





Laser in der Materialbearbeitung  
Forschungsberichte des IFSW

A. Leitz  
Laserstrahlschweißen von Kupfer- und  
Aluminiumwerkstoffen in Mischver-  
bindung

# **Laser in der Materialbearbeitung**

## **Forschungsberichte des IFSW**

Herausgegeben von

Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf, Universität Stuttgart  
Institut für Strahlwerkzeuge (IFSW)

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

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

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

# **Laserstrahlschweißen von Kupfer- und Aluminiumwerkstoffen in Mischverbindung**

von Dr.-Ing. Andreas Leitz  
Universität Stuttgart



Herbert Utz Verlag · Wissenschaft  
München

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

Hauptberichter: Prof. Dr. phil. nat. habil. Thomas Graf  
Mitberichter: Prof. Dr. rer. nat. Siegfried Schmauder

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

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2015

D 93

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

Copyright © Herbert Utz Verlag GmbH 2016

ISBN 978-3-8316-4549-7

Printed in Germany

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

# Inhaltsverzeichnis

<b>Inhaltsverzeichnis</b> .....	<b>5</b>
<b>Formelzeichen und Abkürzungen</b> .....	<b>7</b>
<b>Kurzfassung</b> .....	<b>9</b>
<b>Extended Abstract</b> .....	<b>10</b>
<b>1 Einleitung und Motivation</b> .....	<b>13</b>
<b>2 Stand der Wissenschaft und Technik</b> .....	<b>15</b>
2.1 Kontaktierverfahren zur Erzeugung von Mischverbindungen.....	15
2.1.1 Mechanische Fügeverfahren.....	15
2.1.2 Thermische Fügeverfahren.....	18
2.2 Laserstrahlschweißen von Kupfer und Aluminium.....	26
2.2.1 Kupfer.....	26
2.2.2 Aluminium.....	31
2.2.3 Kupfer-Aluminium-Mischverbindung.....	34
<b>3 Versuchsaufbau und -durchführung</b> .....	<b>40</b>
3.1 Strahlquellen.....	40
3.2 Optische Systeme.....	40
3.3 Versuchswerkstoffe.....	43
3.3.1 Kupferwerkstoffe.....	43
3.3.2 Aluminiumwerkstoffe.....	44
3.4 Probengeometrie und -anordnung.....	45
3.5 Spannvorrichtung.....	46
3.6 Versuchsparameter.....	47
3.7 Analysemethoden.....	48
<b>4 Laserstrahlschweißen von Kupfer- und Aluminiumwerkstoffen</b> .....	<b>51</b>
4.1 Schweißigenschaften von Kupferlegierungen.....	51
4.1.1 Leistungs- und Geschwindigkeitsvariation.....	51
4.1.2 Einflüsse Nickelbeschichtung.....	55
4.2 Schweißigenschaften von Aluminiumlegierungen.....	59
4.2.1 Leistungs- und Geschwindigkeitsvariation.....	59
<b>5 Einflussgrößen beim Erzeugen von Cu-Al-Mischverbindungen</b> .....	<b>67</b>
5.1 Probenanordnung und Material.....	67
5.1.1 Probengeometrie Cu <sub>3</sub> /Al <sub>5</sub> und Al <sub>5</sub> /Cu <sub>3</sub> .....	68
5.1.2 Probengeometrie Cu <sub>10</sub> /Al <sub>10</sub> und Al <sub>10</sub> /Cu <sub>10</sub> .....	79

---

5.2	Einfluss Fokusdurchmesser .....	87
5.3	Variation der Vorschubgeschwindigkeit.....	98
5.4	Variation der Fokusbildung .....	109
5.5	Prozessdiagnose mit Röntgenanlage .....	113
5.6	Ableitung von Strömungsmodellen .....	121
5.6.1	Theoretische Modelle für Geometrie Cu <sub>3</sub> /Al <sub>5</sub> und Al <sub>5</sub> /Cu <sub>3</sub> .....	121
5.6.2	Theoretische Modelle für Geometrie Cu <sub>10</sub> /Al <sub>10</sub> und Al <sub>10</sub> /Cu <sub>10</sub> .....	125
5.7	Auswertende Zusammenfassung .....	128
<b>6</b>	<b>Charakterisierung der Verbindungseigenschaften .....</b>	<b>131</b>
6.1	Festigkeitsuntersuchungen .....	131
6.2	Übergangswiderstand .....	138
6.3	Diskussion der Untersuchungsergebnisse .....	142
<b>7</b>	<b>Ansätze zur Qualitätssicherung .....</b>	<b>143</b>
7.1	Kamerabasierte Schweißnahtüberprüfung .....	143
7.2	Spektrometrische Prozessüberwachung .....	145
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>151</b>
<b>9</b>	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>154</b>

## Formelzeichen und Abkürzungen

$A_{AB}$	$m^2$	Anbindefläche in der Fügeebene
$AB_x$	m	Anbindebreite in der Fügeebene
$A_m$		über alle Auftreffwinkel gemittelter Absorptionsgrad
$A_t$	$m^2$	elektrisch tragende Kontaktfläche
$A_w$	$m^2$	wirksame Kontaktfläche
$c_p$	$J/(kg \cdot K)$	spezifische Wärmekapazität
$d_f$	m	Fokusedurchmesser
$d_k$	m	Strahldurchmesser Lichtleitkabelende
$f_f$	m	Brennweite Fokussierlinse
$f_k$	m	Brennweite Kollimationslinse
$F_z$	N	Zugkraft
I	A	Stromstärke
$I_L$	$W/m^2$	Laserintensität
k	$m^2/s$	Temperaturleitfähigkeit
l	m	Schweißnahtlänge
$M^2$		Beugungsmaßzahl
n		Anzahl der Schweißnähte einer Kontaktierung
$P_L$	W	Laserleistung
$P_{L,abs}$	W	absorbierte Laserleistung
$P_{L,FD}$	W	Laserleistung der frequenzverdoppelten Strahlquelle
$P_{L,IR}$	W	Laserleistung der infraroten Strahlquelle
$P_L/d_f$	$W/m$	Strahlparameterquotient
R	$\Omega$	Engewiderstand
$R_{\dot{U}}$	$\Omega$	Übergangswiderstand
$T_s$	K	Schmelztemperatur
$T_V$	K	Verdampfungstemperatur
$U_{Mess}$	V	gemessener Spannungsabfall
$v_s$	m/min	Vorschubgeschwindigkeit
$z_0$	m	Fokuslage
$z_R$	m	Rayleighlänge
$\beta$		Abbildungsmaßstab

---

$\eta_A$		Einkoppelgrad
$\theta_f$	mrاد	Divergenzwinkel des fokussierten Strahls
$\theta_k$	mrاد	Divergenzwinkel des kollimierten Strahls
$\lambda$	m	Wellenlänge
$\lambda_{th}$	W/(m <sup>2</sup> *K)	Wärmeleitfähigkeit
$\rho$	kg/m <sup>3</sup>	Dichte
AB		Anbindebreite
CT		Computertomographie
Cu-DHP		Kupfer - deoxidized with high residual phosphorus
Cu-ETP		Kupfer - electrolytic tough-pitch
Cu-HCP		Kupfer - high conductivity phosphorus deoxidized
Cu-OF		Kupfer - oxygen free
Cu-PHC		Kupfer - phosphorus deoxidized high conductivity
EDX		Energiedispersive Röntgenspektroskopie
ET		Einschweißtiefe
FD		Frequenzverdoppelte Laserstrahlung
IR		Infraroter Bereich
LLK		Lichtleitkabel
NB		Nahtbreite
NIR		Nahes Infrarot
NÜ		Nahtüberhöhung
REM		Rasterelektronenmikroskop
RMS		Reaktivmultischichten
RT		Raumtemperatur
SHADOW		Stepplless High Speed Accurate and Discrete One Pulse Welding
UV		Ultraviolett
VIS		Visuelles Spektrum

## Kurzfassung

Mit Neuentwicklungen von Produkten gehen neue Herausforderungen, wie unter anderem die Wahl einer geeigneten seriellen Umsetzung einher. Dieser Aspekt kommt derzeit bei der Entwicklung von Alternativen Antrieben in der Automobilindustrie zum Tragen. Bestrebungen mechanische Verbindungen durch stoffschlüssige Kontaktierverfahren zu ersetzen und somit die Vorteile, wie beispielsweise höhere Festigkeiten, geringere Übergangswiderstände und kleinere realisierbare Bauräume zu nutzen, bringen das Werkzeug Laser ins Spiel. Das Hauptaugenmerk dieser Arbeit liegt hierbei auf der Überlappkontaktierung der Werkstoffe Kupfer und Aluminium. Die unterschiedlichen physikalischen und metallurgischen Eigenschaften der Werkstoffe, interkristalline Sprödphasenbildung, sowie Rissneigung in der Schweißnaht verdeutlichen die auftretende Komplexität dieser Mischverbindung.

Neben der Anordnung der Materialien und der Probengeometrie zeigen speziell die Laserparameter Fokusdurchmesser und Vorschubgeschwindigkeit signifikante Auswirkungen auf den Schweißprozess. Mit Variation der Strahlquelle von Single-Mode Laser bis zu Multi-Mode Faser- und Scheibenlasern und unterschiedlichen Abbildungsmaßstäben der eingesetzten Bearbeitungsoptiken konnten in dieser Arbeit die Einflüsse der Fokusgröße auf den Schweißprozess untersucht werden. Dabei stellen sich in Abhängigkeit von der Bauteilgeometrie unterschiedliche Fokusdurchmesser erfolgversprechend dar. Eine weitere positive Beeinflussung der Prozessstabilität kann durch eine geeignete Vorschubgeschwindigkeit erzielt werden. Hohe Schweißgeschwindigkeiten ( $> 10$  m/min) im Zusammenspiel mit einem geeigneten Fokusdurchmesser ermöglichen ein seriell umsetzbares Prozessfenster mit einem geringen Durchmischungsgrad der Kupfer- und Aluminiumwerkstoffe und entsprechend reduzierten Anteilen von Sprödphasen. Dies führt in Summe zu einer metallurgisch gesehen stabilen Verbindung.

Eine große Bedeutung wird aufgrund des Einsatzgebiets dieser Verbindung der mechanischen Festigkeit und der elektrischen Leitfähigkeit beigemessen. Eine Steigerung der Festigkeit durch Hinzufügen von Legierungselementen bringt meist Einbußen bei den elektrischen Leitfähigkeitswerten der Kontaktierung mit sich. Aus diesem Grund ist für eine geeignete Verfahrens- und Werkstoffauswahl zur Herstellung der Mischverbindung zwingend eine Gegenüberstellung der Festigkeits- und Leitfähigkeitswerten nötig.

Eine erfolgreiche serielle Umsetzung ist eng an ein, dem Fügeprozess angepassten, Verfahren zur Qualitätssicherung gekoppelt. In dieser Arbeit werden daher zwei Ansätze zur zerstörungsfreien Qualitätsüberwachung aufgezeigt. Das erste untersuchte Verfahren basiert auf der Auswertung der in Abhängigkeit des Mischungsverhältnisses von Kupfer und Aluminium unterschiedlich auftretenden Farbgebungen der Nahtberraupe. Eine spektrale Überwachung des Schweißprozesses wird mit dem zweiten Verfahren realisiert und ermöglicht ebenso eine Aussage über das zugrunde liegende Mischungsverhältnis und somit über die Schweißnahtqualität.

