der Einzelstrahlen. Aussagen zum Einfluß der Verfahrensparameter Fokusabstand, -anordnung und Leistungsverteilung auf die Schweißergebnisse sind für getrennte Foki in der Literatur nicht zu finden.

Die aus dem Schweißen mit dem CO<sub>2</sub>-Laser und dem Elektronenstrahlschweißen bekannten Mechanismen der Doppelfokustechnik, wie die Verschiebung des Humpinglimits zu größeren Geschwindigkeiten [30],[54],[55],[56],[57], die Beeinflussung der Abkühlraten [31],[58], die Vermeidung von Einbrandkerben [31] und die Reduzierung bzw. Vermeidung von Prozeßporen und Schmelzbadauswürfen [20],[57],[59] beim Schweißen von Aluminium, sind aufgrund der geringeren Strahlqualität und der geringeren Leistung der Nd:YAG-Strahlquellen nicht ohne weiteres übertragbar. Außer ersten Tastversuchen [5], [20] und [21] gibt es somit keine näheren Untersuchungen zur Aufgabenstellung dieser Arbeit.

## 3 Systemtechnik

In diesem Kapitel werden die in dieser Arbeit verwendeten Versuchs- und Meßaufbauten beschrieben wie auch die notwendigen Begriffsdefinitionen erläutert.

### 3.1 Strahlquellen

Für die Versuchsreihen im Rahmen dieser Arbeit wurden lampengepumpte cw-Hochleistungs-Nd:YAG-Laser der Leistungsklassen bis 4 kW verwendet. Zum Einsatz kamen die kommerziell erhältlichen Strahlquellen HL2006D, HL3006D und HL4006D der Firma Haas-Laser GmbH, wie sie in zahlreichen Fertigungseinrichtungen stehen. Die Laserleistung von zwei, drei bzw. vier Kilowatt am Werkstück wird bei einer Wellenlänge von  $\lambda=1,064 \mu\text{m}$  zur Verfügung gestellt. Die Strahlführung erfolgt standardmäßig über eine Stufenindexfaser mit einem Faserdurchmesser von  $d_f=600 \mu\text{m}$ . Die Strahlqualität nach der Glasfaser beträgt für jedes Gerät  $\omega*\Theta=25 \text{ mm}*\text{mrad}$ . Die Laserleistung wird geregelt zur Verfügung gestellt, die Abweichung vom Sollwert beträgt dabei  $\pm 3 \%$ .

### 3.2 Strahlführung und -formung

Quarzglas besitzt für Laserlicht der Wellenlänge  $\lambda=1,064 \mu\text{m}$  eine vernachlässigbar geringe Absorption, so daß transmissive Optiken aus diesem Material zur Strahlführung und -formung eingesetzt werden können. Besonders vorteilhaft ist dies, da basierend auf dem Prinzip der Totalreflexion an Grenzflächen von Medien mit unterschiedlichen Brechungsindizes Laserstrahlung in Glasfasern mit beschichteter Mantelfläche nahezu verlustfrei vom Ort der Entstehung zum Ort der Bearbeitung geleitet werden kann. Lediglich beim Ein- und Austritt der Strahlung in und aus der Faser treten Verluste von jeweils ca. 3-4% auf. Die Leistungsdichteverteilung des Laserstrahles wird durch die Vielfachreflexion in der Glasfaser homogenisiert. Die Polarisationsrichtung ist nach der Glasfaser willkürlich, und die Strahlung besitzt einen hohen Multimode.

#### 3.2.1 Kollimations- und Fokussieroptiken

Zur Fokussierung des Laserstrahles auf das Werkstück wird der Strahl nach der Faser zunächst kollimiert und dann fokussiert, was der Abbildung des Faserendes auf die Werkstückoberfläche entspricht. Die sich daraus ergebende Leistungsdichteverteilung zeichnet sich durch extrem steile Flanken und eine gleichmäßige Leistungsdichte über dem ganzen Querschnitt aus. Sie wird deshalb im allgemeinen als Flat-top- oder Top-hat-Verteilung bezeichnet.

Bei allen Versuchsreihen kamen Standardkollimations- und -fokussieroptiken der Fa. Haas-Laser GmbH zum Einsatz. Verwendet wurde die Baureihe mit einem Linsendurchmesser von 2 Zoll. Die Kollimationslinse besitzt bei dieser Baureihe eine Brennweite von  $f_k=200$  mm, wodurch sich für die eingesetzten Fokussierbrennweiten von  $f=100$  mm und  $f=150$  mm ein Abbildungsmaßstab von 1:2 bzw. 1:1,33 ergibt. Der Fokusdurchmesser beträgt bei einem Kerndurchmesser der Faser von  $d_f=600$   $\mu$ m dementsprechend  $d_f=300$   $\mu$ m bzw.  $d_f=450$   $\mu$ m.

### 3.2.2 Doppel- und Dreifachfaser

Die Glasfasertechnologie eröffnet mit der Doppelfaser [52] eine vergleichsweise einfache Möglichkeit der Leistungsskalierung durch Strahladdition von zwei separaten Strahlquellen. Zwei Glasfasern, jeweils von separaten Lasern mit Strahlung beaufschlagt, werden in einem gemeinsamen Faserendstecker zusammengeführt und über dieselbe Optik auf das Werkstück abgebildet, siehe Abbildung 3.1.

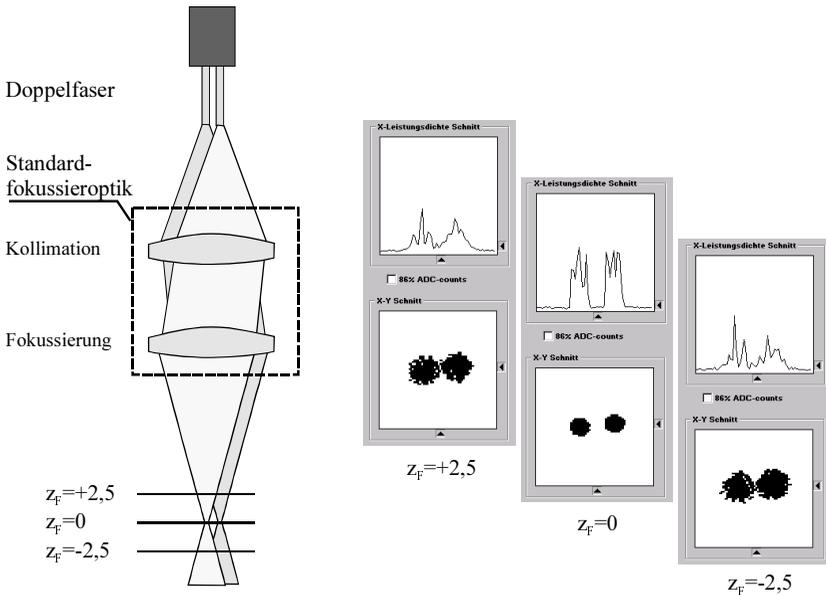
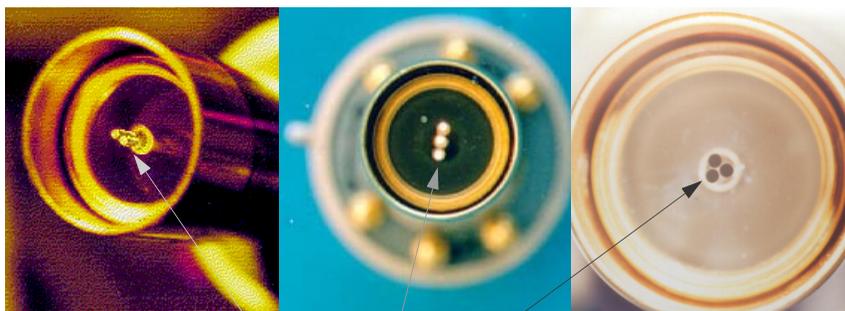


Abb. 3.1: Prinzipische Skizze von Doppelfaser und Strahlengang sowie gemessener Leistungsdichteverteilung eines resultierenden Doppelfokus in Abhängigkeit der Fokussierung  $z_F$ ,  $P=1+1$  kW,  $d_f=300$   $\mu$ m,  $a=600$   $\mu$ m.

Die Doppelfaser zeichnet sich durch die Parallelität der Strahlachsen, Faserenden in einer Ebene und einen festen Faserabstand am Strahlaustritt aus. Nach dem Austritt der Laserstrahlung aus den Faserenden überlagern sich die beiden Strahlen ohne Wechselwirkung. Durch die Abbildungsoptik wird die Leistungsdichteverteilung auf den Glas-

fäserenden auf die Werkstückoberfläche projiziert. Daraus ergibt sich die typische Leistungsdichteverteilung eines Doppelfokus, welche sich in der Brennebene aus zwei räumlich klar getrennten Flat-top-Profilen zusammensetzt, siehe Abbildung 3.1. Beim Verlassen der Projektionsebene überlagern sich die Strahlen zunehmend und die Einzelstrahlen nehmen eine gaußähnliche Leistungsverteilung an.

Die Einhüllende der Rohstrahldurchmesser erhöht sich im Vergleich zum Einzelstrahl lediglich in einer Richtung um den Abstand der beiden Fasermitten, welcher typischerweise im Bereich zwischen  $A=720\ \mu\text{m}^1$  und  $A=2000\ \mu\text{m}$  liegt. Leistungsverluste aufgrund einer zu kleinen Apertur der Optiken sind in diesem Durchmesserbereich noch vernachlässigbar, weshalb die Doppelfaser in einen Standard-Faserendstecker integriert (siehe Abbildung 3.2) und über eine Standard-Fokussieroptik abgebildet werden kann. Es ist somit keine weitere Systemtechnik zur Strahladdition erforderlich, was einen Einsatz auch in bestehenden Anlagen ermöglicht.



Glasfaser mit Durchmesser  $d_F=600\ \mu\text{m}$

Abb. 3.2: Technische Realisierung von Doppel- und Dreifachfasern im Standardfaserendstecker, (Haas-Laser GmbH).

Für die Experimente standen drei unterschiedliche Doppelfasern mit einem Faserdurchmesser  $d_F=600\ \mu\text{m}$  und Faserabständen von  $A=720\ \mu\text{m}$ ,  $A=1200\ \mu\text{m}$  und  $A=2000\ \mu\text{m}$  sowie eine  $400\ \mu\text{m}$ -Faser mit einem Faserabstand von  $A=1000\ \mu\text{m}$  zur Verfügung. Tabelle 3.1 macht deutlich, daß eine Veränderung des Abbildungsmaßstabes neben der Veränderung des Fokusdurchmessers zwangsläufig auch zur Veränderung des Fokusabstandes führt. Nur wenige zur Verfügung stehenden Doppelfasern und die dadurch bedingte geringe Auflösung des Parameters Fokusabstand führte zur Konstruktion und zum Aufbau einer Strahlteileroptik mit stufenlos einstellbarem Fokusabstand, welche im folgenden Abschnitt „Teileroptik“ dargestellt wird.

1. Minimaler Faserabstand bei einem Kerndurchmesser von  $600\ \mu\text{m}$ , der erreicht wird, wenn beide Glasfasern nur durch ihre Coatings getrennt auf Block liegen.

	Faserabstand A=720 μm (d <sub>F</sub> =600μm)	Faserabstand A=1200 μm (d <sub>F</sub> =600μm)	Faserabstand A=2000 μm (d <sub>F</sub> =600μm)	Faserabstand A=1000 μm (d <sub>F</sub> =400μm)
M <sub>A</sub> =1:2; f=100 mm	d <sub>f</sub> =300μm a=360μm	d <sub>f</sub> =300μm a=600μm	d <sub>f</sub> =300μm a=1000μm	d <sub>f</sub> =200μm a=500μm
M <sub>A</sub> =1:1,33; f=150 mm	d <sub>f</sub> =450μm a=540μm	d <sub>f</sub> =450μm a=900μm	d <sub>f</sub> =450μm a=1500μm	d <sub>f</sub> =300μm a=750μm

Tabelle 3.1: Erzielbare Fokusburchmesser d<sub>f</sub> und Fokusbstände a in Abhängigkeit des Abbildungsmaßstabes M<sub>A</sub> mit den zur Verfügung stehenden Fokussieroptiken und Doppelfasern.

Das Prinzip der Leistungsskalierung durch die Doppelfasertechnik läßt sich einfach auf weitere Fasern übertragen. Im Rahmen dieser Arbeit wurden bis zu drei Glasfasern in einem Faserendstecker integriert. Damit konnten Strahlleistungen von bis zu P=10 kW am Werkstück realisiert werden. Für Experimente standen die in folgender Tabelle 3.2 aufgeführten Dreifachfasern, welche eine Linien- und Dreieckanordnung der Foki erzeugten, zur Verfügung (siehe Abbildung 3.2).

	Linienanordnung Faserabstand A=1000 μm (d <sub>F</sub> =600μm)	Dreieckanordnung Faserabstand A=720 μm (d <sub>F</sub> =600μm)
M <sub>A</sub> =1:2; f=100 mm	d <sub>f</sub> =300μm a=500μm	d <sub>f</sub> =300μm a=360μm
M <sub>A</sub> =1:1,33; f=150 mm	d <sub>f</sub> =450μm a=750μm	d <sub>f</sub> =450μm a=540μm

Tabelle 3.2: Erzielbare Fokusburchmesser d<sub>f</sub> und Fokusbstände a in Abhängigkeit des Abbildungsmaßstabes M<sub>A</sub> mit den zur Verfügung stehenden Fokussieroptiken und Dreifachfasern.

### 3.2.3 Teileroptik

Zur Erzeugung eines Doppelfokus aus dem Rohstrahl einer Strahlquelle wird das optische Prinzip einer Sammellinse genutzt. Alle parallelen Strahlen, die auf diese Linse treffen, werden im Brennpunkt fokussiert. Trifft ein Bündel paralleler Strahlen unter einem anderen Winkel auf dieselbe Linse, so treffen sich diese Strahlen in einem anderen Brennpunkt in der Bildebene.

Durch das Erzeugen eines Winkels zwischen zwei Teilstrahlen kann somit ein Doppelfokus erzeugt werden. Ein einfaches Mittel hierzu ist ein Prisma oder ein geteilter Spiegel. Zur stufenlosen Einstellung des Fokusabstandes muß der Winkel zwischen beiden Teilstrahlen justierbar sein. Kommerziell zu erwerben war eine solche Optik nicht, weshalb die Konstruktion und der Aufbau einer Strahlteileroptik mit variablem Fokusabstand Gegenstand dieser Arbeit werden mußte.

Abbildung 3.3 zeigt die Prinzipskizze und die Leistungsdichteverteilung der Strahlteileroptik. Die technische Umsetzung der Optik mit Spiegelverstellung mittels Gewindestange bzw. Piezotranslator ist in Abbildung 3.4 dargestellt. Die Halbspiegel sind spielfrei gelagert und können gegeneinander verkippt werden. Durch den Versatz der Spiegel in Strahlrichtung trifft der Leistungsstrahl nicht in den Spalt zwischen den beiden Halbspiegeln, weshalb eine verstärkte thermische Belastung der Spiegelkante vermieden werden kann. Zusätzlich kann die Laserstrahlung, welche nicht durch die Beschichtung reflektiert wird, durch den Quarzglaspiegel transmittieren, ohne diesen zu erwärmen. Zum Einsatz kommen die Standard-Kollimation und die Standard-Fokussierung der Firma Haas-Laser GmbH, um exakt die gleichen Fokussierbedingungen wie in den Versuchen mit der Doppelfaser gewährleisten zu können. Die Summe aller Leistungsverluste in der Optik beträgt 10 %. Der Fokusabstand ist unter konstanten Bedingungen von  $a=1\text{ mm}$  bis  $a=-3\text{ mm}$  stufenlos einstellbar.

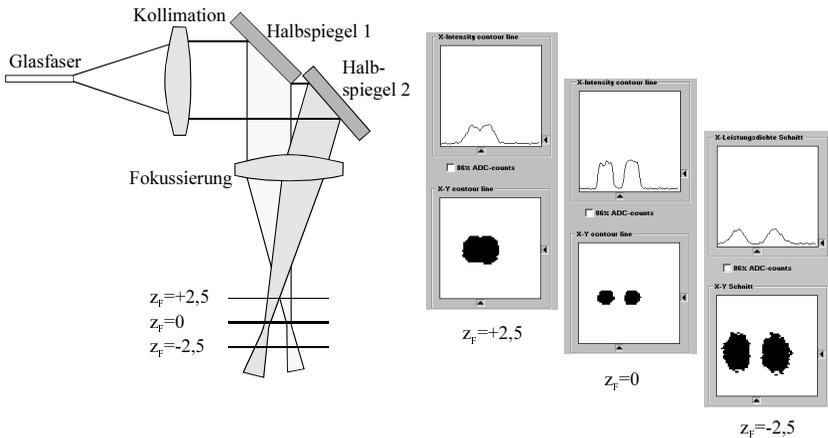


Abb. 3.3: Prinzipskizze der Strahlteileroptik und des Strahlengangs sowie gemessener Leistungsdichteverteilung eines resultierenden Doppelfokus in Abhängigkeit der Fokuslage  $z_F$ ,  $P=1+1\text{ kW}$ ,  $d_f=300\text{ }\mu\text{m}$ ,  $a=600\text{ }\mu\text{m}$ .

Die Leistungsdichteverteilung im Fokus ist nahezu rotationssymmetrisch, wohingegen sich im Rohstrahl die halbkreisförmigen Teilstrahlen abzeichnen, siehe Abbildung 3.3. Durch den Winkel zwischen beiden Teilstrahlen schneiden sich die Strahlen oberhalb der Brennebene und die Leistungsdichteverteilungen überlagern sich. Der größte Unterschied zur Doppelfasertechnik ist, daß eine Veränderung der Fokuslage neben

einer Vergrößerung des Fokusdurchmessers auch eine Veränderung des Fokusabstandes mit sich bringt.

Erwähnt werden muß in diesem Zusammenhang, daß diese Optik bewußt nicht bezüglich des Bauraumes minimiert wurde, um eine größtmögliche Flexibilität im Versuchsfeld zu gewährleisten. Heute inzwischen kommerziell erhältliche Systeme überschreiten die Baugröße von Standard-Fokussieroptiken nur geringfügig.

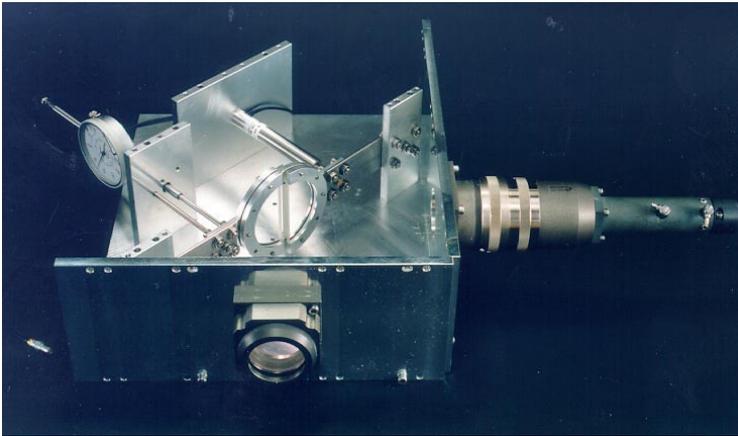


Abb. 3.4: Technische Realisierung der Strahlteileroptik mit stufenlos einstellbarem Fokusabstand  $a$ .

### 3.2.4 Begriffsdefinitionen

Die Doppelfokustechnik ist ein vergleichsweise neues Feld im Bereich der Schweißverfahren, weshalb bisher noch keine genormte Bezeichnung der Parameter und Begriffe dieser Technik existiert. Aus dem Bereich des Laserstrahl-, Elektronenstrahl- und Zweidrahtschweißens haben sich jedoch Bezeichnungen im alltäglichen Sprachgebrauch etabliert, die teilweise im Widerspruch zueinander stehen. Um eine klare Diskussionsgrundlage für diese Arbeit und auch darüberhinaus zu schaffen, soll im weiteren eine Begriffsbestimmung der Doppelfokustechnik und ihrer Parameter erfolgen.

Oft gleichgesetzt werden die Begriffe Doppelfokus- und Zweistrahltechnik, was genau genommen nicht immer richtig sein muß. Die Zweistrahltechnik beinhaltet alle Verfahren, die sich die gleichzeitige Anwendung zweier Laserstrahlen zu Nutze machen. Das beinhaltet auch das Schweißen mit räumlich getrennten Foki an *verschiedenen Wirkstellen*, wie zum Beispiel das beidseitige, gleichzeitige Schweißen eines T-Stosses. Im Gegensatz dazu definiert der Begriff Doppelfokustechnik die Anwendung zweier sehr nahe beieinanderliegender Foki an der *gleichen Wirkstelle*. Die Doppelfokustechnik,

welche Kernpunkt dieser Arbeit ist, ist demnach eine Untergruppe der Zweistrahltechnik.

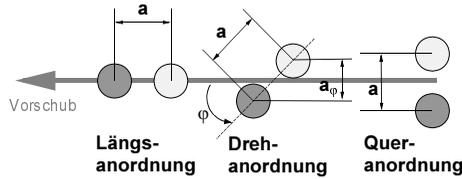


Abb. 3.5: Zusätzliche geometrische Parameter aus der Doppelfokustechnik resultierend.

Eine typische Leistungsverteilung eines Doppelfokus wurde bereits in Abbildung 3.1 dargestellt. Diese läßt sich aufgrund der räumlichen Trennung der Foki einfach variieren, wodurch neue Freiheitsgrade verfügbar werden. Mit den zusätzlichen Strahlparametern:

- Orientierung der Hauptsymmetrieachse zur Vorschubrichtung (Winkel  $\varphi$ ),
- Mittenabstand der Brennflecke  $a$  und
- Leistungsverteilung in den Brennflecken  $P_1/P_2$

ist sie eindeutig definiert, siehe Abbildung 3.5. Bei dem Parameter Orientierung zur Vorschubrichtung haben sich für die beiden Extremfälle die Begriffe Längs- und Queranordnung etabliert. Alle Fälle, die dazwischen liegen, werden als Drehanordnung unter Angabe des Drehwinkels  $\varphi$  beschrieben. Der Mittenabstand der Brennflecke  $a$  und der senkrecht zur Vorschubrichtung projizierte Mittenabstand  $a_\varphi$  wird ebenso wie der Fokusbereich typischerweise in  $\mu\text{m}$  angegeben.

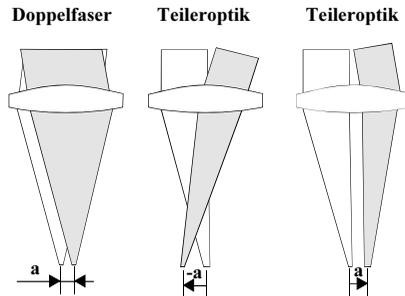


Abb. 3.6: Definition des Vorzeichens beim Parameter Fokusbereich.

Bei der Strahlteilung wird mit Hilfe des Vorzeichens des Fokusabstandes  $a$  berücksichtigt, ob sich die beiden Strahlen oberhalb der Brennebene überkreuzen oder nicht. Bei kreuzenden Strahlen wird per Definition der Fokusabstand negativ, weshalb mit Doppelfaser stets positive Fokusabstände und bei der Strahlteilung im allgemeinen negative Fokusabstände auftreten, siehe Abbildung 3.6.

Die Leistungsverteilung  $P_1/P_2$  wird im weiteren durch die Angabe der Leistung der einzelnen Teilstrahlen in Summenschreibweise gekennzeichnet. Die Angabe „ $P=3+2$  kW,  $a=600$   $\mu\text{m}$ ,  $d_f=300$   $\mu\text{m}$ , längs“ beschreibt eine Leistungsdichteverteilung, bei der die Strahlen längs zur Vorschubrichtung, also hintereinander angeordnet sind. Der erste der beiden Strahlen hat eine Leistung von  $P=3$  kW, der zweite Strahl von  $P=2$  kW. Der Mittenabstand der Foki beträgt  $a=600$   $\mu\text{m}$  bei einem Fokusdurchmesser von  $d_f=300$   $\mu\text{m}$ .

Beim Übergang von zwei auf mehrere Foki ist diese Beschreibung der Anordnung nicht mehr ausreichend. Deswegen wird für äquidistante Dreifachfoki, wie sie in dieser Arbeit in Stichversuchen untersucht wurden, folgende Schreibweise eingeführt. Gezählt werden jeweils diejenigen Foki, die in einer Reihe senkrecht zur Vorschubrichtung stehen. Die verschiedenen Reihen werden durch einen Bindestrich getrennt angehängt. Gezählt wird entgegen der Vorschubrichtung und die Quersumme ergibt die Gesamtzahl der Foki. Eine Anordnung  $O=1-2$  mit  $P=4+3+3$  kW ist dementsprechend eine Dreieckanordnung mit einem vorlaufenden Strahl, dessen Leistung  $P=4$  kW beträgt, und zwei nachfolgenden Strahlen mit jeweils  $P=3$  kW. Eine Anordnung  $O=3$  entspricht einem Dreifachfokus in Linienanordnung quer zur Vorschubrichtung.

### 3.3 Bearbeitungsanlagen

Die Versuchsreihen wurden auf unterschiedlichen Bearbeitungsanlagen durchgeführt. Die Ermittlung der Wirkungsgrade erfolgte auf einer 4-Achsen-Linearmaschine des Fabrikats Held. Das Bauteil wird unter einem feststehenden Laserstrahl bewegt, wodurch eine hohe Präzision der Fokusbildung erzielt wird. Besonders wichtig ist dieser Aspekt bei der Strahlteilung, da sich bei unter einem Winkel zueinander stehenden Teilstrahlen neben der Fokusgröße auch der Fokusabstand mit der Fokusbildung ändert.

Bei den Versuchen zur Röntgendurchstrahlung kam ein Lineartisch mit einer Achse zum Einsatz, dessen maximale Vorschubgeschwindigkeit auf  $v=4,5$  m/min beschränkt war. Auch hier wurde das Werkstück relativ zum Laser und der Röntgenquelle bewegt. Die komplette Anlage wird im folgenden Absatz näher beschrieben.

Alle weiteren Versuche wurden auf Industrierobotern durchgeführt. Zum Einsatz kam ein 5-Achsen-Roboter COMAU SMART5.25 L, der speziell für die Lasermaterialbearbeitung konzipiert wurde und mit besonders genauen Getrieben ausgestattet ist, sowie ein 6-Achsen-Roboter KUKA KR125, der ein typischer Vertreter von Robotern im Karosserierohbau ist. Letzterer hat die höchste Ungenauigkeit, was sich in der etwas geringeren Reproduzierbarkeit der Ergebnisse der Versuchsreihen mit Leistungen  $P \geq 3+3$  kW widerspiegelt.

## 3.4 Versuchsaufbau zur Hochgeschwindigkeitsvideoanalyse

Zur Visualisierung des hochdynamischen Laserschweißprozesses besitzen herkömmliche Videokameras mit einer Aufnahme­rate von 25 Bildern/s eine zu geringe zeitliche Auflösung. Aus diesem Grund kommen in dieser Arbeit Kamerasysteme zum Einsatz, die mit einer Aufnahme­rate von bis zu 40500 Hz den Prozeß lückenlos aufzeichnen können.

### 3.4.1 Visualisierung der Schmelzbadoberfläche

Die Schwierigkeit der Visualisierung des Schmelzbades und dessen Bewegungen liegt in der hohen Geschwindigkeit der Vorgänge, so daß bei einer Aufnahme­frequenz von 1000 Hz oftmals keine Korrelation der Vorgänge zwischen zwei aufeinanderfolgenden Bildern festgestellt werden kann. Zudem verdeckt die hell und breitbandig emittierende Metall­dampf­wolke über der Schweiß­stelle den interessierenden Bereich. Die Bild­aufnahme wird dadurch überstrahlt bzw. überbelichtet.

Letzteres kann durch den Einsatz einer sehr schmalbandigen Lichtquelle und eines exakt auf die Wellenlänge der Lichtquelle abgestimmten Kanten­filters, welcher alle anderen Wellen­längen ausblendet, umgangen werden. Die geeignetsten Licht­quellen sind Laser, die sehr schmalbandig im sensitiven Bereich des CCD-Chips emittieren. Für die Versuche wurde ein frequenzverdoppelter Nd:YLF-Laser mit einer Wellenlänge von  $\lambda=523$  nm und ein entsprechender Kanten­filter, mit der höchsten Transmission bei  $\lambda=523\pm 10$  nm, eingesetzt. Der Nd:YLF-Beleuchtungslaser besitzt eine maximale Puls­spitzenleistung von  $P_p=7$  kW bei einer Puls­dauer von 50 ns. Die kurze Belichtungszeit hat die Wirkungsweise eines extrem schnellen Kameraverschlusses, wodurch die Film­aufnahmen auch bei hoher Dynamik des Schmelzbades scharf bleiben.

Das eingesetzte Kamerasystem zur Auflicht­betrachtung war vom Typ „Kodak Ektapro HS Motion Analyzer 4540“. Die optische Einheit ist ausgestattet mit einem monochromen CCD-Chip, der maximal 256x256 Pixel in 256 Graustufen auflösen kann. Die maximale Aufnahme­frequenz im Vollbild beträgt 4500 Bilder/s. Die maximal erreichbare Bild­aufnahme­frequenz beträgt 40500 Bilder/s und wird durch eine Verkleinerung des Bild­ausschnitts, d. h. eine proportionale Reduktion der Pixelzahl, erreicht.

Abbildung 3.7 zeigt den Versuchsaufbau mit Beleuchtungs- und Bearbeitungslaserstrahl und Kamerasystem. Mit der Kamera wurde in der direkten Reflexion des Beleuchtungsstrahles gearbeitet, um mit der kleinsten Blende die größten Tiefenschärfe zu erzielen.

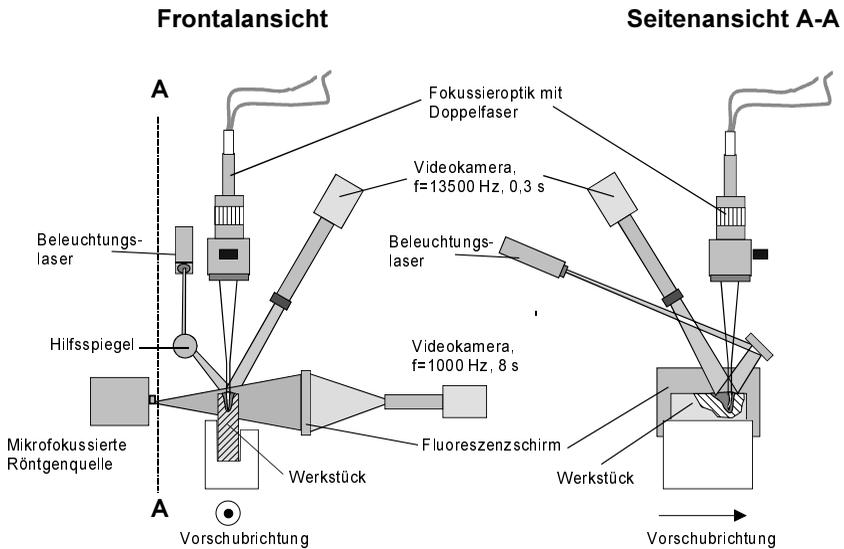


Abb. 3.7: Schematischer Versuchsaufbau der Hochgeschwindigkeitsvideoanalyse mit In-situ-Röntgendurchstrahlung und gleichzeitiger Aufsichtbetrachtung des Schweißprozesses.

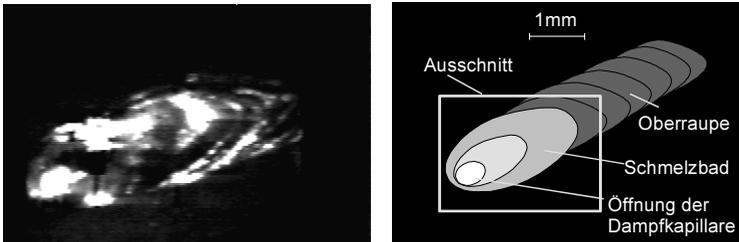


Abb. 3.8: Videoaufnahme des Schweißprozesses und schematische Beschreibung.

Abbildung 3.8 zeigt ein typisches Standbild einer mit diesem Versuchsaufbau erzeugten Videoaufnahme. Die Schweißrichtung geht von rechts oben nach links unten. Die Kapillaröffnung ist aufgrund des Eigenleuchtens des Plasmas in der Kapillare als weißer Fleck zu erkennen. Die elliptische Geometrie wird durch die Perspektive hervorgerufen. Umgeben ist die Kapillare von schmelzflüssigem Metall, welches eine wellenförmige Oberfläche aufweist und eine hohe Dynamik besitzt. Hell erscheinen jeweils die Kuppen der Wellenberge aufgrund der direkten Reflexion des Beleuchtungslasers. Daran anschließend folgt das bereits erstarrte Schmelzgut.

### 3.4.2 In-situ-Röntgendurchstrahlung

Die Apparatur zur Durchstrahlung des Werkstücks während des Schweißprozesses wurde vom Joining and Welding Research Institute (JWRI) der Universität Osaka, welches auf dem Gebiet der Prozeßanalyse mit Röntgenstrahlung jahrzehntelange Erfahrung besitzt, in ein gemeinsames Projekt mit der Fa. Nissan Motor Co., Yokohama und dem Institut für Strahlwerkzeuge (IFSW) eingebracht [60].



Abb. 3.9: Röntgenanlage (links), Ausschnitt mit geöffneter Tür zeigt Optikhalter, Fokussierung, Prozesssensorik und Vorschubeinheit (rechts)

Die Anlage [61] besteht aus einer mikrofokussierbaren Röntgenquelle, mit der Fokusgrößen im Bereich  $d_{\text{fXray}}=10..500\mu\text{m}$  realisierbar sind, einer x-y-Bewegungseinheit, einem Fluoreszenzschirm zur Umwandlung der Röntgenstrahlung in sichtbares Licht, einer Hochgeschwindigkeitsvideokamera mit einer Aufnahme rate von 1000 Bilder/s sowie einem bleiummantelten Gehäuse zum Strahlenschutz, siehe Abbildung 3.7 und Abbildung 3.9.

Abbildung 3.10 zeigt ein typisches Einzelbild einer Röntgenfilmaufnahme während des Schweißprozesses. Eingezeichnet ist der Strahl des Bearbeitungslasers, der die Kapillare öffnet. Alle Bereiche des Bildausschnittes, die eine geringere Dichte als das Probenmaterial besitzen, sind heller gefärbt als die Umgebung. Die Oberkante des Werkstücks, die Dampfkapillare, Poren, Oberflächenwellen und Schmelzbadauswürfe zeichnen sich dadurch mehr oder weniger deutlich ab. Die Schmelze kann vom Festkörper unter normalen Umständen aufgrund zu geringer Dichteunterschiede nicht differenziert werden. Zur Visualisierung des Schmelzbades bei Aluminium wurde deshalb das dichtere Zinn eingesetzt. Es wurde über Depots, welche in die Schweißbahn eingebracht wurden, dem Schmelzbad zugeführt. Aufgrund der hohen Strömungsgeschwindigkeiten der Schmelze wird sehr schnell eine vollständige Durchmischung und eine starke Dunkelfärbung der Schmelze erreicht.

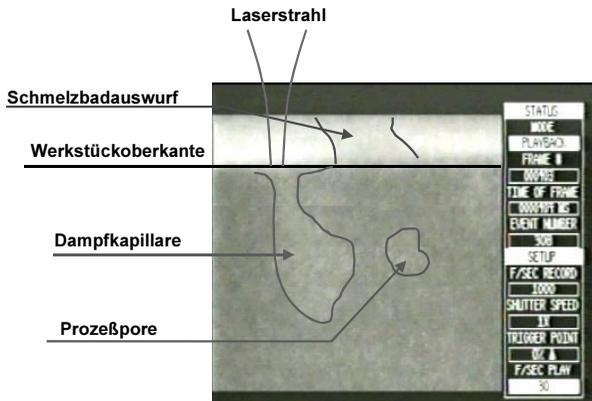


Abb. 3.10: Einzelbild einer Röntgenaufnahme mit der Hochgeschwindigkeitsvideokamera.

### 3.5 Versuchsaufbau zur Bestimmung des Einkoppelgrades

Der Einkoppelgrad eines Prozesses  $\eta_A$  ist das Verhältnis aus der im Werkstück deponierten Energie zur Energie des auftreffenden Laserstrahles. Er läßt sich aus der Erwärmung des Bauteils und des Probenhalters mittels eines kalorimetrischen Meßaufbaus bestimmen.

Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 3.11 (links) dargestellt und zeigt den massiven Probenhalter aus Kupfer zur schnellen und gleichmäßigen Wärmeableitung und die schwenkbaren Abdeckbleche zur exakten Definition der Bearbeitungsstrecke. Der Probenkörper ist auf Edelmetallspitzen zur Wärmeisolation gelagert. Die Messung des Temperaturverlaufs über der Zeit erfolgt mit PT100 Meßwiderständen.

Die Auswertung des Temperaturverlaufs erfolgt nach der ballistischen Methode [62], die bei einer kurzen Einwirkdauer und einer hohen Wärmeleitfähigkeit von Proben- und Probenhaltermaterial besonders geeignet ist. Beide Bedingungen sind bei den Versuchen erfüllt. In Analogie zum ballistischen Pendel geht man bei dieser Methode davon aus, daß die gesamte Energie, die während der Bearbeitungszeit  $\Delta t$  in die Probe eingekoppelt wird, instantan zum Zeitpunkt der halben Bestrahlungsdauer  $\Delta t/2$  auf die Probe übertragen wird, siehe Abbildung 3.12. Die Verluste, die während der Bearbeitung auftreten, werden gedanklich ignoriert. Die Folge ist eine sofortige Temperaturerhöhung  $\Delta T$  aller beteiligter Massen. Danach setzt die näherungsweise exponentiell verlaufende Abkühlung ein.

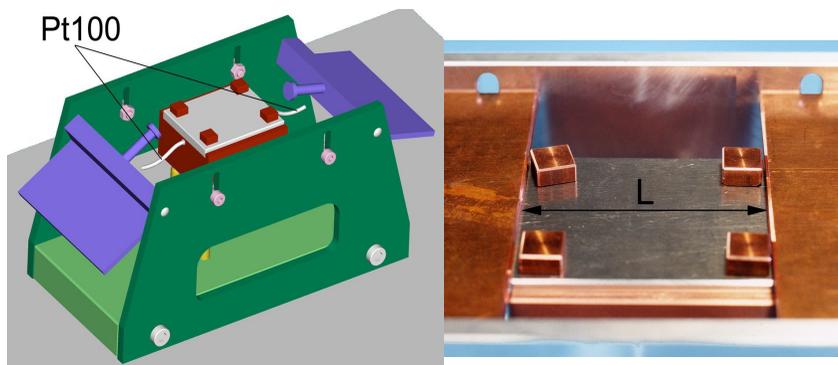


Abb. 3.11: Kalorimetrischer Meßaufbau.

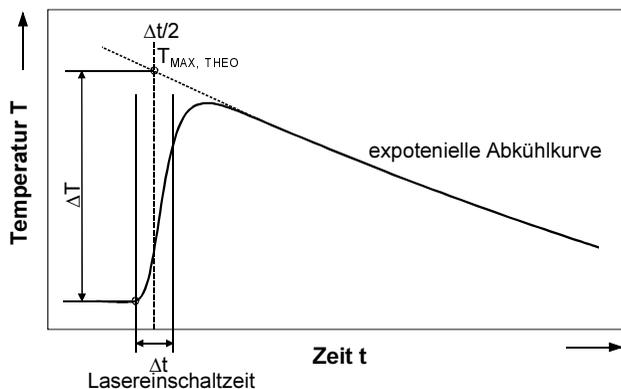


Abb. 3.12: Temperaturverlauf und Schema der ballistischen Auswertemethode.