## Extended Abstract

New product developments are accompanied by challenges regarding an appropriate mass production. For the development of electric cars this aspect currently needs to be realized in automotive industry. Efforts to replace mechanical connections with welded connections offer the advantages of higher strength, lower contact resistance and smaller feasible design space. These advantages are likely to be solved by laser material processing. The main focus in the present work lies on overlap joining the materials copper and aluminum, which are known for their good electrical properties. The different physical and metallurgical properties of these materials, intergranular brittle behavior, and formation of cracks in the welded areas show the complexity of the mixing compound of copper and aluminum.

Initially the aim was to gain a deeper understanding of the laser beam welding process of pure copper and aluminum materials (not as mixtures) and to define the factors influencing the welding process. Starting with the observation of the laser welding of pure copper and aluminum materials, the basics were determined for further investigations. Various copper and aluminum alloys and their welding performances at different laser welding parameters were examined. The comparison of bare and nickel-coated copper surfaces shows a positive influence of the nickel layer on process stability and energy coupling. The coupling conditions of the laser are improved by the higher absorption of the nickel and the entire welding process shows a strong reduction of failures in the weld seam. On average an increase of the penetration depth of approximately 20% by the nickel coating was observed. To achieve comparable penetration depths in aluminum much lower laser power (factor of three lower) as compared to copper materials is required. A great increase of the feeding rate ( $> 50$  m/min) causes changes in the flow conditions within the melt pool which leads to failures in the weld seam such as humping, melt pool ejections and grooves at the edge of the seam. In fact this applies for pure copper and pure aluminum.

Blending copper and aluminum materials by an integral contacting method causes undesirable material properties, such as brittle phases and distinctive increase in hardness. SEM and EDX images show that a mixing ratio in the weld seam from 30 to 70% copper to aluminum has to be regarded as critical. Local hardness increases up to 600 HV which corresponds to 10 times the average of the two pure materials. The associated increased risk of cracking highlights the dangers of a high mixing ratio of copper and aluminum. Hence, the goal is either to prevent or to minimize the formation of critical phases in the weld seam.

The information obtained for the pure copper and aluminum materials provides initial insights regarding useful welding parameters for the mixed combination of both materials. The choice of material on which the laser energy coupling takes place and which has to be at least melted on to the joining plane has a great influence on the welding result. The properties of the upper material are decisive factors regarding the beam coupling, the welding process itself and the

metallurgical mixture. If the copper material is positioned on the upper side of the specimen, generally more laser power is required for welding as compared to when aluminum lies above. This is due to the higher thermal conductivity, lower power absorption and the higher melting temperature of copper compared to aluminum. Form and characteristics of the weld seam and surface, as well as process stability also show strong dependencies of the sample assembly. Especially the thicker sample geometry Cu10/Al10 (Cu 1 mm, Al 1 mm) shows that a coupling of the upper aluminum material with respect to mixing and process reliability is advantageous. The higher melting point of copper is used in the lower part as a kind of heat sink, thus ensuring stable welding depths. In the reversed orientation an increased demand for energy to penetrate the copper material is necessary. The lower melting point of aluminum causes a sensitive behavior to process variations which can be seen among other things in different penetration depths inside one weld seam.

Yet another positive influence on the process stability can be achieved by a suitable feed rate. The investigations have shown that for the thin sample geometry Cu3/Al5 (Cu 0,3 mm, Al 0,5 mm) three speed regimes exist. Low speeds (<25 m/min) cause a very small process window in matters of minimal welding and full penetration welding ( $P_L = 400$  W). Even small process variations lead to large failures in the weld seam. With average feed rates between 25 and 40 m/min a stabilization of the welding process can be generated. The process window is doubled in a power range of  $P_L = 800$  W. In addition, a minimal intermixture of the copper and aluminum materials and a reduced production of brittle phases are achieved for this speed range. When the feed rate exceeds 40 m/min, due to a change in the melt flow mechanisms the mixing of material increases. Comparable conclusions were obtained for the thicker sample geometry of 10/10 with slightly lower feed rates.

In addition to the arrangement of the material and the geometry of the samples, the laser parameters such as focus diameter and feed rate have a significant impact on the welding process. By varying the beam source from single-mode lasers up to multi-mode fiber and disk lasers in combination with different magnifications of the optics, the influence of the spot size on the welding process can be examined. Depending upon of the geometry of the sample, there are different focal diameters which provide a positive effect on the welding quality. Another positive influence on the process stability can be achieved by a suitable feed rate. Higher welding speeds (> 10 m/min) in combination with an appropriate focus diameter allow a workable process window with a low degree of intermixing of the different materials and a correspondingly reduced level of brittle phases. All these correlations lead to a metallurgically stable compound.

Due to the field of application, a great importance of the compound of copper and aluminum is attached to the mechanical strength and the electrical conductivity. On the one hand, an increase in strength by adding alloying elements usually causes on the other hand losses in

electrical conductivity values of the contact. The use of the aluminum alloy AlMg3 in connection with pure copper.

(Cu-OF), for example, has a significantly higher static tensile strength (~ 35%) than the mixture with the pure aluminum Al99,5. On the contrary, the investigation of the electrical contact resistance shows an average 25% higher transfer resistance for the aluminum AlMg3 than the mixing of the pure compound materials. For this reason, it is necessary to compare the conductivity and strength values and their influences on each other at the same time. The rule is that an increase in strength by adding alloying elements generally reduces the electrical conductivity of the material. Considering this fact allows an appropriate contacting method and the right choice of materials to be taken into account.

A successful implementation of a laser welding process into production has to be closely matched to a quality assurance program which has to be adjusted to the joining process. Two approaches for a non-destructive quality control are pointed out in this thesis. The first method which was investigated was based on the evaluation of a function of the mixing ratio of copper and aluminum, which causes different color schemes in the melting pool. Using camera-based color evaluation of the seam surfaces and consequently a division into predefined classes, which based on the mixing ratio of copper and aluminum, allowed successful conclusions on the penetration depth. This test method is carried out chronologically after the welding process and thus leading to an additional time and extra technical expenditure in industrial implementations.

The second quality assurance method, which takes place at the same time as the welding process is represented by monitoring the emitted spectra during the welding process. A visualization of different mixing ratios of copper and aluminum, which is equivalent to the penetration depths in the lower material, is possible with this measurement method. The local maxima of the aluminum spectra provide a good indicator regarding the degree of the mixture of aluminum and copper.

The numerous investigations carried out in the course of this thesis have shown that a reliable process can be realized with laser welding to create a bonded connection of copper and aluminum materials. The choice of optimized laser parameters such as focal position, feed rate and focus diameter is therefore very important. Further important influencing values are the materials, their arrangement and the geometrical dimensions. The results given in this theses show that a reduction of the critical brittle phases with a continuous laser welding process and without the use of additional material or any laser beam manipulation is possible. Depending on the application, parameters such as beam configuration, arrangement of the materials and the laser process parameters need to be determined accordingly.

# 1 Einleitung und Motivation

Um das enorme Potential der Elektromobilität auszuschöpfen, wurde von der Bundesregierung der „Nationale Entwicklungsplan Elektromobilität“ ausgearbeitet, mit dem ehrgeizigen Ziel, mindestens eine Million Elektrofahrzeuge im Jahr 2020 und sechs Millionen bis 2030 auf die Straße zu bringen. Neue Forschungs- und Entwicklungsprojekte, vor allem in den Bereichen Batterie, Energiemanagement im Fahrzeug, Informations- und Produktionstechnologie, Integration in das Verkehrs- und Energiesystem, sowie für den Aufbau geeigneter Forschungsinfrastrukturen, legen die Grundsteine bei der Entwicklung innovativer Technologien für die Elektromobilität. Für eine erfolgreiche Markteinführung sind Maßnahmen wie die Förderung von Forschung und Entwicklung nötig, um beispielsweise kostensparende Fertigungsverfahren zu entwickeln [1].

Der Laser als Bearbeitungswerkzeug wird in der industriellen Praxis bereits seit Jahrzehnten erfolgreich für die unterschiedlichsten Fertigungsverfahren eingesetzt. Die weiterhin steigende Zahl an Anwendungen in der Serienfertigung spricht für den Erfolg dieser Technologie. Stetige Innovationen in der Lasertechnik, wie beispielsweise die Weiterentwicklung von brillanten Strahlquellen, Optiken und Qualitätssicherungsansätzen sind die Grundlage für diese Erfolgsgeschichte. Geringer Wärmeeintrag bei der Laserbearbeitung, fallende Investkosten der Strahlquellen und die große Auswahl an verschiedenen Laserstrahlquellen sind nur ein paar Vorteile, welche auf der Suche nach geeigneten Fertigungsverfahren im Bereich der alternativen Antriebe für das Strahlwerkzeug Laser sprechen.

Die Entwicklung von alternativen Antrieben in der Automobilindustrie erweitert die Palette der zu fügenden Werkstoffe über das klassische Feld von Stahl und Aluminium hinaus. So spielt Kupfer mit seiner hohen elektrischen Leitfähigkeit eine wichtige Rolle. Häufig wird das Ultraschallschweißen als Fügeverfahren in der elektronischen Fertigungstechnik eingesetzt. Die Vorteile des Verfahrens liegen auf den ersten Blick in relativ geringen Investitionskosten und einer minimalen metallurgischen Aufmischung der Bauteile. Dem stehen die Nachteile langer Taktzeiten, der Notwendigkeit einer zweiseitiger Bauteilzugänglichkeit und mechanischer Fügebelastung gegenüber. Der Laser als Füge-technologie bietet hierbei einige Ansatzmöglichkeiten zur Optimierung. Der gezielte, berührungslose Energieeintrag und die Möglichkeit eines hohen Automatisierungsgrads ermöglichen eine einseitige Kontaktierung in kurzer Taktzeit mit geringem thermischem Eintrag.

Stoffschlüssige Verbindungen der Werkstoffe Kupfer und Aluminium, speziell in der Mischverbindung, bringen einige Herausforderungen mit sich. Die unterschiedlichen physikalischen und metallurgischen Eigenschaften der Werkstoffe (Wärmeleitfähigkeit, Absorptionskoeffizient, Schmelztemperatur), sowie Bildung intermetallischer Phasen, welche sehr spröde sein können und Rissneigung in der Schweißnaht verdeutlichen die Komplexität und die Herausforderungen der Kontaktierung.

In dieser Arbeit werden die Zusammenhänge zwischen den einzelnen Einflussgrößen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer und Aluminium in der Mischverbindung analysiert und Erklärungen für die beobachteten Effekte ausgearbeitet. In Kapitel 2 werden zunächst aktuelle Kontaktierverfahren zur Erzeugung von Mischverbindungen vorgestellt und tiefer auf die Herausforderungen und Besonderheiten beim Laserstrahlkontaktieren von Kupfer- beziehungsweise Aluminiumwerkstoffen in der artgleichen Werkstoffanordnung (Kupfer und Kupfer, beziehungsweise Aluminium und Aluminium) eingegangen. Des Weiteren werden aktuelle Forschungsergebnisse von verschiedenen Laserverfahren zur Erzeugung der Kupfer-Aluminium-Mischverbindung vorgestellt. Nach Vorstellung der in dieser Arbeit verwendeten Systemtechnik (Kapitel 3) erfolgt in Kapitel 4 die Betrachtung der Schweißigenschaften der reinen Werkstoffe Kupfer und Aluminium. Hiermit werden wichtige Kenntnisse für die weiterführenden Untersuchungen der Mischverbindungen bei den relevanten Prozessparametern erworben.

Der Übertrag der Ergebnisse auf die Mischverbindung und eine ausführliche Betrachtung der Einflussgrößen Probenanordnung, Probenmaterial, Fokusslage, Vorschubgeschwindigkeit und Fokussdurchmesser erfolgt in Kapitel 5. Die dort vorgestellten Versuchsserien liefern neue, umfangreiche Erkenntnisse bezüglich des Schweißverhaltens der Mischkontaktierung. Eine Erklärung und Abstraktion der Ergebnisse erfolgt mit der Erstellung von Strömungsmodellen.

Die an die Kontaktierung gestellten Anforderungen werden in Kapitel 6 mittels Festigkeitsuntersuchungen und Analysen der Übergangswiderstände überprüft und Einflüsse der Laserparameter auf die Schweißqualität besprochen. Für eine sichere serielle Umsetzung ist der Einsatz von geeigneten Maßnahmen zur Qualitätskontrolle von immenser Bedeutung. Um die gesamtheitliche Betrachtung der Laserkontaktierung von Kupfer und Aluminium im Hinblick auf eine serielle Umsetzbarkeit zu komplettieren, werden zwei erfolgversprechende Ansätze zur Qualitätssicherung in Kapitel 7 vorgestellt. Abschließend werden in Kapitel 8 die wichtigsten Erkenntnisse dieser Arbeit zusammengefasst.

„Nur wenn wir eine Leistungssteigerung der Batterie im Elektrofahrzeug bei gleichzeitiger Senkung der Kosten realisieren, wird das Elektroauto die notwendige Kundenakzeptanz erreichen“ [2]. Diese in der Automobilindustrie vorherrschende Sichtweise bestätigt den Handlungsbedarf bei der Auswahl geeigneter Fertigungsverfahren. Die neuen Erkenntnisse aus dieser Arbeit sollen einen Baustein zu Erfüllung der genannten Ziele liefern.

## 2 Stand der Wissenschaft und Technik

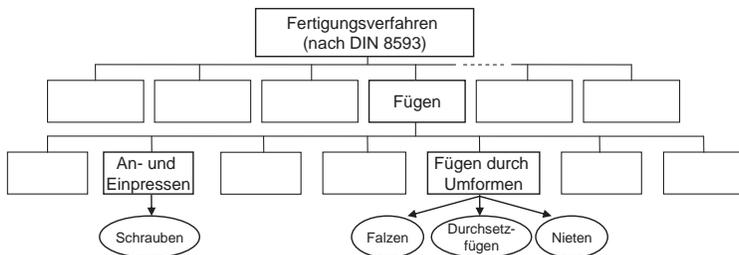
Die in der Norm DIN 8593 [3] dargestellten Fügeverfahren lassen sich in neun Untergruppen aufteilen (Zusammenlegen, Füllen, An- und Einpressen, Fügen durch Urformen, Fügen durch Umformen, Fügen durch Schweißen, Fügen durch Löten, Kleben und Textiles Fügen). Welche von diesen Verfahren zur Erstellung einer Kontaktierung von zwei unterschiedlichen Werkstoffen (Mischverbindung) relevant sind, wie sich diese auf die elektrische Leitfähigkeit auswirken und welche Rolle hierbei der Laser spielt, wird im Folgenden dargelegt.

### 2.1 Kontaktierverfahren zur Erzeugung von Mischverbindungen

Neben der oben genannten Unterteilung der Fügeverfahren kann zusätzlich zwischen thermischen und mechanischen Fügeverfahren unterschieden werden. Anhand dieser Unterteilung werden im Folgenden Verfahren beschrieben, die bereits in der Fertigung zur Erstellung von elektrischen Kontakten in Mischverbindung zum Einsatz kommen.

#### 2.1.1 Mechanische Fügeverfahren

Mechanische Fügeverfahren lassen sich in DIN 8593 in die Gruppen An- und Einpressen, sowie Fügen durch Umformen einteilen (Bild 2.1).

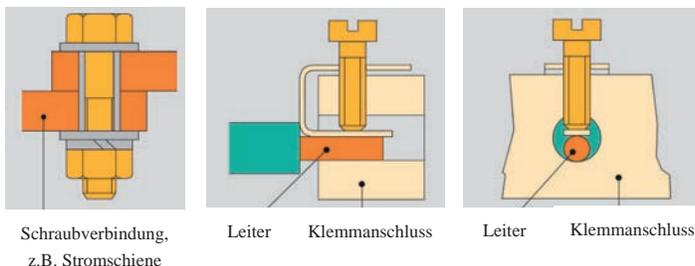


**Bild 2.1:** Mechanische Fügeverfahren in der Unterteilung der Fügeverfahren nach DIN 8593 [3].

Mechanische Fügeverfahren beruhen auf dem Prinzip des Form- und/oder Kraftschlusses. Dieses Prinzip ermöglicht eine Kontaktierung unterschiedlicher Materialien, ohne wie beispielsweise beim Schweißen ungünstige Werkstoffbeeinflussungen wie Aufhärtungen und Gefügeumwandlungen zu erzeugen [4], [5], [6].

## Schraubverbindung

Schraubverbindungen zählen zu den lösbaren Verbindungselementen. Dies bedeutet, dass eine zerstörungsfreie Demontage möglich ist. Die Bauteilverbindung durch Schrauben gehört zu den meistverbreiteten Fügetechniken. Sie kommen oftmals auch zum Einsatz, wo nicht zwingend eine lösbare Verbindung erforderlich wäre.

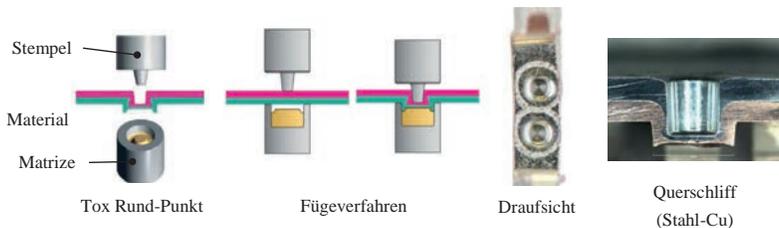


**Bild 2.2:** Schematische Darstellung von Schraubverbindungen bei elektrischen Bauteilen [6].

Die eigentliche Verbindung zwischen verschraubten Bauteilen basiert auf Flächenpressung, welche durch die Schrauben zwischen den zu fügenden Teilen erzeugt wird [7]. Neben dem Setzverhalten von Schraubverbindungen, die zu einer geringeren Flächenpressung über die Lebensdauer führen kann, besteht durch mikroskopische Lücken zwischen den Fügepartnern die Möglichkeit der Korrosion. Die umgebende Atmosphäre kann in den Freiraum eindringen und abhängig vom Werkstoff Korrosion hervorrufen. Schraubverbindungen kommen in der Elektrotechnik in zahlreichen Anwendungen zur Realisierung von elektrischen Kontakten zum Einsatz (Bild 2.2).

## Durchsetzfügen

Das Durchsetzfügen (oder auch Clinchen genannt) bezeichnet ein Fügeverfahren, das durch Kaltumformung mittels Stempel und Matrize eine dauerhafte Verbindung zwischen überlappend angeordneten Bauteilen ohne Zusatzmaterial generiert (Bild 2.3). Die Fügepartner werden hierbei teilweise durchsetzt und im Anschluss gestaucht [7]. Es werden keine Zusatz- oder Hilfsstoffe benötigt. Aufgrund geringer Kerbwirkung und ohne ungünstige Gefügeumwandlungen ist die Dauerfestigkeit höher als bei Punktschweißverbindungen [8]. Das Fügen mittels Durchsetzen ermöglicht Verbindungen zwischen unterschiedlich dicken Fügepartnern ( $> 1:4$ ) sowie artfremden Werkstoffen (Stahl-Al, Cu-Al, u.a.) [9].

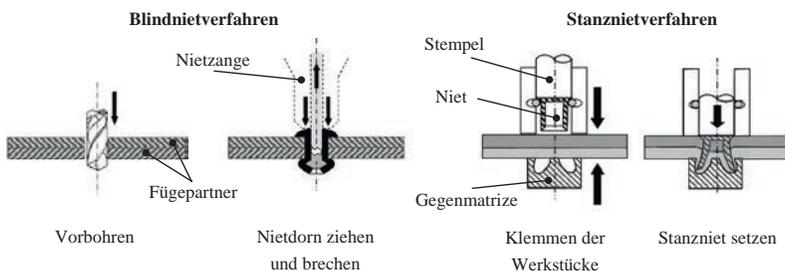


**Bild 2.3:** Links: Schematische Darstellung Durchsetzfügen, rechts: Elektronikbauteile aus Stahl-Cu [9].

Wie bei Schraubverbindungen können beim Durchsetzfügen ebenso die beschriebenen unerwünschten Eigenschaften (Setzverhalten, Korrosion) bezüglich der Stromübertragung auftreten.

### Nietverbindung

Nieten zählt zu den nicht lösbaren Formschlussverbindungen. Mit Nietverfahren lassen sich hochfeste Verbindungen von Bauteilen mit gleichen und unterschiedlichen Materialien herstellen [8]. In der Literatur sind viele unterschiedliche, auf die spezifische Anwendung angepasste Nietverfahren beschrieben ([5], [7], [8]). Dabei wird zwischen Blindnieten und Stanznieten unterschieden. Beim Blindnieten müssen bei beiden Fügepartnern zunächst axial Bohrungen angebracht werden. In die Bohrung wird der Niet eingesetzt und mit einer Nietzange auf das Bauteil gepresst. Die Verdickung am Ende der Niet wird in die Niethülse gezogen und bricht schließlich an der Sollbruchstelle.

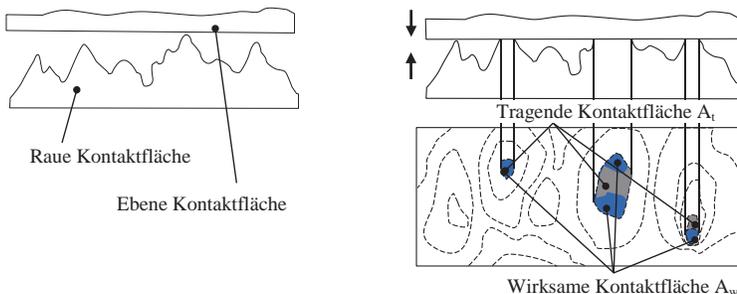


**Bild 2.4:** Schematische Darstellung Blind- und Stanznieten [7].

Das Stanznieten erfolgt ohne Vorbohrung. Eine Umformung der Niet erfolgt über Stempel und Gegenmatrize, daher muss eine beidseitige Zugänglichkeit gewährleistet sein. Der Werkstoff der Niet spielt speziell im Hinblick auf eine stromführende Kontaktierung eine entscheidende Rolle. Um eine Zerstörung der Fügeverbindung durch elektrochemische Korrosion zu unterbinden, sollte der Nietwerkstoff gleich bzw. gleichartig zu den Fügepartnern sein. Üblich

sind neben Stahl auch Kupfer, Kupfer-Zink-Legierungen, Reinaluminium und Aluminiumlegierungen [5].