Unter der Annahme, daß die Wärmeverluste proportional zur Temperaturdifferenz zwischen Probe und Umgebung sind, erhält man die theoretisch maximale Temperatur  $T_{\text{MAX, THEO}}$  zum Zeitpunkt  $\Delta t/2$ , woraus sich die eingekoppelte Energie mit

$$\eta_A = \frac{\sum (m \cdot c_p)}{P_L} \cdot \frac{T_{\text{MAX, THEO}} - T_0}{\Delta t} \quad (3.1)$$

bestimmen läßt.

### 3.6 Probenmaterial

Der Großteil der industriellen Schweißanwendungen wird mit Stahl- und Aluminiumlegierungen abgedeckt, weshalb sich diese Arbeit auf diese Werkstoffgruppen beschränkt. Während das Laserstrahlschweißen von Stahl inzwischen Stand der Technik ist, bestehen beim Schweißen von Aluminium nach wie vor Probleme mit der Prozeßsicherheit des Verfahrens, was bisher einen weitreichenden Serieneinsatz von lasergeschweißten Aluminiumkonstruktionen verhindert hat.

Untersucht wurden im Rahmen dieser Arbeit drei unterschiedliche Werkstoffe, die sich in ihren physikalischen Eigenschaften und ihrem Prozeßverhalten stark unterscheiden. Zum einen wurden die Legierungen AlMgSi1<sup>1</sup> und AlMg4,5Mn<sup>2</sup> untersucht, die die charakteristischen Vertreter der zwei wichtigsten Legierungsgruppen der Aluminiumwerkstoffe darstellen, und zum anderen kam mit StE 690 ein Vertreter der niedriglegierten Stähle zum Einsatz.

Der StE 690 ist ein Feinkornbaustahl, der sich durch seine gute Schweißbarkeit auszeichnet. Er wurde aus dem Massenbaustahl ST52 für den Stahlleichtbau weiterentwickelt und kann aufgrund seiner hohen Streckgrenze von 690 N/mm<sup>2</sup> in geringeren Blechstärken im Leichtbau verarbeitet werden. Die Anteile von Phosphor, Schwefel und Kohlenstoff sowie anderen Legierungselementen sind bei diesem Legierungstyp gering. Bei der Wahl der Streckenenergie ist zu betrachten, daß zu geringe Werte zur Bildung von Kaltrissen und eine zu hohe Streckenenergie zur Grobkornbildung führen können.

Stähle unterscheiden sich im allgemeinen nur wenig hinsichtlich ihres Prozeßverhaltens, wenn der Legierungsgehalt von Kohlenstoff, Phosphor und Schwefel niedrig ist. Deshalb können die in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse ohne weiteres auf andere Stahlwerkstoffe wie Edelstähle übertragen werden. Dem steht entgegen, daß aufgrund der besseren Zerspanbarkeit in der Serienproduktion meist kostengünstige Werkstoffe mit hohen Anteilen von Schwefel und Phosphor und wegen der höheren Festigkeit große Anteile Kohlenstoff zum Einsatz kommen. Mit Abstrichen in Bezug auf die Prozeßsicherheit gelten die hier getroffenen Aussagen dennoch auch für diese Werkstoffe.

Aluminiumlegierungen unterscheiden sich sehr viel stärker in ihrem Prozeßverhalten. Legierungszusätze wie Magnesium, Kupfer, Zink oder Lithium beeinflussen maßgeblich die Schweißbarkeit. AlMgSi1 ist eine aushärtbare Legierung und gilt als sehr gut schweißbar. Die Legierung ist außerdem sehr gut strangpreßbar und im nicht ausgehärteten Zustand auch gut tiefziehbar, weshalb sie im Automobilbau beispielsweise als Außenhaut- und Profilwerkstoff zum Einsatz kommt. Mit einem Legierungsanteil von

- 
1. Bei den Versuchen zur Röntgendurchstrahlung kam eine vergleichbare japanische Legierung mit der Bezeichnung A6063 zum Einsatz.
  2. Bei den Versuchen zur Röntgendurchstrahlung kam eine vergleichbare japanische Legierung mit der Bezeichnung A5052 zum Einsatz.

ca. 1% Si und 1% Mg liegt sie allerdings im Bereich der maximalen Heißrißanfälligkeit [63], so daß bei hohen Abkühlraten - wie sie für das Laserschweißen typisch sind - Heißrisse entstehen können. Die Vermeidung dieser Risse durch Auflegieren des Schmelzbades mit Hilfe von höherlegiertem Zusatzwerkstoff ist mit Zusatzdraht oder -pulver einfach zu realisieren und ist Stand der Technik [67],[68],[69]. Diese Methoden werden in dieser Arbeit jedoch bewußt nicht angewandt, um dem Einfluß der Doppelfokustechnik nicht eine „Störgröße“ zu überlagern. Heißrisse werden somit bewußt in Kauf genommen, zumal Untersuchungen der Festigkeit nicht Zielsetzung dieser Arbeit waren.

Stoffkennwert	AlMgSi1 AA6082	AlMg4,5Mn AA5083	StE690 1.8979
$T_S$ in K	923	911	1733
$T_V$ in K	2313	1883	2976
$c_p$ in $\frac{kJ}{kgK}$	0,896	0,900	0,461
$h_S$ in $\frac{kJ}{kg}$	356	380	260
$\rho$ in $\frac{kg}{s}$	2,70	2,66	7,85
$\lambda$ in $\frac{W}{mK}$	170..220	110..140	45..60

Tabelle 3.3: Werkstoffkennwerte der verwendeten Legierungen, [63],[64],[65],[66].

AlMg4,5Mn ist ein Vertreter der naturharten Legierungen und gilt als schwer schweißbar. Die Legierung besitzt eine eingeschränkte Tiefziehbarkeit und wird deshalb und aufgrund ihrer hohen Festigkeit hauptsächlich in Strukturbauteilen verwendet. Der hohe Anteil von Magnesium führt einerseits zu einer hohen Prozeßinstabilität aufgrund hoher Verdampfungsraten und andererseits zu einer geringen Heißrißempfindlichkeit [63]. Die Notwendigkeit des Auflegierens entfällt somit.

Tabelle 3.3 zeigt die Unterschiede einer Auswahl wichtiger physikalischer Eigenschaften der untersuchten Werkstoffe. Sie decken weite Bereiche technisch relevanter Werkstoffe ab, und die damit erzielten Erkenntnisse erlauben Rückschlüsse auf andere Legierungen.

## 4 Ausbildung der Dampfkapillare

Das Laserstrahl-tiefschweißen unterscheidet sich vom Wärmeleitungsschweißen durch die Ausbildung einer Dampfkapillare. Bei Metallen führt die auf der Werkstückoberfläche absorbierte Energie des Laserstrahls zunächst zur Bildung von Schmelze, die bei ausreichend hoher Leistungsdichte des Laserstrahls verdampft. Der abströmende Metalldampf übt einen Rückstoßdruck aus, der die Schmelze lokal verdrängt und einen Dampfkanal entstehen läßt. Über Reflexionen an den Kapillarwänden kann der Strahl tief in das Werkstück eindringen, wodurch die typische Dampfkapillare mit großem Schachtverhältnis<sup>1</sup> entsteht. Die Energiezufuhr entspricht dadurch nicht mehr einer punktförmigen Oberflächenwärmequelle, sondern kann eher mit einer in die Tiefe reichenden Linienquelle [70] angenähert werden.

Für die Doppelfokustechnik stellt sich die Frage, wie sich die Kapillare bei zwei sehr nahe beeinanderliegenden Foki ausbildet. Offen ist, welche Form die Kapillare in Abhängigkeit der spezifischen Parameter der Doppelfokustechnik einnimmt, ob sich beispielsweise eine gemeinsame Kapillare ausbildet und wenn ja, bei welchen Parametern sich die Kapillare in zwei einzelne Kapillaren trennen wird.

Die Klärung dieser Fragestellung ist für das Prozeßverständnis von elementarer Bedeutung, da sowohl der Einkoppelgrad als auch der thermische Wirkungsgrad - aus deren Produkt der Prozeßwirkungsgrad gebildet wird - direkt von der Kapillarform abhängig ist. Auch die Stabilität des Schweißprozesses steht in direktem Zusammenhang mit der Kapillarform. Erschwert wird die Ermittlung der Geometrie dadurch, daß die Kapillare in das Werkstück eindringt und sich dem Betrachter entzieht. Zudem bildet der ausströmende Metalldampf eine hell emittierende Metalldampf Wolke, die den Dampfkanal verdeckt.

In diesem Kapitel soll die Ausbildung der Dampfkapillare unter den besonderen Gesichtspunkten der Doppelfokustechnik erörtert werden, um als Diskussionsgrundlage für die folgenden Kapitel zu dienen.

### 4.1 Modellvorstellungen

Die Bildung der Dampfkapillare ist ein Vorgang, der auf der Wechselwirkung der physikalischen Teilprozesse Absorption der Laserstrahlung, Wärmeleitung, Verdampfung an der Kapillaroberfläche, Plasmabildung, Gasdynamik des ausströmenden Metall dampfes und Fluidynamik der umgebenden Schmelze basiert. Deren Gesetzmäßigkeiten können aufgrund der Komplexität und der Nichtlinearität des Zusammenwirkens in ihrer Gesamtheit noch nicht erfaßt werden.

---

1. Verhältnis von Tiefe zu Öffnungsdurchmesser der Kapillare

Mit Hilfe von theoretischen Modellen lassen sich einzelne Phänomene erklären, wobei die Realität mehr oder minder stark vereinfacht wird. In der Summe ermöglichen diese Modellvorstellungen aber die Auswirkung verschiedener Parameter auf den Prozeß in engen Grenzen zu erklären, weshalb im folgenden die aus Sicht dieser Arbeit wichtigsten Modelle zur Beschreibung der Kapillare dargestellt werden.

Neben den grundlegenden Beschreibungen der einzelnen physikalischen Phänomene Wärmeleitung [70], Schmelzströmung [71], Metalldampfströmung [73],[74],[75] und Energieeinkopplung [17],[76],[77] sind insbesondere diejenigen Modelle von Interesse, die integral mehrere physikalische Mechanismen berücksichtigen.

Ein Modell zur Ausbildung der Kapillare wurde in [78] vorgestellt. Unter der Annahme eines Energiegleichgewichts zwischen der an den Kapillarwänden eingekoppelten Energie und den Wärmeleitungsverlusten wird die Kapillarform bestimmt. Als Einkoppelmechanismen wurden die Fresnel-Absorption und die Wärmeleitung aus dem Kapillarplasma angenommen. Das erste selbstkonsistente Modell [13], [79] erlaubt die Berechnung der Kapillargeometrie, des Strahlverlaufs und des Einkoppelgrades auf der Basis von Vielfachreflexion und Plasmaabsorption, Energiebilanz und Umströmung der Kapillare mit Schmelze. Beide Arbeiten setzen jedoch vereinfachend die Rotations-symmetrie der Kapillare voraus. Ein neuer Ansatz, der neben den Absorptions- und Verlustmechanismen auch die dreidimensionale Form und zunehmende Krümmung der Kapillare mit steigender Vorschubgeschwindigkeit berücksichtigt, zeigt [80].

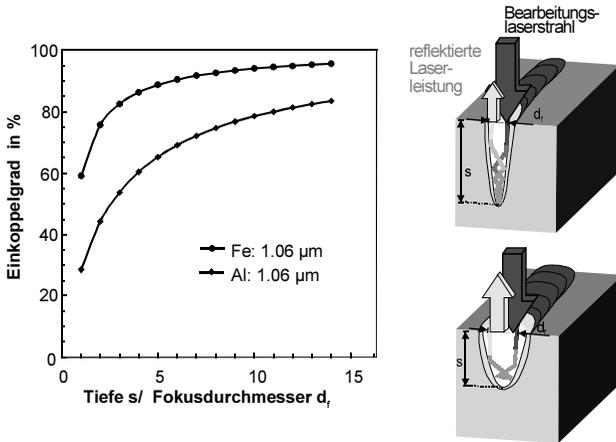


Abb. 4.1: Abschätzung des Einkoppelgrades in Abhängigkeit der Einschweißtiefe und des Fokussdurchmessers für Eisen und Aluminium [5] (links) und Vielfachreflexion bei verschiedenen Schachtverhältnissen (rechts) [8].

Eine Abschätzung der eingekoppelten Laserleistung in Abhängigkeit von der Fresnel-Absorption und dem Schachtverhältnis der Kapillare wird in [9] vorgestellt. Das

Modell beruht auf einer Methode von Gouffé zur Berechnung der Hohlraumabsorption in technisch schwarzen Strahlern [81]. Unter der Annahme einer kegelförmigen Kapillargeometrie [77] als Oberfläche des schwarzen Strahlers ergibt sich eine gute Übereinstimmung des Einkoppelgrades mit der numerischen Simulation in [13], weshalb die vereinfachte Abschätzung sehr gut für die weitere Diskussion dienen kann. Graphisch dargestellt ist das Ergebnis in Abbildung 4.1. Mit zunehmendem Schachtverhältnis wächst der Einkoppelgrad zunächst stark an und nähert sich dann asymptotisch der vollständigen Einkopplung. Eine erhöhte Wandabsorption ( $A_{Fe} > A_{Al}$ ) führt zu größeren Einkoppelgraden und deren Einfluß nimmt mit sinkendem Schachtverhältnis zu. Bei gleicher Einschweißtiefe wird aufgrund des bei der Doppelfokustechnik größeren Öffnungsdurchmessers der Kapillare ein im Vergleich zur Einzelstrahlentechnik geringerer Einkoppelgrad erwartet.

Ausgehend von experimentellen Beobachtungen einer wellenförmigen Struktur der Kapillarfront mit der Röntgendiagnostik wird in [82] ein zweidimensionales Modell vorgestellt, das eine Erklärung für diese Instabilität der Kapillarfront gibt. Unter der Annahme, daß die resultierende Kraft aus dem Rückstoßdruck des verdampfenden Materials die schließenden Kräfte aus Oberflächenspannung, Gravitation und Staudruck der Schmelze übersteigt, zeigt die numerische Simulation die Bildung von sogenannten „Buckelinstabilitäten“ bzw. Schmelzewellen, die auf der gekrümmten Kapillarfront nach unten wandern. Die charakteristischen Frequenzen, mit denen diese Buckel auftreten, konnten mit experimentell bestimmten Plasmafluktuationen korreliert werden. Mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit nimmt nach diesem Modell die Anzahl der Buckel zu und deren Amplitude ab, so daß sich die Form der Kapillare und auch der Prozeß mit steigender Geschwindigkeit zunehmend stabilisiert.

Die Form und Dynamik der Kapillare wird unter Berücksichtigung von Leistungsdichteverteilung, Mehrfachreflexion und den die Kapillare schließenden Mechanismen in [83] betrachtet. Die Krümmung der Kapillare wird in diesem Modell durch die Überlagerung der Schweiß- und Eindringgeschwindigkeit der Kapillare erklärt. Das Resultat ist eine gebogene, fast stationäre Kapillarfront. Mit der Beschreibung der Schließungsmechanismen der Kapillarrückwand wird gezeigt, daß die Rückwand nicht über ihren ganzen Bereich stationär sein kann, da die Bestrahlung mit Laserstrahlung nicht direkt und definiert, sondern undefiniert durch Reflexe von der Kapillarfront erfolgt. Das Ergebnis ist eine fluktuierende Kapillargeometrie. Die Reflexionen des Bearbeitungsstrahls von der Rückwand führen wiederum, ähnlich wie in [82], zur Bildung von „Buckelinstabilitäten“ an der vorderen Kapillarwand, die umgekehrt Veränderungen der Kapillarrückwand induzieren. Eine stationäre Rückwand der Kapillare und damit ein stabiler Prozeß kann nach diesem Modell nur dann erreicht werden, wenn die Kapillarrückwand durch eine geeignete Leistungsdichteverteilung direkt bestrahlt wird. Berechnungen mit einem Doppelfokus in Längsanordnung zeigen eine deutliche Verminderung der Kapillarfluktuationen, da die von der vorderen Kapillarwand reflektierte Laserstrahlung nur noch von untergeordneter Bedeutung für die Stabilität der Kapillarrückwand ist.

Das Modell der „integrierten Punktquellen“ [84] ist die erste Arbeit, welche die Mehrfokustechnik in den Vordergrund stellt. Das Modell ermöglicht die Berechnung des Nahtquerschnitts und des thermischen Wirkungsgrades bei beliebiger Anordnung von bis zu zehn Wirkstrahlen auf der Basis von Wärmeleitung. Die Wärmeeinbringung erfolgt durch Punktquellen, welche auf der Mantelfläche einer vorgegebenen Kapillarform verteilt sind und deren dreidimensionale Temperaturfelder überlagert werden. Die Berechnung des Einkoppelgrades erfolgt nach der Abschätzung von Dausinger [9], welche für Vielfachfoki erweitert wurde. Die Ergebnisse dieser Modellrechnungen zeigen eine Reduzierung der Einschweißtiefe mit dem Doppelfokus im Vergleich zum Einzelfokus bei gleicher Gesamtlaserleistung. Außerdem kann eine starke Abhängigkeit der Einschweißtiefe und der Nahtbreite von den Parametern Fokusorientierung und Fokusabstand festgestellt werden. Dabei zeigt sich, daß die Queranordnung nur in Bereichen sehr großer Wärmeleitungsverluste die größeren Einschweißtiefen erzielt, ansonsten werden mit der Längsanordnung der Foki die tieferen Schweißnähte erzeugt. Weiterhin zeigen die Berechnungen bei welchen Prozeßparametern sich eine gemeinsame Kapillare ausbildet. Eine exakte Übertragung auf das Experiment kann jedoch nicht vorgenommen werden, da der Einfluß der Oberflächenspannung, der Vielfachreflexion und der Strömung der Schmelze bei diesem Wärmeleitungsmodell unberücksichtigt bleibt.

## 4.2 Experimentelle Untersuchung der Kapillardynamik

Die Existenz des Dampfkanals beim Lasertiefschweißen beruht auf dem Kräftegleichgewicht zwischen der resultierenden Kraft aus dem Rückstoßdruck des verdampfenden Materials und den Kräften aus Oberflächenspannung, Gravitation und Staudruck der umgebenden Schmelze, welche versuchen die Kapillare zu verschließen. Verändert sich eine dieser Kenngrößen aufgrund einer Prozeßinstabilität, so beginnt die Kapillare solange ihre Größe zu verändern, bis sich wieder ein Kräftegleichgewicht einstellt.

Störungen des Gleichgewichts können beispielsweise durch Fluktuationen der optischen Eigenschaften der Schweißfackel hervorgerufen werden [14], welche zu einer veränderten Leistungsdichte und damit zu veränderten Verdampfungsraten in der Kapillare führen. Buckelinstabilitäten der Kapillarfront, wie in [82] und [83] beschrieben, können zu einer lokal verstärkten Verdampfung und zu erheblich veränderten Einkoppelgraden [13] führen.

Werden der Staudruck und die Gravitationskraft als konstant angenommen, was für konstante Einschweißtiefe und Vorschubgeschwindigkeit in erster Näherung zulässig ist, dann kann die Stabilität der Dampfkapillargeometrie auf das Gleichgewicht zwischen Verdampfungsdruck und Oberflächenspannung zurückgeführt werden. Da die Oberflächenspannung von Aluminium bei Schmelztemperatur circa um den Faktor 2 und nahe dem Siedepunkt um den Faktor 6 niedriger ist als bei Stahl [89], reichen bei Aluminiumwerkstoffen bereits wesentlich kleinere Änderungen der Verdampfungsrate aus, um große Veränderungen der Kapillargeometrie hervorzurufen. Zusätzlich besitzt

die Aluminiumschmelze eine geringe Viskosität, die im Bereich der Schmelztemperatur ca. um den Faktor 9 und nahe der Siedetemperatur noch um den Faktor 3 niedriger liegt als bei Stahl [85]. Dadurch wird der Kapillarbewegung im Schmelzbad weniger Widerstand entgegen gebracht, d. h. die Bewegung wird weniger stark gedämpft. Beide Werkstoffkenngrößen begünstigen eine starke Fluktuation der Kapillare beim Lasertiefschweißen von Aluminiumwerkstoffen. Diese Annahmen belegen die drei folgenden Abbildungen<sup>1</sup> mit Röntgenbildern des Schweißprozesses bzw. den daraus ermittelten Kapillargeometrien.

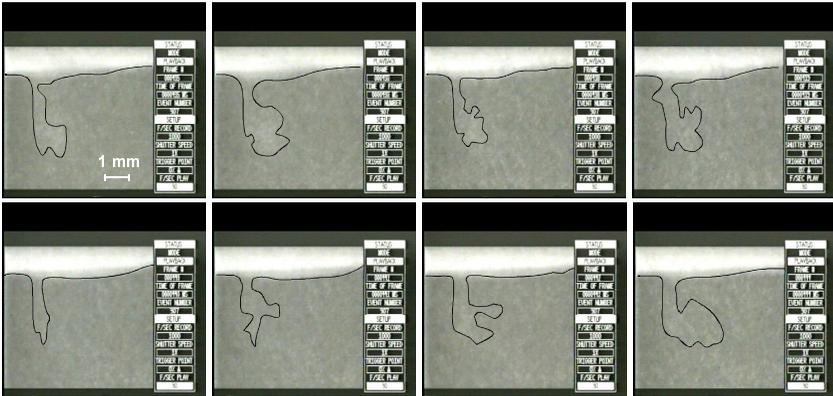


Abb. 4.2: Röntgenaufnahmen der Dampfkapillare für die Al-Legierung A6062, Kontur schwarz nachgezeichnet,  $P=2+2$  kW,  $v=4$  m/min,  $a=0,36$  mm, längs, zeitlicher Abstand zwischen den Bildern je 1 ms.

Bei Aluminium (siehe Abbildung 4.2) nimmt die Kapillare innerhalb von 4 ms nahezu jede beliebige Form zwischen der erwarteten schlanken Geometrie (unten links) und einer stark aufgeblähten Variante (unten rechts) ein. Die vordere Kapillarwand verändert dabei nur leicht ihren Neigungswinkel. Die Kapillarrückwand ist hingegen sehr instabil. Sie wird sehr schnell verdrängt und variiert über einen Bereich von bis zu 2,5 mm, d. h. in der Tiefe des Schmelzbades dehnt sich die Kapillare über das gesamte Schmelzbadvolumen aus. Im Bereich der Kapillaröffnung bleibt die Form in etwa konstant. Eine Visualisierung der Kapillaröffnung in der Draufsicht würde dementsprechend nur geringe Veränderungen zeigen, obwohl sich die Kapillare in der Tiefe sehr stark verändert. Eine Betrachtung der Kapillaröffnung ist deshalb - auch im Hinblick auf ein Prozesssicherungssystem - nur bedingt geeignet, um Rückschlüsse auf die Form der Kapillare zu ziehen.

1. Das Werkstück wird unter dem feststehenden Laserstrahl von rechts nach links bewegt. Infolge des schlechten Signal-Rauschverhältnisses der Röntgenaufnahmen und zum Zwecke der besseren Visualisierung wurde die Kapillargeometrie und die Werkstückoberfläche manuell nachgezeichnet.



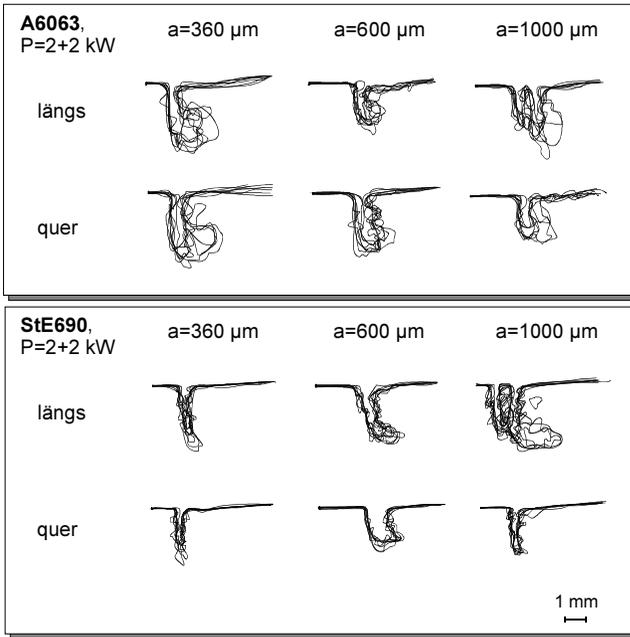


Abb. 4.4: Kapillarform als Funktion des Fokusabstandes, der Fokusanordnung und des Materials bei  $v=4$  m/min. Überlagerung von 8 Bildern mit je 1 ms Abstand.

### 4.3 Auswertungen der zeitlich gemittelten Kapillargeometrie

Für die Stabilität eines Prozesses ist jede einzelne auftretende Kapillargeometrie entscheidend, da diese die Ursache einer Nahtimperfection darstellen kann. Die Effizienz des Prozesses bezieht sich hingegen auf die ganze Schweißnahtlänge, d. h. es wird eine über die Zeit des Bearbeitungsvorgangs gemittelte Geometrie der Dampfkapillare betrachtet.

Aus den experimentell bestimmten Einkoppelgraden und Schweißnahttiefen läßt sich unter der Annahme der Gültigkeit der Modelle von [9] und [13] - vgl. Abbildung 4.1 - eine entsprechende Kapillargeometrie ermitteln und insbesondere die Fragestellung klären, wann im zeitlichen Mittel eine gemeinsame Kapillare oder zwei getrennte vorgelegen haben.

### 4.3.1 Einfluß des Fokusabstandes

Entscheidenden Einfluß auf die Ausbildung einer oder zweier Kapillaren hat der Mit-tenabstand  $a$  der Brennflecke. Bei kleinen Abständen der Brennflecke wird sich zunächst eine Kapillare mit einem gemeinsamen Öffnungsdurchmesser ausbilden [84], der größer ist als mit einem Einzelfokus. Steigt der Fokusabstand an, so wird ein Punkt erreicht, an dem die von der Kapillarwand ins Werkstück geleitete Energie nicht mehr ausreicht, um das Material zwischen den beiden Foki zu verdampfen. Sind die schließenden Kräfte auf die Schmelze dann groß genug, bilden sich zwei getrennte Kapillaren aus, wie in Abbildung 4.4 für die Längsanordnung mit  $a=1000\ \mu\text{m}$  zu erkennen ist. Je nach Materialeigenschaften und Prozessbedingungen wird dieser Punkt bei anderen Fokusabständen erreicht.

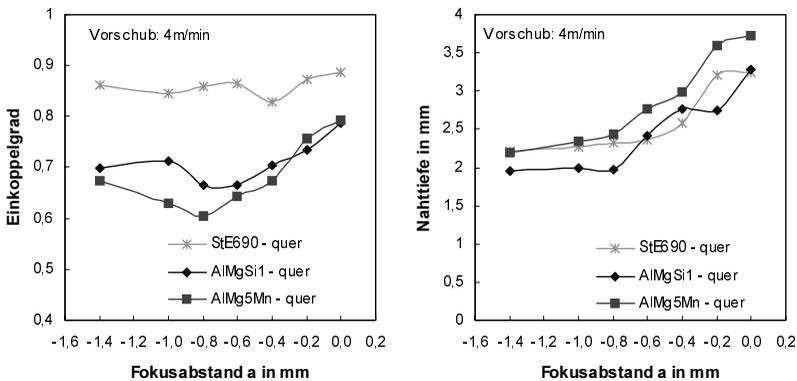


Abb. 4.5: Einkoppelgrad und Nahttiefe als Funktion des Fokusabstandes für die Materialien AlMgSi1, AlMg4,5Mn und StE 690 in Queranordnung,  $P=1,8+1,8\ \text{kW}$ ,  $d_f=300\ \mu\text{m}$ .

Dieser Vorgang läßt sich entsprechend der Daten in Abbildung 4.5, die den Einkoppelgrad und die Einschweißtiefe als Funktion des Fokusabstandes für die untersuchten Materialien zeigen, nachweisen. Für die Aluminiumlegierungen nimmt der Einkoppelgrad zunächst mit zunehmendem Fokusabstand stark ab, erreicht bei  $a=-0,8\ \text{mm}$  ein Minimum, um dann wieder etwas anzusteigen und auf einem Plateau zu stagnieren. Der Vergleich mit den Werten der Einschweißtiefe ergibt, daß die Einschweißtiefe bis zum Wert der minimalen Einkopplung ebenfalls abfällt und dann auf konstant niedrigem Niveau verbleibt.

Daraus läßt sich ableiten, daß sich bis zum minimalen Wert des Einkoppelgrades bei  $a=-0,8\ \text{mm}$  eine gemeinsame Kapillare ausbildet. Das Schachtverhältnis reduziert sich durch die Vergrößerung des Öffnungsdurchmessers der Kapillare, es wird dadurch weniger Energie absorbiert und die Einschweißtiefe sinkt. Wird der Abstand weiter vergrößert, steigt die Einkopplung wieder an, obwohl die Einschweißtiefe auf konstantem Niveau verbleibt. Dieser Effekt kann nur damit erklärt werden, daß sich das Schacht-

verhältnis vergrößert, indem sich der Öffnungsdurchmesser verringert und den Abmessungen des Einzelfokus nähert. Dies ist nur dann der Fall, wenn sich zwei getrennte Kapillaren ausbilden. Der Einkoppelgrad zweier schlanker Kapillaren liegt über dem einer weit geöffneten Kapillare gleicher Tiefe. Eine weitere Vergrößerung des Fokusabstandes führt dann nur noch zu einem leichten Absinken der Einschweißtiefe und des Einkoppelgrades. Die Erklärung hierfür ist, daß die Wirkungsgrade mit zwei getrennten Kapillaren mit steigendem Fokusabstand nur noch langsam absinken.

Bei Stahl wird das Minimum des Einkoppelgrades, d. h. die maximale Kapillaröffnung, schon bei einem Fokusabstand von  $a=0,4$  mm erreicht. Nach der Trennung der Kapillaren fällt die Einschweißtiefe nicht mehr weiter ab und der Einkoppelgrad erreicht wieder dasselbe Niveau wie mit dem Einzelfokus. Der geringe Abstand, bei dem sich die Kapillaren trennen, kann auf die geringe Wärmeleitung von Stahlwerkstoffen, das geringe Verhältnis von Verdampfungstemperatur zu Schmelztemperatur und die hohe Oberflächenspannung der Schmelze in der Nähe der Verdampfungstemperatur zurückgeführt werden. Die Temperaturgradienten sind dadurch groß, und die Temperatur im Werkstück fällt schnell unter den Siedepunkt des Materials ab. Folglich sind die Kapillaren schlank, und die höhere Oberflächenspannung erleichtert das Trennen in zwei Kapillaren bei kleinen Fokusabständen. Der starke Wiederanstieg des Einkoppelgrades nach der Trennung der Kapillare kann auf den hohen Absorptionsgrad der Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers für Stahl zurückgeführt werden, der bei Schmelztemperatur bei ca. 30% liegt [9]. Bei den ausgewerteten Schweißexperimenten liegen die berechneten Einkoppelgrade von zwei getrennten Kapillaren und von einer gemeinsamen Kapillare nur wenige Prozent auseinander, so daß sich im Experiment nur ein minimaler Unterschied zeigt.

Gestützt werden diese Ergebnisse durch die Experimente der In-situ-Röntgendurchstrahlung. Die Kapillaren trennen sich bei diesen Untersuchungen zwar bei etwas größeren Abständen, diese Differenz kann jedoch mit den veränderten Wärmeleitungsbedingungen erklärt werden. Die Messungen des Einkoppelgrades erfolgten in einem praktisch halbbunendlichen Körper, wohingegen die Schweißungen zur Röntgendurchstrahlung in die Stirnseite der Blechproben ausgeführt wurden. Die seitliche Wärmeleitung ist somit behindert, wodurch die Temperaturgradienten flacher werden. Das bedeutet, der Bereich, in dem Verdampfungstemperatur erreicht wird, wird größer, so daß sich die Kapillaren erst bei größeren Fokusabständen trennen. Abbildung 4.4 zeigt die mittlere Kontur der Kapillare innerhalb der Zeitspanne von 7 ms. Deutlich zu erkennen ist die abnehmende Kapillartiefe mit steigendem Fokusabstand<sup>1</sup>. Weiterhin kann für die Werkstoffe A6063 und StE 690 in der Längsanordnung eine Trennung der Kapillare zwischen dem Fokusabstand  $a=0,6$  mm und  $a=1,0$  mm beobachtet werden.

---

1. Doppelfokus wurde mit Doppelfaser erzeugt.

### 4.3.2 Einfluß der Fokusanordnung

Die Anordnung der Foki relativ zur Vorschubrichtung spielt bezüglich des Einkoppelgrades eine untergeordnete Rolle. Bei Aluminium verlaufen die Kurven in Abbildung 4.6 für die Längs- und Queranordnung nahezu parallel, wobei die Werte in der Queranordnung geringfügig höher liegen. Die Trennung der Kapillaren erfolgt offenbar für die Längs- und Queranordnung bei den gleichen Fokusbständen.

Bei Stahl besitzen beide Kurven einen nahezu identischen, fast waagrechten Verlauf mit einem charakteristischen Minimum für die größte gemeinsame Kapillare in der Queranordnung. In der Längsanordnung kann hingegen kein Unterschied des Einkoppelgrades für unterschiedliche Kapillarformen festgestellt werden, so daß mit diesen Ergebnissen keine Aussage über den Trennungsabstand getroffen werden kann. Die Röntgendurchstrahlung zeigt jedoch, daß der Trennungsabstand auch für Stahl annähernd unabhängig von der Fokusanordnung ist. Die Kapillarform der Queranordnung für den Fokusbstand  $a=1,0$  mm in Abbildung 4.4 ist wesentlich schlanker als diejenige bei  $a=0,6$  mm. Dies deutet darauf hin, daß sich die Kapillaren in der Projektionsebene bereits getrennt haben.

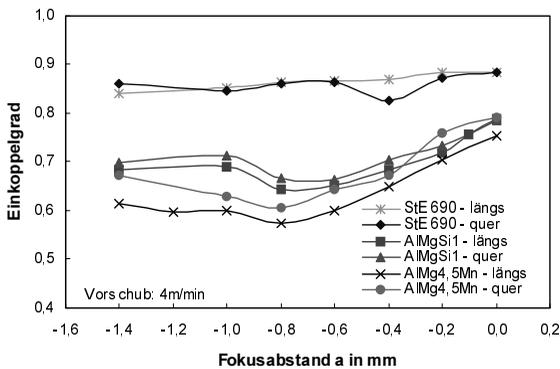


Abb. 4.6: Einkoppelgrad als Funktion der Fokusanordnung, des Fokusbstandes und des Materials,  $P=1,8+1,8$  kW,  $d_f=300$   $\mu$ m.

Die Geometrie der Kapillare unterscheidet sich jedoch deutlich für die beiden Anordnungen. In der Längsanordnung ist die Neigung der Vorderfront im allgemeinen größer als in der Queranordnung. Außerdem neigen Kapillaren bei der Anordnung der Foki quer zur Vorschubrichtung stärker zum Aufblähen am Kapillargrund, vgl. Abbildung 4.4 und Abbildung 5.16. Zurückzuführen ist dieses Phänomen vermutlich auf die unterschiedlichen Strahlengänge in der Kapillare. Im Falle der Queranordnung treffen beide Laserstrahlen zunächst auf die Kapillarfront und werden von dort auf die Kapillarrückwand reflektiert. In der Längsanordnung trifft im Gegensatz dazu der nachfolgende Strahl zuerst auf die Kapillarrückwand und wird von dort nach vorne reflektiert. Dies hat völlig unterschiedliche Strahlverläufe der beiden Anordnungen und damit

andere Leistungsdichteverteilungen in der Kapillare zur Folge. Modelle, die diesbezüglich Voraussagen treffen könnten, existieren zum jetzigen Zeitpunkt noch nicht.

### 4.3.3 Einfluß der Vorschubgeschwindigkeit

Die Ausbildung von einer oder zwei Kapillaren hängt maßgeblich vom Wärmefluß zwischen den beiden Foki ab. Eine wichtige Einflußgröße darauf ist die Vorschubgeschwindigkeit, die über die Einwirkzeit die Wärmeleitungsvorgänge maßgeblich bestimmt. Grundsätzlich kann mit steigender Vorschubgeschwindigkeit, d. h. sinkender Streckenenergie<sup>1</sup>, beobachtet werden, daß die Trennung der Kapillaren bereits bei kleineren Fokusabständen einsetzt. Die Wärme, die benötigt wird, um das Material zwischen den Foki zu verdampfen, steht nicht mehr in ausreichender Menge zur Verfügung und kann nicht schnell genug in den Bereich zwischen den Foki geleitet werden. Die Ausprägung dieses Phänomens ist stark von den Materialeigenschaften abhängig, wie die nachfolgenden Beispiele zeigen. Im Umkehrschluß bedeutet diese Abhängigkeit für die Prozeßführung, daß eine Veränderung der Vorschubgeschwindigkeit zu starken Änderungen im Prozeß führen kann, da bei sonst gleichen Parametern im einen Fall eine Kapillare und im anderen Fall zwei getrennte Kapillaren auftreten können. Die Einschweißtiefe, der Nahtquerschnitt und die Prozeßstabilität werden dadurch in starkem Maße beeinflusst, wie in den nachfolgenden Kapiteln noch erläutert wird.

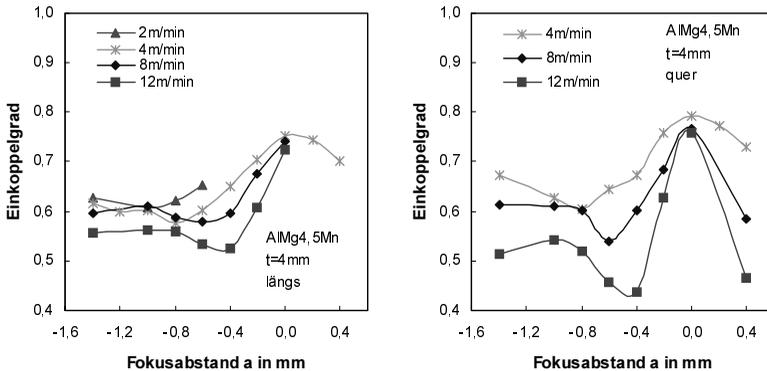


Abb. 4.7: Einkoppelgrad als Funktion von Vorschubgeschwindigkeit, Fokusabstand und Fokusordnung für AlMg4,5Mn bei  $P=1,8+1,8$  kW, links: Längsanordnung, rechts: Queranordnung.

Unter den untersuchten Werkstoffen zeigt der Einkoppelgrad und damit die Kapillarform bei AlMg4,5Mn die größte Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit. Das Minimum des Einkoppelgrades, d. h. die größte gemeinsame Kapillare, verschiebt sich bei einer Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit von  $v=4$  m/min auf  $v=12$  m/min von

1. Energie je Streckenabschnitt = Leistung/Vorschubgeschwindigkeit.

einem Fokusabstand  $a=-1,0$  mm bis hin zu  $a=-0,4$  mm, siehe Abbildung 4.7. Dementsprechend bilden sich zwei getrennte Kapillaren ebenfalls bei geringeren Fokusabständen aus.