Bei allen mechanisch gefügten Verbindungen ist der elektrische Widerstand im Vergleich zu einem durchgehenden Leiter gleichen Querschnitts größer [6], [10]. Der Kontakt zwischen zwei Fügepartnern besteht nicht aus der gesamten makroskopischen Fläche (Bild 2.5). Mikroskopische Unebenheiten der Oberflächen führen zu lokalen Unterbrechungen des Kontaktes.



**Bild 2.5:** Schematische Darstellung einer elektrischen Kontaktfläche [10].

Die Spitzen der Oberflächen werden verformt und es bilden sich tragende Kontaktflächen  $A_t$  aus. Ein Teil dieser Flächen kann durch Fremdschichten verunreinigt sein, so dass der Strom hauptsächlich über die wirksamen Kontaktflächen  $A_w$  fließt. Die dadurch entstehende Einengung des Strompfades erhöht den elektrischen Widerstand des Kontaktes um den sogenannten Engwiderstand  $R_E$  [10].

### 2.1.2 Thermische Fügeverfahren

Thermische Fügeverfahren lassen sich in die zwei Verfahrensgruppen „Fügen durch Schweißen“ und „Fügen durch Löten“ einteilen. Löten ist ein Verfahren, welches unter der Hilfe eines geschmolzenen Zusatzmetalles (Lot) eine stoffschlüssige Verbindung zwischen den Fügepartnern generiert. Die Schmelztemperatur des Lotes liegt unter den Schmelztemperaturen der zu verbindenden Materialien [7]. Das Schweißen stellt nach Norm DIN 1910 ein Verfahren zur stoffschlüssigen Vereinigung von Werkstoffen in der Schweißzone unter Anwendung von Wärme und/oder Kraft mit oder ohne Schweißzusatz dar [11]. Sowohl beim Löten als auch beim Schweißen kommen zahlreiche unterschiedliche Verfahren in Abhängigkeit der jeweiligen Anforderungen (Material, Beanspruchung, Prozesszeit) zum Einsatz. Stoffschlüssige Verbindungen von Bauteilen sind nicht beziehungsweise nur sehr schwer lösbar. Im Folgenden werden Verfahren beschrieben, die zur Erzeugung von elektrischen Kontakten, speziell in Mischverbindung, zum Einsatz kommen beziehungsweise Gegenstand von aktuellen Forschungsarbeiten sind.

Der Lötprozess kann abhängig von der Bearbeitungstemperatur in drei Gruppen eingeteilt werden. Das *Weichlöten* findet bei einer Temperatur unter 450 °C statt, *Hartlöten* oberhalb 450 °C und das *Hochtemperaturlöten* über 900 °C [7], [12].

Bei der Erstellung von elektrischen Kontakten kommen in der Regel Weichlötverfahren zum Einsatz, da hierbei die meist temperaturempfindlichen Bauteile nicht in Mitleidenschaft gezogen werden und ein geringer Kontaktwiderstand realisierbar ist. Typische Weichlote sind Legierungen aus den Komponenten Zinn, Silber, Cadmium und Zink (Blei ist seit 2006 laut EG-Richtlinie 2002/95/EG in der Industrie nicht mehr zugelassen [13]). In der Elektrotechnik können auch Sonderlegierungen von Gold, Silber und Silizium zum Einsatz kommen [12]. Das Weichlöten erfordert in den meisten Fällen ein Vorbehandeln der Fügeflächen mit Flussmittel. Das Flussmittel reduziert die Oxidschicht, welche sich auf Oberflächen von Werkstoffen befindet und eine fehlerfreie Benetzung zwischen schmelzflüssigen Lot und Werkstück verhindert [12]. Flussmittel können teilweise zu unerwünschter Korrosion in der Fügeebene führen. Durch Phosphoranteile im Lot kann ebenso die benötigte Desoxidation der Bauteiloberfläche erzielt werden.

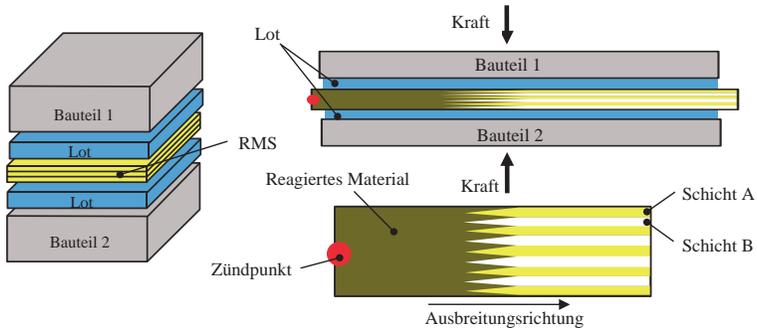
Neben der Temperatur als Gruppierungskriterium kann ebenso die Art der Erwärmung des Lotes zur Einteilung von Lötverfahren herangezogen werden. Eine Einteilung der Verfahren erfolgt nach DIN 8510 in Löten durch feste Körper, durch Flüssigkeit, durch Gas, durch Strahl und durch elektrischen Strom [7].

Im Folgenden werden die zwei Lötverfahren Reaktiv- und Laserstrahllöten, sowie die zwei Schweißverfahren Ultraschall- und Laserstrahlschweißen in Auszügen beschrieben.

### **Reaktivlöten**

Wie bereits angesprochen, besteht bei elektronischen Bauteilen während des Fügeprozesses die Gefahr, dass Bauteilkomponenten überhitzen und daraus resultierend eine dauerhafte Zerstörung entsteht [14]. Aus diesem Grund ist die Bestrebung groß, möglichst präzise die für den Fügeprozess minimal benötigte Wärme zuzuführen. Ein Verfahren welches derzeit Gegenstand einiger Forschungsarbeiten ist und dieses Ziel verfolgt, ist das Löten mittels Reaktivmultischichten (RMS).

RMS setzen sich aus bis zu mehreren tausend Wechselschichten aus mindestens zwei Materialien zusammen, welche chemisch exotherm miteinander reagieren können (Bild 2.6). Die Schichtdicken der Einzelschichten liegen in einem Bereich von 10 bis 50 nm [15]. Nach dem Aktivieren der Reaktion, durch zum Beispiel einen elektrischen Funken oder einen Laserpuls, findet eine hohe Wärmefreisetzung in der Fügeebene statt ( $< 2000$  °C). Es bildet sich eine selbsterhaltende Reaktion aus, welche mit einer sehr großen Geschwindigkeit ( $< 2$  m/s) in einem durch die Größe der RMS räumlich eng definierten Bereich fortschreitet. Dies gewährleistet, dass der Wärme- und Spannungseintrag zur Herstellung einer Lötverbindung im Vergleich zu konventionellen Lötverfahren deutlich minimiert wird [15].

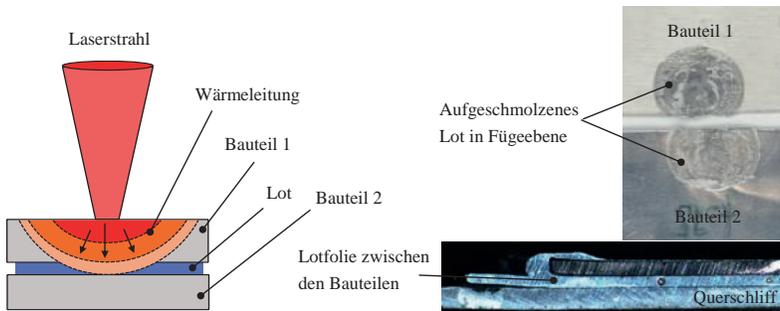


**Bild 2.6:** Funktionsprinzip Reaktivlötens [14].

Durch die Wahl des Schichtaufbaus der RMS ist der Wärmeeintrag genau einstellbar. Das Fügen von wärmeempfindlichen Bauteilen beziehungsweise von Bauteilen aus unterschiedlichen Materialien (z.B. Keramik-Metall, Cu-Al) wird durch dieses Verfahren ermöglicht [15]. Zu bemerken bleibt, dass für das Reaktivlötens eine aufwendige und kostenintensive Bauteilvorbereitung nötig ist und neben einer beidseitigen Lotbeschichtung der Fügepartner ein zusätzliches „Bauteil“, die Reaktivmultischicht, gehandhabt werden muss.

### Laserstrahllöten

Das Laserstrahllöten zeichnet sich im Vergleich zu konventionellen Lötverfahren im Speziellen durch eine berührungslose, zeitlich und räumlich gut regulierbare Energiezufuhr aus. Diese Eigenschaften ermöglichen Fügeaufgaben mit hohen Anforderungen bezüglich thermischer und mechanischer Belastung [16].



**Bild 2.7:** Links: Schematische Darstellung Laserstrahllöten, rechts gelötete Bauteile [18].

Die Energieeinbringung in das Bauteil erfolgt lokal über die Absorption der Laserstrahlung an der Oberfläche. Die nachfolgende Wärmeleitung und das daraus resultierende Temperaturfeld im Bauteil (Bild 2.7) führt zu einem Aufschmelzen des Lotes an der Fügestelle [17].

Das Lot wird als Draht während des Prozesses zugeführt, wie es beispielsweise beim Fügen von Karosserieblechen der Fall ist. Ebenso kann das Lot vorab in Form von Lotpaste [19], Lotfolie, oder als Beschichtung [18] auf dem eigentlichen Werkstoff aufgetragen werden.

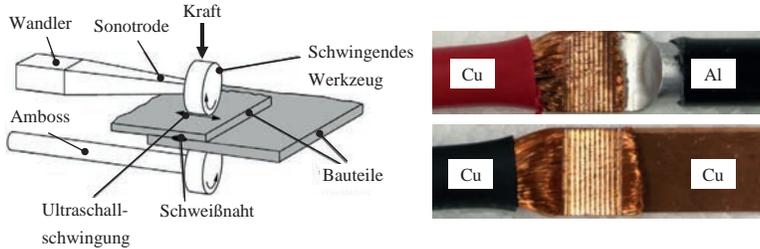
Derzeit kommen beim Laserstrahllöten größtenteils Hochleistungsdiodenlaser zum Einsatz. Die verfügbare Strahlqualität ist zwar (noch) nicht vergleichbar mit diodengepumpten Festkörperlasersystemen, diese wird aber beim Löten in der Regel auch nicht benötigt. Ausschlaggebende Argumente für den Einsatz von Diodenlasern sind die niedrigeren Anschaffungskosten und der geringere Bauraum [16]. Untersuchungen haben gezeigt, dass wirtschaftlich vorteilhafte Anwendungen von Hochleistungsdiodenlaser im unteren bis mittleren Leistungsdichtefeld liegen [19].

Werden während des Lötprozesses die Laserleistung oder die Strahleinwirkungsdauer entsprechend des Prozessablaufes überwacht und gesteuert, so kann die Prozesssicherheit deutlich erhöht werden. Zur Regelung des Prozesses kann eine zeitliche Überwachung der Oberflächentemperatur beispielsweise mittels Pyrometer erfolgen. Variationen in der Oberflächenbeschaffenheit und/oder Lotmenge lassen sich somit kompensieren, was zu einer höheren Prozesssicherheit führt. Über geeignete Lotwerkstoffe lassen sich unterschiedliche Materialien wie beispielsweise Stahl und Aluminium oder Kupfer und Aluminium fügen. Im Hinblick auf den Übergangswiderstand zwischen zwei gefügten Bauteilen lassen sich mit Lötverfahren aufgrund der großflächigen Anbindung relativ gute Werte realisieren [18].