Zusätzlich nimmt der Einkoppelgrad mit steigender Vorschubgeschwindigkeit ab, da die Einschweißtiefe mit geringerer Streckenenergie absinkt. Während beim Einzelstrahl ( $a=0$  mm) der Rückgang des Einkoppelgrades mit der Geschwindigkeit nur gering ist, fällt der Rückgang mit der Doppelfokustechnik deutlich stärker aus. Der Grund ist in dem geringen Schachtverhältnis und hohen Reflexionsgrad von Aluminium zu suchen, da für diesen Fall - entsprechend Abbildung 4.1 - bereits geringe Änderungen des Kapillardurchmessers zu großen Veränderungen des Einkoppelgrades führen. Der Unterschied der eingekoppelten Laserleistung zwischen Einzel- und Doppelfokus kann bei hohen Geschwindigkeiten bis zu 35 % betragen und damit um fast 50 % zurückgehen, wie das Beispiel der Queranordnung bei  $v=12$  m/min und  $a=0$  mm bzw.  $a=-0,4$  mm in Abbildung 4.7 zeigt.

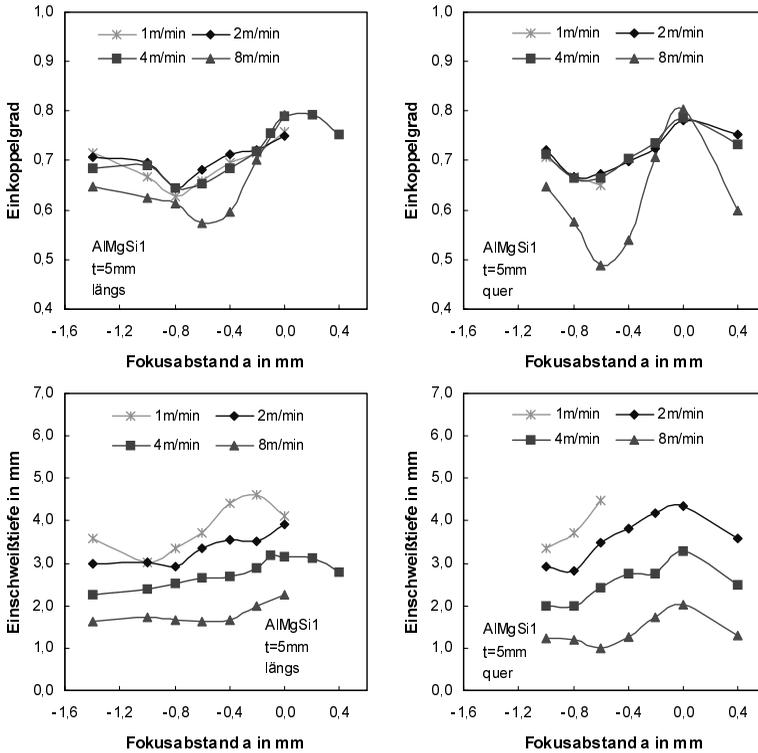


Abb. 4.8: Einkoppelgrad (oben) und Einschweißtiefe (unten) als Funktion von Vorschubgeschwindigkeit, Fokusabstand und Fokusordnung für AlMgSi1 bei  $P=1,8+1,8$  kW, links: Längsanordnung, rechts: Queranordnung.

Der Werkstoff AlMgSi1 weist eine geringere Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit auf, siehe Abbildung 4.8. Die Kurven mit unterschiedlicher Prozeßgeschwindigkeit unterscheiden sich nur geringfügig. Lediglich die Kurve mit  $v=8$  m/min fällt in beiden Anordnungen deutlich ab. Die Ursache für das starke Absacken des Einkoppelgrades bei  $v=8$  m/min ist in der geringen Streckenenergie und den damit verbundenen sehr geringen Einschweißstiefen zu sehen. Die Einkopplung geht folglich stark zurück, das Verhältnis von Nahttiefe zu Nahtbreite wird annähernd eins, d. h. die Schweißungen für  $a < -0,2$  mm können als Wärmeleitungsschweißungen eingestuft werden und sind deshalb nicht mit den anderen Ergebnissen vergleichbar. Für die übrigen Kurven ist der Einkoppelgrad nahezu unabhängig vom Vorschub, obwohl die Einschweißtiefe mit steigender Geschwindigkeit drastisch fällt. Hierfür gibt es zwei Erklärungsansätze. Zum einen nimmt der Öffnungsdurchmesser der Kapillare ab, weil der Bereich kleiner ist, in dem das Werkstück auf Verdampfungstemperatur erhitzt wird. Zum anderen führt die mit steigender Vorschubgeschwindigkeit zunehmende Krümmung der Kapillare zu einer Art „Strahlfalle“, in der sich der Strahl „totläuft“ und über Vielfachreflexion die Einkopplung erhöht.

Die größte gemeinsame Dampfkapillare läßt sich für AlMgSi1 aus Einkoppelgrad und Einschweißtiefe ableiten und existiert für  $v=1$  m/min bei  $a=-0,8$  mm und für  $v=8$  m/min bei  $a=-0,6$  mm. Aufgrund der höheren Wärmeleitfähigkeit gegenüber AlMg4,5Mn und den dadurch bedingten flacheren Temperaturgradienten verschieben sich die Fokusabstände, bei den sich die Kapillaren trennen, insgesamt zu größeren Werten hin.

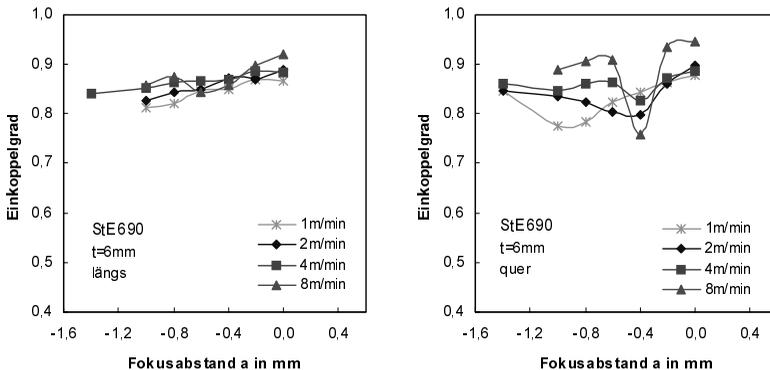


Abb. 4.9: Einkoppelgrad als Funktion von Vorschubgeschwindigkeit, Fokusabstand und Fokusordnung für StE 690 bei  $P=1,8+1,8$  kW, links: Längsanordnung, rechts: Queranordnung.

Die Ergebnisse von Stahl unterscheiden sich gegenüber den Aluminiumschweißungen dahingehend, daß die Einkopplung trotz abnehmender Einschweißstiefen mit steigender Geschwindigkeit zunimmt. Erklärt werden kann dieses Ergebnis mit dem bereits oben erläuterten Phänomen der Strahlfalle, dessen Auswirkungen aufgrund der höheren Fresnel-Absorption bei Stahl und der spitz zulaufenden Kapillargeometrie (siehe

Abbildung 4.3) größer sind als bei Aluminium. Desweiteren bestätigt die Prozesssimulation des Einkoppelvorgangs der Laserstrahlung in Stahl [91] diese Hypothese. Die Abhängigkeit des Trennungsabstandes der Kapillaren von der Vorschubgeschwindigkeit bestätigt sich auch für Stahlwerkstoffe. Anhand der Ergebnisse mit der Queranordnung in Abbildung 4.9 läßt sich zeigen, daß die Trennung der Kapillaren für  $v=1$  m/min bei  $a=-1,0$  mm und für  $v=8$  m/min bei  $a=-0,4$  mm einsetzt.

### 4.4 Zusammenfassung

Form und Dynamik der Dampfkapillare sind stark abhängig von den Materialeigenschaften und den Prozeßparametern. Stahl- und Aluminiumwerkstoffe unterscheiden sich deutlich hinsichtlich ihrer Kapillargeometrie. Während bei Stahl die schlanke Kapillare nur wenig fluktuiert, führen die geringe Oberflächenspannung und die geringe Viskosität der überhitzten Aluminiumschmelze zu einer starken Aufblähung und Fluktuation der Kapillare unterhalb der Schmelzbadoberfläche. Die Kapillaröffnung verändert dabei ihre Größe nur geringfügig, so daß eine Visualisierung in der Draufsicht im Hinblick auf eine Prozeßsicherung wenig erfolgversprechend erscheint. Die Zeiträume, in denen sich Veränderungen der Kapillargeometrie vollziehen, sind sowohl für Stahl als auch für Aluminium deutlich kleiner als eine Millisekunde.

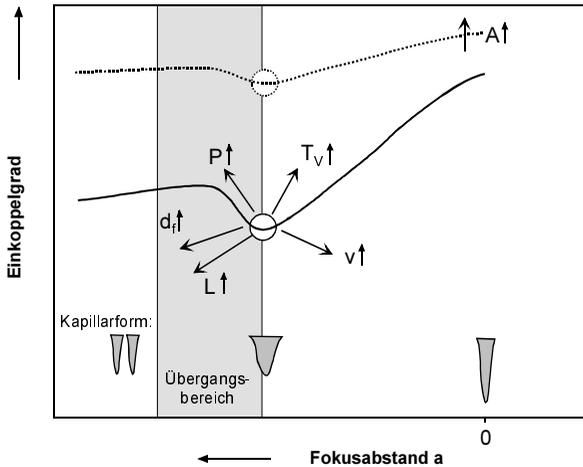


Abb. 4.10: Schematischer Einfluß der Prozeß- und Materialkenngrößen Fresnel-Absorption  $A$ , Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ , Verdampfungstemperatur  $T_v$ , Laserleistung  $P$ , Fokusbereich  $d_f$  und Vorschubgeschwindigkeit  $v$  auf den Einkoppelgrad in Abhängigkeit des Fokusabstandes  $a$ .

Die zusätzlichen Kennwerte des Doppelfokus führen zu Veränderungen der Kapillargeometrie, die in diesem Ausmaß aus der „konventionellen“ Einstrahltechnik mit dem

Laser nicht bekannt sind. Dies hat zum einen Vorteile hinsichtlich Prozeßsicherheit und -flexibilität, wie die nächsten Kapitel zeigen werden, zum anderen birgt diese Abhängigkeit den Nachteil in sich, daß der Prozeß stärker auf Änderungen der Prozeßparameter wie Laserleistung, Fokusgröße, Fokuslage und Vorschubgeschwindigkeit reagiert. Der Einfluß der folgenden Prozeß- und Materialkenngrößen auf den Einkoppelgrad bzw. die zeitlich gemittelte Form der Kapillare, die sich daraus ableiten läßt, ist schematisch in Abbildung 4.10 dargestellt:

- *Fokusabstand  $a$* : Der Einkoppelgrad nimmt mit zunehmendem Fokusabstand bis zur Ausbildung der größten gemeinsamen Kapillare (GGK) ab. Daran schließt sich für weiter steigende Fokusabstände ein instationärer Übergangsbereich an, in dem sich eine oder zwei Kapillaren ausbilden können. Danach bilden sich wieder stationär zwei Kapillaren aus.
- *Geschwindigkeit  $v$* : Mit wachsender Geschwindigkeit verschiebt sich die GGK zu kleineren Fokusabständen hin. Aufgrund der geringeren Streckenenergie steht weniger Wärme zur Verfügung, um das Material zwischen den Foki zu verdampfen. Zusätzlich nimmt der Einkoppelgrad aufgrund der sinkenden Einschweißtiefe ab.
- *Wärmeleitfähigkeit  $L$* : Mit steigender Wärmeleitfähigkeit wird die GGK bei größeren Werten des Fokusabstandes erreicht, da die Temperaturunterschiede in der Schmelze gering sind und so die Verdampfungstemperatur in einem größeren Bereich erreicht wird. Gleichzeitig vergrößert sich der Kapillardurchmesser, wodurch der Einkoppelgrad sinkt.
- *Verdampfungstemperatur  $T_V$* : Eine steigende Verdampfungstemperatur hat Kapillaren mit geringeren Durchmessern zur Folge, wodurch einerseits die Trennung der Kapillaren bei kleineren Fokusabständen einsetzt und andererseits der Einkoppelgrad aufgrund des größeren Schachtverhältnisses ansteigt.
- *Laserleistung  $P$* : Mit steigender Laserleistung verschiebt sich die GGK zu größeren Fokusabständen hin, da die Temperatur zwischen den Foki ansteigt. Gleichzeitig steigt die Einschweißtiefe und damit die Einkopplung an.
- *Fokusbereich  $d_f$* : Ein vergrößerter Fokusbereich führt dazu, daß erst bei größeren Fokusabständen ein trennendes Stück Schmelze zwischen den Kapillaren stehen bleibt. Dadurch verschiebt sich die GGK zu größeren Fokusabständen hin. Aufgrund des geringeren Schachtverhältnisses nimmt gleichzeitig der Einkoppelgrad ab.
- *Fresnel-Absorption  $A$* : Entgegen der Wirkung der anderen Parameter beeinflusst eine steigende Absorption weniger die größte gemeinsame Kapillare, als daß die Kurve des Einkoppelgrades insgesamt nach oben geschoben wird. Der Einfluß der Doppelfokustechnik auf den Einkoppelgrad nimmt mit steigender Absorption ab, da das Schachtverhältnis an Einfluß verliert.

## 5 Steigerung der Prozeßstabilität

Die Stabilität eines Schweißprozesses ist die Grundvoraussetzung für dessen Einsatz in der Serienfertigung. Der Prozeß muß zuverlässig und reproduzierbar ein vorbestimmtes Schweißergebnis produzieren. Meßbar ist die Prozeßstabilität anhand der Schweißnahtqualität, d. h. der Häufigkeit von Nahtimperfectionen. Beim Schweißen von Aluminium treten Imperfectionen im allgemeinen in der Form von Heißrissen, Wasserstoffporen, Prozeßporen, Schmelzbadauswürfen und einer unregelmäßig geformten Nahtberraupe mit Einbrandkerben auf.

Heißrisse und Wasserstoffporen sind primär auf die Werkstoffeigenschaften zurückzuführen, d. h. diese Nahtfehler treten beim Schweißen von Aluminium bei allen Schmelzschweißverfahren auf und sind mit den üblichen Mitteln der Nahtvorbereitung, der Werkstoffauswahl und der Zuführung von Zusatzwerkstoff zu vermeiden oder auf ein akzeptables Maß zu reduzieren [20],[67],[68]. Vertiefende Untersuchungen zum Einfluß der Doppelfokustechnik auf die Heißrißbildung werden in [86] diskutiert.

Die Ursachen aller anderen oben aufgeführten Nahtfehler sind in der hohen Schmelzbaddynamik und in Instabilitäten der Dampfkapillare zu suchen [3]. Die Entstehungsmechanismen konnten bisher noch nicht vollständig erklärt werden, was eine stärkere Umsetzung des Laserstrahlschweißens von Aluminium in der Großserie bisher verhindert hat. In vorangegangenen Arbeiten [20],[21] wie auch in eigenen Untersuchungen [87],[88] wurde jedoch die Wirksamkeit der Doppelfokustechnik als ein probates Mittel zur Verringerung dieser Nahtfehler empirisch nachgewiesen.

In diesem Kapitel sollen die Mechanismen, die zur Bildung von Prozeßporen, Schmelzbadauswürfen und schlechter Nahtberraupequalität führen, auf der Basis von Durch- und Auflichtbeobachtungen des Schweißprozesses mit Hochgeschwindigkeitsvideokameras am Beispiel der Legierungen A5052 und AlMg<sub>4,5</sub>Mn diskutiert werden. Darauf aufbauend werden die Möglichkeiten einer gezielten Vermeidung dieser Nahtfehler mit Hilfe der Nd:YAG-Doppelfokustechnik dargestellt.

### 5.1 Entstehungsmechanismen von Nahtimperfectionen

#### 5.1.1 Prozeßporen

##### Phänomenologie:

Ein gewichtiges Problem beim Schweißen von Aluminiumlegierungen, insbesondere bei den Legierungen der 5000-er Klasse, sind Prozeßporen. Sie sind per Definition Hohlräume im Schweißgut, welche infolge von prozeßbedingten Kapillarinstabilitäten entstehen. Das Auftreten dieser Porenart ist nicht mit einer schlechten Qualität der Oberraupe verknüpft, was zum einen auf einen Entstehungsmechanismus in der Tiefe

schließen läßt, und zum anderen ihren Nachweis in der Produktion erschwert. Dies festzuhalten ist um so wichtiger, da Prozeßporen häufig eine große unregelmäßige Form besitzen und meist in der unteren Nahthälfte auftreten, so daß die Festigkeit der Schweißnaht erheblich beeinträchtigt werden kann. Die Vermeidung dieser Porenart ist daher für den Einsatz des Laserschweißens von Aluminium in der Produktion ein notwendiger Schritt.

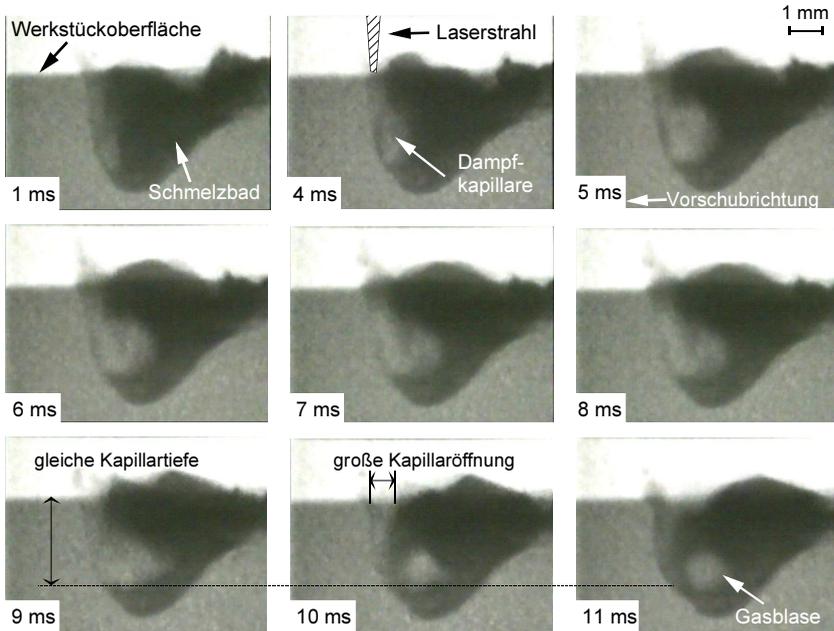


Abb. 5.1: Röntgenaufnahmen der Entstehung einer Prozeßpore,  $P=2+2$  kW,  $a=0,36$  mm, längs,  $v=4$  m/min, A5052.

Abbildung 5.1 zeigt einen typischen Vorgang der Porenbildung in einer Abfolge von Röntgenbildern. Zur Visualisierung des Schmelzbades wurde vor dem Schweißprozeß das optisch dichtere Zinn in eine Bohrung auf der Schweißbahn eingebracht. Durch das Überschweißen dieses Depots vermischt sich das Zinn mit der Schmelze, wodurch die Röntgenstrahlung stärker gestreut wird als vom Festkörper. Das Schmelzbad erscheint dadurch dunkler. Die hell gefärbte Kapillare ist deutlicher zu erkennen.

Die Bildung der Prozeßpore beginnt mit einem Aufblähen der Kapillare. Die Dampfkapillare unterwandert dabei große Teile des Schmelzbades. Die Verdrängung der Schmelze ist an der Oberfläche nur durch ein Anheben des Schmelzbades zu erkennen. Zwischen Bild 9 ms und Bild 10 ms in Abbildung 5.1 findet dann die Abschnürung der Kapillare statt, wobei sich dieser Vorgang bereits mehrere Millisekunden lang andeutet.

Die Schmelze der Kapillarrückwand dringt in die aufgeblähte Kapillare ein, woraus ein mit Metaldampf gefüllter Hohlraum resultiert, der im weiteren Verlauf mit der Strömung nach hinten schwimmt und dort von der Erstarrungsfront eingeholt und „eingefroren“ wird. Erstarrt das Schmelzbad dabei schneller als der Dampf kondensieren und die umgebende Schmelze nachfließen kann, bleibt eine unregelmäßig geformte Prozeßpore im Schweißgut zurück.

Das Entstehen einer Prozeßpore durch das Abschnüren eines Hohlraumes auf halber Höhe der Kapillare, wie sie beim Schweißen mit einem 40kW-CO<sub>2</sub>-Laser mit typischen Einschweißiefen größer 15 mm beschrieben wird [92], konnte mit dem Nd:YAG-Laser in keinem Fall beobachtet werden. Zurückzuführen ist dies vermutlich auf die im Vergleich dazu geringen Einschweißiefen von 3-4 mm. Denn je tiefer die Kapillare ist, desto größer ist deren Anfälligkeit gegenüber Störungen [93].

Bei den Untersuchungen zum Einfluß der Schmelzeströmungen auf die Stabilität mittels Röntgendurchstrahlung und Tracer-Partikeln in dieser Arbeit entstand der Eindruck, daß sowohl Strömungen existieren, die zu einer Destabilisierung der Kapillarrückwand führen, als auch solche, die ein Aufsteigen der Gasblasen verhindern. Die Auswirkungen dieser Strömungen konnten in Einzelbildern jedoch nicht eindeutig nachgewiesen werden. Da das Strömungsfeld aus der komplexen Überlagerung der Materialflüsse im Schmelzbad entsteht, welche sich aus

- der Umströmung der Kapillare,
- der Marangoni-Strömung, angetrieben durch die temperaturabhängige Oberflächenspannung, und
- den Schubspannungen, ausgelöst durch die reibungsbehaftete Ausströmung des verdampfenden Materials

zusammensetzen, gelangt die 2D-Projektion der Röntgendiagnostik an ihre Grenzen. Eine abschließende Klärung des Einflusses der Strömung ist momentan nicht möglich, da dieses dreidimensionale Strömungsfeld aufgrund der Komplexität der Strömungen und der hohen Dynamik der Kapillare auch zum heutigen Zeitpunkt mit Simulationsrechnungen nur sehr eingeschränkt vorhersagbar ist. Dennoch ist von einem starken Einfluß der Strömung auf die Stabilität der Kapillarrückwand und damit auf die Porenbildung auszugehen. Bei Schweißversuchen unter Vakuum [95] wurde eine völlige Porenfreiheit erreicht, obwohl sich die Kapillare genauso aufblähte wie unter Umgebungsdruck. Die Visualisierung der Schmelzeströmung mittels Tracer-Partikeln ergab, daß aufgrund der stärkeren Verdampfung unter Vakuum eine wesentlich stärkere Strömung von der Kapillarspitze entlang der Kapillarrückwand existiert als unter Umgebungsdruck. Dadurch sinkt der Einfluß von Strömungen, welche ein Abschnüren unterstützen. Der Autor schließt daraus, daß nicht das Aufblähen der Kapillare die Ursache der Prozeßporenbildung ist, sondern die Schmelzeströmung.

Ein signifikanter Einfluß der Marangoni-Strömung auf die Porenbildung konnte im Gegensatz zu [96] jedoch nicht gefunden werden. Sowohl bei der Verwendung des Schutzgases Helium als auch beim Einsatz von Stickstoff wurden Poren in vergleichba-

rer Größe und Anzahl gefunden [87]. Die unterschiedlichen Richtungen der Marangoni-Strömung bei Stickstoff und inerten Gasen - aufgrund der entgegengesetzten Oberflächenspannung-Temperaturgradienten bei Aluminiumschmelzen - hat somit einen untergeordneten Einfluß auf die Porenbildung. Gestützt wird dieses Ergebnis durch Untersuchungen in [94], welche ebenfalls keinen signifikanten Einfluß der Schutzgasatmosphäre auf die Porenbildung zum Ergebnis haben.

### Modellvorstellung:

Die Bildung einer Prozeßpore erfolgt durch das Abschnüren einer aufgeblähten Kapillare. Charakteristisch für den hier gefundenen Mechanismus, der schematisch in Abbildung 5.2 dargestellt ist, ist die Abschnürung der Kapillare in ihrem unteren Teil durch das Eindringen von Schmelze an der Kapillarrückwand tief unten im Schmelzbad.

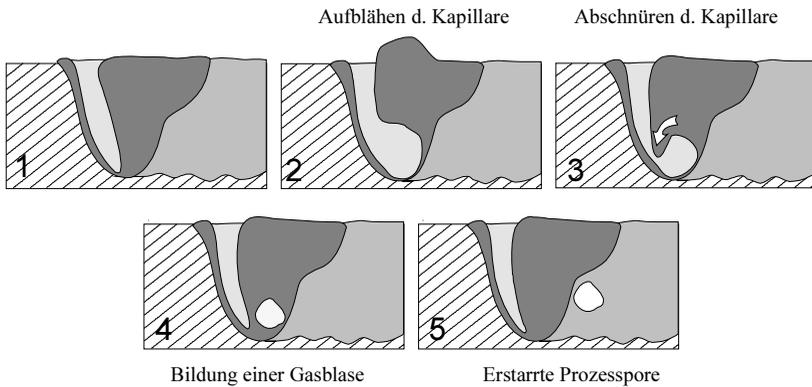


Abb. 5.2: Modell der Entstehung einer Prozeßpore.

Die Kapillare behält dadurch ihre Tiefe während des Abschnürvorgangs annähernd bei, wie der Vergleich von Bilder bei 9, 10 und 11 ms in Abbildung 5.1 zeigt. Der Laserstrahl wird dementsprechend über die gesamte Dauer der Porenentstehung hinweg in einer tiefen Kapillare absorbiert. Das Aspektverhältnis reduziert sich über die Zeitdauer der Porenentstehung somit nur wenig und verhältnismäßig langsam, so daß die Einkopplung keiner sprunghaften Änderung unterliegt und dadurch kein sprunghafter Anstieg der Verdampfungsrate resultiert. Eine eventuell auftretende Erhöhung der Verdampfungsrate aufgrund eines Energieüberschusses bezogen auf die Oberfläche der verkleinerten Kapillare erfolgt moderat und kann zudem durch den großen Öffnungsdurchmesser des Dampfkanals abgeführt werden. Der ganze Vorgang verläuft dadurch weich und fließend. An der Schmelzbadoberfläche zeigt sich der Vorgang der Porenentstehung nur durch das Entstehen einer Welle im Schmelzbad, die durch die Verdrängung der Schmelze beim Aufblähen der Kapillare entsteht. Der Vorgang ist dadurch von einem Aufblähen, das nicht zur Bildung von Prozeßporen führt, nicht zu unterscheiden und somit praktisch nicht zu detektieren.

Als Entstehungsursachen von Prozeßporen können demnach alle Effekte gesehen werden, welche die Stabilität der Kapillarrückwand herabsetzen und das Abschnüren der Kapillare durch das Eindringen von Schmelze hervorrufen bzw. erleichtern. In erster Linie sind dabei zu nennen:

- Eine geringe Oberflächenspannung an der Grenzfläche von schmelzflüssigem zu gasförmigem Aggregatzustand, die dem Ausbilden von Abschnürungen und dem Aufblähen der Kapillare nicht genügend entgegenwirkt.
- Eine aufgeblähte Kapillargeometrie, da die Oberflächenspannung eine Funktion des lokalen Krümmungsradius der Kapillare ist und mit zunehmendem Radius einem "Schmelzeinbruch" weniger Widerstand entgegenbringt. Im Experiment führt beispielsweise das Anstellen des Laserstrahls unter einem Winkel von wenigen Grad entgegen der Vorschubrichtung und ein damit verbundenes Aufrichten der Kapillare zu einer Verminderung des Aufblähens und zu einer Reduzierung der Porosität.
- Eine Kapillargeometrie, die das Abströmen des Metaldampfes hemmt, wodurch sich die Kapillare aufbläht [13].
- Ein großes Schmelzbad, das ein starkes Aufblähen der Kapillare durch Verdrängen der Schmelze ermöglicht.
- Eine geringe Viskosität der Schmelze, welche die Bewegung der Kapillare wenig dämpft, dadurch schnelle Veränderungen der Geometrie zuläßt und zu einer instabilen Kapillarrückwand führt.
- Inhomogene Leistungsdichteverteilungen in der Kapillare, die zu einer Destabilisierung der Kapillarrückwand führen, beispielsweise aufgrund von Reflexionen an der Kapillarfront [83],[92] oder durch Wechselwirkung mit der Schweißackel.
- Schmelzeströmungen, welche die Kapillarrückwand destabilisieren.

### 5.1.2 Schmelzbadauswürfe

#### Phänomenologie:

Als Schmelzbadauswurf wird das Phänomen des plötzlichen, explosionsartigen Aushebens der Schmelze sowie der daraus resultierende Nahtfehler bezeichnet.

Schmelzbadauswürfe können durch Verunreinigungen in der Schweißbahn verursacht werden, wobei diese aufgrund der hohen Leistungsdichte des Laserstrahls verdampfen, ihr Volumen dadurch plötzlich vervielfachen und die Schmelze austreiben. Desweiteren treten Auswürfe beim Schweißen von Aluminium-Druckguß auf, wo unter hohem Druck eingeschlossene Gasblasen durch das Aufschmelzen des Werkstoffs ihr ursprüngliches Volumen an Atmosphärendruck schlagartig wieder einnehmen. Diese Art von Auswürfen wird im Rahmen dieser Arbeit nicht betrachtet, da sie durch entsprechende Nahtvorbereitung und Werkstoffauswahl vermieden werden können.

Weitaus schwerwiegender ist das Problems stochastisch auftretender Auswürfe, die sowohl bei Reinaluminium als auch allen Aluminiumlegierungen auftreten und sich nicht durch Nahtvorbereitung vermeiden lassen. Da diese Nahtimperfection nicht beim Wärmeleitungsschweißen auftritt, sondern nur in Verbindung mit dem Laserstrahl-tiefschweißen beobachtet wird, kann gefolgert werden, daß dieses Phänomen in direktem Zusammenhang mit der für das Tiefschweißen typischen Dampfkapillare steht. Zum Entstehungsmechanismus der Auswürfe gibt es verschiedene Erklärungsansätze, die genauen Wirkprinzipien sind bisher jedoch noch nicht vollständig verstanden.

Abbildung 5.3 zeigt einen solchen typischen Schmelzbadauswurf, wo innerhalb weniger Millisekunden die Schmelze explosionsartig ausgetrieben wird. Charakteristisch ist das Auftreten von großen, meist nach vorne gerichteten Spritzern, die sich von der Kapillaröffnung ablösen und direkt vor dem Auswurf der Schmelze entstehen (siehe Abbildung 5.3 Bild 4 ms und 5 ms). Diese Spritzer konnten in nahezu jedem Fall beobachtet werden, was darauf schließen läßt, daß vor dem Auswurf ein starker Druckanstieg in der Kapillare stattfindet. Der Metalldampf entweicht dabei in verstärktem Maße durch die Kapillaröffnung und reißt Schmelze mit. Ist diese Abströmung jedoch nicht ausreichend, um den entstandenen und eventuell noch anwachsenden Druck auszugleichen, werden kurz nach der Entstehung des Spritzers große Teile des Schmelzbades ausgehoben und nach hinten katapultiert (siehe Abbildung 5.3 Bild 7 ms). Die Richtung des ausgeworfenen Materials wird dadurch bestimmt, daß an der Vorderfront und Seitenwand der Kapillare nur ein dünner Schmelzefilm existiert, so daß der Metalldampf nur in Richtung Schmelzbad und Oberfläche expandieren kann.

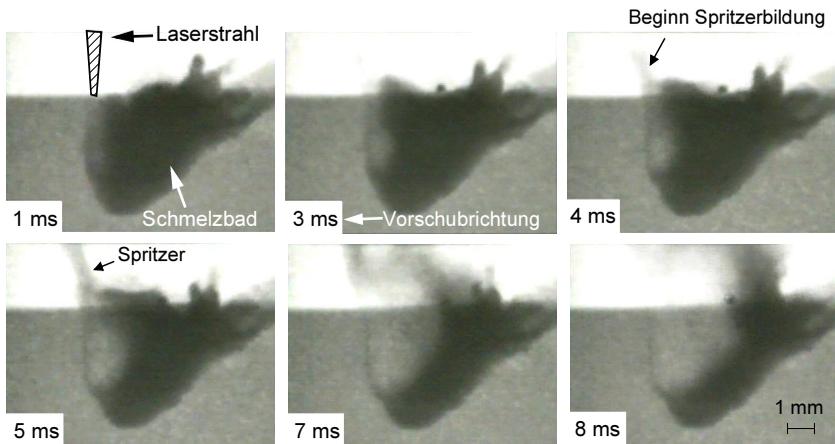


Abb. 5.3: Darstellung der Entstehung eines Schmelzbadauswurfes mit Hilfe von Röntgenbildern,  $P=3$  kW,  $v=4$  m/min, A5052.

Abbildung 5.4 zeigt den gleichen Sachverhalt in der Draufsicht. Im ersten Bild ist die Kapillaröffnung aufgrund der Intensität des Eigenleuchtens des Metalldampfs als weißer, runder Fleck zu erkennen. Dahinter liegt das Schmelzbad, das eine wellenförmige

Oberfläche besitzt. In den darauffolgenden Bildern ist zu sehen, wie sich zunächst das ganze Schmelzbad hinter der Kapillare anhebt, sich dann ein Schmelzbadauswurf bildet, um sich als großer, kugelförmiger Tropfen auf das bereits erstarrte Schweißgut zu legen. Zurück bleibt ein im vorderen Bereich nahezu vollständig bis zum Rand geleertes Schmelzbad, siehe Bild 4 der Abbildung 5.4. Erst einige Zeit später fließt die Schmelze aus dem hinteren Teil des Schmelzbades in das entstandene Loch zurück, kann jedoch den entstandenen Krater nicht vollständig auffüllen.

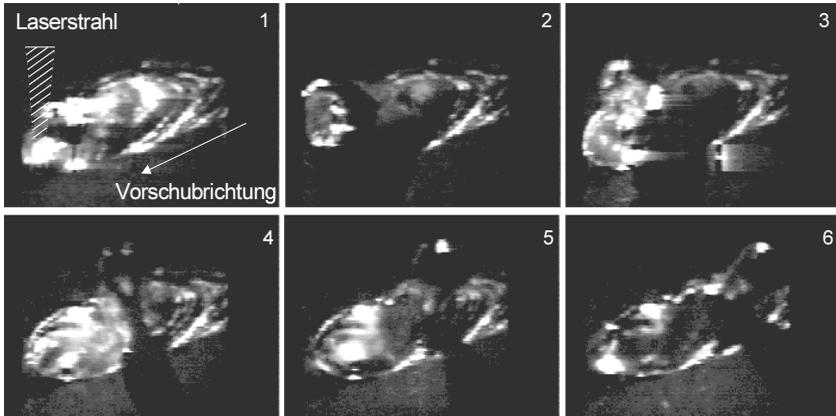
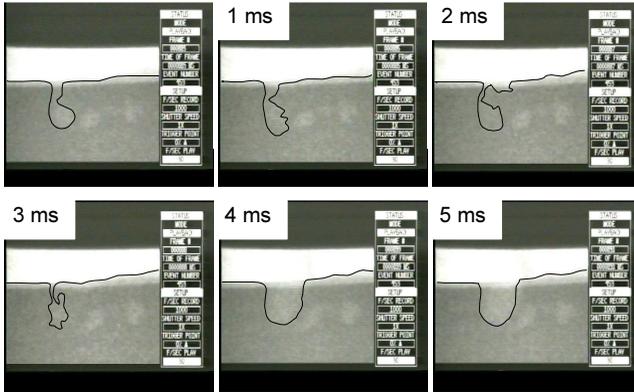


Abb. 5.4: Darstellung der Entstehung eines Schmelzbadauswurfes mit anhaftender Schmelze in der Aufsichtsbetrachtung [98].

Nähere Untersuchungen zur Ursache zeigen, daß direkt vor einem explosionsartigen Austrieb der Schmelze eine Einschnürung der Kapillare in deren oberen Hälfte beobachtet werden kann. In Abbildung 5.5 zeigt die Aufnahme bei 2 ms, daß die Kapillaröffnung durch eindringende Schmelze verkleinert wird. Es bleibt nur noch ein kleiner Kanal, über den Strahlung in die Tiefe der Kapillare vordringen kann. Die darüber eindringende Strahlung reicht jedoch nicht aus, um die Verdampfung aufrechtzuerhalten, so daß die Kapillare zu kollabieren beginnt, wie der Vergleich der Kapillarkonturen bei 2 ms und 3 ms zeigt. Im darauffolgenden Bild 4 ms ist bereits das entleerte Schmelzbad zu erkennen, d. h. der explosionsartige Druckanstieg und der Austrieb der Schmelze erfolgten direkt im Anschluß an das Kollabieren der Kapillare. In diesem Fall betrug die Dauer des Vorgangs weniger als 1 Millisekunde.

Als Auslöser für eine Einschnürung der Kapillare kommen Schmelzbadbewegungen und -strömungen in Betracht. Beobachtet wurden Oberflächenwellen der Schmelze, die von hinten in den Laserstrahl laufen und die Kapillare zumindest teilweise verschließen, wie in Abbildung 5.3 der Vergleich der Röntgenbilder bei 1, 3 und 4 ms zeigt. Aber auch das Einschwappen der Schmelze von vorne, wie die Überlagerung der Kapillarkonturen bei 1 ms und 2 ms in Abbildung 5.5 zeigt, konnte als Auslöser nachgewiesen werden. Ein Verschluss der Kapillare wurde hingegen in keinem Fall nachgewiesen. Der Einfluß von Strömungen ließ sich ebenfalls nicht nachweisen. Es ist jedoch

zu erwarten, daß auch beim Einschnüren der Kapillare in ihrer oberen Hälfte Strömungen eine große Rolle spielen, welche die Kapillare destabilisieren. Beispielhaft ist die durch die Reibung des ausströmenden Materialdampf verursachte Strömung entlang der Kapillarwand zu nennen, welche nach den Berechnungen in [13] eine vorliegende Einschnürung verstärken und bis hin zur Blockade des ausströmenden Metalldampfes führen kann.



**Einschnüren:**

**Kollabieren:**

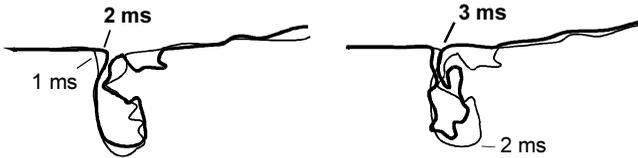


Abb. 5.5: Einschnüren und Kollabieren der Dampfkapillare mit anschließendem Schmelzbadauswurf,  $P= 3 \text{ kW}$ , Einzelfokus  $d_f=300 \text{ }\mu\text{m}$ ,  $v= 3 \text{ m/min}$ , Einschweißtiefe  $s=3 \text{ mm}$ .

Modellvorstellung:

Ein Schmelzbadauswurf wird verursacht durch eine Einschnürung der Kapillare in deren oberen Hälfte, wobei die Ursache dieser Einschnürung nicht relevant für den Mechanismus des Auswurfs ist. Da die Einschnürung im oberen Teil der Kapillare erfolgt, wird der darunter liegende Teil von der Laserstrahlung abgeschattet, d. h. die Verdampfung wird vermindert oder kommt sogar zum Erliegen. Die Kapillare beginnt unterhalb der Einschnürung zu kollabieren.

Der Unterschied zur Prozeßporenentstehung liegt nun darin, daß die absorbierte Energie während der Einschnürung nicht auf gleichem Niveau bleibt. Zunächst geht das Aspektverhältnis und damit die eingekoppelte Energie aufgrund der durch die Schmelzbadbrücke „verkürzten“ Kapillare stark zurück. Durch das anschließende Verdampfen

der Schmelzbadbrücke wird der darunterliegende Hohlraum wieder „geöffnet“, so daß das Aspektverhältnis und in der Folge der Einkoppelgrad nahezu instantan ansteigen. Die schlagartige Erhöhung der Einkopplung und die daraus resultierende Verdampfung sind letztendlich die Ursache für den schnellen Druckanstieg. Kann der Druckanstieg nicht schnell genug über die Kapillaröffnung abgebaut werden, wird die Schmelze verdrängt, was schließlich zum Auswurf der Schmelze führt. Ein Indiz für eine verstärkte Ausströmung aus der Kapillare sind Spritzer, die sich direkt vor dem Entstehen eines Auswurfs mit großer Geschwindigkeit vom Kapillarrand lösen.