### **Ultraschallschweißen**

Beim Ultraschallschweißen werden die Werkstücke an den Stoßflächen durch Einwirkung von Ultraschall und Anwendung von Kraft, mit oder ohne gleichzeitiger Wärmezufuhr gefügt. Dabei verlaufen die Schwingungsrichtung des Ultraschalls und die Krafrichtung senkrecht zueinander. Die dadurch entstehende Relativbewegung führt zu Reibung in der Stoßfläche der Werkstücke (DIN 1910). Die zu fügenden Bauteile werden zwischen einem festen Amboss und dem als Sonotrode bezeichneten schwingenden Werkzeug zusammengepresst (Bild 2.8). Im eingespannten Zustand überträgt die Sonotrode Schwingungen mit 20 bis 65 kHz auf die Bauteile [12].

Die durch die Schwingung entstehende Reibung in der Fügezone führt zu einer Erwärmung der aneinander anliegenden Oberflächen, so dass unter der Anpresskraft die Bauteile verschweißt werden. Dementsprechend wird das Ultraschallschweißen als Pressschweißverfahren bezeichnet. Da die Temperatursteigerung nur lokal in der Fügeebene auftritt und kein großflächiges Aufschmelzen der Fügepartner hervorgerufen wird, ist das Ultraschallschweißen prädestiniert für temperaturempfindliche Fügeaufgaben.



**Bild 2.8:** Links: Schematische Darstellung Ultraschallschweißen [7], rechts: Gefügte Cu-Cu und Cu-Al-Kabel [20].

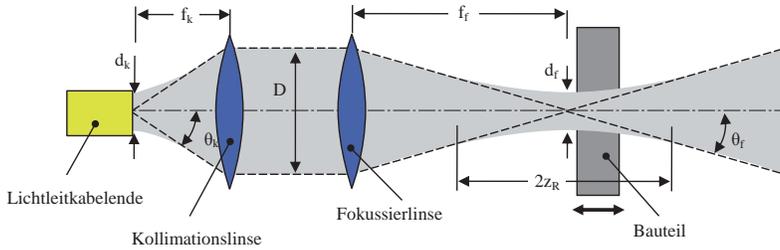
Das Hauptanwendungsgebiet beim Ultraschallschweißen ist das Fügen von Folien oder dünnen Bändern und die Herstellung elektrisch leitender Anschlüsse in der Halbleitertechnologie. Zum Einsatz kommen hierbei hauptsächlich Nichteisen-Legierungen, wie beispielsweise Werkstoffkombinationen zwischen Al-Cu, Al-Au, Cu-Cu oder auch Al-Glas. Die erzielten Festigkeiten sind allerdings im Vergleich zu anderen Schweißverbindungen geringer. Im Gegensatz dazu ist die elektrische Leitfähigkeit jedoch sehr gut, da beim Schweißen keine Rekristallisation auftritt. Ebenso ist bei Mischverbindungen von Kupfer und Aluminium keine beziehungsweise nur eine geringe intermetallische Phasenbildung zu beobachten [12].

### Laserstrahlschweißen

Analog zum Laserstrahllöten stellt auch das Laserstrahlschweißen im Vergleich zu anderen Schweißverfahren ein sehr werkstoffschonendes Verfahren dar. Durch die gezielte Energieeinbringung entstehen nur geringe thermische Belastungen, was sich positiv auf Eigenspannungen und Verzug auswirkt [21].

Beim Laserstrahlschweißen kommen die drei Lasertypen Gas-, Dioden- und Festkörperlaser zum Einsatz. In den letzten Jahren stehen besonders die Festkörperlaser mit ihrer hohen Strahlqualität im Vordergrund. Ein zusätzlicher Vorteil der Festkörperlaser (und der Diodenlaser) gegenüber dem CO<sub>2</sub>-Laser ist die kürzere Wellenlänge (typischerweise zwischen 0,8 bis 1,07  $\mu\text{m}$ , Vergleich CO<sub>2</sub>-Laser ca. 10,6  $\mu\text{m}$ ). Diese erlaubt einen Transport des Laserlichts über eine Glasfaser, umgesetzt von industriellen Anbietern als sogenannte Lichtleitkabel (LLK), vom Laser bis zur Bearbeitungsoptik. Die Strahlführung beim CO<sub>2</sub>-Laser hingegen erfolgt über einen Freistrah, welcher mittels Kupferspiegel umgelenkt wird. Lichtleitkabel ermöglichen hingegen einen einfachen, flexiblen und störungsunanfälligen Leistungstransport.

Nach Verlassen des Lichtleitkabels ist eine Fokussierung des Laserstrahls nötig, um eine zielgerichtete und hohe Energiedichte auf dem Werkstück zu erzeugen. Dies wird im einfachsten Fall, wie in Bild 2.9 schematisch dargestellt, aus einer Kombination von Kollimations- und Fokussierlinse realisiert.



**Bild 2.9:** Schematische Darstellung Strahlkaustik nach [22].

Der divergierende Laserstrahl mit dem Divergenzwinkel  $\theta_k$  wird mittels Kollimationslinse, welche sich im Abstand ihrer Brennweite  $f_k$  vom Lichtleitkabelende befindet, kollimiert. Die nachstehende Fokussierlinse mit der Brennweite  $f_f$  bündelt den Strahl und bildet diesen in der Brennebene ab. Der für die Bearbeitung wichtige Abbildungsmaßstabs  $\beta$  ergibt sich aus:

$$\beta = \frac{d_k}{d_f} = \frac{f_k}{f_f} = \frac{\theta_k}{\theta_f} \quad (2.1)$$

Dabei ist  $d_k$  der Laserstrahldurchmesser nach Verlassen des Lichtleitkabels. Aus Formel 2.1 folgt für den Fokusbereich  $d_f$ :

$$d_f = \frac{f_f}{f_k} \cdot d_k \quad (2.2)$$

Die Beugungsmaßzahl  $M$  wird durch

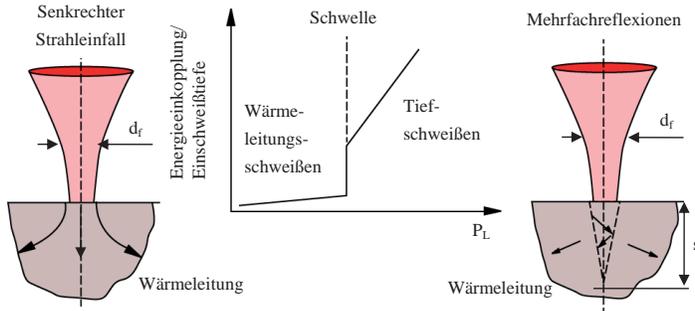
$$M^2 = \frac{\pi \cdot d_f \cdot \theta_f}{\lambda} \quad (2.3)$$

definiert.

Ein weiterer charakteristischer Wert zur Bewertung der Strahlqualität ist die Rayleighlänge  $z_R$ . Die Rayleighlänge gibt die Entfernung von der Fokussierlinse an, in der sich der Strahldurchmesser um den Faktor  $\sqrt{2}$  vergrößert hat, was einer Verdoppelung der Strahlquerschnittsfläche entspricht. Der Fokusbereich hat ebenso wie die Variation der Fokussierlinse im Nahfeld ( $< \pm 3 z_R$ ) einen starken Einfluss auf die Schweißnahtqualität und -form [23].

Grundsätzlich wird beim Laserstrahlenschweißen zwischen zwei Wirkprinzipien, dem Wärmeleitungs- und dem Tiefschweißen unterschieden (Bild 2.10). Beim Wärmeleitungsschweißen

wird das Werkstück durch die Laserleistung  $P_L$  bis über die Schmelztemperatur erhitzt. Beim Tiefschweißen wird mit einer weiteren Steigerung der Laserleistung eine Schwelle erreicht, bei welcher ein in das Werkstück gerichteter Metalldampf entsteht. Dieser Metalldampf formt eine schmelzflüssige Mulde aus in der die Laserleistung reflektiert wird und erneut von der Schmelze absorbiert wird. Dies führt zu einem sprunghaften Anstieg der Energieeinkopplung und weitere Reflexionen führen zur Bildung einer Dampfkapillare [17], [21].

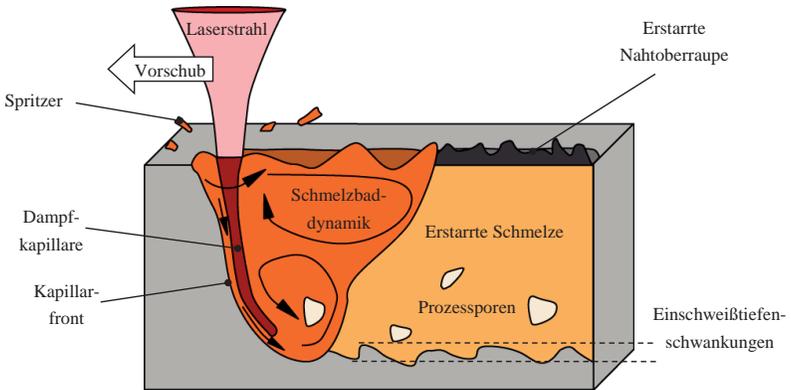


**Bild 2.10:** Schwelle zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißen [21].

Die Ausbildung einer Dampfkapillare lässt ein großes Aspektverhältnis (Einschweißtiefe  $s$  / Fokusdurchmesser  $d_f$ ) von bis zu 10:1 (Wärmeleitungsschweißen  $\sim$  1:1) zu. Die Mehrfachreflexionen beim Tiefschweißen führen zu einem deutlich höheren Prozesswirkungsgrad und erlauben größere Vorschubgeschwindigkeiten im Vergleich zum Wärmeleitungsschweißen [21].

Durch eine Relativbewegung zwischen Bauteil und Laserstrahl bildet sich ein dem Strahl nachlaufendes Schmelzbad aus. In diesem entstehen in Abhängigkeit der Prozessparameter (Material, Vorschubgeschwindigkeit, Laserleistung, Fokusdurchmesser,...) sich überlagernde Strömungen im Schmelzbad. In Bild 2.11 ist dies schematisch dargestellt.

Die ausgeprägte Prozessdynamik kann die Ausbildung von Spritzern, sowie Nahtimperfectionen wie Prozesssporen, unregelmäßige Nahtberrauen und Humping begünstigen. Das Verstehen der komplexen Vorgänge und Wechselwirkungen während des Tiefschweißprozesses war und ist Gegenstand von zahlreichen theoretischen und experimentellen Untersuchungen. Neben dem Einsatz von leistungsstarken Hochgeschwindigkeitskameras [23], [24] erlauben die Erstellung und Berechnung von Schmelzbadmodellen [25], [26] mit der Zuhilfenahme von metallographischen Analysen eine umfassende Betrachtung der Schmelzbadynamik [27], [28].