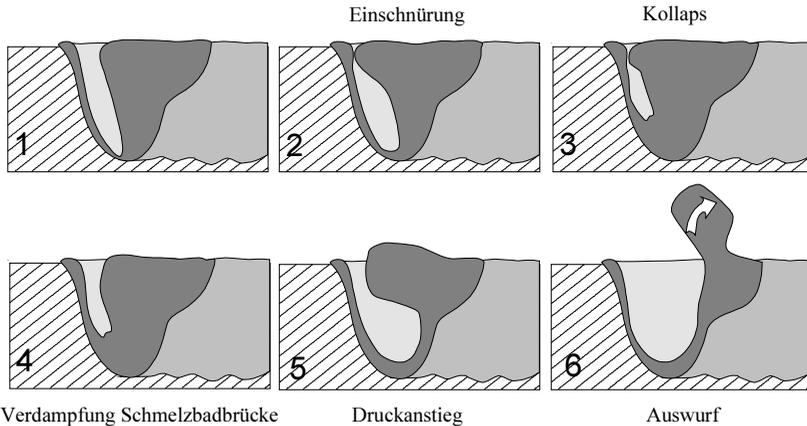


Abb. 5.6: Modell der Entstehung eines Schmelzbadauswurfs

Aus den Modellrechnungen [13] ergibt sich, daß die Form einer Dampfkapillare genau dann stabil ist, wenn an jedem Punkt ihrer Oberfläche gerade diejenige Energiestromdichte absorbiert wird, die erforderlich ist, um die notwendige Verdampfungsrate zu erzeugen. Die Berechnungen zeigen, daß 90 bis 99 % der absorbierten Laserleistung benötigt werden, um die Kapillaroberfläche auf Verdampfungstemperatur zu erhitzen. Nur die restliche Energiemenge wird verwendet, um die Verdampfung auszulösen. Erhöht sich in diesem stabilen Zustand die absorbierte Laserleistung um wenige Prozent, so kann diese bei unveränderter Kapillargeometrie nicht ins Werkstück abgeleitet werden, sondern führt zu einer erhöhten Verdampfungsrate. Erhöht sich die absorbierte Laserleistung um 5 %, so nimmt der Anteil der zur Verdampfung eingesetzten Laserleistung beispielweise von 2 % auf 7 %, d. h. um 350 % zu. In gleichem Maße erhöht sich der Massenstrom des verdampfenden Metalls, so daß der daraus resultierende Druckanstieg zu einer Anpassung der Kapillare an die veränderte Energieeinkopplung führt.

Übertragen auf den hier dargestellten Mechanismus bedeutet dieses Ergebnis, daß nach dem Verdampfen der Schmelzbadbrücke deutlich mehr Energie zur Verfügung steht, als zum Erwärmen der inzwischen verkleinerten Kapillargeometrie auf Verdampfungstemperatur notwendig wäre. Es besteht somit ein Energieüberangebot, das den Anteil

der zur Verdampfung des Materials eingesetzten Energie stark erhöht. Dadurch vergrößern sich die Verdampfungsrate und der Druck in der Kapillare plötzlich um ein Vielfaches. Der dabei entstehende Massenstrom kann nicht mehr über Abströmung des Dampfes durch die Kapillaröffnung abgeführt werden, sondern muß über die Vergrößerung des Kapillarovolumens ausgeglichen werden. Ist der Druckanstieg ausreichend hoch, werden die Kräfte aus Oberflächenspannung und Gravitation überwunden und die Schmelze wird aus dem Schmelzbad katapultiert.

Daß die Energie einer plötzlich erhöhten Verdampfung ausreicht, um die Schmelze auszuwerfen, läßt sich mit den Vorgängen wie sie beim Schweißen an der Schwelle zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißen auftreten, untermauern. Abbildung 5.7 zeigt links eine Wärmeleitungsschweißung, d. h. der Laserstrahl bildet keine Kapillare in der Schmelze aus. Die Energie wird nur über Fresnel-Absorption an der Oberfläche eingekoppelt. Die Nahtbreite ist in etwa doppelt so groß wie die Nahttiefe. In den darauffolgenden Bildern wird Schmelze, ähnlich wie im oben geschilderten Mechanismus, ausgeworfen. Die Ursache ist in diesem Fall jedoch nicht eine Instabilität der Dampfkapillare, sondern die plötzlich erhöhte Einkopplung durch Vielfachreflexion beim Einsetzen des Tiefschweißvorgangs. Die dem Prozeß zur Verfügung stehende Energie steigt dadurch ebenfalls sprunghaft von zunächst wenigen Prozent bei einmaligem Auftreffen des Laserstrahls auf die Wechselwirkungszone auf mehrere zehn Prozent bei Vielfachreflexion an. Der schnell ansteigende Druck in der Kapillare, der nun auf die schon durch den Wärmeleitungsschweißprozeß erzeugten Schmelze wirkt, führt zu deren Auswurf. An der Schwelle reichen geringe Änderungen der spezifischen Leistung  $P/d_f$  aus, um vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen zu wechseln und umgekehrt. Dadurch kommt es unter diesen Bedingungen häufig zu völlig perforierten Schweißnähten, bei denen sich ein Auswurf an den nächsten reiht.

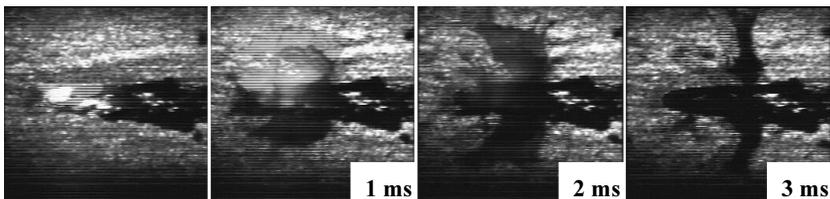


Abb. 5.7: Darstellung eines Auswurfs nahe der Schwelle mit kompletter Entfernung der Schmelze in der Aufsichtsbetrachtung [99].

Als Entstehungsursachen von Schmelzbadauswürfen können somit alle Effekte gesehen werden, welche eine Einschnürung der Dampfkapillare hervorrufen oder erleichtern und dadurch zu einer instantanen Erhöhung der Verdampfungsrate führen. In erster Linie sind dabei zu nennen:

- Eine geringe Oberflächenspannung, welche die notwendige Energie zur Bildung einer Einschnürung als auch zur Loslösung eines Auswurfes aus der Schmelze vermindert: Der Vergleich mit anderen Metallen in Tabelle 5.1 zeigt, daß Aluminium knapp unterhalb der Verdampfungstemperatur mit Abstand die geringste Oberflächenspannung der technischen Werkstoffe besitzt. Die überhitzte Schmelze, welche die Dampfkapillare direkt umgibt und fast Verdampfungstemperatur erreicht, setzt Einschnürungen damit den geringsten Widerstand entgegen. Dadurch wird klar, warum Aluminium wie kein anderer Werkstoff eine solch große Anfälligkeit für diesen Nahtfehler aufweist.

Metall	Temperatur T in K	Oberflächenspannung $\gamma$ in N/m
Al	933	0,913
	2793	0,262
Mg	992	0,559
	1363	0,405
Cu	1356	1,284
	2833	1,092
Fe	1809	1,872
	3132	1,223

Tabelle 5.1: Oberflächenspannung nahe der jeweiligen Schmelz- (Zeile oben) und Verdampfungstemperatur (Zeile unten) für verschiedene Metalle [89].

- Niedersiedende Legierungselemente, welche die Oberflächenspannung der Schmelze absenken und zu einer erhöhten Verdampfungsrate führen: Insbesondere die Verbindung Al-Mg führt zu einer starken Abnahme der Oberflächenspannung mit zunehmendem Gehalt an Magnesium, siehe Abbildung 5.8. Neben einem stärkeren Druckanstieg bei höherer Einkopplung führen Magnesium-Zusätze somit auch zu einer höheren Anfälligkeit für Einschnürungen der Kapillare. Als reines Metall besitzt Magnesium bei der Verdampfungstemperatur eine um 150% höhere Oberflächenspannung als reines Aluminium. Dies erklärt, warum Schmelzbadauswürfe beim Schweißen von Magnesiumlegierungen im allgemeinen nicht auftreten, jedoch die Anwesenheit von Magnesium in Aluminiumlegierungen die Auswurfwahrscheinlichkeit drastisch steigert.

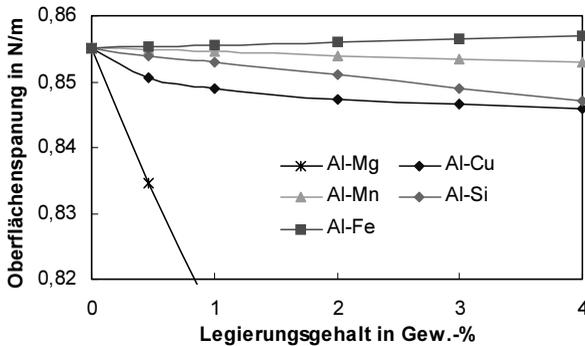


Abb. 5.8: Oberflächenspannung von Aluminiumlegierungen als Funktion des Legierungsgehalts [96].

- Eine geringe Viskosität der Aluminiumschmelze, die mit zunehmender Temperatur weiter abnimmt [85]. Bei Schmelztemperatur liegt sie für Aluminium circa um den Faktor 9 und bei Verdampfungstemperatur um den Faktor 3 niedriger als diejenige von Eisen. Die Verdrängung der Schmelze kann dadurch sehr schnell erfolgen und die geringe Dämpfung führt zu langanhaltenden Bewegungen des Schmelzbads, die teilweise an den Schmelzbadgrenzen reflektiert werden. Dadurch wird ein „Zuschwappen“ der Kapillaröffnung erleichtert.
- Eine resonante Anregung des Schwingungssystems Metaldampf-Wolke-Kapillare-Schmelzbad. Für die Hypothese einer „selbsterregten Resonanzkatastrophe“ [102] konnten allerdings keine Anzeichen gefunden werden. Weitaus wahrscheinlicher als das Auswerfen der Schmelze aufgrund dieses Mechanismus ist jedoch ein Einschnüren der Kapillare. Eine Resonanzschwingung wäre somit weniger die Ursache als vielmehr der Auslöser. Die künstliche Anregung des Schwingungssystems, welche zu einer Verminderung der Anzahl der Auswürfe führt [102], kann auch als das Erzwingen einer stabil schwingenden, sich nicht verschließenden Kapillare interpretiert werden.
- Schmelzeströmungen, die die Kapillarrückwand destabilisieren, wodurch es zu einer Einschnürung kommt.
- Die reibungsbehaftete Strömung des Metaldampfs, welche Einschnürungen verstärken kann. Das Modell der reibungsbehafteten Strömung [13] geht von stochastisch auftretenden Einschnürungen von wenigen Prozent des Kapillarradius in der oberen Hälfte der Kapillare aus. Diese führen zu einem Druckanstieg im ausströmenden Metaldampf, welcher unter Berücksichtigung der Reibung bis zur Blockade der Ausströmung führen kann. Unter der Annahme, daß der Dampf aufgrund der hohen Temperatur der Schmelze nicht kondensieren kann, muß sich die Kapillare ausdehnen. Dies geschieht vorzugsweise an Stellen mit geringer Ober-

flächenspannung, also bei großen Radien der Oberfläche. Die bauchige Form der Kapillare nimmt zu und die verdrängte Schmelze führt zu einem Anwachsen der Einschnürung. Ein weiterer Druckanstieg kann nach diesem Modell zum Auswurf bei Aluminium [20] führen, wenn die Druckkräfte des ausströmenden Metallampfes die schließenden Kräfte überwiegen.

### 5.1.3 Unregelmäßigkeiten der Nahtberraupe

#### Phänomenologie:

Die Oberflächenstruktur der Schweißnaht wird bestimmt durch die Dynamik des Schmelzbades. Das an der Kapillarfront aufgeschmolzene Material umfließt den Dampfkanal und erstarrt dahinter durch die Ableitung der Wärme ins Bauteil. Im Idealfall ergibt sich dabei eine gleichmäßige Schuppung der Nahtberraupe, welche durch eine diskontinuierlichen Erstarrung der Schmelze entsteht [100].

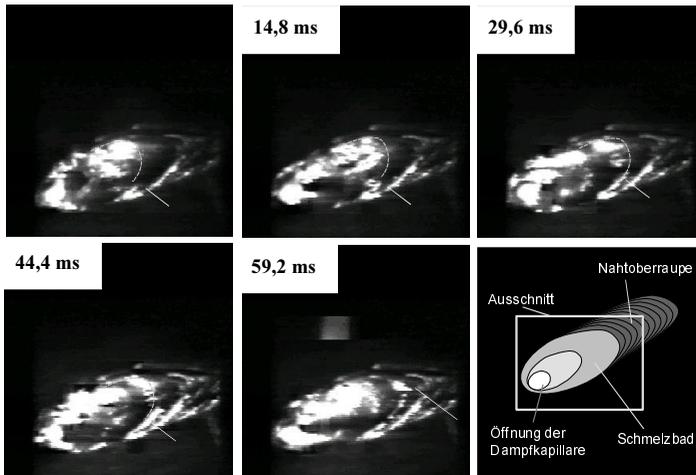


Abb. 5.9: Ausbildung der Nahtschuppung durch diskontinuierliche Erstarrung von Schmelzbadwellen.

Überlagert wird diesem Vorgang die Schmelzbadbewegung. Beispielsweise haften Schmelzbadwellen, die von der Kapillare ausgehend nach hinten in das Schmelzbad laufen, teilweise am Schmelzbadrand an und erstarren dort. Die „Nahtschuppe“ beginnt sich am äußeren Rand des Schmelzbades zu bilden und erstarrt in Richtung Schmelzbadende. Die Position der Erstarrungsfront kann mit der Position der Schmelzbadwelle in Abbildung 5.9 korreliert werden.

Auf diesen Erkenntnissen aufbauend wird postuliert, daß eine gleichmäßige Wellenbewegung an der Oberfläche des Schmelzbades zu einer guten Qualität der Nahtober-

raupe führt und umgekehrt eine schlechte Oberraupenqualität auf eine ungleichmäßige Schmelzbadbewegung zurückgeführt werden kann.

Die Auslöser der Bewegung des Schmelzbades sind Strömungen der Schmelze und die Bewegung der Kapillare. Während das Strömungsfeld der Kapillarumströmung hauptsächlich in den Ebenen parallel zur Oberfläche wirkt und dadurch eher Verwirbelungen und Wellenbewegungen mit kleinen Amplituden verursacht, sind die Vektoren der durch den ausströmenden Metaldampf angetriebenen Strömung entlang der Kapillarwand senkrecht zur Oberfläche gerichtet und regen dadurch Wellenbewegungen im Schmelzbad an. Starke Änderungen der Verdampfungsrate führen zu starken Wellenbewegungen. Ein signifikanter Einfluß der Marangoni-Strömung auf die Schmelzbadströmung beim Tiefschweißen von Aluminium konnte bisher nicht nachgewiesen werden.

Eine typische Auswirkung einer verstärkten Metaldampfausströmung zeigt Abbildung 5.10 mit einer sich konzentrisch zur Kapillare ausbreitenden Schmelzbadwelle. Im ersten Bild ist der ausströmende Metaldampf aufgrund seines Eigenleuchtens noch etwas zu erkennen. Er reißt das schmelzflüssige Material mit nach oben, so daß sich direkt um die Kapillaröffnung eine ringförmige Erhöhung bildet. An deren Oberfläche lösen sich Spritzer ab, wie in Bild 1 und 2 der Abbildung 5.10 deutlich zu erkennen ist. Aufgrund seiner ausgezackten Form wird diese Phänomen im weiteren als „Schmelzbadkrone“ bezeichnet. Sie ist der Hauptentstehungsort von Spritzern. Die Kapillaröffnung vergrößert sich im weiteren Verlauf zunehmend, und es bildet sich eine Ringwelle aus, die sich nach dem Erreichen der seitlichen Schmelzbadgrenze nach hinten bewegt. In diesem Fall hat sich die Kapillare einer Druckerhöhung angepaßt und ihren Öffnungsdurchmesser vergrößert.

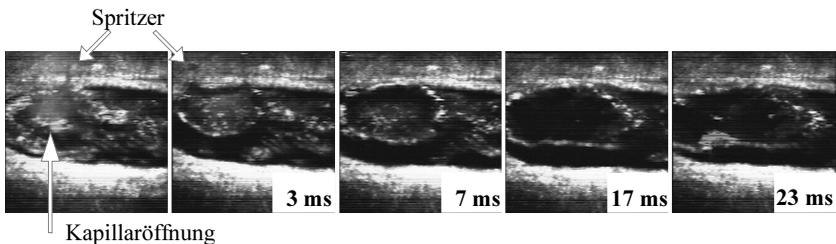


Abb. 5.10: Darstellung einer Ringwelle im Schmelzbad [99], Vorschubrichtung von rechts nach links.

Weitaus stärkere Bewegungen der Schmelze resultieren aus der Veränderung der Position und insbesondere der Geometrie der Kapillare. Durch die hochdynamische Verdrängung der inkompressiblen Schmelze kommt es zu großen Amplituden der Wellenbewegung, siehe Abbildung 5.11. Hier wurde neben den bereits diskutierten Mechanismen bei der Bildung von Prozeßporen und Schmelzbadauswürfen noch ein dritter typischer Mechanismus beobachtet: das „Atmen“ der Kapillare. Die Dampfkapillare bläht sich in regelmäßigen Abständen auf und bildet sich wieder zurück, ohne daß es zu einem direkt daraus resultierenden Nahtfehler kommt. Dieser Vorgang stellt

den Normalfall eines stabilen Schweißprozesses von Aluminium dar. Er ist der Hauptantriebsmechanismus für die Schmelzbadbewegung.

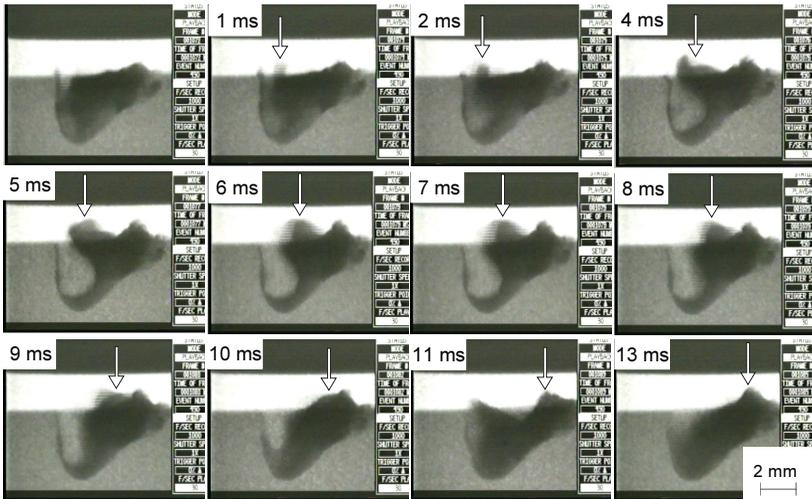


Abb. 5.11: Typisches „Atmen“ der Dampfkapillare verbunden mit der Ausbildung einer Schmelzbadwelle, (schwarz: mit Zinn eingefärbtes Schmelzbad).

Zu Beginn dieses Vorgangs bildet sich unter verstärktem Ausströmen eine Schmelzbadkrone aus, siehe Bild 1ms Abbildung 5.11. Die Kapillargeometrie paßt sich dann einem offensichtlich erhöhten Druck an und bläht sich auf. Die Kapillare kann dabei einen Durchmesser von mehreren Millimetern einnehmen und in der Tiefe nahezu das gesamte Schmelzbad ausfüllen. Im Gegensatz zu den beiden Entstehungsmechanismen der Prozeßporenbildung und der Bildung von Schmelzbadauswürfen ist der Öffnungsdurchmesser der Kapillare beim Vorgang des Atmens ausreichend groß und die Kapillarrückwand ist stabil. Der Metalldampf kann dadurch ungestört entweichen und die Kapillare bildet sich ohne größere Folgen für den Prozeß zurück. Die daraus resultierenden Oberflächenwellen sind jedoch nicht von denen zu unterscheiden, die bei der Bildung von Poren entstehen. Die Größe der Welle richtet sich nach der verdrängten Schmelze bzw. der Größe der aufgeblähten Kapillare und reicht von einer kleinen Wellenbewegung bis hin zur Anhebung des kompletten Schmelzades, wie in Abbildung 5.12 dargestellt. Beim Zurückbilden der Aufblähung kann unter verstärktem Ausströmen von Metalldampf häufig die oben beschriebene Schmelzbadkrone mit sich ablösenden Spritzer beobachtet werden.

Die Auswertung der Videosequenzen hatte jedoch zum Ergebnis, daß die Bewegungen des Schmelzades, welche aus dem Aufblähen der Kapillare herrühren, im allgemeinen nicht direkt zu Nahtfehlern führen. Auch bei einer hohen Dynamik und großen Ampli-

tuden der Wellenbewegung konnte teilweise eine sehr gute Nahtqualität erzielt werden, da der Verlauf der Bewegung fließend und stetig ist.

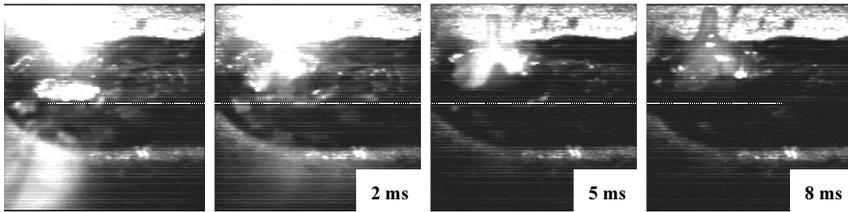


Abb. 5.12: Darstellung einer Schmelzbadanhebung [99].

Die Röntgendurchstrahlung ergab, daß wesentlich häufiger Einschnürungen der Dampfkapillare mit nachfolgendem Ausheben der Schmelze beobachtet werden konnten, als sich schließlich Auswürfe in der Naht nachweisen ließen. Die Ursache ist darin zu sehen, daß bei vielen „Auswürfen“ die kinetische Energie nicht ausreicht, um die Oberflächenspannung zu überwinden. Die Schmelze löst sich dann nicht wie unter Kapitel 5.1.2 beschrieben ab. Sie wird dadurch weder weggeschleudert, noch legt sie sich auf das erstarrte Schmelzgut, sondern sie fällt wieder in das flüssige Schmelzbad zurück. Dieser Vorgang wird im weiteren als „nicht abgelöster Auswurf“ bezeichnet und ist in den Abbildungen 5.13 und 5.14 dargestellt. Die zurückfallende Schmelze besitzt eine hohe kinetische Energie, so daß daraus große Schmelzbadbewegungen und in der Folge grobe Nahtfehler entstehen. Diese reichen von sehr ungleichmäßigen Nahtoberflächen über Einbrandkerben bis hin zu erstarrten Tropfen auf der Schweißnaht (siehe Abbildung 5.14).

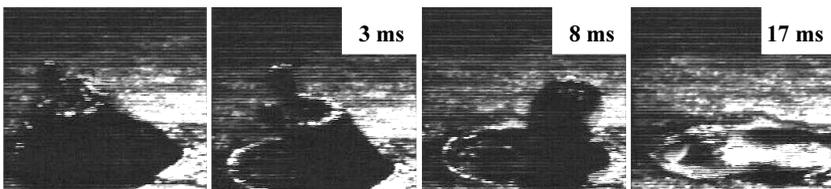


Abb. 5.13: Darstellung eines nicht abgelösten Auswurfs [99].

Eine Besonderheit zeigt sich im vierten Bild der Abbildung 5.13. Während die Schmelze nach der Aushebung in ihre ursprüngliche Lage zurückfließt, ist ein Teil des Materials bereits abgekühlt und hat sich verfestigt. Dadurch ist die Schmelze nur noch im mittleren Bereich der Schweißnaht flüssig. Auf beiden Seiten des Stegs haben sich inzwischen erstarrte Vertiefungen gebildet. Diese Einbrandkerben bilden sich auf beiden Seiten der Schweißnahtoberfläche in Form von zwei nebeneinanderliegenden, dunkel gefärbten Löchern ab, die sehr weit in die Tiefe reichen. Sie werden auch als „zugeschwappte Auswürfe“ bezeichnet und sind typisch für das Schweißen von Aluminiumwerkstoffen.

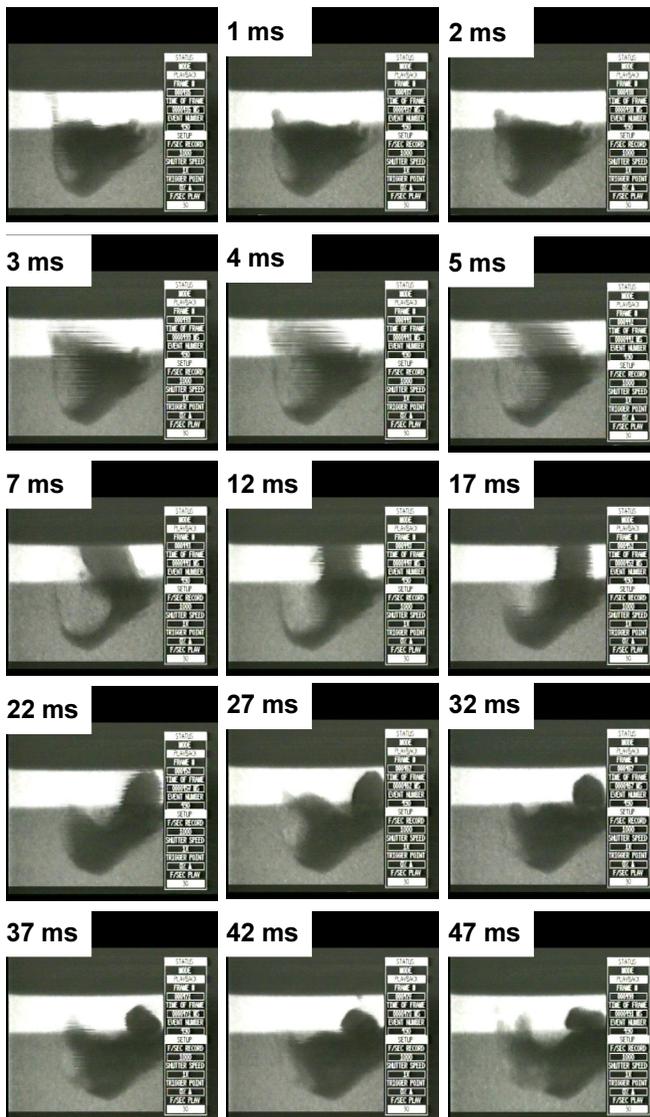


Abb. 5.14: Darstellung der Entstehung eines nicht abgelösten Auswurfs und der daraus resultierenden unregelmäßigen Nahtberraupe.

Als maßgeblicher Mechanismus, der zur Bildung einer unregelmäßigen Nahtoberraupe führt, wurde folglich derselbe Mechanismus identifiziert, der auch Schmelzbadauswürfe hervorruft: das *Einschnüren der Kapillare*. Lediglich die Stärke des Druckanstiegs ist geringer, so daß die Oberflächenspannung der Schmelze nicht überwunden werden kann.

#### Modellvorstellung:

Das „Atmen“ der Kapillare ist der Hauptantriebsmechanismus für die Schmelzbadbewegung. Da die daraus resultierenden Bewegungen jedoch gleichmäßig und fließend sind, führt dieser Mechanismus im allgemeinen nicht zu groben Nahtfehlern. Bewegungen des Schmelzbades, die durch Strömungen verursacht werden, sind - sofern sie nicht zu einem Einschnüren der Kapillare führen - von untergeordneter Bedeutung für die Qualität der Nahtoberraupe.

Die Hauptursache für eine ungleichmäßige Oberraupe der Schweißnaht ist das Einschnüren der Kapillare bzw. das Zurückfallen des daraus resultierenden „nicht abgelösten Auswurfs“ in das Schmelzbad. Je größer der Impuls des zurückfallenden Auswurfs auf das Schmelzbad ist, desto größer wird die Schmelzbadbewegung und damit die Unregelmäßigkeit der Nahtoberraupe.

Negativ auf die Qualität der Schweißnahtoberraupe wirken sich demnach dieselben Einflußgrößen aus, die auch ein Einschnüren der Kapillare begünstigen. Im einzelnen sind dies:

- eine geringe Oberflächenspannung, welche Einschnürungen der Kapillare erleichtert,
- niedrigsiedende Legierungselemente, welche die Oberflächenspannung der Schmelze absenken und zu einer erhöhten Verdampfungsrate führen,
- eine niedrige Viskosität der Schmelze, die eine geringe Dämpfung der Kapillar- und Schmelzbadbewegung zur Folge hat,
- Resonanz des Schwingungssystems Metaldampf Wolke-Kapillare-Schmelzbad,
- Schmelzeströmungen, die die Kapillarrückwand destabilisieren, und
- die reibungsbehaftete Strömung des Metaldampfes.

Spritzer entstehen unter verstärkter Ausströmung des Metaldampfes aus der Kapillare. Dieser Nahtfehler tritt unabhängig von der Stabilität der Kapillare auf. Da sich die Spritzer jedoch vom Kapillarrand, der sogenannten Schmelzbadkrone, lösen, sind Kapillarformen, die eine trichterförmige Geometrie aufweisen und dadurch zu niedrigeren Drücken und Ausströmgeschwindigkeiten führen, zur Verminderung dieses Nahtfehlers vorteilhaft.

## 5.2 Ergebnisse zur Prozeßstabilisierung

Nachdem die Entstehungsursachen der Nahtfehler Prozeßpore, Schmelzbadauswurf und eine unregelmäßige Nahtoberaupe beim Laserstrahlschweißen von Aluminium auf Ein- bzw. Abschnürungen der Dampfkapillare zurückgeführt werden konnten, wird nun der Lösungsansatz der Doppelfokustechnik und die damit erzielten Ergebnisse vorgestellt.

Mit der Anordnung zweier hinter- oder nebeneinander angeordneter Foki wird die Kapillare gezielt aufgeweitet, um eine stabile Kapillargeometrie zu erzeugen, die

- ein Ein- bzw. Abschnüren verhindert und
- ein ungehindertes Abströmen des Metallampfes

ermöglicht.

Ein Ergebnis der Untersuchungen ist, daß die Grundvoraussetzung für einen stabilen Prozeß das ungehinderte Abströmen des Metallampfes ist. Es konnte eine eindeutige Korrelation zwischen der Querschnittsfläche der Kapillaröffnung und der Porosität nachgewiesen werden [60]. Abbildung 5.15 zeigt, daß die Porosität mit zunehmendem Querschnitt der Kapillaröffnung bezogen auf die Einschweißtiefe abnimmt. Ab einem unteren Grenzwert konnten nahezu porenfreie Schweißnähte erzielt werden. Der Grenzwert ist materialabhängig und beträgt  $A_k/s=0,2$  mm für den mit der Legierung AlMg4,5Mn vergleichbaren japanischen Werkstoff A5052.

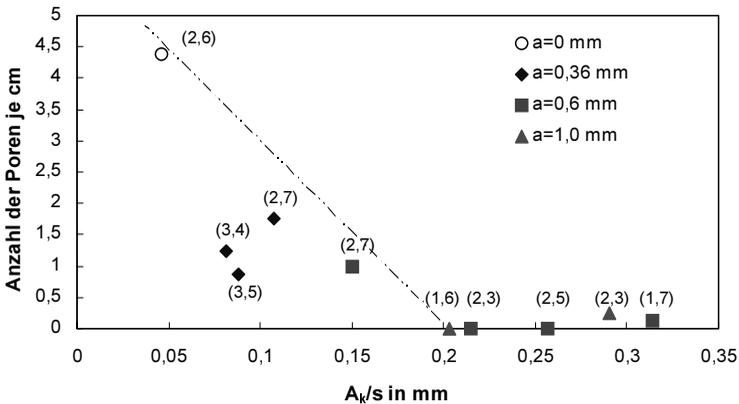


Abb. 5.15: Anzahl der Poren je cm Schweißnaht als Funktion des Öffnungsquerschnitts  $A_k$  der Dampfkapillare normiert über der Einschweißtiefe  $s$ , (der Wert in Klammern gibt die jeweilige Einschweißtiefe in mm an) [60].

Werden in Abbildung 5.15 die Schweißungen mit Einschweißiefen von 2,5 mm bis 2,7 mm verglichen, dann wird deutlich, daß die Reduzierung der Porenanzahl primär ein Effekt des Öffnungsquerschnitts und nicht der Tiefe ist. Die Anzahl der Poren reicht bei annähernd gleicher Einschweißtiefe von 4,5 Poren je cm Schweißnahtlänge bis hin zur Porenfreiheit, wobei die Anzahl der Poren mit wachsendem Fokusabstand abnimmt. Bei den Schweißungen mit einem Fokusabstand von  $a=360\ \mu\text{m}$  ist keine Probe porenfrei. Mit einem Öffnungsquerschnitt von  $0,1\ \text{mm}^2$  pro Millimeter Einschweißtiefe ist die Öffnung der Kapillare bei diesem Fokusabstand nur halb so groß wie erforderlich.

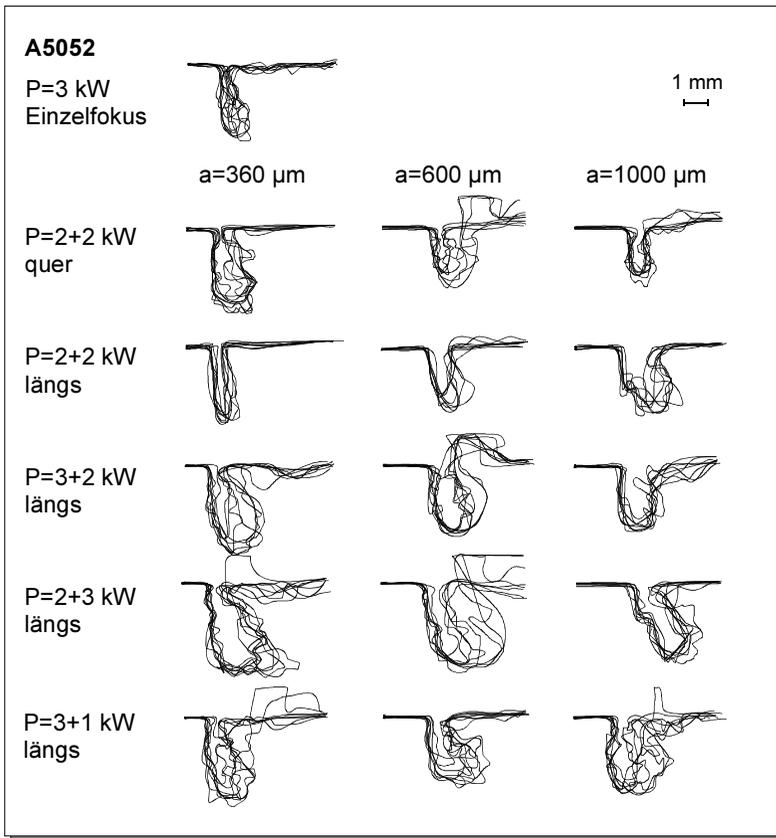


Abb. 5.16: Kapillarform als Funktion des Fokusabstandes, der -anordnung und der Leistungsverteilung bei  $v=4\ \text{m/min}$ , Überlagerung von 8 Bildern mit je 1 ms Abstand für A5052.

Beim Vergleich der Kapillarformen der Doppelfoki in Abbildung 5.16 zeigen sich zwei Phänomene. Zum einen ist die Kapillaröffnung mit dem Doppelfokus größer als bei der Referenzform des Einzelfokus und sie wächst mit zunehmendem Fokusabstand - auch in der Queranordnung - an. Zum anderen weisen die Kapillaren mit asymmetrischer Leistungsverteilung wesentlich größere Geometriefluktuationen auf als diejenigen Anordnungen mit einer symmetrischen Verteilung der Laserleistung.

Wird die geometrische Form der Kapillare in Abbildung 5.16 mit der Porenanzahl in Abbildung 5.17 verglichen, so ist zu erkennen, daß in allen Fällen geringer Porosität eine große gemeinsame Kapillare existiert, die nur geringe Fluktuationen ihrer Geometrie aufweist. Alle sehr stark variierenden Kapillarformen haben zu einer großen Porosität geführt.

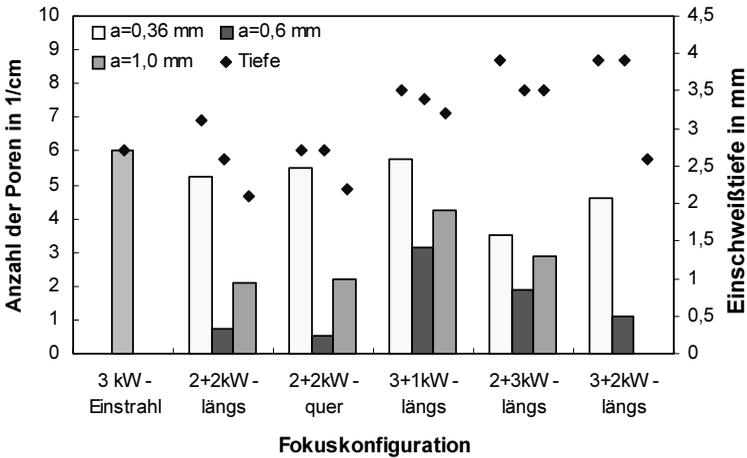


Abb. 5.17: Anzahl der Poren als Funktion der Fokuskonfiguration (Leistungsverteilung - Anordnung - Fokusabstand a), A5052, v=4 m/min, d<sub>f</sub>=300 µm.

Innerhalb einer Leistungsverteilung nimmt die Porenanzahl mit zunehmendem Fokusabstand ab, erreicht bei fast allen Konfigurationen ein Minimum bei a=0,6 mm und steigt dann wieder leicht an. Die Einschweißtiefe sinkt hingegen beständig mit zunehmendem Fokusabstand. Die minimale Porosität wird folglich nicht bei der geringsten Einschweißtiefe erreicht, d. h. die Reduzierung der Porosität ist kein primärer Effekt der reduzierten Einschweißtiefe. Wird die Anzahl der Poren über dem Fokusabstand mit dem Einkoppelgrad als Funktion des Fokusabstandes in Abbildung 4.7 verglichen, so kann eine sehr gute Korrelation beider Funktionen festgestellt werden. Die Porosität nimmt demnach solange ab, bis sie mit der größten gemeinsamen Kapillare ihr Minimum erreicht, um dann im instationären Übergangsbereich, in dem sich eine oder zwei Kapillaren ausbilden können, wieder anzusteigen. Deutlich wird diese Abhängigkeit auch in den Querschliffen der Abbildung 6.5 auf Seite 90. Bei der Konfiguration P=3+2 kW mit einer höheren Gesamtlaserleistung bildet sich die größte gemeinsame

Kapillare erst bei größeren Fokusabständen aus (vgl. Abbildung 4.10), wodurch die minimale Porosität zu größeren Werten des Fokusabstandes, d. h. in diesem Fall zu  $a=1,0$  mm verschoben wird.

Für die Leistungsverteilungen  $P=2+2$  kW und  $P=3$  kW sind die jeweiligen Röntgenbilder der unterschiedlichen Anordnungen in Abbildung 5.18 dargestellt. Die Lage der Poren mit einer Häufung in der unteren Hälfte der Schweißnaht und die Auswertung der Videofilme belegen eindeutig, daß diese Poren aus der Abschnürung der Kapillare resultieren und somit Prozeßporen sind. Auffällig ist nicht nur die Anzahl der Poren, sondern auch deren enorme Größe bei den Parametern Einzelfokus und Doppelfokustechnik mit dem kleinen Fokusabstand  $a=0,36$  mm. Die Durchmesser der Poren sind teilweise größer als 1 mm. Die Proben mit größeren Fokusabständen zeigen hingegen nur eine geringe Porosität und wenn dann mit geringerer Porengröße.

Es kann somit festgehalten werden, daß die kleinste Porenanzahl und die geringste Porengröße mit der größten gemeinsamen Kapillare erzielt wird. Der sich mit weiter steigendem Fokusabstand anschließende instationäre Übergangsbereich sollte vermieden werden, da durch den Wechsel zwischen einer oder zwei Kapillaren leicht Poren durch den Doppelfokus selbst verursacht werden können. Dennoch ist die Porosität mit dem Doppelfokus im Übergangsbereich in der Regel nur halb so groß wie mit einem Einzelfokus nach heutigem Standard. Da sich der Übergangsbereich in Abhängigkeit der Prozeßparameter und der Materialkennwerte bei unterschiedlichen Fokusabständen ausbildet, muß die Leistungsdichteverteilung den Prozeßbedingungen angepaßt werden, um ein optimales Bearbeitungsergebnis mit hoher Qualität zu erzielen.

Dieses Ergebnis bedeutet andererseits, daß die höchste Stabilität mit dem größtmöglichen Öffnungsdurchmesser der Kapillare und damit mit dem geringsten Einkoppelgrad verknüpft ist. Höchste Stabilität und höchster Wirkungsgrad sind somit zwei gegenläufige Forderungen, die beide nicht gleichzeitig zu erfüllen sind.

Ein weiteres wichtiges Kriterium zur Vermeidung von Poren ist die Stabilität der Kapillarrückwand über ihre ganze Tiefe. Kommt es hier zu starken Fluktuationen, kann es trotz großer Kapillaröffnung zur Porenbildung kommen.

Eine Ursache hierfür ist eine asymmetrische Verteilung der Strahlleistung. Bei stärkerem nachlaufenden Laserstrahl sticht dieser in der Längsanordnung tiefer ein als der vorlaufende, da zum einen dessen Leistung größer ist und er zum anderen auf bereits heißes, aufgeschmolzenes Metall trifft. Dadurch benötigt der nachlaufende Laserstrahl weniger Leistung, um das Material zu verdampfen. Zu erkennen ist die Wirkung einer solchen Leistungsdichteverteilung am Beispiel der Konfiguration „ $P=2+3$  kW, längs“ in Abbildung 5.16. Es bildet sich durch das tiefere Eindringen des nachlaufenden Strahles eine Stufe in der vorderen Kapillarwand aus, die mit steigendem Fokusabstand nach rechts bzw. nach unten wandert. Im unteren Teil der Kapillare ist deren Stabilität dann vergleichbar dem eines mit dem Einzelfokus erzeugten Dampfkanals. Derselbe Aspekt trifft auf eine asymmetrische Leistungsverteilung in der Queranordnung zu. Auch dort ist ein Teil der Kapillare tiefer. Die Folge ist in beiden Fällen eine erhöhte Porosität.

Besser geeignet sind Anordnungen, bei denen der vorlaufende Strahl leistungsstärker ist. Der zweite Strahl dringt dadurch nicht tiefer in das Werkstück ein als der erste, wodurch sich eine stabile Geometrie der Kapillare ausbildet. Allerdings muß die Leistung des nachfolgenden Laserstrahles ausreichend hoch sein, um die Kapillare über ihre ganze Tiefe offenzuhalten. Bei der Leistungsverteilung  $P=3+1$  kW liegt die Leistung des nachfolgenden Strahles mit  $P=1$  kW offensichtlich so niedrig, daß die Kapillare nicht dauerhaft über den ganzen Querschnitt offengehalten werden kann. Der Prozeß verhält sich dann ähnlich wie unter Anwendung der Einstrahltechnik, was sich in einer vergleichbaren Porenanzahl ausdrückt.

Während sich die Porosität noch sehr gut messen läßt, ist eine quantitative Auswertung der Experimente hinsichtlich der Auswirkungen des Doppelfokus auf die Auswurfhäufigkeit kaum durchführbar. Die Anzahl der aufgetretenen Auswürfe war insgesamt zu gering, als daß sich davon statistisch abgesicherte Aussagen ableiten ließen. Bereits bei den ersten Stichversuchen mit nicht optimierten Einstellungen konnte auf einer Gesamtnahtlänge von 50 m kein Auswurf festgestellt werden [21].

Da jedoch die Ursachen der Nahtimperfectionen Schmelzbadauswurf und Prozeßpore auf Ein- bzw. Abschnürungen des Dampfkanals beruhen, die Vermeidung von Prozeßporen im Gegensatz zur Vermeidung von Auswürfen eine über die ganze Kapillartiefe stabile Öffnung erfordert, was das strengere Kriterium darstellt, kann gefolgert werden, daß Schmelzbadauswürfe mit den gleichen Mitteln vermieden werden können wie Prozeßporen. Bei der Betrachtung der Kapillarformen der Konfigurationen „ $P=2+2$  kW,  $a=1,0$  mm, längs“ und „ $P=3+2$  kW,  $a=1,0$  mm, längs“ in Abbildung 5.16 wird klar, daß das Auftreten einer starken Einschnürung der Kapillare, wie sie bei der Bildung von Auswürfen beobachtet wurde, bei diesen Konfigurationen sehr unwahrscheinlich ist, da sie zu einer Abschattung der gesamten Kapillare führen müßte. Zur Vermeidung von Schmelzbadauswürfen ist dementsprechend wie zur Vermeidung von Prozeßporen die größte gemeinsame Kapillare anzustreben.

Die positive Wirkung des Doppelfokus auf die Qualität der Nahtoberraupe ist in Abbildung 5.19 dokumentiert. Die eingesetzte japanische Legierung A5052 erwies sich unter Verwendung des Schutzgases Argon als außerordentlich schlecht schweißbar. Beim Einzelfokusschweißen traten Auswürfe, starke Einbrandkerben und große, erstarrte Schmelzetropfen auf dem Schweißgut in großer Zahl auf. Mit zunehmendem Fokusabstand des Doppelfokus nimmt die Qualität der Oberraupe jedoch deutlich zu und erreicht bei  $a=1,0$  mm in beiden Anordnungen eine gute Qualität mit nur geringen Einbrandkerben. Wird in Betracht gezogen, daß die schlechte Oberflächenqualität und Schmelzbadauswürfe vom gleichen Mechanismus ausgelöst werden, so untermauert dieses Ergebnis nochmals, daß ein an die Randbedingungen der konkreten Schweißaufgabe angepaßter Doppelfokus ein probates Mittel darstellt, Auswürfe zu vermeiden bzw. stark zu minimieren und die Prozeßsicherheit gegenüber der Einzelfokustechnik erheblich zu steigern.

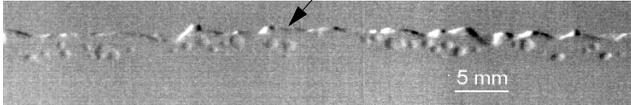
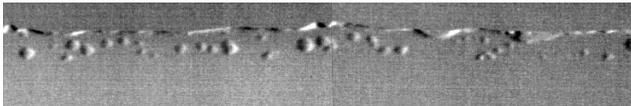
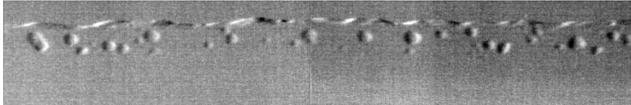
Fokus- konfiguration	Röntgenaufnahme der Schweißnaht
P=3 kW, einzel a=0 mm	<p>s=2,7 mm</p> <p>Schweißnahtoberraupe</p>  <p>5 mm</p>
P=2+2 kW, quer, a=0,36 mm	<p>s=2,7 mm</p> 
P=2+2 kW, längs, a=0,36 mm	<p>s=3,1 mm</p> 
P=2+2 kW, quer, a=0,6 mm	<p>s=2,7 mm</p> 
P=2+2 kW, längs, a=0,6 mm	<p>s=2,6 mm</p> 
P=2+2 kW, quer, a=1,0 mm	<p>s=2,2 mm</p> 
P=2+2 kW, längs, a=1,0 mm	<p>s=2,1 mm</p> 

Abb. 5.18: Röntgenaufnahmen (seitliche Durchleuchtung) und Einschweißtiefe s für verschiedene Fokuskonfigurationen, A5052, P=3 kW (Einzelstrahl), P=2+2 kW (Doppelfokus), v=4 m/min, d<sub>f</sub>=300µm.

Fokus- konfiguration	Oberflächenaufnahme der Schweißnahtoberraupe	
P=3 kW, einzeln a=0 mm	s=2,7 mm	
P=2+2 kW, quer, a=0,36 mm	s=2,7 mm	
P=2+2 kW, längs, a=0,36 mm	s=3,1 mm	
P=2+2 kW, quer, a=0,6 mm	s=2,7 mm	
P=2+2 kW, längs, a=0,6 mm	s=2,6 mm	
P=2+2 kW, quer, a=1,0 mm	s=2,2 mm	
P=2+2 kW, längs, a=1,0 mm	s=2,1 mm	

Abb. 5.19: Bilder der Nahtoberraupe und Einschweißtiefe  $s$  für verschiedene Fokuskonfigurationen, A5052, P=3 kW (Einzelstrahl), P=2+2 kW (Doppelfokus),  $v=4$  m/min,  $d_f=300\mu\text{m}$ .

### 5.3 Zusammenfassung

Mit Hilfe der In-situ-Röntgendurchstrahlung konnte der Zusammenhang zwischen einer instabilen Dampfkapillare und den Nahtfehlern Schmelzbadauswurf, Prozeßpore und einer unregelmäßigen Nahtberraupe beim Schweißen von Aluminium nachgewiesen werden. Dabei wurden drei Mechanismen identifiziert, die den Tiefschweißprozeß von Aluminium maßgeblich bestimmen:

- das Atmen der Kapillare, d. h. deren Aufblähen und Zusammenschrumpfen,
- die Abschnürung der Kapillare in ihrem unteren Teil und
- die Einschnürung im oberen Teil der Kapillare.

Daraus ergibt sich folgendes Prozeßverhalten:

- Das Atmen der Kapillare ist der Normalzustand beim Laserstrahl-tiefschweißen von Aluminium. Die Kapillare bläht sich auf und bildet sich ohne größere Auswirkungen auf die Qualität der Schweißnaht wieder in ihre ursprüngliche Form zurück.
- Prozeßporen entstehen nach dem Aufblähen der Kapillare durch das Eindringen von Schmelze in den unteren Kapillarbereich, siehe Abbildung 5.1. Dadurch entsteht ein dampfgefüllter Hohlraum, der als ungleichförmige Kavität erstarrt, wenn er von der Erstarrungsfront eingeholt wird. Charakteristisch für diesen Mechanismus ist, daß die Tiefe der Dampfkapillare über den gesamten Abschnürungsprozeß hinweg annähernd gleich groß bleibt und die Laserstrahlleistung aufgrund des hohen Aspektverhältnisses nach wie vor zu einem hohen Prozentsatz eingekoppelt wird. Die Auswirkungen auf die Prozeßdynamik sind dadurch gering. Es entstehen Oberflächenwellen im Schmelzbad, die jedoch nicht von denen zu unterscheiden sind, die durch das Atmen der Kapillare hervorgerufen werden.
- Schmelzbadauswürfe entstehen im Gegensatz zur Porenbildung durch das Einschnüren der Kapillare in deren oberen Hälfte, vgl. Abbildung 5.5. Dadurch wird die Einkopplung zunächst stark reduziert, um dann nach dem Verdampfen der Schmelzbadbrücke zu einer instantan erheblich gesteigerten Einkopplung zu führen. Der daraus resultierende explosionsartige Druckanstieg läßt sich nicht mehr alleine über eine verstärkte Abströmung abbauen, so daß es zum Materialaustrieb kommen muß.
- Eine unregelmäßige Nahtberraupe wird in erster Linie durch denselben Mechanismus hervorgerufen wie Schmelzbadauswürfe. Lediglich die daraus resultierenden Kräfte auf die Schmelze sind geringer, so daß sich die Schmelze nicht ablöst, sondern zurück ins Schmelzbad fällt. Je größer der Impuls auf das Schmelzbad ist, desto ungleichmäßiger wird die Struktur der Nahtberraupe.

Als Ursachen von Ein- bzw. Abschnürungen können alle Effekte gesehen werden, die die Stabilität der Kapillare reduzieren. In erster Linie sind dies die geringe Oberflächenspannung und die geringe Viskosität der Aluminiumschmelze nahe der Verdampfungstemperatur.

Als Auslöser von Schmelzbadauswürfen wurden Schmelzbadwellen nachgewiesen, welche die Kapillare im oberen Bereich zumindest teilweise verschließen und deren Ursache die Bewegung oder das Aufblähen der Kapillare selbst ist. Eine weitere Ursache für Einschnürungen sind in die Schmelze zurückfallende Auswürfe, deren kinetische Energie nicht ausreicht, um sich vollständig vom Schmelzbad zu lösen. Ebenso kommen Strömungen der Schmelze, welche die Stabilität der Kapillarrückwand herabsetzen, als Entstehungsursache von Ein- und Abschnürungen in Betracht. Mit den zur Verfügung stehenden Diagnostikmethoden konnte der Einfluß der Strömungen jedoch nicht nachgewiesen werden.

Mit der Doppelfokustechnik wurde ein Lösungsansatz zur Vermeidung bzw. Verminderung der oben diskutierten Nahtfehler vorgestellt, dessen Wirkungsweise auf der Stabilisierung der Kapillare durch deren künstliches Aufweiten beruht. Es konnte gezeigt werden, daß mit der Doppelfokustechnik Prozeßporen deutlich verringert und teilweise sogar vermieden werden. Außerdem konnte die Qualität der Nahtoberraupe nachhaltig verbessert werden. Der Nachweis der Wirksamkeit zur Unterdrückung von Schmelzbadauswürfen erfolgte indirekt, da die Anzahl der Auswürfe mit jedem Parametersatz der Doppelfokustechnik insgesamt so gering war, daß keine Aussage über den Einfluß der doppelfokusspezifischen Verfahrensparameter auf die Auswurfhäufigkeit möglich ist. Da über den Entstehungsmechanismus der Nachweis erbracht wurde, daß die Vermeidung von Prozeßporen das strengere Kriterium darstellt, ist der Rückschluß zulässig, daß die Doppelfokustechnik auch zur Verminderung von Auswürfen führt.

Die hier dargestellten Phänomene und Ergebnisse lassen sich ohne Abstriche auch auf die Legierungen der Gruppe der AlMgSi übertragen [88]. Aufgrund der geringeren Verdampfungsrate, der größeren Oberflächenspannung sowie der größeren Viskosität der Schmelze bei dieser Werkstoffgruppe sind die Nahtimperfectionen jedoch weniger stark ausgeprägt. Die grundsätzlichen Entstehungsmechanismen der Nahtfehler sind jedoch identisch.

Da bei Stahl die Viskosität der Schmelze und Oberflächenspannung wesentlich größer ist als bei Aluminium und die schlanken Schmelzbäder ein starkes Aufblähen der Kapillare nicht zulassen, sind die in diesem Kapitel beschriebenen Nahtfehler beim Schweißen von Stahl nahezu unbekannt. Die einzigen vergleichbaren Nahtfehler sind Prozeßporen. Der Entstehungsmechanismus beruht bei Stahl ebenfalls auf einer Abschnürung der Kapillare, deren Geometrie ist jedoch im allgemeinen schlank und nach unten spitz zulaufend. Die Gasblasen lösen sich deshalb am Ende der Kapillare ab. Aufgrund der schmalen Schmelzbäder und der schnellen Erstarrung sind die Prozeßporen bei Stahlwerkstoffen sehr nahe an der Nahtwurzel angesiedelt.

## 6 Steigerung der Flexibilität

Die Geometrie der Schweißnaht ist eine Kenngröße, die durch die Konstruktion vorgegeben wird und die der Prozeß sicher zur Verfügung stellen muß. Beim Überlappstoß ist beispielweise die Breite in der Fügeebene und beim Stumpfstoß die Einschweißtiefe die charakteristische, die Festigkeit der Verbindung bestimmende Größe.

Die Anforderungen an die Schweißnaht machen es somit notwendig, den Prozeß so zu führen, daß bestimmte Nahteigenschaften erzielt werden, d. h. der Prozeß muß an die Aufgabe angepaßt werden. Die Doppelfokustechnik eignet sich hierzu hervorragend, denn Nahttiefe, -breite, Anbindequerschnitt und Abkühlrate [84] können auf einfache Art und Weise durch die Veränderung der Fokusanordnung, des Fokusabstandes oder der Leistungsverteilung eingestellt und sogar geregelt werden. Abbildung 6.1 zeigt eine Auswahl von Einsatzmöglichkeiten einer aufgabenangepaßten Leistungsdichteverteilung, die nachfolgend näher erläutert werden.

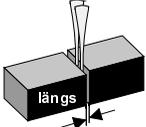
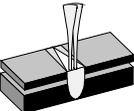
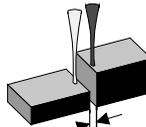
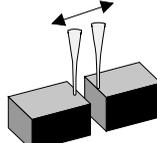
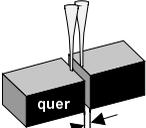
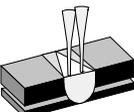
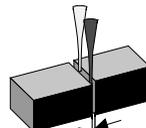
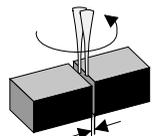
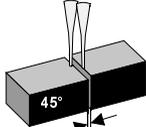
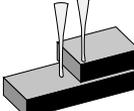
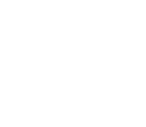
Aufgabenangepaßte Leistungsdichteverteilung			
Anordnung relativ zur Vorschubrichtung	Abstand der Foki	Leistungsverteilung	Regelung
 <p>längs</p>			
 <p>quer</p>			
 <p>45°</p>			

Abb. 6.1: Aufgabenangepaßte Leistungsdichteverteilung

Zudem soll in diesem Kapitel der Einfluß der spezifischen Parameter der Doppelfokustechnik auf die Schweißnahtgeometrie im Vergleich zur Einstrahltechnik dargestellt, deren Auswirkungen auf den Prozeß diskutiert und am Beispiel der Spaltüberbrückbarkeit erläutert werden.

## 6.1 Gestaltung des Nahtquerschnitts

Die Geometrie der Schweißnaht wird bestimmt durch die Bedingungen der Energieeinkopplung sowie der Wärmeableitung ins Werkstück. Beides wird maßgeblich von der Form der Kapillare beeinflusst. Die Parameter Fokusabstand und Orientierung der Foki zur Vorschubrichtung ermöglichen bei sonst konstanten Prozeßparametern eine weitreichende Veränderung der Kapillarform und damit eine gezielte Nahtformung. Das Verhältnis von Tiefe zu Breite läßt sich über weite Bereiche einstellen, wie die Abbildung 6.2 belegt.

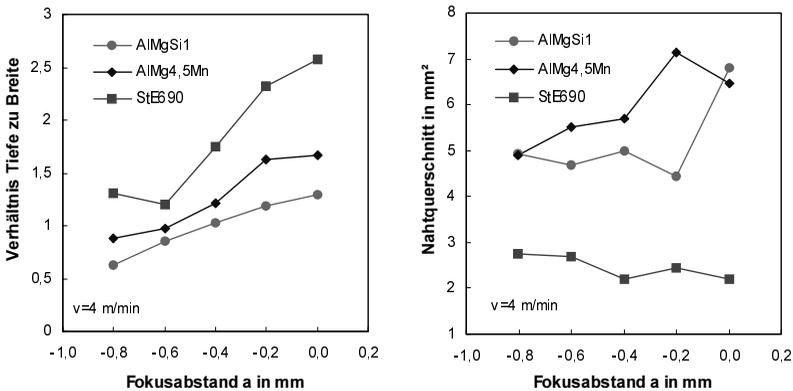


Abb. 6.2: Nahtbreite, -tiefe und -fläche als Funktion des Fokusabstandes in der Queranordnung für die Materialien AlMgSi1, AlMg4,5Mn und StE 690,  $P=1,8+1,8$  kW,  $d_f=300\mu\text{m}$ ,  $v=4$  m/min.

### 6.1.1 Stahl

Bei Stahlwerkstoffen läßt sich die Nahtgeometrie sehr gut beeinflussen und erfolgt im allgemeinen verlustfrei. Eine Veränderung der Nahtform hin zu einem geringeren Verhältnis aus Tiefe zu Breite ist in der Queranordnung sogar mit einer leichten Steigerung der aufgeschmolzenen Nahtfläche bzw. des Prozeßwirkungsgrades verbunden, wie Abbildung 6.2 belegt.

Der Vergleich der Nahtquerschliffe in Abbildung 6.3 zeigt, wie stark sich die Nahtgeometrien mit der Doppelfokustechnik trotz konstanter Streckenenergie beeinflussen läßt. In der Längsanordnung werden schlanke, tiefe Schweißnähte und in der Queranordnung breite, weniger tiefe Nahtgeometrien erzeugt. Bei sehr kleinen Fokusabständen ist praktisch kein Einfluß der Fokusanordnung zu erkennen, die Nahtquerschnitte der Experimente mit  $a=0$  mm und  $a=-0,2$  mm sind im Rahmen der Prozeßstreuung iden-

tisch. Für die Applikation hat dies zur Konsequenz, daß bei 2D- und 3D-Anwendungen für kleine Fokusabstände keine Nachführung der Fokuserorientierung erfolgen muß.

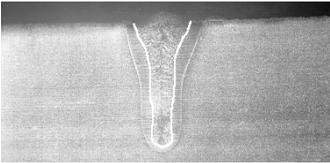
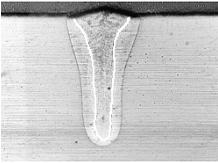
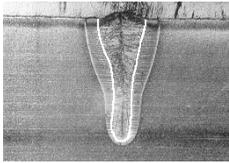
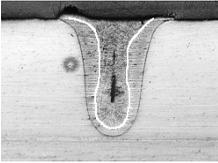
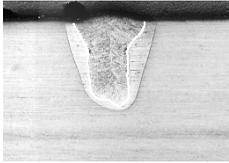
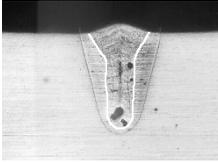
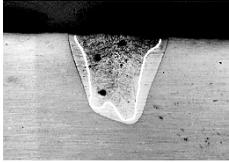
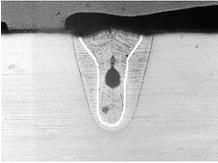
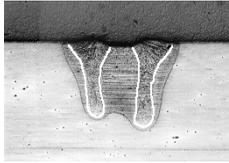
StE690	Längsanordnung der Foki	Queranordnung der Foki
a=0 mm		
a=-0,2 mm		
a=-0,6 mm		
a=-1,0 mm		
a=-1,4 mm		

Abb. 6.3: Nahtquerschnitte als Funktion des Fokusabstandes und der Fokuserorientierung für StE 690, P=1,8+1,8 kW,  $d_f=300\mu\text{m}$ ,  $v=4\text{ m/min}$ , weiß hervorgehoben ist die Grenze zwischen Schweißgut und Wärmeeinflußzone.

Mit wachsendem Fokusabstand nimmt die Einschweißtiefe ab, die Nahtbreite zu und die Nahtgeometrien der Längs- und Queranordnung unterscheiden sich zunehmend. Ab einem Maximalwert des Fokusabstandes beginnen sich zwei getrennte Schmelzbäder auszubilden. Bei 2D- und 3D-Anwendungen steigt mit wachsendem Fokusabstand die Notwendigkeit, die Fokuserorientierung nachzuführen, um ein gleichbleibendes Schwei-

ßergebnis zu erzielen. Auf der anderen Seite bietet genau dieser Unterschied in der Nahtgeometrie die Möglichkeit, mit einer Steuerung oder Regelung des Fokusbstandes oder des Drehwinkels gezielt eine bestimmte Nahtgeometrie einzustellen.

Beim Schweißen von Überlappstößen kann dadurch die Prozeßeffizienz gesteigert werden. Die Festigkeit ist bei dieser Stoßart nur von der Nahtbreite in der Fügeebene und nicht von der Einschweißtiefe abhängig. Die maximale Festigkeit wird genau dann erreicht, wenn die Nahtbreite in der Fügeebene so groß ist wie die Dicke des dünneren Fügepartners. Ab diesem Zeitpunkt tritt das Versagen nicht mehr im Scherbruch, sondern als Trennbruch im dünneren Partner auf. Ein „rechteckiger“ Nahtquerschnitt, den beispielweise die Queranordnung mit  $a=-0,6$  mm und  $a=-1,0$  mm in Abbildung 6.3 aufweist, der nur wenig ins untere Material eindringt, ist daher als optimal zu bewerten. Es wird keine Energie „verschwendet“, um Material aufzuschmelzen, das zur Festigkeit der Verbindung keinen Beitrag leistet.

Beim Laserstrahlschweißen mit dem Einzelfokus bleiben als Mittel zur Erhöhung der Nahtbreite eine Reduzierung der Vorschubgeschwindigkeit, eine Erhöhung des Brennfleckdurchmessers oder aber eine Erhöhung der Laserleistung. Die Nahtgeometrie bleibt jedoch aufgrund der Selbstfokussierung des Laserstrahls in der Kapillare mehr oder weniger immer nagelkopfförmig. Die Nahtbreite nimmt dadurch in der Fügeebene weit weniger stark zu als an der Blechoberseite. Das Verfahren ist damit weniger effizient als die Doppelfokustechnik, die über die gesamte Tiefe gleichmäßige Nahtbreiten erzeugt. Bei gleicher Laserleistung können mit dem Doppelfokus deswegen größere Anbindequerschnitte bzw. bei gleichem Anbindequerschnitt höhere Vorschubgeschwindigkeiten erreicht werden [103]. Bei geringen Blechstärken ist dieser Vorteil am größten, da bei einer Durchschweißung ein Teil der Laserleistung transmittiert, d. h. die Kapillare an der Nahtwurzel verläßt und somit auf der Verlustseite bilanziert werden muß. Bei der Einzelfokustechnik wird dieser Punkt sehr viel früher und bei wesentlich geringeren Breiten in der Fügeebene erreicht wie mit dem Doppelfokus [88].

Durch das Einstellen des Verhältnisses von Tiefe zu Breite oder durch gezieltes Vor- bzw. Nachheizen mit einem Teilstrahl [58] läßt sich die Abkühlrate mit der Doppelfokustechnik gezielt reduzieren [84]. Dadurch kann eine Aufhärtung und Versprödung der Schweißnaht sowie die Bildung von Rissen vermindert werden. Erstarrungsrisse bzw. Mittelrippendefekte, die aufgrund der hohen Erstarrungsgeschwindigkeit und der „bauchigen“ Nahtform entstehen, wie z. B. der Querschliß der Abbildung 6.3 in der Konfiguration „ $a=-0,6$  mm, längs“ zeigt, können mit der Queranordnung der Brennflecke in gleicher Konfiguration vermieden werden. Neben der geringeren Abkühlrate durch das kleinere Tiefe-zu-Breite-Verhältnis beeinflussen auch das kürzere, elliptisch geformte und nicht spitz zulaufende Schmelzbad sowie der v-förmige Nahtquerschnitt die Kornwachstumsraten und die Kornstruktur positiv [104],[105].

### 6.1.2 Aluminium

Bei Aluminiumwerkstoffen gelingt die Nahtformung nicht so effizient wie bei Stahl. Das Verhältnis aus Einschweißtiefe und Nahtbreite läßt sich weniger gut durch den

Doppelfokus beeinflussen und die Nahtfläche bzw. der Prozeßwirkungsgrad gehen mit steigendem Fokusabstand zurück, siehe Abbildung 6.2. Zurückzuführen ist dieses Resultat auf die Werkstoffeigenschaften von Aluminium und seinen Legierungen.

Durch das große Verhältnis aus Verdampfungs- und Schmelztemperatur  $T_v/T_s$  nimmt die Breite des Schmelzbades im Verhältnis zur Breite der Kapillare zu. Bei Aluminium ist das Verhältnis  $T_v/T_s$  um ca. 50 % größer als bei Stahl, d. h. der Einfluß der Kapillarform auf die Schweißnahtgeometrie nimmt dementsprechend ab.

Die hohe Wärmeleitfähigkeit von Aluminium führt im Vergleich zu Stahl zu flacheren Temperaturgradienten im Werkstück. Die Temperatur bleibt damit über größere Bereiche auf Werten der Schmelztemperatur, wodurch sich einerseits breite Schmelzbäder ausbilden und sich andererseits die Dampfkapillare erst bei größeren Fokusabständen trennt. Die hohe Temperaturleitfähigkeit führt zu einem schnellen Temperaturausgleich. Beides, flacher Temperaturgradient und schneller Temperaturausgleich, wirkt vergleichbar einer Mittelung des Temperaturverlaufs. Die Wärmeleitfähigkeit steigt bei der AlMg4,5Mn-Legierung gegenüber Stahl um den Faktor 3,5 bzw. bei der AlMgSi1-Legierung um den Faktor 5,5 an. Die Temperaturleitfähigkeit steigt um eine Größenordnung von  $0,063 \text{ cm}^2/\text{s}$  für Eisen auf  $0,68 \text{ cm}^2/\text{s}$  für Aluminium an [107]. Der Einfluß der Kapillarform auf die Nahtgeometrie nimmt bei Aluminiumwerkstoffen gegenüber Stahl somit insgesamt ab.

Der hohe Reflexionsgrad von Aluminium reduziert zusätzlich die Einkopplung bei kleinen Schachtverhältnissen der Kapillare. Bei sonst gleichen Prozeßparametern beträgt der Unterschied zwischen maximaler Einkopplung mit dem Einzelfokus und minimaler Einkopplung bei der größten gemeinsamen Kapillare zum Teil mehr als 20%, vgl. Abbildung 4.5. Eine Vergrößerung des Fokusabstandes führt damit neben einer Verbreiterung der Naht zwangsläufig auch zu einer Reduzierung der Nahtfläche bzw. des Prozeßwirkungsgrades.

Der Vergleich der Querschliffe in den Abbildungen 6.4 und 6.5 zeigt, daß der Fokusabstand bei beiden untersuchten Legierungen die primäre Einflußgröße auf die Nahtgeometrie ist. Mit zunehmendem Fokusabstand nimmt die Einschweißtiefe ab und die Nahtbreite zu. Aufgrund der geringeren Verdampfungstemperatur und Wärmeleitfähigkeit ändert sich die Kapillarform und damit die Schweißnahtgeometrie bei AlMg4,5Mn stärker wie bei AlMgSi1, siehe Abbildung 6.2.

Ein deutlicher Einfluß der Fokusorientierung auf die Nahtgeometrie ist bei beiden Legierungen erst nach der Trennung der Kapillare bei  $a=-1,0 \text{ mm}$  zu erkennen. Bei darunterliegenden Fokusabständen wird der Temperaturverlauf durch die Werkstoffeigenschaften so stark gemittelt, daß nur ein geringer Einfluß der Fokusanordnung auf die Nahtgeometrie festgestellt werden kann. Im Hinblick auf die Flexibilität gilt einschränkend zu berücksichtigen, daß die Stabilität des Prozesses mit getrennten Kapillaren abnimmt. Wie die folgenden Querschliffe zeigen, nimmt die Porosität als Maß für die Stabilität bei AlMg4,5Mn weit stärker zu als bei AlMgSi1.

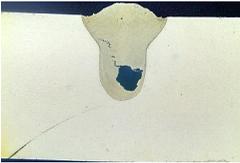
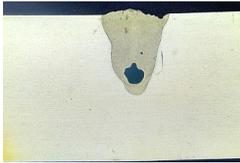
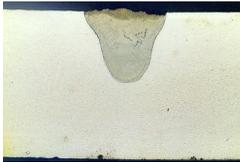
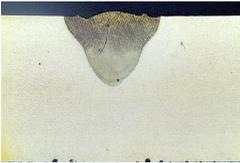
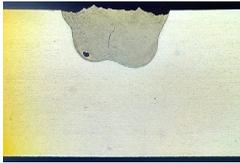
AlMgSi1	Längsanordnung der Foki	Queranordnung der Foki
a=0 mm		
a=-0,2 mm		
a=-0,6 mm		
a=-1,0 mm		
a=-1,4 mm		

Abb. 6.4: Nahtquerschliffe als Funktion des Fokusabstandes und der Fokuserorientierung für AlMgSi1,  $P=1,8+1,8$  kW,  $d_f=300$   $\mu$ m,  $v=4$  m/min, Blechdicke  $t=5$  mm.

Verbesserungspotential in Bezug auf die Möglichkeiten der Nahtformung und des dabei erzielten Wirkungsgrades beim Schweißen von Aluminium besitzen Strahlquellen mit höchster Strahlqualität, auf die in Kapitel 7 „Potential und Ausblick“ näher eingegangen wird.

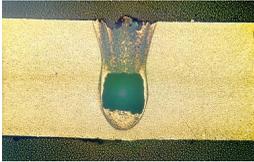
AlMg4,5Mn	Längsanordnung der Foki	Queranordnung der Foki
a=0 mm		
a=-0,2mm		
a=-0,6 mm		
a=-1,0 mm		
a=-1,4 mm		

Abb. 6.5: Nahtquerschnitte als Funktion des Fokusabstandes und der Fokuserorientierung für AlMg4,5Mn, P=1,8+1,8 kW,  $d_f=300\mu\text{m}$ ,  $v=4$  m/min, Blechdicke  $t=4$  mm.

### 6.1.3 Ergebnisse mit Dreifachfokustechnik

Die konsequente Weiterentwicklung der Doppelfokustechnik führt zur Anordnung mehrerer Foki in beliebiger Geometrie. Dadurch wird eine weitgehend freie Gestaltung der Leistungsdichteverteilung möglich, wodurch eine optimale Anpassung des Prozesses an die Bearbeitungsaufgabe im Hinblick auf den zu erzielenden Nahtquerschnitt und die Prozesssicherheit erreicht wird. Interessant ist diese Technik insbesondere in

Verbindung mit Festkörperlasern höchster Strahlqualität, welche im Labormaßstab bereits zur Verfügung stehen. Die im folgenden dargestellten Untersuchungen mit drei Foki, welche mit lampengepumpten Standardsystemen erzeugt wurden, sollen die Möglichkeiten dieser Technologie aufzeigen.

Abbildung 6.6 zeigt den Vergleich von Schweißergebnissen in Stahl mit einem Einzelfokus und zwei bzw. drei Foki in einer Reihe, die jeweils quer zur Vorschubrichtung angeordnet sind. Bei gleicher Gesamtleistung kann dabei die Tiefe und Breite der Naht einfach durch die Anzahl der Foki eingestellt werden. Die Nahtbreite verhält sich jeweils umgekehrt zur Nahttiefe. Die Nahtfläche, welche als Maß für den Prozeßwirkungsgrad dient, bleibt unabhängig von der Anzahl der Foki bei konstanter Laserleistung gleich. Sie steigt jedoch linear mit der Gesamtlaserleistung an, was die Skalierbarkeit der Leistung unterstreicht. Bei Stahl kann somit die Nahtform auch mit der Mehrfokustechnik nahezu verlustfrei eingestellt werden kann. Die Flexibilität wird dadurch weiter gesteigert.

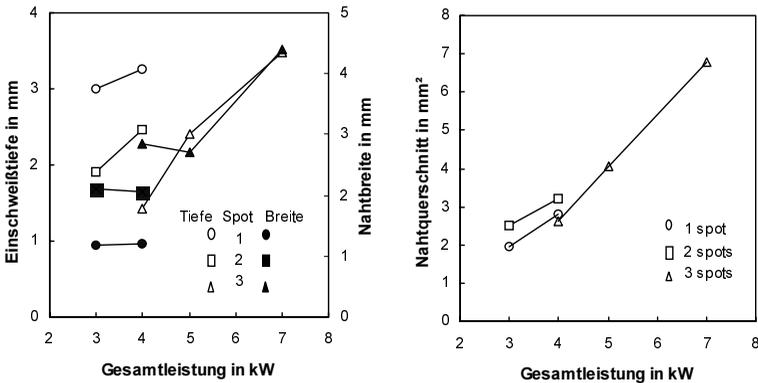


Abb. 6.6: Einschweißtiefe, Nahtbreite und Nahtquerschnitt als Funktion der Gesamtlaserleistung und der Anzahl der Foki für einen Reihenfokus in Queranordnung für das Material StE690, a=1000 µm.

## 6.2 Steigerung der überbrückbaren Spaltweite

Einer der großen Nachteile des Laserstrahlschweißens ist die geringe überbrückbare Spaltweite. Die Schweißnähte sind im Verhältnis zu konventionellen Lichtbogenschweißungen schlank und tief, wodurch wenig schmelzflüssiges Material zum Auffüllen eines Fügespalt zur Verfügung steht. Ein grobe Faustregel besagt, daß ca. 5-10 % der Blechdicke als Spalt überbrückt werden können. Die Anforderungen an Bauteilvorbereitung und die Spanntechnik sind dadurch hoch.

Die Doppelfokustechnik besitzt unter diesem Aspekt Vorteile gegenüber der Einstrahltechnik, da wie oben gezeigt werden konnte, mit zwei Foki nebeneinander breitere Nähte erzeugt und damit größere Spaltweiten sicher überbrückt werden können. Bei Stumpf- und Kehlnähten kommt hinzu, daß der Abstand der Foki so gewählt werden kann, daß beide Strahlen immer auf einen Fügepartner treffen. Dies erhöht neben der Effizienz des Prozesses auch die Prozeßsicherheit und Reproduzierbarkeit.

## 6.2.1 Stahl

Eine der häufigsten Anwendungen des Laserstrahlschweißens von Stahl im Dünoblechbereich ist das Fügen von Tailored Blanks. Hier werden im allgemeinen Fügepartner mit unterschiedlichen Materialeigenschaften und/oder unterschiedlichen Dicken miteinander verbunden und anschließend tiefgezogen. Die Anforderungen an die Nahtqualität sind deshalb besonders hoch.

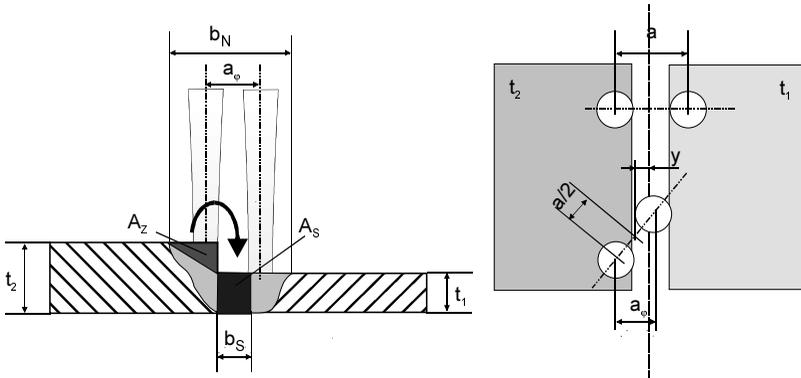


Abb. 6.7: Skizze zur Abschätzung der Spaltüberbrückbarkeit bei Tailored Blanks, Fläche des Zusatzwerkstoffs  $A_Z$ ; Fläche des Spalts  $A_S$ , Breite der Schweißnaht  $b_N$ ; Spaltbreite  $b_S$ ; Blechdicke  $t$ ; Versatz  $y$ .