**Bild 2.11:** Schematische Darstellung des Laserstrahl-tiefschweißprozesses.

Da die angesprochenen Effekte sehr stark materialabhängig sind, wird in den folgenden Kapiteln speziell auf die Besonderheiten der Laserkontaktierung von Kupfer- und Aluminiumwerkstoffen eingegangen.

## 2.2 Laserstrahlschweißen von Kupfer und Aluminium

Im Folgenden werden die für das Laserstrahlschweißen relevanten physikalischen und mechanischen Eigenschaften der Materialien Kupfer und Aluminium dargelegt und die bis dato in der Literatur aufgezeigten Erkenntnisse bezüglich des Laserstrahlschweißens zusammengefasst. Ebenso werden die Herausforderungen, welche eine Mischverbindung zwischen Kupfer und Aluminium mit sich bringen, herausgearbeitet und aktuelle Ergebnisse der Forschung vorgestellt.

### 2.2.1 Kupfer

Die technisch wichtigste Eigenschaft von Kupfer ist das hohe elektrische Leitvermögen. Nach Silber besitzt reines Kupfer die zweithöchste elektrische Leitfähigkeit [29]. Dem Wiedemann-Franz'schen Gesetz (konstantes Verhältnis von elektrischer und thermischer Leitfähigkeit von Metallen) zufolge ist, aufgrund der frei beweglichen Elektronen, ebenso eine hohe Wärmeleitfähigkeit gegeben. Ist Kupfer der Atmosphäre ausgesetzt, so wird die Oberfläche im Laufe der Zeit von einer festhaftenden Oxidschicht überzogen. Diese entsteht durch Reaktion mit den in der Umgebungsluft befindlichen Gasen ( $O_2$ ,  $CO_2$ ,  $SO_2$ ,  $H_2O$ ) und dient quasi als Korrosionsschutz [30].

Beim Herstellungsprozess von Kupfer wird teilweise Sauerstoff zugeführt, um Verunreinigungen, welche die Leitfähigkeit verringern, zu oxidieren [32]. Der Sauerstoff löst sich im Kupfer und beeinflusst die Schweißbeugung des Kupferwerkstoffes negativ. Sauerstoffhaltiges Kupfer birgt beim Schweißen die Gefahr der Sauerstoffkrankheit. Wasserstoff ist in hohem Maße in sauerstoffhaltigen Kupfer löslich und diffundiert in die Gitterstruktur ein. Der eingelagerte Sauerstoff reagiert beim Schweißprozess mit dem Wasserstoff unter folgender chemischen Gleichung zu Wasserdampf [33].



Dabei entstehen hohe Dampfdrücke von mehreren 1000 bar im Gefüge und durch die geringe Warmfestigkeit des Kupfers werden Poren und Risse hervorgerufen [29].

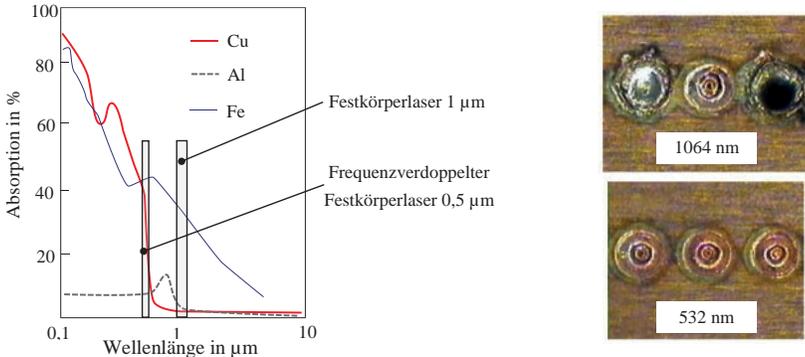
Um die Schweißbeugung von sauerstoffhaltigem Kupfer zu steigern und den Sauerstoffgehalt zu minimieren, kommt Phosphor als Desoxidationsmittel zum Einsatz. Dies allerdings senkt die elektrische Leitfähigkeit des Kupferwerkstoffes. Eine Einteilung verschiedener Kupferlegierungen für elektrisch leitende Verbindungen (nach Norm DIN EN 1976) ist folgend in Tabelle 2.1 dargestellt:

Bez.	Zusammensetzung in %	Wärmeleitfähigkeit in W/Km	elektrische Leitfähigkeit m/ $\Omega$ mm <sup>2</sup>	Hinweise auf Eigenschaften und Verwendungen
<b>Cu-DHP</b>	Cu $\geq$ 99,90 P = 0,015 bis 0,040	240 bis 360	35 bis 53	Desoxidiertes Kupfer mit hohem Restphosphorgehalt. Verwendung bei geringer Anforderung an elektrische Leitfähigkeit, bedingt schweiß- und lötl geeignet, wassersstoffbeständig.
<b>Cu-PHC</b> <b>Cu-HCP</b>	P = 0,001 bis 0,006 P = 0,002 bis 0,007	386 386	52	Desoxidiertes Kupfer mit begrenztem, niedrigem Restphosphorgehalt. Schweiß geeignet.
<b>Cu-ETP</b>	Cu $\geq$ 99,90 O <sub>2</sub> = 0,005 bis 0,040	386	mind. 58	Elektrolytisch raffiniertes, sauerstoffhaltiges Kupfer hoher Leitfähigkeit, bedingt nicht schweiß geeignet.
<b>Cu-OF</b>	Cu $\geq$ 99,95	386	mind. 58	Sauerstoffreies Kupfer hoher Leitfähigkeit. Weitgehend frei von Elementen, die im Vakuum verdampfen, hohe Wassersstoffbeständigkeit.

**Tabelle 2.1:** Thermische und elektrische Leitfähigkeit von Kupferlegierungen [29].

Die hohe Wärmeleitfähigkeit von Kupferwerkstoffen erfordert die Einbringung einer hohen Energiedichte, um einen schmelzflüssigen Zustand (Schmelztemperatur  $T_{s,Cu} = 1085$  °C) des Materials hervorzurufen. Der Laser mit seiner guten Fokussierbarkeit, ist in der Lage, diese Ansprüche zu erfüllen. Neben der hohen Wärmeleitfähigkeit, und der bereits angesprochenen Gefahr der Wasserstoffkrankheit, stellt die geringe Absorption von Laserleistung mit  $1 \mu\text{m}$

Wellenlänge bei Raumtemperatur eine große Herausforderung dar (Bild 2.12, Diagramm links). Die damit einhergehenden starken Rückreflexe der Laserleistung können, bei unzureichenden Sicherheitsvorkehrungen seitens der Strahlquelle, zusätzlich zu einer Schädigung der Systemtechnik führen.



**Bild 2.12:** Links: Absorptionsgrad von Kupfer, Aluminium und Eisen bei Raumtemperatur nach [21], rechts: Schweißergebnisse in Kupfer mit einer Laserwellenlänge von 1064 und 532 nm [35].

Die Absorption von Kupfer ist sehr stark wellenlängenabhängig und liegt bei einer Wellenlänge von 1064 nm bei circa 5 %. Bei dieser Laserwellenlänge ist während des Schweißprozesses beim Erreichen der schmelzflüssigen Phase ein stark ansteigender Absorptionsgrad zu verzeichnen, was zur Folge hat, dass schlagartig deutlich mehr Energie in den Kupferwerkstoff eingekoppelt wird. Der Schweißprozess wird dadurch, speziell bei punktförmigen Schweißungen, schwer kontrollierbar, da zusätzlich auch die Oberflächenbeschaffenheit und der Oxidationsgrad und daraus folgend der Absorptionsgrad ebenso Schwankungen unterliegen kann, siehe Bild 2.12 rechts oben.

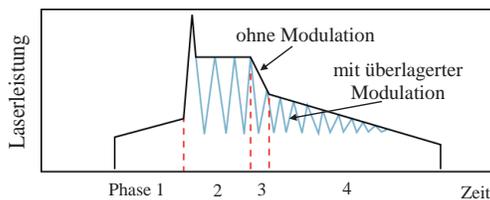
Eine Frequenzverdoppelung, beziehungsweise eine Halbierung der Laserwellenlänge auf 532 nm kann bei Raumtemperatur zu einer Steigerung des Absorptionsgrads von bis zu einem Faktor 10 führen [34], [36]. Diesen Effekt macht man sich zu Nutze und schafft dadurch stabile Absorptionsbedingungen beim Phasenwechsel von fest zu flüssig [35]. Ein weiterer positiver Effekt der halbierten Wellenlänge ist der daraus resultierende 50 Prozent geringere Fokussdurchmesser bei gleicher Fokussierbrennweite. Dies entspricht einer Vervierfachung der Leistungsdichte und führt wie in Bild 2.12 rechts unten zu sehen, zu gleichbleibenden Schweißergebnissen [34].

Eine weitere Methode das Laserstrahl-tiefschweißen von Kupferwerkstoffen prozesssicherer zu gestalten ist der Einsatz von Festkörperstrahlquellen mit hochbrillanten Strahleigenschaften und hohen Leistungsdichten. Der Einsatz von Lichtleitkabel mit einem Kerndurchmesser

$d_k$  von 50 bis 100  $\mu\text{m}$ , bei Multikilowatt Scheiben- und Faserlasern beziehungsweise Kerndurchmessern von 15  $\mu\text{m}$  bei Single Mode Faserlasern haben gezeigt, dass hohe Leistungsdichten auf dem Kupferwerkstück den gewünschten positiven Effekt erzielen [34], [37], [38]. Die Beaufschlagung der Bearbeitungsoptiken mit hohen Leistungsdichten kann jedoch zu unerwünschten thermischen Effekten (thermischer Shift) führen, welche die Energieeinkopplung ins Werkstück negativ beeinflussen können und dadurch zu Nahtimperfectionen führen können [34].

Untersuchungen zur Pulsformung der Laserstrahlung beziehungsweise Leistungsmodulierung während des Schweißvorgangs haben gezeigt, dass hierdurch der Laserschweißprozess ebenso verbessert werden kann. Beim gepulsten Schweißprozess führt eine gezielte, zeitliche Anpassung der Laserleistung innerhalb der Einzelpulse zu einer Steigerung der Prozessqualität [39]. Die Formung der Pulse ist gekennzeichnet durch vier unterschiedliche Phasen (Bild 2.13).

In Phase 1 wird der Absorptionsgrad des Kupferwerkstoffes durch eine Temperaturerhöhung gesteigert. Durch einen überhöhten Puls wird in Phase 2 der fest-flüssige Zustand überschritten.



**Bild 2.13:** Schematische Darstellung einer Pulsformung mit vier Phasen [38].

Folgend wird in der 3. Phase die Energie so eingebracht, dass ein stabiles Gleichgewicht zwischen Wärmeverlusten an der Oberfläche der Schmelze und der Wärmeleitung entsteht und ein unkontrolliertes Überhitzen der Schmelze vermieden wird. Der Abkühlvorgang in Phase 4 stellt den zeitlich längsten Abschnitt des Einzelpulses dar. Eine überlagerte Leistungsmodulation reduziert dabei die Gefahr der Poren- und Rissbildung. Dieses Verfahren ermöglicht im Vergleich zu konventionellen Punktschweißungen deutlich ruhigere und homogenere Nahtoberflächen.