Für Tailored Blanks aus verschiedenen dicken Fügepartnern liegen die Vorteile der Doppelfokustechnik am deutlichsten auf der Hand. Das Aufschmelzen des dickeren Fügepartners stellt konstruktiv das Zusatzmaterial zum Füllen des Fügespaltes zur Verfügung. Je mehr Material vom dickeren Partner aufgeschmolzen wird, desto größer ist der überbrückbare Spalt, siehe Abbildung 6.7. Eine Verbreiterung der Naht mit der Doppelfokustechnik führt somit zu deutlich größeren überbrückbaren Spaltweiten. Zusätzlich lassen sich mit einer asymmetrischen Verteilung der Laserleistung die Wärmeleitungsverluste im dickeren Material ausgleichen, ohne zu viel Streckenenergie in den dünneren Fügepartner einzubringen. Natürlich kann auch ein Einzelstrahl auf das dickere Blech gerichtet werden, jedoch ergeben sich dann Probleme mit der Anbindung des dünneren Fügepartners. Insbesondere das Aufschmelzen der Unterkante des dünnen Blechs führt wesentlich früher zu einer fehlerhaften Nahtwurzel wie mit dem Doppelfokus. Durch Verdrehen der Fokusanordnung ist es sogar möglich, mit dem

vorderen Strahl zunächst Material vom dickeren Partner abzuschmelzen und den nachlaufenden Strahl direkt auf den Fügespalt zu positionieren, da dieser nun auf schon aufgeschmolzenes Material trifft und nur noch den Rand des dünneren Fügepartners anschmelzen muß. Dadurch kann die Energie optimal genutzt werden und es lassen sich höhere Vorschubgeschwindigkeiten wie mit der Einstrahltechnik erzielen.

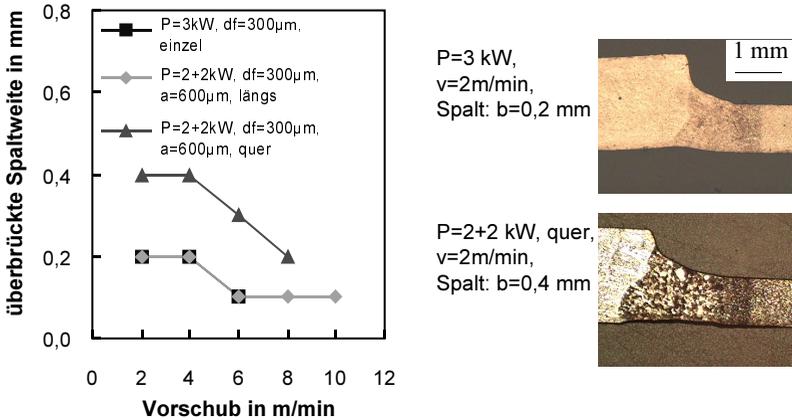


Abb. 6.8: Überbrückbare Spaltweite als Funktion der Fokusanordnung und der Vorschubgeschwindigkeit (links), Querschnitte bei  $v=2\text{ m/min}$  (rechts), Material: ST14, Blechdicke  $t=1$  bzw.  $2\text{ mm}$ .

Diese sehr einfachen Modellvorstellungen werden durch die in Abbildung 6.8 dargestellten Ergebnisse bestätigt. In der Längsanordnung sind die überbrückten Spaltweiten<sup>1</sup> identisch mit denen des Einzelfokus. Dieses Ergebnis ist nachvollziehbar, da mit zwei hintereinanderliegenden Foki nicht mehr Material aufgeschmolzen wird wie mit einem Fokus alleine. Die erreichbaren Vorschubgeschwindigkeiten liegen mit der Längsanordnung aufgrund der höheren Strahlleistung jedoch deutlich höher. In der Queranordnung wird hingegen eine wesentlich größere Fläche bestrahlt und damit mehr Material aufgeschmolzen, was sich in den doppelt so großen überbrückten Spaltweiten widerspiegelt. Dadurch können in der Produktion die Anforderungen an die Bauteilvorbereitung gesenkt werden.

In einem weiterehenden Schritt läßt sich mit einer geeigneten Sensorik in Abhängigkeit der Spaltweite ein Regelkreis mit den Stellgrößen Laserleistung, Vorschubgeschwindigkeit und Fokusabstand bzw. Drehwinkel der Foki aufbauen. Bei kleinen Spaltweiten können mit kleinen Fokusabständen bzw. in der Längsanordnung große Prozeßgeschwindigkeiten erzielt werden, bei großen zu überbrückenden Spaltweiten und breiten Nähten wird der projizierte Fokusabstand vergrößert und die Vorschubge-

1. Qualitätskriterium: Unterwölbung der Wurzel oder der Oberraupe kleiner 5% der Dicke des dünneren Blechs. Sowohl Nullspalt als auch überbrückbare Spaltweite müssen mit denselben Parametern fehlerfrei geschweißt werden können.

schwindigkeit reduziert. Damit lassen sich die überbrückbare Spaltweite und die Prozeßgeschwindigkeit optimieren. Diese Möglichkeit der Prozeßregelung ist insbesondere für nichtlineare Tailored Blanks von großem Interesse.

### 6.2.2 Aluminium

Für Aluminiumwerkstoffe gelten die oben diskutierten Resultate zur Spaltüberbrückbarkeit im Prinzip in gleicher Weise. Es gilt jedoch zu beachten, daß diese Aussagen nur für Schweißungen ohne Zusatzmaterial gelten. Kommt beispielsweise Zusatzdraht zum Füllen des Spaltes oder aus metallurgischen Gründen wie bei den heißempfindlichen AlMgSi-Legierungen zum Einsatz, kann kaum mehr ein Zugewinn an Spaltüberbrückbarkeit durch den Einsatz der Doppelfokustechnik festgestellt werden. Die Menge an zusätzlich mit dem Draht zugeführtem Material überwiegt die Menge an zusätzlich durch die Doppelfokustechnik aufgeschmolzenem Material. Somit kann die Doppelfokustechnik ihre Vorteile in Bezug auf die Spaltüberbrückbarkeit nur bei nicht heißempfindlichen Legierungen oder bei Werkstoffkombinationen mit entsprechenden Legierungsgehalten voll ausspielen.

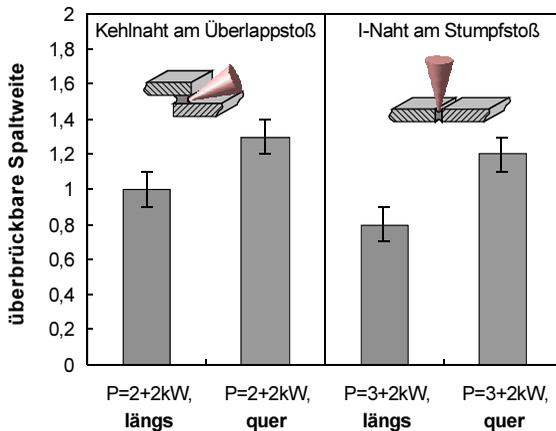


Abb. 6.9: Maximal überbrückbare Spaltweite als Funktion der Fokusanordnung für die Kehlnaht am Überlappstoß und I-Naht am Stumpfstoß, Werkstoff: AlMg<sub>3</sub>, Blechdicke t=3 mm, [106].

Am Beispiel der nicht heißempfindlichen Legierung AlMg<sub>3</sub> kann gezeigt werden, daß auch bei Aluminiumwerkstoffen mit dem Doppelfokus eine deutliche Steigerung der überbrückbaren Spaltweite möglich ist, siehe Abbildung 6.9.

Durch die größere Nahtbreite in der Queranordnung und das Auftreffen beider Strahlen auf die Fügepartner konnte in der Kehlnaht am Überlappstoß der maximal überbrückbare Spalt<sup>1</sup> um 30% und bei der I-Naht am Stumpfstoß um 50% gegenüber der Längsanordnung vergrößert werden. Vergleichswerte mit der Einzelfokustechnik liegen nicht vor, da die geforderte Nahtqualität in Bezug auf Einbrandkerben, Porosität und Schmelzbadauswürfe nicht erreicht werden konnte. Erfahrungswerte zeigen jedoch, daß die Längsanordnung und der Einzelstrahl - ähnlich wie bei Stahl - in etwa die gleichen Spaltweiten überbrücken können.

## 6.3 Zusammenfassung

- Die spezifischen Parameter der Doppelfokustechnik ermöglichen bei sonst konstanten Verfahrensparametern auf einfache Art und Weise das gezielte Einstellen einer bestimmten Nahtgeometrie. Bei Stahl kann die Nahtformung verlustfrei durchgeführt werden. Bei Aluminium geht die Nahtfläche bzw. der Prozeßwirkungsgrad mit zunehmendem Fokusabstand zurück. Mit steigender Wärme- und Temperaturleitfähigkeit der Werkstoffe nimmt der Einfluß der Kapillarform auf die Nahtgeometrie ab, d. h. die Nahtform der untersuchten Werkstoffe läßt sich ausgehend von Stahl über AlMg4,5Mn hin zu AlMgSi1 zunehmend weniger gut gestalten.
- Durch die Gestaltung des Verhältnisses aus Nahttiefe zu Nahtbreite läßt sich die Abkühlrate vermindern und dadurch die Erstarrungsrißgefahr reduzieren.
- In der Quer- oder Drehanordnung kann die überbrückbare Spaltweite gegenüber dem Einzelfokusverfahren sowohl für Stahl- als auch Aluminiumwerkstoffe deutlich gesteigert werden. Durch den Einsatz von Zusatzdraht aus metallurgischen Gründen oder zum Auffüllen des Fügespaltens nimmt der Vorteil der Doppelfokustechnik ab.
- Mit der Anordnung von zwei Foki nebeneinander kann die Genauigkeit der Strahlpositionierung relativ zum Fügespalt oder der Kehle reduziert werden. Beide Strahlen treffen nicht auf den Spalt, sondern auf die jeweiligen Fügepartner, wodurch die Prozeßsicherheit gesteigert werden kann.
- Der Einsatz einer Regelung von Fokusabstand, -anordnung und Leistungsverteilung bietet die Möglichkeit, in Verbindung mit einer entsprechenden Sensorik aktiv auf sich verändernde Prozeßbedingungen wie die Spaltweite oder wechselnde Dicken der Fügepartner einzugehen.

---

1. Qualitätskriterium: Anbindung des Fügepartners. Nahtunterwölbungen werden bei dieser Anwendung toleriert.

## 7 Steigerung der verfügbaren Laserleistung

Mit der Erhöhung der Laserleistung am Werkstück werden zwei Ziele verfolgt. Zum einen soll die Schweißgeschwindigkeit gesteigert und damit die Ausbringung bzw. die Produktivität erhöht werden. Zum anderen soll eine Erhöhung der maximalen Einschweißtiefe erreicht werden, wodurch sich neue technische Lösungen entwickeln und herstellen lassen.

Die Laserleistung heutiger lampengepumpter Hochleistungs-Nd:YAG-Strahlquellen anzuheben, gestaltet sich bei gleichbleibender Strahlqualität als sehr schwierig. Die Ursachen und verschiedene Lösungsansätze wurden bereits im Kapitel 2 "Stand der Kenntnisse" diskutiert. Bis heute sind Strahlleistungen bis  $P=4 \text{ kW}^1$  kommerziell verfügbar. Es gibt jedoch eine Reihe von Anwendungen, für deren Realisierung die heute zur Verfügung stehende Laserleistung nicht ausreicht oder zu einem schlechten Prozeßwirkungsgrad führt. Mit der Doppelfasertechnologie ist eine Leistungsskalierung einfach und fertigungstauglich zu realisieren. Welche Steigerungen bei der Prozeßgeschwindigkeit und der Einschweißtiefe mit einer Verdopplung der Strahlleistung zu erzielen sind, soll in diesem Kapitel geklärt werden.

Wie die Untersuchungen der vorangegangenen Kapitel gezeigt haben, erreicht die Doppelfokustechnik im allgemeinen die höchsten Einschweißtiefen bei geringen Fokusabständen, wobei sich das Prozeßverhalten mit kleiner werdendem Fokusabstand dem des Einzelfokusschweißens angleicht. Andererseits ist eine hohe Stabilität des Prozesses und eine damit verbundene hohe Nahtqualität mit einer Verminderung der Einschweißtiefe verbunden. Ein Vergleich der Einschweißtiefen von Einzel- und Doppelfokustechnik kann bei unterschiedlichen Doppelfokuskonfigurationen deshalb stark unterschiedlich ausfallen. In dieser Arbeit wird der Qualität der Schweißverbindung ein höherer Stellenwert eingeräumt als der maximalen Einschweißtiefe oder Prozeßgeschwindigkeit. Deshalb werden im folgenden die Ergebnisse der Leistungsaddition nur bei Parametern mit hoher Prozeßstabilität, d. h. bei reduzierten Einschweißtiefen und Prozeßgeschwindigkeiten, dargestellt. Mit ersten Ergebnissen zur Strahladdition mit einer Dreifachfaser und bis zu  $10 \text{ kW}$  Strahlleistung am Werkstück wird ein Lösungsansatz zur Erhöhung der Effizienz des Verfahrens bei gleichzeitig hoher Stabilität des Prozesses vorgestellt.

### 7.1 Aluminium

Aluminiumwerkstoffe führen beim Laserstrahlschweißen aufgrund ihrer hohen Wärmeleitfähigkeit zu einem geringen thermischen Wirkungsgrad<sup>2</sup> und wegen der hohen

1. Strahlparameterprodukt  $w \cdot \Theta = 25 \text{ mm} \cdot \text{mrad}$ .
2. Für das Schmelzschweißen: Verhältnis aus in Schmelze umgesetzte Energie zu ins Werkstück eingekoppelter Energie.

Reflektivität zu einem geringen Einkoppelgrad. In das Werkstück wird dadurch wenig Energie eingebracht und davon wird nur ein geringer Anteil in Schmelze umgewandelt. Daraus resultiert ein großer Energiebedarf, der mit heute verfügbaren cw-Nd:YAG-Lasern nur für geringe Einschweißstiefen oder bei niedrigen Vorschubgeschwindigkeiten gedeckt werden kann. Jedoch gerade in diesen Bereichen ist einerseits der Einkoppelgrad und andererseits der thermische Wirkungsgrad besonders schlecht, so daß mit einer Erhöhung der verfügbaren Laserleistung am Werkstück eine deutliche Steigerung der Prozeffizienz zu erwarten ist.

Einen besonders großen Wärmebedarf besitzt die Legierung AlMgSi1, was sich bereits an den vergleichsweise geringen Einschweißstiefen in Abbildung 7.1 ablesen läßt. Bei Blindschweißungen in Bleche der Dicke 20 mm, d. h. bei dreidimensionaler Wärmeleitung und hohen Wärmeleitungsverlusten, erreicht der Einzelfokus lediglich eine maximale Einschweißtiefe von  $s=4,4$  mm. Durch eine Verdopplung der Strahlleistung am Werkstück mit Hilfe der Doppelfasertechnik kann die Nahttiefe um 54 % auf  $s=6,7$  mm gesteigert werden. Die größten Einschweißstiefen werden bei diesen niedrigen Vorschubgeschwindigkeiten in der Queranordnung der Foki erreicht.

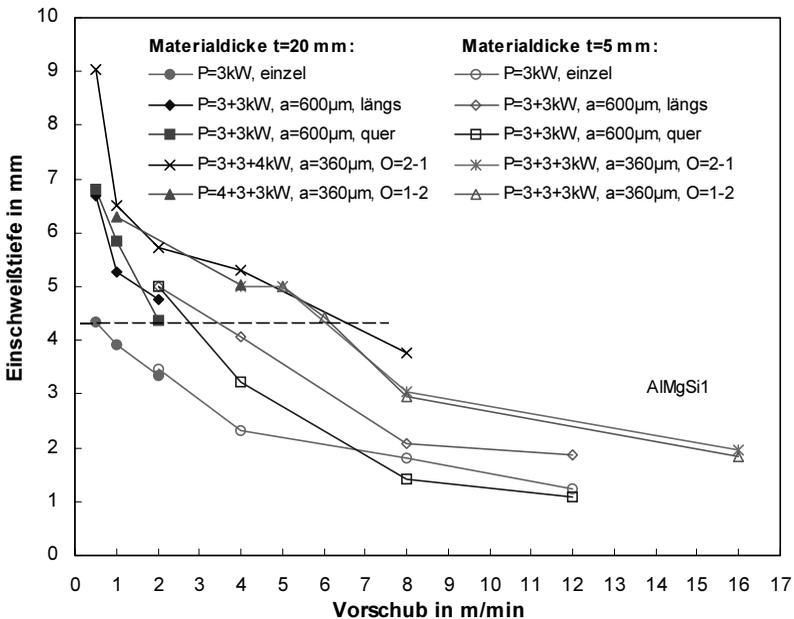


Abb. 7.1: Einschweißtiefe als Funktion der Vorschubgeschwindigkeit, Leistungsdichteverteilung, Laserleistung und Materialstärke für AlMgSi1,  $d_f=300 \mu\text{m}$ ,  $t=20$  mm bzw. 5 mm.

Weitaus größere Zuwachsraten können bei der Schweißgeschwindigkeit beobachtet werden. Beispielsweise kann der Vorschub bei einer mit  $s=4,4$  mm vorgegebenen Einschweißtiefe von  $v=0,5$  m/min auf annähernd  $v=3$  m/min in der Längsanordnung gesteigert werden. Das bedeutet, daß bei einer Verdopplung der Lasersleistung in Bereichen großer Einschweißiefen die Vorschubgeschwindigkeit und damit die Ausbringung der Anlage überproportional um bis zu 600 % ansteigt. Bei geringen Nahttiefen nimmt der Zugewinn bei der Vorschubgeschwindigkeit durch die Strahladdition ab, kann in der Längsanordnung im allgemeinen jedoch immer noch verdoppelt werden. In der Queranordnung mit  $P=3+3$  kW sinkt die Kurve der Einschweißtiefe ab einer Vorschubgeschwindigkeit von  $v=7$  m/min hingegen unter die Kurve des Einzelstrahls mit  $P=3$  kW ab. Um die gleiche Einschweißtiefe wie die Einzelfokustechnik zu erreichen, müßte in der Queranordnung trotz doppelter Laserleistung die Vorschubgeschwindigkeit sogar reduziert werden.

Der Vergleich der entsprechenden Prozeßwirkungsgrade in Abbildung 7.2 zeigt, daß dieser für die Queranordnung in dem Bereich geringer Einschweißtiefe, d. h. bei Vorschubgeschwindigkeiten größer  $v=8$  m/min, nur etwa halb so groß ist wie derjenige des Einzelfokus. Umgekehrt bedeutet dieses Ergebnis, daß in der Queranordnung bei doppelter Ausgangsleistung genau die gleiche Menge Energie zur Erzeugung der Schweißnaht umgesetzt wurde wie mit dem Einzelfokus. Durch die breitere Nahtform der Queranordnung fällt die Einschweißtiefe jedoch geringer aus als mit der Einstrahltechnik. In der Längsanordnung ist der Prozeßwirkungsgrad in diesem Bereich hingegen genauso hoch wie mit dem Einzelfokus, das bedeutet, dem Schweißprozeß steht die doppelte Energiemenge zur Verfügung.

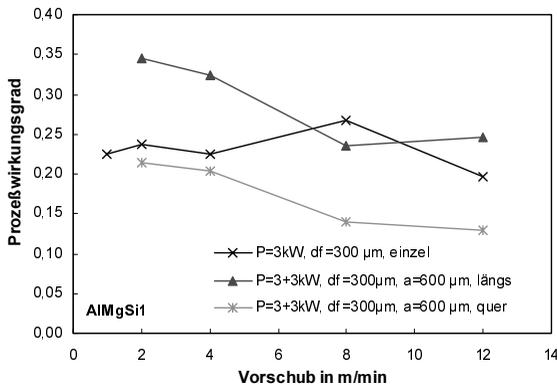


Abb. 7.2: Prozeßwirkungsgrad als Funktion der Fokusanordnung und der Vorschubgeschwindigkeit für AlMgSi1-Blech (5 mm).

Zurückzuführen ist dieses Resultat auf die unterschiedlichen Einkoppelgrade und thermischen Wirkungsgrade des Verfahrens in Abhängigkeit der Fokusanordnung und der Vorschubgeschwindigkeit sowie dem zunehmenden Einfluß des Fokusbstandes auf die

Nahtgeometrie bei hohen Prozeßgeschwindigkeiten und geringen Einschweißiefen. Die Hauptursache ist der niedrige Einkoppelgrad des Doppelfokusverfahrens bei geringen Nahttiefen und hoch reflektierenden Materialien. Der im Vergleich zum Einzelfokus mehr als doppelt so große Öffnungsdurchmesser der gemeinsamen Kapillare führt zu sehr geringen Aspektverhältnissen und dadurch insbesondere bei Aluminiumwerkstoffen zu geringen Einkoppelgraden. Eine Reduzierung der Einschweißtiefe hat beim Doppelfokus eine stärker Abnahme des Einkoppelgrades zur Folge wie mit einem Fokus alleine, da der Einkoppelgrad bei geringen Aspektverhältnissen wesentlich schneller abnimmt als bei den halb so großen Öffnungsquerschnitten mit dem Einzelfokus, vgl. Abbildung 4.1. Dies erklärt, warum der Prozeßwirkungsgrad in Abbildung 7.2 bei beiden Anordnungen der Doppelfokustechnik mit steigender Vorschubgeschwindigkeit stark abfällt, während er beim Einstrahlschweißen in erster Näherung konstant bleibt. Als Folge der geringeren Einkopplung nimmt auch die Einschweißtiefe mit dem Doppelfokus bei steigender Vorschubgeschwindigkeit schneller ab als mit dem Einzelfokus.

Auf der anderen Seite ist der thermische Wirkungsgrad der verschiedenen Konfigurationen in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit unterschiedlich groß. Abbildung 7.3 zeigt, daß er beim Einzelstrahl und bei der Längsanordnung bei niedrigen Vorschubgeschwindigkeiten zunächst gering ist, mit steigender Vorschubgeschwindigkeit zunimmt und sich asymptotisch seinem theoretischen Maximum bei 48,4 % [70], [84] nähert. In der Queranordnung startet der thermische Wirkungsgrad - trotz großer Wärmeleitungsverluste bei niedrigen Geschwindigkeiten - mit hohen Werten und nimmt dann zu größeren Geschwindigkeiten hin ab.

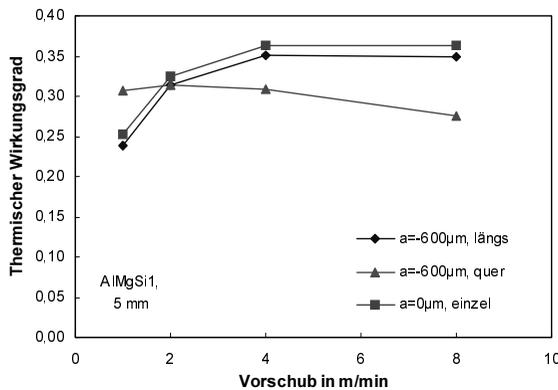


Abb. 7.3: Thermischer Wirkungsgrad als Funktion der Fokusanordnung und der Vorschubgeschwindigkeit für AlMgSi1-Blech (5 mm), P=3,6 kW bzw. P=1,8+1,8 kW,  $d_f=300 \mu\text{m}$ .

Bestimmt wird der thermische Wirkungsgrad hauptsächlich durch die Wärmeableitung ins Werkstück. Dabei kann die in Vorschubrichtung abfließende Wärme ebenso wie der Wärmestrom zwischen den beiden Foki wieder durch den Prozeß genutzt werden. Der Wärmeabfluß nach hinten ins Schmelzbad ist wegen den flachen Temperaturgradienten klein und nach unten sind die Verluste der verschiedenen Anordnungen annähernd gleich groß. Der thermische Wirkungsgrad wird demnach in erster Linie durch die seitliche Wärmeableitung ins Werkstück bestimmt.

In der Queranordnung der Brennflecke ist die Fläche der Kapillare, über die die Wärme seitlich abfließen kann, deutlich kleiner als in der Längsanordnung. Sie ist ebenfalls kleiner als mit dem Einzelfokus, da dessen Kapillare bei gleicher Leistung tiefer ins Werkstück eindringt. Die Anordnung der Foki nebeneinander besitzt deswegen eine höhere thermische Effizienz in den Bereichen großer Wärmeleitungsverluste, d. h. bei niedrigen Vorschubgeschwindigkeiten und großer Wärmeleitfähigkeit des Probenmaterials. Mit steigender Prozeßgeschwindigkeit nimmt der thermische Wirkungsgrad in der Queranordnung geringfügig ab.

In der Längsanordnung der Foki sind die seitlichen Flächen, durch welche Wärme fließen kann, groß, weshalb hohe Wärmeleitungsverluste bei niedrigen Prozeßgeschwindigkeiten auftreten. Mit zunehmender Geschwindigkeit verlieren diese Verluste jedoch an Bedeutung und der thermische Wirkungsgrad steigt an. Zusätzlich kann der nachlaufende Strahl die Vorwärme des ersten Strahles nutzen. Er trifft auf heiße Schmelze, deren Temperatur sich knapp unterhalb der Verdampfungstemperatur befindet, so daß der zweite Strahl weniger Energie zur Ausbildung der Kapillare benötigt und so tiefer in das Werkstück eindringt. Je höher die Vorschubgeschwindigkeit, desto heißer ist das Material, auf das der nachfolgende Strahl trifft, da zum einen weniger Energie seitlich verloren geht, und zum anderen der nachlaufende Strahl die Stelle des vorlaufenden Strahles schneller erreicht. Dadurch lassen sich die größeren Einschweißiefen der Längsanordnung im Vergleich zur Queranordnung bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten erklären. Der im Vergleich zum Einzelstrahl geringere thermische Wirkungsgrad der Längsanordnung kann auf die größeren am Wärmeaustausch beteiligten Flächen der mit dem Doppelfokus erzeugten Kapillare zurückgeführt werden.

Ein weiterer Aspekt, warum die Queranordnung bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten deutlich geringere Einschweißiefen aufweist als die Längsanordnung oder der Einzelfokus, ist der mit zunehmender Geschwindigkeit steigende Einfluß der Kapillare auf die Schweißbadform. Gleiche Prozeßeffizienz wie der Einzelstrahl oder die Längsanordnung vorausgesetzt, würde die Queranordnung bei gleicher Gesamtleistung und dem untersuchten Fokusabstand  $a=0,6$  mm immer zu geringeren Einschweißiefen führen, da mit zwei Foki nebeneinander die Naht bei konstanter Fläche auf Kosten der Tiefe verbreitert wird, siehe Abbildung 6.4.

Im Gegensatz dazu erreicht die Queranordnung die höheren Einschweißiefen. Da die Einschweißiefen bei langsamen Vorschüben verhältnismäßig groß sind, können die Einkoppelgrade der unterschiedlichen Anordnungen in erster Näherung als gleich angenommen werden. Der Einfluß der Kapillargeometrie auf die Nahtform durch den

schnellen Temperatenausgleich und die große Wärmeableitung bei Aluminium ist gering, so daß in diesem Bereich des Prozeßfensters der Einfluß des thermischen Wirkungsgrades dominiert. Untermauert wird dieses Ergebnis durch den aus experimentellen Daten bestimmten thermischen Wirkungsgrad, der für die Queranordnung genau im dem Geschwindigkeitsbereich größer ist als derjenige der Längsanordnung, in dem die Queranordnung die größeren Einschweißiefen erzielt, vgl. Abbildung 7.1 und 7.3.

Dieses Beispiel zeigt, wie wichtig die richtige Wahl der Prozeßparameter für die Steigerung der Einschweißtiefe durch Strahladdition ist. Abhängig von der Vorschubgeschwindigkeit, den Materialeigenschaften, den Wärmeableitungsbedingungen im Werkstück und dem Fokusabstand erreicht im einen Fall die Längsanordnung und im anderen Fall die Queranordnung die größeren Einschweißiefen. Verallgemeinert läßt sich festhalten, daß mit der Längsanordnung im größten Teil des Prozeßfensters die höheren Einschweißiefen erreicht werden, während die Queranordnung lediglich in Bereichen sehr großer Wärmeleitungsverluste zu bevorzugen ist. Dieses Ergebnis gilt im Prinzip für alle Fokusabstände, lediglich die Lage des Kreuzungspunktes der Einschweißkurven von Längs- und Queranordnung verschiebt sich mit steigendem Fokusabstand von höheren zu niedrigeren Werten der Vorschubgeschwindigkeit. Mit anderen Worten gesagt, je größer der Fokusabstand ist, desto kleiner wird die Vorschubgeschwindigkeit, bei der die Queranordnung die tieferen Einschweißungen erzeugt.

Der Vergleich mit den unter ähnlichen Bedingungen erzeugten Ergebnissen eines 6kW-cw-Laborlasers aus [108] ergibt, daß bei vorgegebener Einschweißtiefe von  $s=4$  mm der Einzelfokus mit  $P=6$  kW eine Vorschubgeschwindigkeit von  $v=6$  m/min und der Doppelfokus bei gleicher Gesamtlaserleistung lediglich  $v=4$  m/min erreicht. Die Einschweißtiefe von  $s=2$  mm erreichen hingegen beide Verfahren bei einer Vorschubgeschwindigkeit von  $v=12$  m/min. Die Doppelfokustechnik erreicht somit vergleichbare Werte wie ein gleich starker Einzellaser, d. h. sie ist ein probates Mittel zur Leistungskalierung bei gleichzeitig erheblich verbesserter Qualität der Schweißnaht.

Die mit dem Werkstoff AlMg<sub>4</sub>,5Mn erzielten Ergebnisse sind mit denjenigen von AlMgSi1 vergleichbar, jedoch führt die Leistungssteigerung aufgrund der geringeren Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs und den dadurch bedingten geringeren thermischen Verlusten zu größeren Zuwächsen bei der Einschweißtiefe und der erreichbaren Vorschubgeschwindigkeit, siehe Abbildung 7.4. Eine Verdopplung der Laserleistung kann bei diesem Werkstoff im Vergleich zur Einstrahltechnik in eine Steigerung der Einschweißtiefe von bis zu 75 % umgesetzt werden. Die Vorschubgeschwindigkeit steigt mit  $P=3+3$  kW bei einer Einschweißtiefe von  $s=6$  mm um den Faktor 8 von  $v=0,25$  m/min auf  $v=2$  m/min an, und bei der Durchschweißung der Blechstärke  $t=4$  mm wird noch eine um den Faktor 4 größere Vorschubgeschwindigkeit gegenüber der Einstrahltechnik erreicht. Mit sinkender Einschweißtiefe nimmt auch diese Zunahme ab, im Vergleich zu AlMgSi1 fällt der Rückgang jedoch nicht so stark aus.

Zusammenfassend kann für Aluminiumwerkstoffe festgestellt werden, daß sich durch eine Verdopplung der verfügbaren Laserleistung mit der Doppelfokustechnik die Prozeßgeschwindigkeit im Durchschnitt überproportional gegenüber der Einstrahltechnik

steigern läßt. Mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit nimmt dieser Zuwachs stetig ab, was darauf zurückzuführen ist, daß die Einschweißtiefe mit der Doppelfokustechnik zu höheren Geschwindigkeiten schneller abnimmt als im Einstrahlverfahren. Die Ursache hierfür ist der mit einem kleinen Schachtverhältnis verbundene niedrige Einkoppelgrad. Die zusätzliche Laserleistung wird dadurch dem Prozeß nicht vollständig zur Verfügung gestellt, sondern ein Teil davon geht sofort durch Rückreflexion verloren. Als Konsequenz ergibt sich daraus, daß die Leistungsaddition mit der Doppelfasertechnik bei Aluminium nur bei Schweißnahttiefen größer 3 mm besonders effizient ist. Andererseits gilt es zu berücksichtigen, daß diese Ergebnisse unter der Prämisse besonders hoher Prozeßstabilität und den damit verknüpften geringen Prozeßwirkungsgraden erzielt wurden. Verbessert werden kann dieses Resultat durch eine Steigerung des Aspektverhältnisses, d. h. durch eine weitere Leistungserhöhung oder durch die Verwendung von Lasern höherer Strahlqualität, auf die im Kapitel „Potential und Ausblick“ näher eingegangen wird.

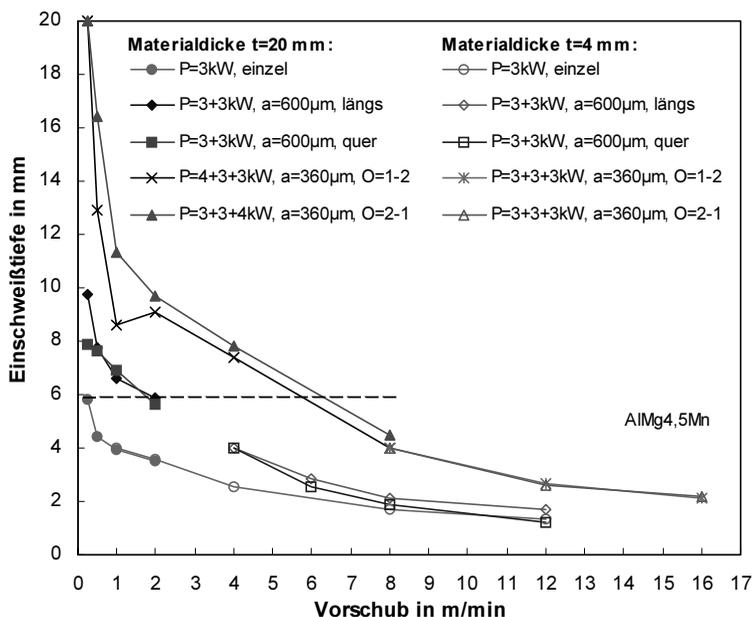


Abb. 7.4: Einschweißtiefe als Funktion der Vorschubgeschwindigkeit, Leistungsdichte-verteilung, Laserleistung und Materialstärke für AlMg4,5Mn,  $d_f=300 \mu\text{m}$ ,  $t=20 \text{ mm}$  bzw.  $4 \text{ mm}$ .

## 7.2 Stahl

Bei Stahlwerkstoffen erfolgt die Leistungsaddition - wie bereits im Kapitel "Steigerung der Flexibilität" gezeigt werden konnte - nahezu verlustfrei, jedoch hat der große Einfluß der Kapillargeometrie auf die Nahtform große Auswirkungen auf die Steigerung der Nahttiefe und der Prozeßgeschwindigkeit. Eine Verbreiterung der Naht bei konstanter Nahtfläche geht zwangsläufig zu Lasten der Nahttiefe.

Die maximale Einschweißtiefe läßt sich bei Stahl durch eine Verdopplung der Laserleistung auf  $P=3+3$  kW von  $s=7$  mm auf  $s=11$  mm steigern. Ähnlich wie bei Aluminiumwerkstoffen steigt die erreichbare Vorschubgeschwindigkeit bei vorgegebener Einschweißtiefe im Mittel überproportional an. Bei Einschweißstiefen von circa 5,5 mm kann beispielsweise die Vorschubgeschwindigkeit von  $v=0,5$  m/min auf  $v=2$  m/min um den Faktor 4 gesteigert werden. Im Bereich geringerer Einschweißstiefen erreicht die Längsanordnung im Minimum eine Verdopplung der Prozeßgeschwindigkeit.

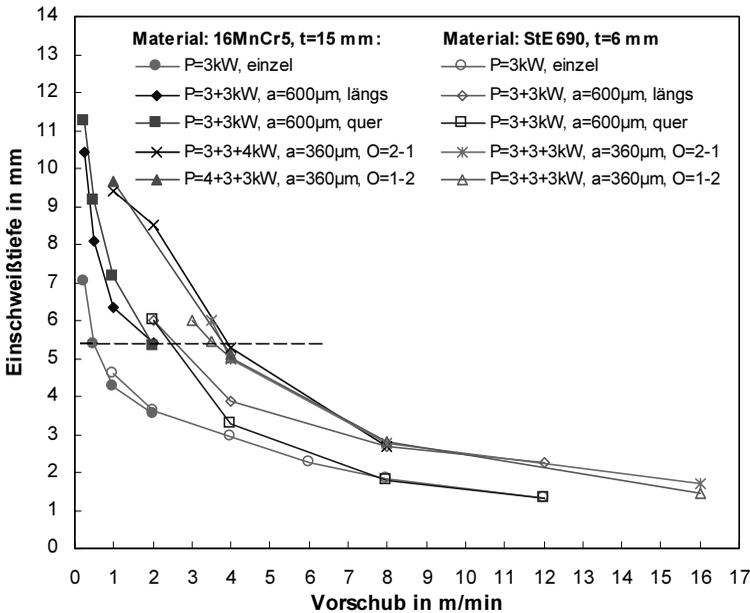


Abb. 7.5: Einschweißtiefe als Funktion der Vorschubgeschwindigkeit, Leistungsdichteverteilung, Laserleistung und Materialstärke für Stahl, links: 16MnCr5, 15 mm, rechts: StE 690, 6 mm.

Bei langsamen Vorschubgeschwindigkeiten unter  $v=2$  m/min erzielt die Queranordnung wie bei Aluminium die größeren Einschweißstiefen. Auch bei Stählen besitzt die Queranordnung eine höhere thermische Effizienz bei niedrigen Vorschubgeschwindig-

keiten. Mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit nimmt die Einschweißtiefe der Queranordnung allerdings ab, bis sie die Werte der Einstrahltechnik erreicht. Im Gegensatz zu Aluminium fällt die Einschweißtiefe der Queranordnung jedoch nicht unter die Werte des Einzelstrahles ab. Da sich die Nahtbreite und der Nahtquerschnitt näherungsweise verdoppelt haben, kann basierend auf den Untersuchungen zur Ausbildung der Kapillare geschlossen werden, daß sich zwei getrennte Kapillaren ausgebildet haben, die jeweils die gleiche Tiefe erzielen wie ein Einzelstrahl gleicher Leistung.

Werden die Ergebnisse der Doppelfokustechnik mit den Einschweißkurven des 6kW-Experimentallasers in [108] verglichen, so sind die Werte der Nahttiefe annähernd gleich groß. Bei Stahlwerkstoffen kann die Leistungsskalierung durch Strahladdition demnach vollständig in eine Erhöhung der Einschweißtiefe und der Prozeßgeschwindigkeit umgesetzt werden.

### 7.3 Ergebnisse mit Dreifachfokustechnik

Aufbauend auf der Erkenntnis, daß mit der Doppelfokustechnik bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten nur geringe Aspektverhältnisse und damit nur geringe Wirkungsgrade der Strahladdition zu realisieren sind, wurde zielgerichtet eine Dreifachfaser in Dreieckanordnung entwickelt, bei der die Fasern auf Block liegen, siehe Abbildung 3.2 rechts. Dadurch kann die Laserleistung dreier Strahlquellen auf engstem Raum auf das Werkstück gebracht werden. Im Versuchsfeld ließen sich mit den verfügbaren Lasern Strahlleistungen von bis zu 10 kW am Werkstück realisieren.

Die damit erzielten Ergebnisse sind in den Abbildungen 7.1, 7.4 und 7.5 jeweils für die verschiedenen Werkstoffe im Vergleich zur Einzel- und Doppelfokustechnik dargestellt. In der Summe konnte in diesen Versuchen sowohl die Vorschubgeschwindigkeit als auch die Einschweißtiefe nochmals deutlich gegenüber der Einzel- und insbesondere gegenüber der Doppelfokustechnik gesteigert werden.

Beispielsweise wurde für den Werkstoff AlMgSi1 die Vorschubgeschwindigkeit bei einer Einschweißtiefe von  $s=2,3$  mm von  $v=8$  m/min für den Doppelfokus auf  $v=16$  m/min mit dem Dreifachfokus ( $P=3+3+3$  kW) verdoppelt, siehe Abbildung 7.1. Bei einer Einschweißtiefe von  $s=4,4$  mm wird mit dieser Konfiguration eine Steigerung der erreichbaren Vorschubgeschwindigkeit gegenüber dem Einzelstrahl um den Faktor 12 und gegenüber dem Doppelfokus um den Faktor 2 erreicht.

Ebenfalls gesteigert wurde die maximale Einschweißtiefe, die mit  $s=9$  mm bei  $P=10$  kW doppelt so groß ist wie im Einzelstrahlmodus.



Abb. 7.6: Schweißnahtquerschnitt von AlMg4,5Mn, Dicke  $t=20$  mm,  $v=0,25$  m/min,  $P=3+3+4$  kW.

Die besten Ergebnisse mit dem Dreifachfokus wurden mit der Legierung AlMg<sub>4,5</sub>Mn erzielt. Bei den Experimenten mit diesem Werkstoff konnte die Einschweißtiefe über den ganzen Vorschubbereich deutlich gesteigert werden. Die maximale Einschweißtiefe steigt von  $s=6$  mm bei  $P=3$  kW auf  $s=20$  mm bei  $P=3+3+4$  kW an und skaliert näherungsweise mit der Laserleistung, siehe Abbildung 7.4 und 7.6. Noch größer ist der Zugewinn bei der erreichbaren Prozeßgeschwindigkeit. Während die Einstrahltechnik 6 mm Einschweißtiefe bei einer Vorschubgeschwindigkeit von  $v=0,25$  m/min erreicht, erzielt der Dreifachfokus dieselbe Nahttiefe bei einer um den Faktor 20 höheren Vorschubgeschwindigkeit. Auch im Bereich hoher Vorschubgeschwindigkeiten kann mit dem Dreifachfokus die Einschweißtiefe gegenüber dem Doppelfokus nochmals deutlich gesteigert werden, so daß sie nicht wie mit der Doppelfokustechnik auf die Werte des Einzelfokus zurückfällt.

Bei Stahlwerkstoffen sind die Ergebnisse etwas differenzierter zu betrachten, siehe Abbildung 7.5. Während im Bereich kleiner Vorschubgeschwindigkeiten, ähnlich wie bei Aluminium, die Prozeßgeschwindigkeit überproportional gesteigert werden kann, steigt im Bereich sehr hoher Vorschubgeschwindigkeiten die Einschweißtiefe mit dem Dreifachfokus trotz der Mehrleistung von  $P=3$  kW gegenüber der Doppelfokus-Längsanordnung nicht mehr weiter an. Die Ursache hierfür ist die effiziente Nahtformung bei Stahlwerkstoffen im Bereich hoher Vorschubgeschwindigkeiten. Die Dreieckanordnung wirkt dadurch wie eine Längs- und Queranordnung gleichzeitig, d. h. die Breite der Schweißnaht wird so groß wie in der Queranordnung und die Tiefe wie in der Längsanordnung zweier Foki.

Als Fazit kann festgehalten werden, daß die Leistungsskalierung mit der Dreifachfasertechnik ein geeignetes Mittel darstellt, die Einschweißtiefe und als deren Folge die erreichbaren Vorschubgeschwindigkeiten gegenüber der Doppelfokustechnik nochmals weiter zu erhöhen. Insbesondere bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten, wo die Doppelfokustechnik beim Schweißen von Aluminium einen geringen Wirkungsgrad besitzt, kann mit dem Dreifachfokus die Effizienz der Strahladdition deutlich erhöht werden.

## 7.4 Zusammenfassung

- Bei vorgegebener Einschweißtiefe führt eine Verdopplung der Laserleistung am Werkstück bei allen untersuchten Werkstoffen über den größten Teil des Prozeßfensters zu einer überproportionalen Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit. Im Bereich großer Einschweißiefen ist der Zugewinn am größten und erreicht eine Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit von bis zu 800 % mit doppelter Leistung.
- Für alle untersuchten Werkstoffe kann durch die Verdopplung der Laserleistung eine deutliche Steigerung der maximalen Einschweißtiefe von im Minimum 50 % erreicht werden.

- Für alle untersuchten Werkstoffe erreicht die Queranordnung bei Vorschubgeschwindigkeiten unterhalb von  $v=2$  m/min aufgrund ihrer höheren thermischen Effizienz die größeren Einschweißstiefen. Für Prozeßgeschwindigkeiten größer  $v=2$  m/min ist der thermische Wirkungsgrad der Längsanordnung und als dessen Folge die Einschweißtiefe größer als in der Queranordnung.
- Bei der Legierung AlMgSi1 führt eine Verdopplung der Laserleistung im Vergleich zur Einstrahltechnik bei der Konfiguration mit der höchsten Prozeßsicherheit zu einer Steigerung der Einschweißtiefe um durchschnittlich 50%. Bei großen Vorschubgeschwindigkeiten nimmt dieser Zuwachs ab. Überproportional steigt hingegen die Vorschubgeschwindigkeit bei gegebener Einschweißtiefe. Bei großen Einschweißstiefen wird sie durch eine Verdopplung der Laserleistung durchschnittlich um den Faktor 6 gesteigert. Bei geringeren Einschweißstiefen nimmt der Zuwachs bis auf den Faktor 2 ab.
- Beim Werkstoff AlMg4,5Mn kann die maximale Einschweißtiefe durch eine Verdopplung der Laserleistung um 75 % gesteigert werden. Ebenso wie bei AlMgSi1 nimmt der Zuwachs der Einschweißtiefe mit steigender Prozeßgeschwindigkeit ab. Die Vorschubgeschwindigkeit kann bei einer Einschweißtiefe von  $s=4$  mm durch eine Verdopplung der Laserleistung um den Faktor 8 gesteigert werden. Bei geringeren Einschweißstiefen kann der Zuwachs bis zum Faktor 2 absinken.
- Bei Stahl kann die maximale Einschweißtiefe durch eine Verdopplung der Leistung gegenüber dem Einzelfokusverfahren um ca. 60% gesteigert werden. Im Gegensatz zu den Aluminiumwerkstoffen wird jedoch über den ganzen Vorschubbereich eine deutliche Steigerung der Einschweißtiefe erreicht. Dies führt dazu, daß sich die Vorschubgeschwindigkeit für eine bestimmte Einschweißtiefe über den gesamten Bereich mindestens verdoppeln läßt. Für eine Einschweißtiefe von  $s=6$  mm läßt sich die Geschwindigkeit in etwa um den Faktor 6 steigern.
- Die Leistungsskalierung mit drei Lasern führt bei allen untersuchten Werkstoffen zu einer überproportionalen Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit. Beim Einschweißen in große Materialdicken führt eine Verdreifachung der Laserleistung teilweise zu einer Steigerung des erreichbaren Vorschubs um bis zu 2000 %. Bei geringeren Einschweißstiefen nimmt der Zuwachs an Prozeßgeschwindigkeit ab, prozentual liegt er jedoch deutlich höher als mit der Doppelfokustechnik. Für den Werkstoff AlMg4,5Mn skaliert die Einschweißtiefe näherungsweise mit der Laserleistung. Für Stahl und AlMgSi1 ist der Zuwachs der Nahttiefe geringer, er liegt jedoch bei einer Verdreifachung der Leistung im Minimum beim Faktor 2.

Zusammenfassend läßt sich sagen, daß eine Erhöhung der Laserleistung mit Hilfe der Doppelfasertechnik bei geeigneter Wahl der Fokuskonfiguration zu einer überproportionalen Steigerung der Produktivität über nahezu das ganze Prozeßfenster aller untersuchten Werkstoffe führt. Gleichzeitig gilt es zu berücksichtigen, daß diese Ergebnisse bei einer erheblich verbesserten Qualität der Schweißnaht erzielt wurden, vgl. Kapitel 5 "Steigerung der Prozeßstabilität".

## 8 Industrielle Anwendungsbeispiele

Die Nd:YAG-Doppelfokustechnik ist in den Jahren der Entstehung dieser Arbeit zu einem von der Industrie anerkannten Verfahren zur Stabilisierung des Schweißprozesses beim Schweißen von Aluminium, zur Steigerung der überbrückbaren Spaltweite sowie zur Erhöhung der erzielbaren Vorschubgeschwindigkeit bzw. Einschweißtiefe geworden. Aufbauend auf den Grundlagenuntersuchungen dieser Arbeit hat die Doppelfokustechnologie mit dem Nd:YAG-Laser den Sprung aus den Entwicklungslabors verschiedener Anwender in die industrielle Produktion geschafft. In diesem Kapitel werden verschiedene Applikationen aus der industriellen Praxis vorgestellt, die aus unterschiedlicher Motivation die Doppelfokustechnik anwenden. Ausschlaggebend für deren Einsatz ist jedoch in jedem Fall, daß neben dem Erreichen einer bestimmten technischen Zielsetzung auch sich die auf den ersten Blick hohen Investitions- und Betriebskosten wirtschaftlich rechnen.

### 8.1 Tailored Blanks

Die meisten Umsetzungen hat die Doppelfokustechnik beim Schweißen von Tailored Blanks aus Stahl gefunden. Hier werden große Schweißnahtlängen verarbeitet, so daß sich eine Verdopplung der Vorschubgeschwindigkeit, wie sie für Stahl im Dünnblechbereich durch Strahladdition zu realisieren ist, lohnt. Die zu schweißenden Konturen sind meist eben und geradlinig, so daß das Handling die erreichbare Vorschubgeschwindigkeit nicht einschränkt. Die Investitionskosten der Gesamtanlage erhöhen sich lediglich um die Kosten einer Strahlquelle, wobei sich die Ausbringung der Anlage verdoppelt. Gleichzeitig können durch die höhere Fehlertoleranz der Doppelfokustechnik und die Nachführung der Fokusorientierung in Abhängigkeit des Fügspaltes größere Spaltweiten überbrückt werden, d. h. die Anforderungen an die Nahtvorbereitung werden reduziert, wodurch die Herstellungskosten weiter sinken.

Diese Synergieeffekte führten zur Installation einer Schweißanlage zur Herstellung von Tailored Blanks mit zwei mittels Doppelfaser gekoppelten 3kW-cw-Nd:YAG-Lasern in Europa und zehn weiteren solchen Systemen in den USA und Kanada.

Als erstes Beispiel sei die Produktion des „Jeep-Seitenteils“ genannt, bei dem fast 6 Meter Schweißnahtlänge erzeugt werden, siehe Abbildung 8.1. Durch den Einsatz der Doppelfokustechnik konnte die Vorschubgeschwindigkeit von  $v=5$  m/min mit  $P=3$  kW auf  $v=9$  m/min mit  $P=2,8+2,8$  kW nahezu verdoppelt werden. Ein weiterer Pluspunkt sind die kerbarmen Nahtverläufe durch das breitere Anschmelzen der Fügezone.

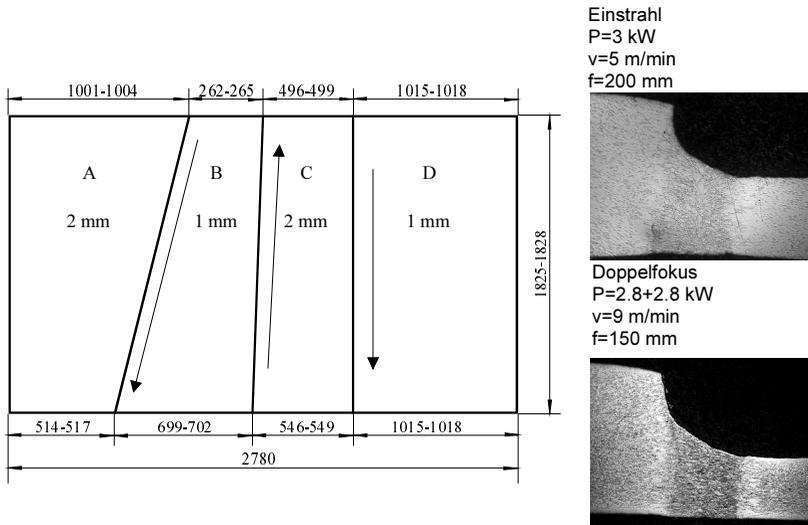


Abb. 8.1: Tailored Blank für das „Seitenteil Jeep“. Skizze (links) und Querschliffe (rechts), Stahl. Quelle: AWS GmbH.

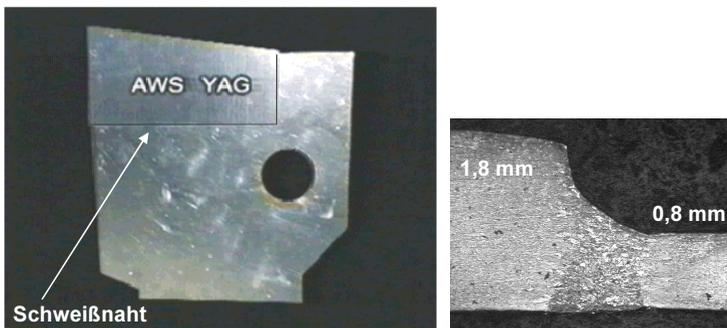


Abb. 8.2: Tailored Blank für die „Cadillac Innentür“, Stahl. Quelle: AWS GmbH.

Eine weitere Anwendung findet sich bei der Innentür des Cadillacs, wo ein Verstärkungselement für den Scharnierbereich im Tailored Blank eingeschweißt wird, siehe Abbildung 8.2. Bei dem nichtlinearen Verlauf der Schweißnaht werden die Vorteile der Doppelfokustechnik hinsichtlich der Spaltüberbrückbarkeit und der Steuerung der Fokusorientierung genutzt.

## 8.2 Aluminium-Kühlkörper

Bei dem kraftstoffgekühlten Steuergerätegehäuse, das sich gerade in der Entwicklung zur Serienfertigung befindet, wird die Grundplatte des Kühlkörpers aus Aluminiumdruckguß mit einem Deckblech aus Aluminiumknetwerkstoff flüssigkeitsdicht verschweißt. Diese Lösung ist gegenüber möglichen anderen Alternativen wie fließgepreßten oder im Sandguß hergestellten Bauteilen wirtschaftlich so interessant, daß trotz der bekannten Schwierigkeiten beim Laserschweißen von Aluminiumdruckgußwerkstoffen die Verfahrensentwicklung begonnen wurde [109].

Die Nd:YAG-Doppelfokustechnik kommt bei diesem Produkt zum Einsatz, da dieses Schweißverfahren die höchste Prozeßsicherheit und damit geringsten Fehlerraten aufweist. Verwendet wird eine Strahlquelle mit  $P=4$  kW Laserleistung in Verbindung mit einer Strahlteileroptik. Trotz der verfahrenstechnischen Optimierung der Laserschweißtechnik läßt sich das stochastische Auftreten von Schmelzbadauswürfen bisher nicht vollständig verhindern. Diese Fehler können hauptsächlich auf Einschüsse im Druckgußwerkstoff zurückgeführt werden und lassen sich, wie bereits in Kapitel 5 erwähnt, durch die stabilere Kapillare des Doppelfokus nicht vermeiden. Der Auswurf entsteht, sobald die unter hohem Druck eingeschlossene Gasblase oder Verunreinigungen im Werkstoff in Kontakt mit der Schmelze kommen, d. h. das Volumen der Gasblase oder der verdampfenden Verunreinigungen vergrößert sich schlagartig, noch bevor die Kapillare diese Stelle erreicht. Eine weitere Stabilisierung des Schweißprozesses kann nur durch Verbesserungen auf der Werkstoffseite erfolgen.

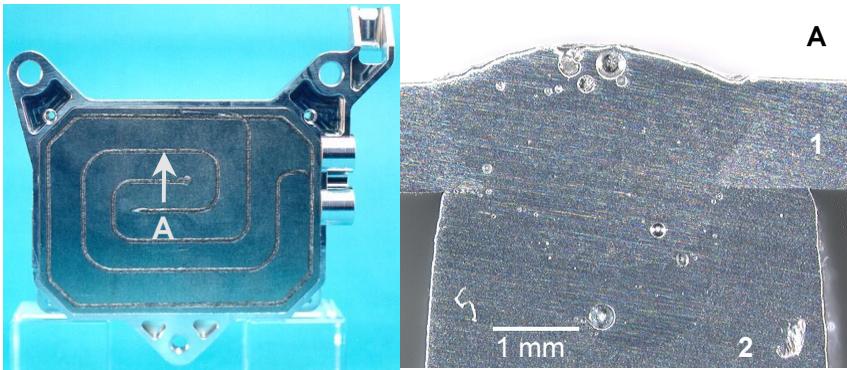


Abb. 8.3: Steuergerätegehäuse aus Aluminium mit Verbindung (A) Deckblech (1) - Druckgußkörper (2), Quelle: Robert Bosch GmbH [109].

### 8.3 Aluminium-Fahrwerk

Die Abbildung 8.4 zeigt die Applikation eines umgeformten Aluminiumbauteils aus dem Fahrwerk eines Automobils. Das Bauteil besteht aus einem nicht heißbrüchigen Knetwerkstoff, in das ein Verstärkungsauge eingeschweißt wird, das sich schweißtechnisch vom Blechwerkstoff kaum unterscheidet. Die Einschweißung des Auges erfolgt von außen am Umfang der halbkreisförmigen Kontur. Der Verzug durch die Schweißung muß möglichst gering sein, da in die vorhandene Bohrung ein Gummilager eingepaßt wird. Die Anforderungen an die Nahtqualität sind bei diesem sicherheitsrelevanten Fahrwerkbauteil sehr hoch. Porosität und Einbrandkerben können nur in sehr geringem Maße toleriert werden.

Die gezielte Wärmeerbringung und der dadurch bedingte geringe Verzug bringen zusammen mit der hohen Fertigungsgeschwindigkeit beim Laserschweißen Vorteile gegenüber herkömmlichen Schweißverfahren. Eine Untersuchung der Nd:YAG- als auch der CO<sub>2</sub>-Doppelfokustechnik ergab eine geringere Porosität und eine günstigere Nahtform bei der kürzeren Wellenlänge. Mit dem Einzelfokus-Verfahren konnte die erforderliche Nahtqualität nicht erreicht werden. Mit einer für das Laserschweißen üblichen Bauteilvorbereitung, d. h. dem Entfernen von Verschmutzungen und der Oxidschicht, ist der Prozeß sehr stabil und reproduzierbar. Zum Einsatz kommt eine cw-Nd:YAG-Strahlquelle mit einer Strahlleistung von P=4 kW, deren Strahl mit einer Strahlteilungs-optik aufgeteilt wird [106].



Abb. 8.4: Fahrwerkbauteil aus Aluminium mit laserstrahlgeschweißter Verstärkung des Auges, Quelle: DaimlerChrysler AG, Stuttgart [106].

## 8.4 Anwendungen in der Luftfahrt

Eine weitere Anwendung, die das große Potential der Doppelfokustechnik im Hinblick auf die erreichbare Prozesssicherheit aufzeigt, ist das Schweißen der „Wing Attachment Box“ des Eurofighters. An der Flugzeugstruktur aus hochfestem Aluminium AlLi2195 werden Verstärkungselemente im T-Stoß auf die Lufteinlaufschalen aufgeschweißt. Die Lufteinläufe durchziehen den Mittelrumpf und sind überwiegend direkt von Kraftstoff umgeben. Die Wing Attachment Box ist ein sicherheitsrelevantes Bauteil der Klasse 1. Die enorme Belastung dieses Bauteils und die strengen Zulassungskriterien bei Militärflugzeugen erfordern ein Höchstmaß an Qualität bezüglich Porosität und Kerben. Momentan befindet sich das Schweißen mit der Doppelfokustechnik im Stadium der langwierigen Verfahrensabsicherung. Mehrere Tests wurden bereits erfolgreich abgeschlossen.



Abb. 8.5: Wing Attachment Box des Eurofighters mit markierten Schweißnähten an den Verstärkungselementen der Lufteinlaufschalen, Quelle: EADS, Werk Augsburg [110].

Zum Einsatz kommt die Doppelfokustechnik mit zwei 4kW-cw-Nd:YAG-Lasern, die über eine Doppelfaser miteinander gekoppelt sind, um Einschweißiefen von 3-4 mm bei Prozeßgeschwindigkeiten von  $v=5-7$  m/min erzielen zu können. Die Schweißnähte können dadurch schlank gehalten werden, was den Verzug minimiert. Die Prozeßanordnung ist Abbildung 8.6 dargestellt. Hauptaugenmerk muß auf die Qualität der Nahtberraupe gelegt werden, so daß trotz der sehr gleichmäßigen Struktur der Nahtberraupe zur Vermeidung von kleinen Oberflächenporen und Spritzern ein sogenanntes „Laserstrahlschichten“ nachgeschaltet wird. Dabei wird die Schweißnaht mit defokussiertem Laserstrahl und reduzierter Laserleistung nochmals überschweißt, so daß die Oberfläche dabei umgeschmolzen und geglättet wird.

Mittlerweile können sphärisch gekrümmte Schalen praktisch verzugsfrei in der geforderten Güte hergestellt werden, wodurch ein aufwendiges und kostenintensives Nachrichten der Bauteile entfällt. Die Zielsetzung einer Kostenreduzierung, ohne das Bauteilgewicht zu erhöhen, konnte mit diesem Verfahren vollständig erreicht werden [110]. Für die Einführung in die Serie wurde das Verfahren nach dem wirtschaftlichen Standard des Automobilbaus qualifiziert [111].

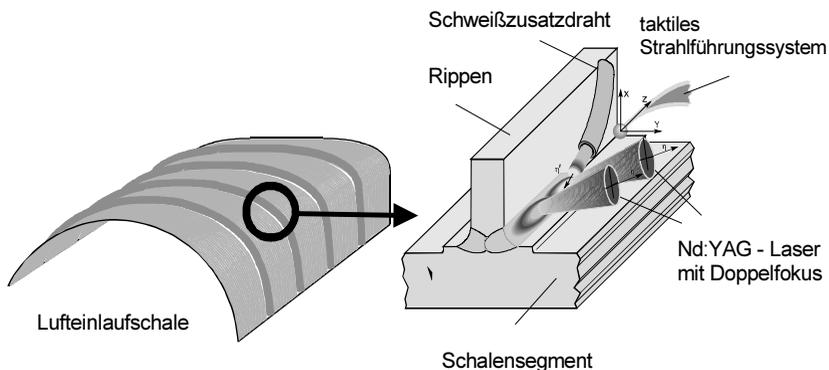


Abb. 8.6: Prozeßanordnung zum Schweißen des Verstärkungselements an der Lufteinlaufschale, Quelle: EADS, Werk Augsburg [110].

Eine weitere interessante und wichtige Anwendung des Laserstrahlschweißens in der Luftfahrt sind Hautfeld-Stringer-Verbindungen. Beim A318 wird diese T-Stoß-Verbindung mit zwei CO<sub>2</sub>-Lasern beidseitig gleichzeitig geschweißt, beim Großraumflugzeug A380 könnte die Nd:YAG-Doppelfokustechnik Anwendung finden. In diesem Zusammenhang wird die Nd:YAG-Doppelfokustechnik im Hinblick auf die Erzielung höchster Prozeßqualität für Fertigungsaufgaben in der Luftfahrt in [86] näher untersucht.

## 9 Potential und Ausblick

Die aktuelle Entwicklung der Festkörperlaser zum Schweißen geht hin zu diodengepumpten Strahlquellen, deren Vorteile im höheren Wirkungsgrad und in der höheren Strahlqualität liegen. Welche Chancen für die Doppel- bzw. Mehrfokustechnik daraus erwachsen und wie die Schwachstelle des Verfahrens - der Prozeßwirkungsgrad - verbessert und die Akzeptanz weiter erhöht werden kann, soll dieses Kapitel aufzeigen.

Eine erhöhte Strahlqualität bei Festkörperlasern läßt einem verminderten Durchmesser der Glasfaser für den Leistungstransport zu. Daraus lassen sich drei Vorteile für die Prozeßführung ableiten:

- eine Verringerung des Fokusbereichs bei gleichem Abbildungsmaßstab,
- eine Vergrößerung des Arbeitsabstandes bei gleichem Fokusbereich oder
- ein geringerer Durchmesser der Fokussierlinse bei gleichem Fokusbereich.

Eine Vergrößerung des Arbeitsabstandes führt neben einer geringeren Anfälligkeit gegen Verschmutzung auch zu einer größeren Tiefenschärfe, d. h. zu geringeren Anforderungen an die Positionierung des Bauteils in Strahlrichtung. Zusätzlich wird der Strahl mit höherer Strahlqualität schlanker, so daß Fokussieroptiken mit geringeren Abmessungen eingesetzt werden können, wodurch sich eine verbesserte Zugänglichkeit ergibt. In dieser Arbeit soll nur die Verringerung des Fokusbereichs betrachtet werden, denn gerade bei Aluminiumwerkstoffen haben die Ergebnisse der vorherigen Kapitel gezeigt, daß mit lampengepumpten Systemen nur im Bereich großer Einschweißiefen eine effiziente Strahladdition mit dem Doppelfokus zu realisieren ist. Für geringe Einschweißiefen, wie sie beispielsweise bei hohen Prozeßgeschwindigkeiten auftreten, sind die Aspektverhältnisse aufgrund der großen Fokusbereichs und Fokusbereiche so klein, daß nur geringe Einkoppelgrade erreichbar sind.

Modellrechnungen [84] zeigen, daß eine Verringerung der Fokusbereichs zu erheblichen Steigerungen der Einschweißiefe und der Effizienz führen kann. Sowohl der Einkoppelgrad als auch der thermische Wirkungsgrad steigen aufgrund des höheren Schachtverhältnisses bzw. den geringeren am Wärmeaustausch beteiligten Flächen an.

Ein Beispiel aus umfangreichen Simulationsrechnungen zeigt Abbildung 9.1. In dieser Abbildung ist der Vergleich zwischen einem Doppelfokus nach heutigem Stand der Technik, d. h. mit einem Fokusbereichs von jeweils  $d_f=300\ \mu\text{m}$  und einer Laserleistung von  $P=2+2\ \text{kW}$ , und einem Doppelfokus mit einer stark verbesserten Strahlqualität bei Fokusbereichs von  $d_f=100\ \mu\text{m}$  und einer Leistung von  $P=1,5+1,5\ \text{kW}$  dargestellt. Trotz der um ein Kilowatt geringeren Gesamtleistung bei höherer Strahlqualität sind bei nahezu gleicher Nahtbreite erheblich gesteigerte Einschweißiefen zu erwarten. Insbesondere bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten, bei denen heute sehr geringe Nahtiefen zu erzielen sind, steigt die Nahttiefe stark an. Fertigungstaugliche Strahlquellen, die diese kleinen Foki ermöglichen, können realistisch in naher Zukunft

erwartet werden. Ein Prototyp eines diodengepumpten Scheibenlasers, welcher die Laserleistung von  $P=1\text{ kW}$  über eine Glasfaser mit dem Durchmesser von  $d_f=100\text{ }\mu\text{m}$  am Werkstück zur Verfügung stellt und damit Fokussdurchmesser von  $50\text{ }\mu\text{m}$  ermöglicht, wurde bereits auf der Messe „Laser 99“ vorgestellt. Weitere seriennahe Prototypen, die eine Strahlleistung von  $P=1,5\text{ kW}$  in eine Glasfaser mit dem Durchmesser von  $d_f=150\text{ }\mu\text{m}$  einkoppeln, werden ab Ende 2001 am Institut für Strahlwerkzeuge zur Verfügung stehen.

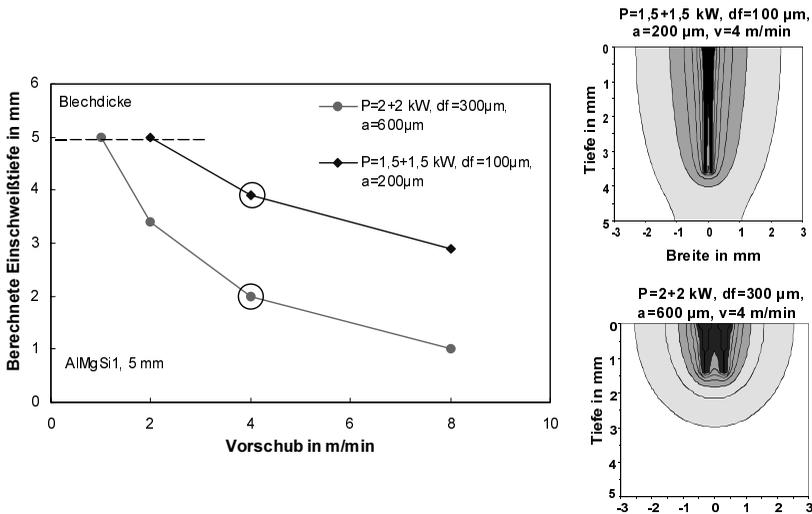


Abb. 9.1: Berechnete Einschweißtiefe und berechneter Nahtquerschnitt als Funktion der Strahlqualität und des Vorschubs [84].

Experimentell verifiziert wurde der Einfluß der Strahlqualität bereits mit modifizierten lampengepumpten Nd:YAG-Lasersystemen, deren Strahlen in Glasfasern mit  $400\text{ }\mu\text{m}$  Kerndurchmesser eingekoppelt wurden. Bei einem Abbildungsmaßstab von 1:2 resultieren daraus Fokussdurchmesser von  $d_f=200\text{ }\mu\text{m}$ . Für Aluminium sind Resultate dieser Erprobung mit der Referenzkurve des Standardeinzelstrahls bei  $P=4\text{ kW}$  in Abbildung 9.2 aufgetragen. Darin sind zwei Ergebnisse offensichtlich.

Erstens kann mit dem Doppelfokus hoher Strahlqualität „ $P=2+2\text{ kW}, d_f=200\text{ }\mu\text{m}, a=240\text{ }\mu\text{m}$ “ eine wesentlich höhere Einschweißtiefe erzielt werden als mit dem Doppelfokus der Standardkonfiguration „ $P=2+2\text{ kW}, d_f=300\text{ }\mu\text{m}, a=360\text{ }\mu\text{m}$ “. Das heißt, die Vorschubgeschwindigkeit läßt sich alleine durch die bessere Strahlqualität um ca. 50 % steigern. Bei gleicher Gesamtleistung können nahezu die gleichen Einschweißstiefen wie mit der Einstrahltechnik erzielt werden, und gleichzeitig erreicht diese Schweißung eine wesentlich höhere Prozeßsicherheit und Nahtqualität.

Zweitens kann mit der Doppelfokustechnik bei höherer Strahlqualität die Laserleistung gegenüber dem Standarddoppelfokus - bei vergleichbarer Einschweißtiefe - von  $P=2+2$  kW auf  $P=1,5+1,5$  kW deutlich reduziert werden. Der Wärmeeintrag respektive der Verzug wird dadurch verringert. Die Effizienz der Doppelfokustechnik in Bezug auf die Einschweißtiefe nimmt mit höherer Strahlqualität stark zu.

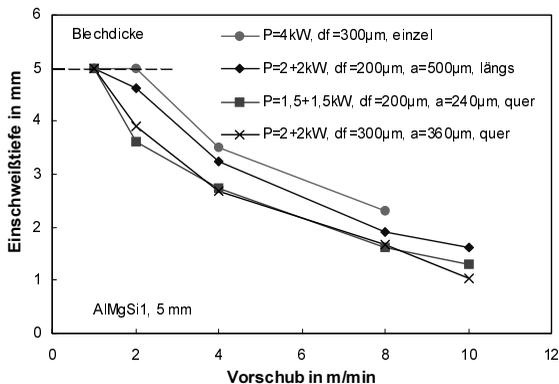


Abb. 9.2: Einfluß der Strahlqualität auf die Einschweißtiefe für AlMgSi1 (F-Zahl=konst.)

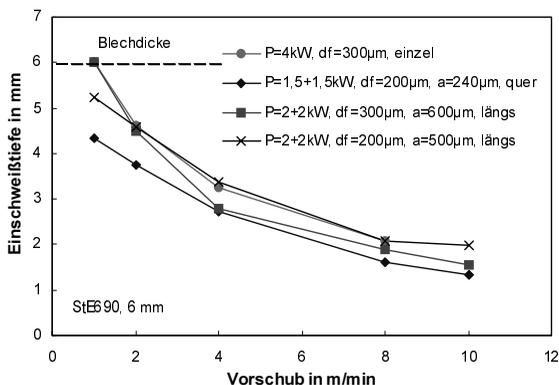


Abb. 9.3: Einfluß der Strahlqualität auf die Einschweißtiefe für StE690 (F-Zahl=konst.).

Bei Stahlwerkstoffen (Abbildung 9.3) führt eine Steigerung der Strahlqualität im Vergleich zum Standarddoppelfokus ebenfalls zu höheren Einschweißtiefen über fast den gesamten Vorschubbereich. Trotz des verhältnismäßig großen Fokusabstandes von  $a=500$  µm und den daraus resultierenden breiten, weniger tiefen Schweißnähten erreicht der Doppelfokus mit besserer Strahlqualität „ $P=2+2$  kW,  $d_f=200$  µm“ die glei-

che Einschweißtiefe wie die Referenzkurve des Einzelstrahls mit gleicher Gesamtleistung. Im Bereich niedriger Vorschubgeschwindigkeiten  $v < 2$  m/min ist bei Stahl kein Vorteil der besseren Strahlqualität zu erkennen. Bei höheren Prozeßgeschwindigkeiten bringt die bessere Strahlqualität jedoch einen Geschwindigkeitszuwachs von 25-50 %.

Im Gegensatz zu Aluminium kann bei Stahl die Laserleistung mit höherer Strahlqualität nicht so stark zurückgenommen werden, da sonst die Einschweißtiefe zurückgeht. Die Versuche mit verringerter Laserleistung  $P=1,5+1,5$  kW erreichen über den ganzen Geschwindigkeitsbereich nicht dieselben Einschweißiefen wie die Konfiguration mit großem Fokusedurchmesser  $d_f=300\mu\text{m}$  bei  $P=2+2$  kW. Die großen Schachtverhältnisse beim Schweißen von Stahl und die gute Fresnel-Absorption der Wellenlänge  $\lambda=1,06\mu\text{m}$  führen dazu, daß bereits bei Lasern „schlechter“ Strahlqualität verhältnismäßig hohe Wirkungsgrade erzielt werden. Diese lassen sich mit höherer Fokussierbarkeit nur geringfügig verbessern, so daß der Effizienzgewinn mit der verbesserter Strahlqualität bei Stahl nicht ganz so groß ausfällt wie bei Aluminiumwerkstoffen.

In Bezug auf das Verfahren Schweißen besitzen Festkörperlaser höchster Strahlqualität ihr größtes Potential somit bei Aluminiumwerkstoffen. Der hohe Leistungsbedarf zum Schweißen dieses Materials macht allerdings die Strahladdition mehrerer Laser erforderlich. Denn eine hohe Laserleistung und eine hohe Strahlqualität sind entgegengesetzte Forderungen, und es ist zu erwarten, daß diese Laser auf Leistungen in der Größenordnung weniger Kilowatt beschränkt bleiben werden. Die gute Strahlqualität erlaubt jedoch die Verwendung von Glasfasern mit kleinen Kerndurchmessern, wodurch die Einzelfasern dicht gepackt zu Mehrfachfasern zusammengefaßt werden können. Dadurch läßt sich die Laserleistung am Werkstück vervielfachen und hohe Gesamtleistungen werden auf kleiner Fokusedurchmesser realisierbar. Theoretisch lassen sich bis zu 19 Glasfasern mit einem Kerndurchmesser von  $d_f=100\mu\text{m}$  und einem Coating von  $10\mu\text{m}$  Dicke auf dem gleichen Raum zusammenfassen, den eine  $600\mu\text{m}$ -Faser einnimmt, wie sie bei einem Laser nach heutigem Standard mit einer maximalen Leistung von  $P=4$  kW üblicherweise zum Einsatz kommt. Folglich ließen sich mit Lasermodulen, die  $P=1$  kW über eine  $100\mu\text{m}$ -Glasfaser zur Verfügung stellen, eine Gesamtleistung von  $P=19$  kW am Werkstück realisieren. Die Leistungsdichteverteilung entspräche aufgrund der Abbildung der Einzelfasern annähernd einem Flat-top-Profil. Die Mehrfachfaser- bzw. Fokusedmatrixtechnik ist geradezu prädestiniert mit diesen Lasern höchster Strahlqualität zur Anwendung zu kommen.

Zusätzlich läßt sich mit Mehrfachfasern einfach eine aufgabenangepaßte Leistungsdichteverteilung erzeugen. Die Geometrie der Kapillare kann dadurch zielgerichtet stabilisiert werden, d. h. beim Schweißen von Aluminiumwerkstoffen werden Prozeßporen und Schmelzbadauswürfe weitgehend vermeidbar. Die Nahtgeometrie läßt sich effektiver gestalten, wie Modellrechnungen und der Vergleich mit dem Experiment in [84] zeigen. Die teilweise starke Abhängigkeit der Nahtgeometrie von der Orientierung des Doppelfokus zur Vorschubrichtung kann durch den Einsatz einer symmetrischen Fokusedmatrix vermieden werden, z. B. wenn eine 2D- oder 3D-Anwendung dies erfordert. Im Experiment wurde mit einem symmetrischen, in Dreieckskonfiguration angeordneten Dreifachfokus für alle untersuchten Materialien unabhängig von

der Anordnung der Fokusmatrix nahezu konstante Einschweißstiefen (siehe Abbildung 7.1, 7.4 und 7.5) und Nahtbreiten gemessen.

Weiteres Potential besitzt die Leistungsskalierung mittels Mehrfachfaser bei Faserlasern. Dort stehen momentan Laserleistungen in der Größenordnung einiger 10 W jedoch bei Faserdurchmessern von wenigen Mikrometern zur Verfügung. Hier eröffnet die Mehrfachfasertechnik die Möglichkeit durch Strahladdition in den Leistungsbereich von Schweißbearbeitungen in der Fertigung vorzustoßen.

Von untergeordneter Bedeutung ist die Strahladdition von mehr als zwei lampengepumpten Hochleistungssystemen, wie sie unter anderem in dieser Arbeit untersucht wurden. Allerdings sind einzelne Anwendungen für diesen Leistungsbereich in der Schwerindustrie zu sehen, die die Möglichkeit der Strahlübertragung via Glasfaser und die günstigen Absorptionseigenschaften der kurzen Wellenlänge nutzen wollen. Die dort eingesetzten hohen Materialstärken erfordern sehr große Laserleistungen, so daß mehrere Nd:YAG-Laser hoher Strahlleistung zur Bewältigung der Schweißaufgabe benötigt werden. In Japan gibt es hierfür einige potentielle Anwendungen aus dem Kraftwerksbau. Auch zu diesem Zweck wird in einem Großforschungsprojekt ein diodengepumpter 10 kW-Nd:YAG-Laser entwickelt, dessen Leistung sich bei Bedarf mit der Mehrfasertechnik weiter skalieren ließe. Diese Anwendungen sind jedoch Nischen und bleiben auf absehbare Zukunft auf wenige Stückzahlen begrenzt.