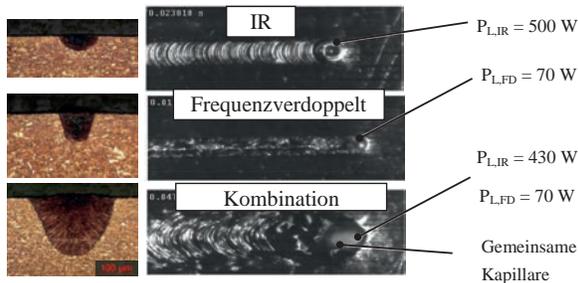
Die Ergebnisse der Leistungsmodulierung beim gepulsten Laserstrahlschweißen können ebenso auf das kontinuierliche Laserstrahlschweißen (continuous wave, cw) bei Vorschubgeschwindigkeiten zwischen 1 und 10 m/min übertragen werden. Versuche diesbezüglich haben gezeigt, dass mit einer sinusförmigen Leistungsmodulation hohe und konstante Einschweißtiefen erzielt werden können. Weiter konnte mittels Hochgeschwindigkeitsaufnahmen ein ruhiges Schmelzbad und eine Minimierung der Spritzerbildung innerhalb des untersuchten

Parameterfeldes beobachtet werden. Eine erhöhte Porenbildung im Schmelzbadgrund bleibt als nachteiliger Effekt der Leistungsmodulation zu erwähnen [40].

Mit dem sogenannten SHADOW-Verfahren wird das Ziel verfolgt, die beiden Verfahren cw und gepulstes Laserschweißen zu kombinieren und dadurch eine höhere Schweißqualität bei Kupfer-Mikroanwendungen zu erlangen. Kurz hintereinandergeschaltete, schnelle Mehrfachüberfahrten kleiner Kreise in der Größenordnung des Fokusbereichs werden innerhalb der Zeitdauer eines Laserpulses durchgeführt. Dies wird mit schnellen Scannersystemen realisiert und ermöglicht im Vergleich zu konventionellen Laserschweißpunkten eine Steigerung der Einschweißtiefe und eine reproduzierbare, gute Nahtqualität mit geringer Spritzerbildung und weniger Schmelzbadauswürfen [41].

Eine weitere Verknüpfung zweier Verfahren stellt die Kombination der bereits erwähnten frequenzverdoppelten und der hochbrillanten IR-Laserstrahlquellen dar. Die Verwendung von frequenzverdoppelten Strahlquellen ist aufgrund des bereits angesprochenen höheren Absorptionsgrads bei Kupfer ein vielversprechender Ansatzpunkt. Allerdings ist die kommerzielle und industrielle Umsetzung dieser Strahlquellen nach heutigem Stand noch nicht in den Multikilowattbereich vorgestoßen. Auf dem Markt werden derzeit gepulste Systeme mit einer mittleren Leistung von maximal 300 W [42] und cw Systeme mit Leistungen von bis zu 15 W [43] angeboten. Prototypen von Strahlquellen mit einer kontinuierlichen Leistung von 200 W sind derzeit Forschungsgegenstand an verschiedenen Instituten.

Daraus resultierend wurde der Ansatz untersucht, welche positive Beeinflussung durch ein gezieltes Aufwärmen, beziehungsweise Aufschmelzen des Kupferwerkstoffes mit der frequenzverdoppelten Laserstrahlung (FD) auf die Absorption der zusätzlichen IR-Strahlquelle erzielt werden kann [44]. Um den auftretenden Effekt zu verdeutlichen, wurde mit einer IR-Strahlquelle eine Wärmeleitungsschweißung knapp unterhalb der Tiefschweißschwelle (IR:  $d_f = 100 \mu\text{m}$ ,  $P_{L,IR} = 500 \text{ W}$ ,  $v_s = 25 \text{ m/min}$ ) durchgeführt (Bild 2.14, oben). Die Schweißergebnisse mit frequenzverdoppeltem Laser (FD:  $d_f = 25 \mu\text{m}$ ) zeigen eine geringe Einschweißtiefe und ein entsprechend kleines Schmelzbad. Dies ist für Wärmeleitungsschweißungen typisch. Eine Kombination der beiden Strahlquellen bei konstanter Gesamtleistung ( $P_{L,IR} = 430 \text{ W}$  und  $P_{L,FD} = 70 \text{ W}$ ) führt dazu, dass die Tiefschweißschwelle überschritten wird und anhand von Querschliff und Hochgeschwindigkeitsaufnahme ist eine deutlich größere aufgeschmolzene Fläche zu erkennen.



**Bild 2.14:** Querschliffe und dazugehörige Hochgeschwindigkeitsaufnahmen von Bronzeschweißnähten mit den einzelnen Strahlquellen und die Kombination der Strahlquellen [44].

Die Ergebnisse der Versuche bestätigen somit, dass frequenzverdoppelte Laserstrahlung deutlich besser von Kupferwerkstoffen absorbiert werden kann und somit in Kombination mit der IR-Laserstrahlung eine erhöhte Energieeinkopplung ermöglicht wird. Für eine spätere Serienumsetzung dieses Verfahren wäre es sinnvoll, dass eine einzelne Strahlquelle sowohl die frequenzverdoppelte als auch die IR-Laserstrahlung liefert [44].

Vergleichbare Ergebnisse konnten auch bei der Kombination von gepulster IR- und frequenzverdoppelter Laserstrahlung beobachtet werden. Das gepulste kombinierte Verfahren wurde bereits industriell umgesetzt [45].

### 2.2.2 Aluminium

Der Werkstoff Aluminium findet in sehr vielen Bereichen vom Bauwesen bis hin zur Verpackungsindustrie eine breite Anwendung. Im Automobilbau kommt Aluminium im Karosseriebau, Fahrwerksbau (Achsträger, Querlenker) und auch im Antriebsstrang (Motorblock, Kolben, Zylinderkopf) bereits seit Jahrzehnten in der seriellen Fertigung zum Einsatz. Dieses breite Anwendungsgebiet verdankt das Aluminium seinen besonderen Eigenschaften wie der geringen Dichte, den vielseitigen Herstellungs- und Formgebungsmöglichkeiten, dem guten Korrosionsverhalten und der hohen Festigkeit und Duktilität. Über diese Eigenschaften hinaus zeichnet sich Aluminium durch sein günstiges Verhältnis von Dichte zur elektrischen Leitfähigkeit aus (Faktor 3 höher als Kupfer) [30], [46] und eignet sich somit ebenso hervorragend zum Einsatz in der Elektrotechnik.

In Abhängigkeit vom Einsatzgebiet des Aluminiums kommen an die jeweiligen Anforderungen angepasste Aluminiumlegierungen zur Anwendung. Nach DIN EN 573-3 [47] werden die Legierungen in 1000er bis 8000er Serien unterteilt. Dabei unterscheiden sich die Legierungen in der Beimischung der jeweiligen Haupt- und Nebenlegierungselemente. In der 1000er Serie sind die unlegierten Aluminiumwerkstoffe zusammengefasst. Die Aluminiumwerkstoffe die-

ser Serie weisen eine hohe elektrische Leitfähigkeit auf und kommen dementsprechend in der Elektrotechnik vermehrt zum Einsatz.

Bez.	Zusammensetzung in %	Wärmeleitfähigkeit in W/Km	elektrische Leitfähigkeit m/Ωmm <sup>2</sup>	Hinweise auf Eigenschaften und Verwendungen
EN AW 1050 Al99,5	Al = 99,5 Si max = 0,25 Fe max = 0,4	210 - 220	34 - 36	Gute elektrische Leitfähigkeit, geringe Festigkeit, Anwendung in Elektroindustrie, Verpackungsfolien, Metallwaren mit geringer mechanischen Beanspruchung, bedingt schweißbar.
EN AW 2017 AlCuMg1	Al ≥ 91,5 Cu = 3,5 - 4,5 Mg = 0,4 - 1,0	130 - 200	18 - 28	Hohe Festigkeitswerte, kommt speziell im Hydraulikbereich zur Anwendung. Einsatz bei erhöhten Betriebstemperaturen oberhalb 120 °C bis 180°C möglich, bedingt schweißbar.
EN AW 5083 AlMg4,5Mn	Al ≥ 92 Mg = 4,0 - 4,9 Mn = 0,4 - 1,0	110 - 140	16 - 19	Sehr gute Bearbeitungseigenschaften. Gute Festigkeit, hohe chemische Beständigkeit. Nicht geeignet für Dauerbetriebs-temperaturen zwischen 80 und 200 °C bei gleichzeitiger mechanischer Beanspruchung, bedingt schweißbar, gesteigerter Mg-Anteil kann zu Sprödphasen führen.

**Tabelle 2.2:** Thermische und elektrische Leitfähigkeit von Aluminiumlegierungen nach [48].

Zur Steigerung der Festigkeit, Senkung des Schmelzpunktes beziehungsweise zur Steigerung der Korrosionsbeständigkeit werden die Legierungselemente Mangan (3xxx), Silizium (4xxx) und Magnesium (5xxx) mit weiteren Legierungselementen in angepassten Mengen dem Alu-

minium beigefügt. Ein Auszug von Aluminiumlegierungen, deren physikalischer Eigenschaften und Anwendungsfelder sind in Tabelle 2.2 aufgeführt. Aufgrund der physikalischen Eigenschaften des Aluminiums ergeben sich Besonderheiten beim Schweißen. Die, wie auch beim Kupfer, vorliegende hohe Wärmeleitfähigkeit hat einen starken Einfluss auf die entstehende Ausbildung der Schmelze. Trotz der geringen Schmelztemperatur (Reinaluminium: 660 °C) werden, um die große Ausdehnung des Isothermenfeldes im Temperaturbereich des Schmelzpunktes zu kompensieren, verhältnismäßig hohe Energiedichten benötigt [49]. Durch die hohe Affinität zu Sauerstoff wird die Bildung einer sehr dünnen Oxidschicht ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) auf der Aluminiumoberfläche hervorgerufen. Der Schmelzpunkt der sehr dünnen Oxidschicht ( $< 10 \text{ nm}$ ) liegt mit über 2000 °C deutlich über der Schmelztemperatur des Aluminiums und kann dadurch eine homogene Ausbreitung des Schmelzbades nachteilig beeinflussen.

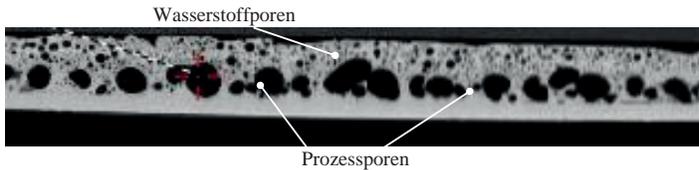
Das Laserstrahlschweißen als Kontaktierverfahren von Aluminium und Aluminiumlegierungen wurde bereits in zahlreichen Arbeiten untersucht und dargestellt. Dabei ist die Vermeidung von Nahtimperfectionen, wie Heißrissen, Porenbildung und Schmelzbadauswürfe durch eine gezielte Beeinflussung der Prozessparameter ein zentrales Ziel [22], [50], [51], [52]. Im Folgenden werden einige Ansätze aufgegriffen und diskutiert.