## 9.1 Zusammenfassung

- Die in Modellrechnungen [84] gezeigte Steigerung der Einschweißtiefe durch eine Verkleinerung der Fokusbildung bzw. eine Verbesserung der Strahlqualität konnte für Stahl- und Aluminiumwerkstoffe experimentell nachgewiesen werden. Die experimentell ermittelten Zuwachsraten bleiben jedoch hinter den Modellrechnungen zurück.
- Großes Potential besitzen Festkörperlaser höchster Strahlqualität in Verbindung mit der Fokusmatrixtechnik. Zum einen steigt die Effizienz der Strahladdition aufgrund der schlanken Kapillaren deutlich an und zum anderen läßt die Strahladdition mittels Mehrfachfasern diese Laser erst in den Bereich von sehr hohen Leistungen vordringen.
- Bei gleicher Einschweißtiefe und Vorschubgeschwindigkeit kann durch eine Verkleinerung der Fokusbildung die Laserleistung und damit der Wärmeeintrag ins Bauteil reduziert werden. Bei Aluminium fällt die mögliche Reduktion größer aus als bei Stahl.

## 10 Zusammenfassung

Ziel dieser Arbeit war es, das fertigungstechnische Potential der Doppelfokustechnik mit dem Nd:YAG-Laser im Hinblick auf eine Verbesserung der Schweißnahtqualität, eine Erhöhung der Flexibilität zur Steigerung der Spaltüberbrückbarkeit, eine Steigerung der Einschweißtiefe und der Prozeßgeschwindigkeit durch Strahladdition beim Tiefschweißen von Stahl und Aluminiumwerkstoffen auszuloten.

Mit der Charakterisierung der Kapillargeometrie, die sich in Abhängigkeit der Prozeßparameter und Materialkennwerte maßgeblich von der einer mit dem Einzelfokus erzielten Form unterscheidet, wurde ein wichtiger Schritt zum grundlegenden Verständnis des Prozesses gemacht. Es konnte gezeigt werden, unter welchen Bedingungen sich eine gemeinsame Dampfkapillare ausbildet und wann sie sich in zwei getrennte Kapillaren aufspaltet.

Ein Schwerpunkt der Arbeit wurde auf die Stabilisierung des Schweißprozesses von Aluminiumwerkstoffen gelegt. Trotz langjähriger Forschung konnte das Auftreten von Prozeßporen und Schmelzbadauswürfen beim Lasertiefschweißprozeß bisher nicht vollständig vermieden werden, was einen weitreichenden Serieneinsatz von laserstrahlgeschweißten Aluminiumkonstruktionen bis heute weitgehend verhindert hat. Ausgehend von dieser Problemstellung wurden die Entstehungsmechanismen der laserspezifischen Nahtfehler beim Schweißen von Aluminium mit zeitlich hochauflösenden Videokameras mit der Auflichtbetrachtung und mit der In-situ-Röntgendurchstrahlung visualisiert.

Aufbauend auf diesen Beobachtungen wurde eine Modellvorstellung entwickelt, wonach Schmelzbadauswürfe sowie eine unregelmäßigen Nahtoberraupe durch Einschnürungen der Kapillare in deren Hälfte entstehen und Prozeßporen durch das Abschnüren der Dampfkapillare in der Tiefe hervorgerufen werden. Der Unterschied in der Lage der Ein- bzw. Abschnürung führt zu völlig veränderten Bedingungen der Strahleinkopplung, die im einen Fall zu einem explosionsartigen Druckanstieg führen und im anderen nicht. Als Haupteinflußgrößen auf die Prozeßstabilität wurde die Oberflächenspannung, die Viskosität der Schmelze sowie die Geometrie der Kapillare identifiziert.

Mit Hilfe der Doppelfokustechnik konnte eine Lösung der Problemstellung herbeigeführt werden. Durch eine künstliche Aufweitung der Kapillare und die Stabilisierung der Kapillarrückwand mit einer geeigneten Leistungsdichteverteilung, wurde eine völlige Vermeidung von Prozeßporen erreicht. Der Punkt der größten Prozeßstabilität wird erreicht, wenn beide Foki noch stabil eine gemeinsame Kapillare ausbilden. Eine weitere Vergrößerung des Fokusabstandes führt in einen instationären Prozeßbereich, in dem eine gemeinsame als auch zwei getrennte Kapillaren entstehen und existieren können. In diesem Übergangsbereich besteht die Gefahr, daß Poren durch die Doppelfokustechnik selbst induziert werden. Erst eine weitere Vergrößerung des Fokusabstandes führt wieder zu stationären Verhältnissen mit zwei getrennten Kapillaren. Wichtig ist

die Erkenntnis, daß der Punkt der Trennung der Kapillaren und damit die Stabilität des Prozesses sehr stark von den Prozeßparametern, Materialkennwerten und den geometrischen Verhältnissen, die die Wärmeableitung bestimmen, abhängig ist. Die Prozeßparameter müssen deshalb für den einzelnen Anwendungsfall optimiert werden. Durch die Charakterisierung der Kapillarform in Abhängigkeit dieser Parameter werden Anhaltswerte für die Praxis in dieser Arbeit gegeben.

Neue Freiheitsgrade bei der Prozeßgestaltung ermöglichen die zusätzlichen Prozeßparameter der Doppelfokustechnik: Fokusabstand, Orientierung der Fokusanordnung zur Vorschubrichtung und Leistungsverteilung. Sie lassen sich dazu nutzen, die Nahttiefe, die Nahtbreite, den Anbindequerschnitt und die Abkühlrate bei sonst konstanten Parametern einzustellen. Im allgemeinen werden in der Längsanordnung der Brennflecktiefe, schlanke und in Queranordnung breite, weniger tiefe Nahtgeometrien erzeugt. Mit zunehmendem Fokusabstand nimmt die Breite der Naht auf Kosten der Tiefe zu. Der Prozeß läßt sich dadurch einfach an die Schweißaufgabe anpassen und die Leistungsdichteverteilung kann den Anforderungen entsprechend, wie beispielweise in Abhängigkeit der Spaltweite, angepaßt werden. Für Stahlwerkstoffe läßt sich die Nahtform sehr gut und verlustfrei gestalten. Bei Aluminiumwerkstoffen führt die hohe Wärme- und Temperaturleitfähigkeit und das große Verhältnis aus Verdampfungs- und Schmelztemperatur zu einer geringeren Sensitivität des Nahtquerschnitts bezüglich der Kapillargeometrie. Der hohe Reflexionsgrad von Aluminium hat bei der Nahtformung mit großen Fokusabständen zusätzlich eine Reduzierung des Prozeßwirkungsgrades zur Folge.

Mit der Kopplung zweier separater Strahlquellen über eine Doppelfaser läßt sich die verfügbare Laserleistung am Werkstück verdoppeln. Technisch möglich wird damit heute eine Laserleistung von  $P=8$  kW am Werkstück, wodurch der Nd:YAG-Laser in die Arbeitsbereiche des  $\text{CO}_2$ -Lasers vordringt. Umgesetzt werden kann diese Leistungssteigerung in eine erhöhte Einschweißtiefe und Prozeßgeschwindigkeit. Die Vorschubgeschwindigkeit läßt sich für alle Materialien im Mittel überproportional steigern. Im Maximum steigt der Vorschub bei gleicher Einschweißtiefe mit doppelter Leistung um 800 %, im Minimum wird die Vorschubgeschwindigkeit in der Längsanordnung noch verdoppelt. Durch den Einsatz eines zusätzlichen Lasers kann die Ausbringung der Gesamtanlage somit mindestens verdoppelt werden, wobei die Anlagenkosten lediglich um die Kosten eines Lasergerätes ansteigen.

Für Stahl erfolgt die Einschweißtiefensteigerung verlustfrei, d. h. die Doppelfokustechnik erreicht bei gleicher Gesamtleistung die gleichen Einschweißtiefen wie ein Einzelstrahl. Durch die Verdopplung der Leistung konnte die maximale Einschweißtiefe bei Stahl um 60% gesteigert werden.

Bei Aluminiumwerkstoffen läßt sich die maximale Einschweißtiefe bei doppelter Leistung legierungsabhängig zwischen 50-75% steigern. Bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten geht die Steigerung der Einschweißtiefe bei Aluminium jedoch bis auf 10-20 % zurück. Die Ursache für diesen starken Rückgang ist der geringe Einkoppelgrad bei geringen Einschweißtiefen.

Mit der Addition von drei Strahlquellen mittels einer Dreifachfaser wurde ein Lösungsansatz vorgestellt, mit dem der geringe Prozeßwirkungsgrad der Doppelfokustechnik beim Schweißen von Aluminium mit hohen Vorschubgeschwindigkeiten verbessert werden kann. Mit einer maximalen Strahlleistung von 10 kW am Werkstück konnte gezeigt werden, daß sich die Vorschubgeschwindigkeit gegenüber der Doppelfokustechnik mit  $P=3+3$  kW bei hohen Vorschüben im allgemeinen noch verdoppeln läßt. Die Vorschubgeschwindigkeiten sowie die Einschweißiefen lassen sich dadurch näherungsweise über die Gesamtlaserleistung der gekoppelten Strahlquellen skalieren. Gegenüber dem Einzelstrahl ließ sich bei AlMg4,5Mn beispielsweise mit  $P=10$  kW eine Verdreifachung der maximalen Einschweißtiefe und eine Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit bei gegebener Einschweißtiefe von bis zu 2000 % erzielen.

Um den Bezug zur aktuellen Entwicklung der Strahlquellen herzustellen, wurden Experimente mit Lasern höherer Strahlqualität durchgeführt. Dabei wurden Modellrechnungen bestätigt, die höhere Einschweißiefen mit steigender Strahlqualität erwarten ließen. Insbesondere in den Bereichen geringer Einschweißtiefe und hoher Vorschubgeschwindigkeit, wo mit den lampengepumpten Lasersystemen, die dem heutigen Stand der Technik entsprechen, aufgrund ihrer schlechten Fokussierbarkeit geringe Wirkungsgrade erreicht werden, ließ sich die Effizienz des Verfahrens mit besserer Strahlqualität erheblich steigern. Zusammen mit dem Nachweis der Skalierbarkeit von Einschweißtiefe und Vorschubgeschwindigkeit mit der Gesamtleistung der addierten Strahlquellen läßt sich schlußfolgern, daß gerade Festkörperlaser der nächsten Generation mit höchster Strahlqualität für die Doppelfokus- bzw. Fokusmatrixtechnik prädestiniert sind und ein großes Potential besitzen, die gleiche oder sogar eine höhere Funktionalität bei gesteigerten Wirkungsgraden bereitzustellen.

Die Zielsetzungen der Arbeit konnten somit erfüllt und sogar größtenteils übertroffen werden. Es haben sich Synergieeffekte zwischen höheren Prozeßgeschwindigkeiten, erhöhter Nahtqualität und höherer Spaltüberbrückbarkeit eingestellt, die in verhältnismäßig kurzer Zeit dazu geführt haben, daß dort, wo zu Beginn der Arbeit ein Prototyp einer Doppelfaser stand, sich inzwischen zahlreiche Erprobungen in den Forschungslabors und einige Applikationen in der Serienfertigung befinden. Diese Anwendungen sind der Beleg dafür, daß sich die zunächst hoch erscheinenden Investitions- und Betriebskosten des Verfahrens durch seine technische Überlegenheit betriebswirtschaftlich rechnen.

# Literatur

- [1] HÜGEL, H.: *Strahlwerkzeug Laser: Eine Einführung*. Teubner-Verlag, Stuttgart, 1992.
- [2] BANAS, C.: *High power laser welding*. Industrial Laser Handbook, 1986, S. 69-86.
- [3] DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Prozeßadäquate Systemtechnik als Schlüssel für das Aluminiumschweißen*. In: Geiger, M. (Hrsg.): Schlüsseltechnologie Laser: Herausforderung an die Fabrik 2000, Proc. of the 12th International Congress Laser'95. Bamberg: Meisenbach, 1995, S. 211.
- [4] WIEDMEIER, M.: *Konstruktive und verfahrenstechnische Entwicklungen zur Komplettbearbeitung in Drehzentren mit integrierten Laserverfahren*. B. G. Teubner Verlag, 1996. Universität Stuttgart, Dissertation, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [5] HACK, R.: *System- und verfahrenstechnischer Vergleich von Nd:YAG- und CO<sub>2</sub>-Lasern im Leistungsbereich bis 5 kW*. B. G. Teubner Verlag, 1998. Universität Stuttgart, Dissertation, 1998 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [6] ISHIDE, T. ET AL.: *High power YAG laser welded sleeving technology for steam generator tubes in nuclear power plants*. In: Matsunawa, A. (Hrsg.): Proc. of International Conference on Laser Advanced Material Processing (LAMP '92), Nagaoka, Japan, 1992, S. 957.
- [7] GRIEBSCH, J.: *Grundlagenuntersuchungen zur Qualitätssicherung beim gepulsten Lasertiefschweißen*. B. G. Teubner Verlag, 1996. Universität Stuttgart, Dissertation, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [8] MÜLLER, M.; DAUSINGER, F.; GRIEBSCH, J.: *Online Process Monitoring and Control of Laser Welding*. In: Roessler, D.M. (Hrsg.): Proceedings of the International Body Engineering Conference (IBEC '97) on Advanced Technologies & Processes, Stuttgart, 1997. Warren (MI): Automotive Technology Group, 1997, S. 62.
- [9] DAUSINGER, F.: *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozeßeffektivität*. Universität Stuttgart. Habilitationsschrift. Teubner-Verlag, Stuttgart, 1995.
- [10] HACK, R.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Cutting and welding applications of high power Nd:YAG lasers with high beam quality*. In: Proc. ICALEO '94, Laser Institute of America, Orlando, 1994, S. 210-218.
- [11] SCHELLHORN, M.: *CO-Hochleistungslaser: Charakteristika und Einsatzmöglichkeiten beim Schweißen*. München, Utz-Verlag, 2000. Universität Stuttgart, Dissertation, 2000 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).

- [12] PEEBLES, H.; WILLIAMSON, R.: *The role of the metal vapor plume in pulsed Nd:YAG laser welding on aluminium 1100*. In: Proceedings of LAMP '87, Osaka, 1987, S. 19.
- [13] BECK, M.: *Modellierung des Lasertiefschweißens*. Stuttgart: B. G. Teubner Verlag, 1996. Universität Stuttgart, Dissertation, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [14] SCHITTENHELM, H.: *Diagnostik des laserinduzierten Plasmas beim Abtragen und Schweißen*. München, Utz-Verlag, 2000. Universität Stuttgart, Dissertation, 2000 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [15] MIYAMOTO, I. MARUO, H.: *Spatial and temporal characteristics of laser-induced plasma in CO<sub>2</sub>-laser welding*. In: Matsunawa, A.; Katayama, S. (Hrsg.): Proceedings of LAMP' 92, Vol 1., S. 311 ff.
- [16] MATSUNAWA, A. ET AL: *Dynamics of keyhole and molten pool in high power CO<sub>2</sub> laser welding*. In: Proceeding of Spie, Vol 3888, Osaka, 1999.
- [17] BEYER, E.: *Einfluß des laserinduzierten Plasmas beim Schweißen mit CO<sub>2</sub>-Lasern*. Technische Hochschule Darmstadt, Dissertation, 1984.
- [18] MATSUNAWA, A.: *Necessity of fundamental researches on laser welding for wider applications in future*. In: Proceedings of Isata ' 93. Aachen, 1993, S. 41ff.
- [19] HANSEN, F.; DULEY, W.: *Attenuation of laser radiation by particles during laser processing*. Journal of laser applications 6 (1994), S. 137ff.
- [20] RAPP, J.: *Laserschweißbeignung von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Leichtbau*. B. G. Teubner Verlag, 1996. Universität Stuttgart, Dissertation, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [21] FAIßT, F.; RAPP, J.; SCHINZEL, C.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Prozeßsicheres Schweißen von Aluminiumlegierungen*. In: Tagungsband der 4. Konferenz "Strahltechnik", Hall, 1996, S.67ff.
- [22] DAUSINGER, F.; RAPP, J.; HOHENBERGER, B.; HÜGEL, H.: *Laser beam welding of aluminum: state of the art and recent developments*. Proceedings Advanced Technologies & Process, International Body Engineering Conference (IBEC), Stuttgart, 1997, S. 38ff.
- [23] BARTEL, W.; PÄTHE, D.; ROATZSCH, R.; WEICK, J.-M.: *Prozeßwirkungsgrade von Nd:YAG- und CO<sub>2</sub>-Lasern im Leistungsbereich bis 4 kW*. In: Proceedings of the 6th ECLAT, Stuttgart, 1996, S. 123ff.
- [24] FUKUDA, N.; MATSUMOTO, T.; KONDO, Y.; OHMORI, A.; INOUE, K.; ARATA, Y.: *Study on high quality welding of thick plates with a 50 kW CO<sub>2</sub>-laser processing system*. In: Proceedings of the ICALEO' 97, Section E, S.11ff.
- [25] ONO, T.; SHIOZAKI, T.; OHMURA, M.; NAGAHAMA, H.; KOHNO, K.: *High power laser applications for steel industry*. In: Proceedings of the 6th ECLAT, Stuttgart, 1996, S. 115.ff

- [26] GIESEN, A.; OPOWER, H.: *Diodenlaser und diodengepumpte Festkörperlaser für die Materialbearbeitung*. In: Dausinger, F.; Bergmann, H.W.; Sigel, J. (Hrsg.): Proceedings of the 6th European Conference on Laser Treatment of Materials (ECLAT '96), Stuttgart, 1996. Wiesbaden: Arbeitsgemeinschaft Wärmebehandlung und Werkstofftechnik e. V, 1996, S. 11ff.
- [27] STEWEN, C.: *Scheibenlaser mit Kilowatt-Dauerstrichleistung*. Utz-Verlag, München, 2000. Universität Stuttgart, Dissertation, 2000 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [28] ZELLMER, H. ET AL.: *Faserlaser - kompakte Strahlquellen im nahinfraroten Spektralbereich*. Laser und Optoelektronik 29, 1997, S.53ff.
- [29] LÜTHY, W.; WEBER, H.: Optical Engineering 34, 1995, S. 2361ff.
- [30] GLUMANN, C. ET AL.: *Welding with a combination of two CO<sub>2</sub>-lasers - advantages in processing and quality*. In: Proc. ICALEO '93, Laser Institute of America 1993, S. 239ff.
- [31] GLUMANN, C.: *Verbesserte Prozeßsicherheit und Qualität durch Strahlkombination beim Laserschweißen*. B. G. Teubner Verlag, 1996. Universität Stuttgart, Dissertation, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [32] GRÜNENWALD, B.; SHEN, J.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Laser cladding with composite powders using pyrometric temperature control and beam combining*. In: Proc. of the 26th International Symposium on Automotive Technology and Automation (ISATA), Aachen, 1993. Croydon: Automotive Automation Limited, 1993, S. 287-294.
- [33] FUJINAGA, S.; MIURA, H.; NARIKIYO, T. ; KATAYAMA, S.; OHMORI, A.: *Welding characteristics with three Nd:YAG-lasers beams transmitted through single optical fiber*. In: Proc. ICALEO '97, San Diego, Section-G, S. 263ff.
- [34] KANAZAWA, H. ET. AL.: *Welding properties of 4kW cw Nd:YAG laser with flexible optical fiber delivery*. Proc. of National Meeting of Japan Welding Society. No. 56: S. 34-35.
- [35] NARIKIYO, T ET AL.: *YAG Laser Welding with Combination System of Three Oscillators*. Proc. of ICALEO 1995.
- [36] NARIKIYO, T ET AL.: *Plume behaviour during welding with two Nd:YAG laser beams combined*. J. Phys. D: Appl. Phys. 31 (1998) S. 2331ff.
- [37] NARIKIYO, T. ET AL.: *Combination of two Nd:YAG-Laser beams and their welding characteristics*. Journal of Laser Application, Vol. 11 (2) April 1999, S.91-95.
- [38] FREWIN, M.; SCOTT, D.: *Numerical and experimental investigation of tandem pulsed Nd:YAG laser welding*. In: Proc. of ICALEO '95, 1995, S.904ff.
- [39] NG, E.; WATSON, I: *Post-heat treatment of Nd:YAG-laser welded high carbon steels*. In: Proc. of ICALEO '97, San Diego, 1997, Section-G, S. 238ff.
- [40] SARADY, I; BECK, T.; BOSTANJOLGLO, G; RICHTER, K.; WEBER, H.: *Aluminum welding by beam addition of cw and repetively q-switched multi-kw Nd:YAG-lasers*. In: Proc. of ICALEO '97, San Diego, 1997, Section-G, S. 229ff.

- [41] MANN; K.: *Raus aus dem Schattendasein: Strahlqualität, die wichtigste Eigenschaft eines Lasers*. Euro Laser 1 (1994), S. 21ff.
- [42] NORRIS, I.; PETERS, C.; WILEMAN, P: *Welding with a 3 kW Nd:YAG-Laser*. Proc. of ICALEO 1992, S. 53-62.
- [43] MIURA, H., FUJINAGA, S.; NARIKIYO, T.: *Consideration on Summing-up-Methods of YAG Laser Beams into Optical Fiber for Material Processing*. In: Proc. ICPE '95.
- [44] MIURA H. ET AL.: *Study on enhancing methods to 5.5 kW total average power by combining YAG laser beams and their material processing characteristics*. In: Proc. of ICALEO '97, San Diego, 1997, Section-A, S. 226ff.
- [45] N.N.: *Schweißen mit einem Nd:YAG-Q-switch-laser höchster Leistung*. Lasermagazin 4/95, S. 12-13.
- [46] HACK, R.; DAUSINGER, F.: *Midterm report of Brite/Euram-Project BRE2-CT94-1006*. Interner Bericht, März 1996.
- [47] BECK, T.; BOSTANJOGLO, G.; RICHTER, K.; WEBER, H.: *Beam addition of Nd:YAG-high-power-lasers*. In: Proceedings of the 6th ECLAT, Stuttgart, 1996, S. 797ff.
- [48] FUJINAGA, S.; MIURA H; NARIKIYO, S.; KATAYAMA S.; OHMORI, A.: *Development of integration systems of high power three Nd:YAG lasers for material processing*. In: Proceedings of the 6th ECLAT, Stuttgart, 1996, S. 789ff.
- [49] FUJINAGA, S. ET AL: *Welding characteristics with three Nd:YAG laser beams transmitted through single optical fiber*. In: Proc. of ICALEO '97, San Diego, 1997, Section-G, S. 263ff.
- [50] ISHIDE, T.; HASHIMOTO, Y.; HAMADA, S.; AKABA T.; ONOZUKA, M.: *Hybrid YAG laser transmission with optical fiber coupling*. Proc. of National Meeting of Japan Welding Society. No. 57: S. 464-465.
- [51] ISHIDE, T.; HASHIMOTO, Y.; AKADA, T.; NAGASHIMA, T.; HAMADA, S.: *The latest YAG laser welding system - development of hybrid YAG laser welding technology*. In: Proc. of ICALEO '97, San Diego, 1997, Section-A, S. 149ff.
- [52] DAUSINGER, F.; FAIßT, F.; GLUMANN, C.; HACK, R.; IFFLÄNDER R.: *Effiziente Strahladdition zum Laserschweißen*. Laser und Optoelektronik 27 (1995) Nr. 4, S. 45ff.
- [53] DAUSINGER, F.; HACK, R.: *Multi-beam technique to increase power, flexibility and quality*. In: Proceedings of the 6th ECLAT, Stuttgart, 1996, S. 19ff.
- [54] BANAS, C: *News from GEAT - twin spot optics for tube production*. Util's thesres edge, 1991.
- [55] BANAS, C.; DOYLE, B.: *Twin spot laser welding*. US-Patent 4691093, Sept. 1987.
- [56] NUSS, R.; ERNST, F.; DIEHL, T.: *High-power laser welding on its way into automotiv production*. Proc. of 23rd International Symposium on Automotiv Technology & Automation (ISATA) Volume I, Wien, 1990, S. 239-246.

- [57] ARATA, Y. ET AL.: *Tandem electron beam welding (Report II)*. Transactions of JWRI 7 (1978). S.85ff.
- [58] LIU, Y. , KANNATEY-ASIBU, JR.: *Experimental study of dual-beam laser welding of AISI4140 steel*. Welding Journal, 76 (9), Sept. 1997, S.342ff.
- [59] WEICK, J. M.; MEYLE, L.: *Aluminiumbauteile mit dem Laserstrahlschweißen - Einsatz des Laserstrahlschweißens in der Serienfertigung eines Automobilzulieferers*. In: VDI-Z 140 (1998), Nr. 5-Mai, S. 41ff.
- [60] IWASE, T.; SHIBATA, K.; SAKAMOTO, H.; DAUSINGER, F.; HOHENBERGER, B.; MÜLLER, M. G.; MATSUNAWA, A.; SETO, N.: *Real Time X-ray Observation of Dual Focus Beam welding of Aluminium Alloys*. In: Proceedings of the Lasers Materials Processing Symposium ICALEO '00, LIA, 2000, Section-C, S. 26ff.
- [61] SETO, N. ET AL.: *X-ray inspection of porosity formation in dual beam welding*. In: Forschungsgesellschaft für Strahlwerkzeuge (Hrsg.), Proc. of 1th International workshop on stability of laser beam welding, 2.-4.2.2000, Hirschegg, Österreich.
- [62] BORIK, S.: *Einfluß optischer Komponenten auf die Strahlqualität von Hochleistungslasern*. B. G. Teubner Verlag, 1993. Universität Stuttgart, Dissertation, 1993 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [63] HUFNAGEL, W. (HRSG.): *Aluminium-Taschenbuch*. 14. Auflage, Düsseldorf: Aluminium, 1988.
- [64] HUFNAGEL, W. (HRSG.): *Aluminium-Schlüssel*. 3. Aufl., Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 1987.
- [65] DAVIS, I.: *ASM Specialty Handbook: Aluminum and Alloys*. 3. Aufl., ASM International -The Material Information Society, 1994.
- [66] N.N.: *Metals Handbook*. 9th Edition. American Society For Metals (Hrsg.), Ohio, 1978.
- [67] BINROTH, C.: *Beitrag zur Prozeßstabilität beim CO<sub>2</sub>-Laserstrahlschweißen von Aluminium mit Zusatzwerkstoff*. Universität Bremen, Dissertation, 1995.
- [68] SCHINZEL, C.: *Nd:YAG-Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Automobilbau*. München, Utz-Verlag. Universität Stuttgart, Dissertation, (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW), in Vorbereitung.
- [69] REICHELT, U.; SCHINZEL, C.: *Laser Welding for the Aluminium Body in White Production*. In: B. L. Mordike (Hrsg.): Proceedings of the European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT, Hannover 1998, Werkstoff-Infogesellschaft, Frankfurt. S.21ff.
- [70] SWIFT-HOOK, D.T.; GICK, A.: *Penetration with lasers*. Welding Research Supplement, 1973, S. 492.
- [71] BECK, M. ET AL.: *Aspects of keyhole/melt interaction in high speed laser welding*. In: Proc. of GCL, SPIE Vol. 13977, 1991, S. 769ff.

- [72] KREUTZ, E.W.; PIRCH, N.: *Melt dynamics and surface deformation in processing with laser radiation*. In Proc. of 4th int. congress on optical since and engineering (ECO4), Den Haag, 1991.
- [73] KLEMENS, P.G.: *Heat balance and and flow conditions for elctron and laser welding*. J. Appl. Phys. Vol. 47, No. 5, May 1976.
- [74] KROSS, J. ET AL.: *Towards a self-consistent model of keyhole in penetration laser beam welding*. J. Phys. D: Appl. Phys. 26, 1992, S. 474ff.
- [75] BECKER, D., SCHULZ, W.: *Evaporation in deep penetration welding with laser radiation*. In: Waidelich (Hrsg.) *Laser in der Technik: Vorträge des 11. Int. Kongr. Laser 93*, 1993.
- [76] SCHELLHORN, M.: *Mathematical model of the welding processes*. In: Bergmann, H. (Editor) *European laser workshop on mathematical simulation*. Coburg-Verlag, 1989, S.225.
- [77] BECK, M.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Studie zur Energieeinkopplung beim Tiefschweißen mit Laserstrahlung*. Laser und Optoelektronik 21 (1989) Nr. 3, S. 80ff.
- [78] DUCHARME ET AL.: *An integrated mathematical model for the welding of thick sheets of metal with a continous CO<sub>2</sub>-laser*. In: Proc. of ICALEO' 93, LIA, Orlando, 1993.
- [79] HÜGEL, H.; DAUSINGER F.; BERGER, P.; BECK, J.; GRIEBSCHE, J.: *Investigations on fundamental phenomena as basis for high quality laser welding*. In. Proc. of 5th European Conference on Laser Treatment of Materials, Eclat'94, DVV-Berichte Band 163, DVV-Verlag, Düsseldorf, 1994.
- [80] KAPLAN, A.: *A model of deep penetration laser welding based on calculation of the keyhole profile*. J. Phys. D: Appl. Phys. 27, 1994, S. 1805ff.
- [81] GOUFFEE, A.: *Corrections d'ouverture des corp- noirs artificiels compte tenu des diffusions multiples internes*. Revue d'Optique 24, 1945, S. 1ff.
- [82] SEMAK, V. V.; MATSUNAWA, A.: *The simulation of the front keyhole wall dynamics during laser welding*. J. Phys. D: appl. Phys. 30, 1997, S. 809ff.
- [83] FABBRO, R.; CHOUF, K.: *Keyhole description in deep penetration laser welding*. Proc. of ICALEO'99, LIA, 1999, Section-D, S. 979ff.
- [84] CHANG, C.-L.: *Berechnung der Schmelzbadgeometrie beim Laserstrahlschweißen mit Mehrfokustechnik*. München, Utz-Verlag. Universität Stuttgart, Dissertation, 2000 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW), 2000.
- [85] BERKMANN, J.: *Steigerung der Prozeßstabilität beim Laserschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit Strahlleistungen bis 6kW und Tragverahlten der Verbindung*. Dissertation, Universität Aachen, 1997.
- [86] HEIMERDINGER, C.: *Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen für die Luftfahrt*. München, Utz-Verlag. Universität Stuttgart, Dissertation, (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW), in Vorbereitung.

- [87] HOHENBERGER, B.; CHANG, C.; SCHINZEL, C.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Laser Welding with Nd:YAG-Focus-Matrix Technique*. In: Proceedings of the 18th International Congress on Applications of Laser (ICALEO '99), San Diego, California.
- [88] HOHENBERGER, B.: *Laserstrahlschweißen mit der Doppelfokustechnik - Grundlagen und industrielle Anwendung*. In: Stuttgarter Impulse: Technologien für die Zukunft/FTK2000. Hrsg.: Gesellschaft für Fertigungstechnik, Stuttgart. Springer-Verlag, 2000, S. 276ff.
- [89] METZBOWER, E. A.: *On the formation of the keyhole and its temperatures*. Journal of Laser Applications 9, 1997, S. 23ff.
- [90] NIEMEYER, M., CORDINI, P.: *Praxisorientierte Aspekte beim Laserstrahlschweißen von Magnesiumlegierungen*. In: Proc. of International Workshop on Stability of Laser Beam Welding, Feb. 2000, Hirscheegg, Forschungsgesellschaft für Strahlwerkzeuge (FGSW), Stuttgart, 2000, S. 6ff.
- [91] MÜLLER, M.: *Simulation der reflektierten Laserstrahlung zur Auslegung einer Prozeßkontrolle beim Laserschweißen*. Diplomarbeit, Universität Stuttgart, Institut für Strahlwerkzeuge, IFSW-Nr.: 96-44.
- [92] KATAYAMA, S.; MATSUNAWA, A.: *Formation mechanism and prevention of defects in laser welding of aluminum alloys*. In: Proc. of 6th international conference on welding and melting by electron and laser beams. Toulon 15-19.6.1998, ISF, France, 1998, S. 215 ff.
- [93] MLADENOV, G. ET AL.: *Experimental investigation of the weld depth and thermal efficiency during electron beam welding*. Vacuum, Vol. 51, 1998, S. 233ff.
- [94] KATAYAMA, ET AL.: *Formation Mechanism in high power YAG laser welding*. In: Proc. of ICALEO 2000, San Diego, 2000, Section-C, S. 16ff.
- [95] KATAYAMA, ET AL.: *Effect of vacuum on penetration and defects in laser welding*. In: Proc. of ICALEO 2000, San Diego, 2000, Section-C, S. 182ff.
- [96] BACHHOFFER, A.: *Schneiden und Schweißen von Aluminiumwerkstoffen mit Festkörperlasern für den Karosseriebau*. München, Utz-Verlag, 2000. Universität Stuttgart, Dissertation, 2000 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [97] IWASE, T.: *Interner Zwischenbericht zum Projekt VIPRO*, Juni 2000
- [98] MÜLLER M. G.; SCHINZEL, C.; HOHENBERGER, B.: *Slow Motion Video Analysis of the Laser Welding Process – General Considerations*. In: Proc. of International Workshop on Stability of Laser Beam Welding, Feb. 2000, Hirscheegg, Forschungsgesellschaft für Strahlwerkzeuge (FGSW), Stuttgart, 2000.
- [99] JAKSCHITSCH, A.: *Charakterisierung der Schmelzbaddynamik beim Laserschweißen und Korrelation zur reflektierten Laserleistung*. Diplomarbeit, Universität Stuttgart, Insitut für Strahlwerkzeuge, IFSW 01-14, , 200.

- [100] BEZENÇON, C.; WAGNIÈRE, J.-D.; KURZ, W.: *Microstructure development in laser cladding of single crystal nickel based alloy*. Proc. of Laser 2001, Lasers in Manufacturing, in Vorbereitung.
- [101] MÜLLER, M. G.: *Prozeßüberwachung beim Laserstrahlschweißen durch Auswertung der reflektierten Leistung*. München, Utz-Verlag. Universität Stuttgart, Dissertation, (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW), in Vorbereitung.
- [102] KLASSEN, M.: *Prozeßdynamik und resultierende Prozeßinstabilitäten beim Laserschweißen von Aluminium*. Universität Bremen, Dissertation, 2000.
- [103] STEINMETZ, H.: *Erweiterung der Anwendung des Laserstrahlschweißens durch an die Anforderungen angepasste Fokusgeometrien*. Diplomarbeit, Universität Stuttgart, Institut für Strahlwerkzeuge, IFSW-Nr. 97-31, 1997.
- [104] KRISTENSEN, J. K.; ET AL.: *Solidification flaws in laser welds of structural steels - Material and process aspects*. In Proceedings of 7th Nordic Conference in Laser Processing of Materials (NOLAMP), Lappeenranta, 1999, S. 384ff.
- [105] KURZ, W.: *Dendrite growth in welding*. In: Proc. of Mathematical Modelling of Weld Phenomena 2, The Insitute of Materials, London, 1995, S. 41 ff.
- [106] REILE, M.: *Zweistrahlschweißtechnik zur Erhöhung der Spaltüberbrückbarkeit beim Aluminiumschweißen ohne Zusatzdraht an den Fügegeometrien Kehlnaht am Überlappstoß und I-Naht am Stumpfstoß*. Diplomarbeit, Universität Stuttgart, Institut für Strahlwerkzeuge (IFSW 99-22), 1999.
- [107] LEONG, G. H., ET AL.: *Threshold laser beam irradiances for melting and welding*. Journal of Laser Applications (1997) 9, 227-231.
- [108] ALDER, H.; BLOEHS, W.: *6 kW-Nd:YAG-laser for the automotive industry*. In: Proc. ICALEO'98, Orlando, 1998, Section G, S. 20ff.
- [109] DE PAOLI, A.; RAPP, J.: *Der Laser - ein flexibles Werkzeug im Fertigungseinsatz. Praxiserfahrung und Ausblick*. In: Stuttgarter Impulse: Technologien für die Zukunft/FTK2000. Hrsg.: Gesellschaft für Fertigungstechnik, Stuttgart. Springer-Verlag, 2000, S. 242ff.
- [110] LANG, R.; KULLICK, M.; MÜLLER-HUMMEL, P.: *Laserstrahlschweißen von hochfesten Flugzeugstrukturen aus ALi2195*. Bericht zur Internationalen Luftfahrtausstellung, Berlin, 2000.
- [111] N.N.: *Laserschweißen von Aluminium im Flugzeugbau*. Laser-Magazin, Nr. 4, Magazin-Verlag, Hannover, 2001.
- [112] OLIVIER, C. A.; HILTON, P. A.; RUSSEL, J. D.: *Material processing with a 10 kW Nd:YAG laser facility*. In: Proc. of ICALEO 1999, Orlando, 1999, Section-D, S. 233.

# Danksagung

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

Meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. H. Hügel, danke ich herzlich für die fachliche Anleitung und die zahlreichen Anregungen und Diskussionen, welche maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, sowie für die Aufnahme an seinem Institut, welche mir die Möglichkeit gab, mich beruflich und persönlich weiterzuentwickeln.

Bei Herrn Prof. Dr. rer. nat. S. Schmauder bedanke ich mich für die Übernahme des Mitberichts.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. habil. Dausinger möchte ich für das in meine Arbeit gesetzte Vertrauen, sowie für die Unterstützung bei der Planung und Durchführung des deutsch-japanischen Projektes "Visualisation of the welding process, VIPRO" danken. Der damit verbundene Japan-Aufenthalt war sowohl fachlich als auch menschlich sehr lehrreich für mich. Danken möchte ich in diesem Zusammenhang auch Hr. Dr. Shibata, Hr. Sakamoto, Hr. Iwase, Hr. Sakurai und Hr. Seto für die freundliche Aufnahme in Japan und die überaus erfolgreiche Zusammenarbeit. Diese Zeit wird mir stets in guter Erinnerung bleiben.

Bedanken möchte ich mich bei allen Mitarbeitern des Instituts für Strahlwerkzeuge und den zahlreichen studentischen Mitarbeitern, die durch ihre tatkräftige Unterstützung, ihre Diskussionsbereitschaft und das Schaffen eines ausgesprochen angenehmen Arbeitsklimas zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Besonders bedanken möchte ich mich bei meinen Eltern. Durch ihre Förderung und ihren Ansporn haben Sie den Grundstein für meine Ausbildung und persönliche Entwicklung und damit für diese Dissertation gelegt.

Der größte Dank gebührt jedoch meiner Frau Carmen. Ihre Unterstützung und ihr Verständnis für den häufigen Verzicht auf gemeinsame Freizeit mit Ihr und meinem Sohn Max David haben die Freiräume geschaffen, um diese Arbeit in Angriff zu nehmen und fertigzustellen.



# Laser in der Materialbearbeitung

## Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

### **Zoske, Uwe**

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

### **Gorriz, Michael**

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

### **Mohr, Ursula**

Geschwindigkeitsbestimmende Strahleigenschaften und Einkoppelmechanismen beim 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 längsgeströmte CO<sub>2</sub>-Laser  
1994, 149 Seiten, ISBN 3-519-06210-0

### **Wahl, Roland**

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

### **Frederking, Klaus-Dieter**

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

### **Grünwald, Karin M.**

Modellierung der Energietransferprozesse in längsgeströmten 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

### **Krepulat, 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

### **Glumand, 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

**Blöehs, 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

**Pläß, 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**

Fluiddynamische 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 Zerspangung  
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 Hochleistungsdiodenlasern  
2000, 166 Seiten, ISBN 3-89675-840-3

### Bahn Müller, Jochen

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

### 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 Aluminium-  
werkstoffen mit Festkörperlasern für den  
Karosseriebau  
2001, 194 Seiten, ISBN 3-89675-881-0

### Breitschwerdt, Sven

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

### Mochmann, Gunter

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

### Herrmann, Andreas

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

### Mästle, Rüdiger

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

### Voß, Andreas

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

### Müller, Matthias G.

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

### Abeln, Tobias

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

### Erhard, Steffen

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

### Contag, Karsten

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

### Krastel, Klaus

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

### Staud, Jürgen

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

### Schinzel, Cornelius M.

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