Die Gefahr zur Ausbildung von **Heißrissen** liegt in dem großen Erstarrungsintervall von Aluminiumwerkstoffen begründet. Beim Übergang von der schmelzflüssigen zur festen Phase kommt es aufgrund der großen Wärmeausdehnung über das große Erstarrungsintervall zu Volumendifferenzen, welche Risse an den Korngrenzen hervorrufen können. Die Heißrisse neigung höherfester Aluminiumwerkstoffe hängt dabei sehr stark von den Legierungselementen ab. Für die Legierungsbestandteile Zink und Kupfer steigt die Heißrisseanfälligkeit mit zunehmender Legierungskonzentration deutlich an [49]. Untersuchungen [22], [53] haben gezeigt, dass mit hochlegiertem Zusatzmaterial (insbesondere AlSi12) in Form von Draht, Zwischenschichten oder Mehrfachlagenlegierungen eine positive Beeinflussung der Risse neigung erzielt werden kann. Ebenso ist mit einer geeigneten Wahl von Prozessgasen ( $\text{CO}_2$ ) und deren Zuführung (stechend) ein reduziertes Rissaufreten zu beobachten [52].

Ein weiterer Einflussparameter auf die Heißrissebildung ist die Erstarrungsgeschwindigkeit, welche direkt mit der Vorschubgeschwindigkeit zusammenhängt. Um ein rasches Abkühlen, welches zu unterschiedlichen Gefügestrukturen führt zu vermeiden, sind geringe Vorschubgeschwindigkeiten ( $< 5 \text{ m/min}$ ) zu bevorzugen [50].

Beim schmelzflüssigen Fügen von Aluminium bestehen die grundsätzlichen Probleme der **Porenbildung**. Auftretende Poren können sich je nach Anordnung und Anzahl stark festigkeitsmindernd auf die Schweißnaht auswirken [22]. Dabei sind Wasserstoffporen und Prozessporen zu unterscheiden (siehe Bild 2.15). Wasserstoffporen entstehen während des Schweißprozesses aufgrund der sinkenden Löslichkeit des Wasserstoffs im schmelzflüssigen Aluminium. Dies hat während des Abkühlvorgangs einen Wasserstoffüberschuss zur Folge, welcher in Form von Gasblasen in der Schmelze gekennzeichnet ist. Da Aluminium eine rela-

tiv hohe Erstarrungsgeschwindigkeit aufweist, ist ein nach oben gerichtetes Ausgasen nur bedingt gegeben. Somit werden die Gasblasen von der Erstarrungsfront eingeholt und verbleiben als Poren in der Schweißnaht [49].



**Bild 2.15:** Längsansicht einer Laserschweißnaht, Unterschied Wasserstoffporen - Prozessporen.

Im Vergleich zu Wasserstoffporen sind Prozessporen im Allgemeinen deutlich größer. Sie entstehen, ebenso wie Schmelzbadauswürfe, in Folge der hohen Prozessdynamik während des Laserstrahl-tiefschweißens (vgl. Bild 2.11). Prozessinstabilitäten können zu einem Kollabieren der ausgebildeten Dampfkapillare und folglich zu einem Einschnüren des unteren Teils der Dampfkapillare führen. Dies kann Gaseinschlüsse verursachen, welche nach Erstarren der Schmelze als Poren zurückbleiben. Durch das große Schmelzbad aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit und der dünnflüssigen Schmelze ist die Gefahr der Prozessporenbildung im Vergleich zu Stahl deutlich größer [55].

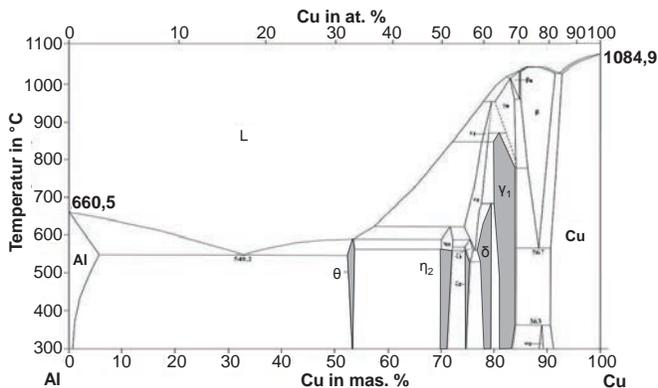
Es gibt verschiedene Ansätze die Stabilität des Prozesses zu verbessern. Mit dem Einsatz eines Doppelfokus, also zwei nebeneinander angeordneter Foki, beziehungsweise eines Mehrfachfokus (Fokusmatrix) kann die Dampfkapillaröffnung gezielt aufgeweitet werden. Dadurch kann die Gefahr eines Kollabierens der Naht durch Prozessinhomogenitäten reduziert beziehungsweise vermieden werden [50], [56]. Ein anderer Ansatz ist die magnetische Beeinflussung des Schmelzbades mittels elektromagnetischer Volumenkräfte. Untersuchungen [51], [52], [57] haben gezeigt, dass durch elektromagnetische Beeinflussung eine Minimierung der Porenbildung und eine veränderte Nahtform erzielt werden kann. Die Dampfkapillare wird mit diesem Verfahren jedoch nicht stabilisiert.

### 2.2.3 Kupfer-Aluminium-Mischverbindung

Die Herstellung von Kupfer-Aluminium-Mischverbindungen durch ein beidseitiges Aufschmelzen der Werkstoffe ist aufgrund der unterschiedlichen chemischen und physikalischen Eigenschaften mit Schwierigkeiten verbunden. Durch eine Vermischung und der damit verbundenen Legierungsbildung geht eine signifikante Eigenschaftsänderung der Werkstoffe einher, welche nicht einer Addition der Werkstoffeigenschaften der verwendeten Komponenten gleichzusetzen ist. Das Phasendiagramm von Kupfer und Aluminium in Bild 2.16 veranschaulicht die Komplexität der Mischung beider Werkstoffe.

Bei Mischungsverhältnissen zwischen 5,7 mas. % und 85 mas. % Kupfer ist mit einem Auftreten von intermetallischen Phasen (zum Beispiel in  $Al_2Cu$ ) zu rechnen. Außerhalb der ge-

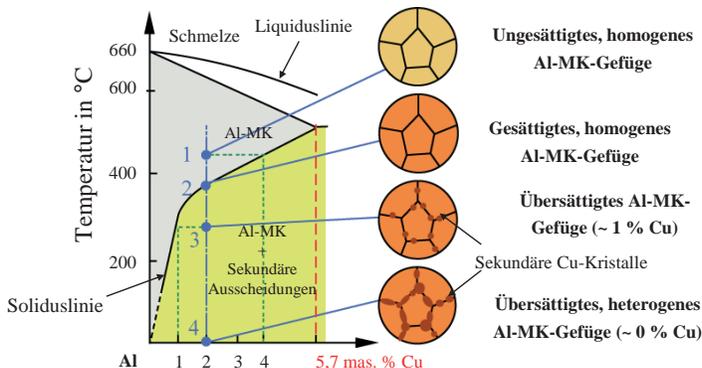
nannten Mischungsverhältnisse ist eine vollständige Löslichkeit der beiden Werkstoffe möglich.



**Bild 2.16:** Zustandsdiagramm von Kupfer und Aluminium [58].

Sind die Bedingungen zu Ausbildung von Mischkristallen, wie gleiche Kristallgitter, vergleichbare Atomradien und Elektronegativität der Legierungspartner nicht erfüllt und wird zusätzlich über die Löslichkeitsgrenze hinaus legiert, ist mit einer Bildung von intermetallischen Phasen zu rechnen [29], [30]. Die Gitterstrukturen von intermetallischen Phasen sind im Vergleich zu den Strukturen der Metalle im Allgemeinen deutlich komplizierter aufgebaut und die Packungsdichte ist entsprechend geringer. Dies führt in der Regel zu einer großen Härte und Sprödigkeit. Zusätzlich weisen intermetallische Phasen aufgrund geringer Festigkeiten die Gefahr von Sprödrißen auf und sind somit für technische Anwendungen ungeeignet [29], [30], [33].

Die Eigenschaften der vorliegenden Phasen hängen außer vom Mischungsverhältnis unter anderem von ihrer Verteilung und dem Temperaturverlauf ab. In Bild 2.17 ist der linke Bereich des Cu-Al Zustandsdiagramms (Al-Seite) vergrößert dargestellt und beispielhaft der Abkühlvorgang der Legierung  $\text{Al}_2\text{Cu}$  mit einem Anteil von 2 % Kupfer aufgetragen. Nach dem Erstarrungsbeginn liegt zunächst eine homogene, ungesättigte Aluminium-Kupfer-Mischkristallverbindung vor. Die horizontale Linie in Punkt 1 gibt für die vorliegende Temperatur im Schnittpunkt mit der Soliduslinie eine maximale Kupferlöslichkeit von 4 % an. Eine Reduzierung der Temperatur hat eine geringere Löslichkeit von Kupfer in den Mischkristallen zur Folge und in Punkt 2 wird der gesättigte Zustand erreicht. Mit unterschreiten der Soliduslinie liegen übersättigte Mischkristalle vor. In Punkt 3 besteht eine Übersättigung von 1 % Kupfer. Eine langsame Abkühlrate begünstigt, dass Kupferatome im übersättigten Zustand an die Korngrenzen diffundieren und dort sekundäre Kristalle ausbilden.



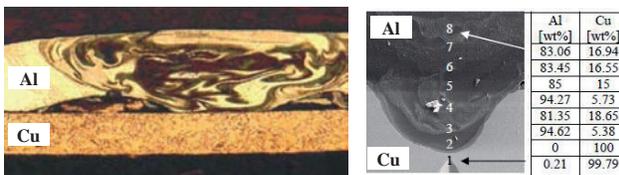
**Bild 2.17:** Linker Ausschnitt des Zustandsdiagramms von Kupfer und Aluminium und die schematische Darstellung der Gefügeänderung bei langsamer Abkühlung nach [30].

Die Löslichkeit von Kupfer in Aluminium nimmt mit geringeren Temperaturen weiter ab, bis in Punkt 4 eine Löslichkeit von nahezu null vorliegt. Es diffundieren somit Großteile der Cu-Atome aus den Mischkristallen aus und lagern sich als sekundäre Cu-Kristalle an den Korngrenzen der Mischkristallen an. Es entsteht ein heterogenes Gefüge mit starken Eigenspannungen [30].

Damit sich Phasengleichgewichte entsprechend der Zustandsdiagramme und deren Phasenbereiche einstellen, sind idealisiert langsame Abkühlvorgänge nötig. Erfolgt eine schnelle Abkühlung, wie dies beispielsweise beim Schweißen der Fall ist, können Ausscheidungen aus den Mischkristallen beeinträchtigt beziehungsweise verhindert werden. Es entstehen infolgedessen übersättigte Mischkristalle, die metastabil sind und zum Teil bei Raumtemperatur ausdiffundieren können [29], [30], [59], [60].

Untersuchungen von reibgeschweißten Kupfer-Aluminiumverbindungen zeigen, dass die Schweißparameter (Rotations- und Vorschubgeschwindigkeit) und der Temperaturverlauf beim Abkühlen einen starken Einfluss auf die Ausbildung von intermetallischen Phasen besitzen [61]. Mit einer hohen Anfangstemperatur und einer langen Abkühlzeit, ist im Vergleich zu geringeren Werten, ein deutliches Wachstum der intermetallischen Phasen ( $AlCu$ ,  $Al_2Cu$  und  $Al_4Cu_9$ ) zu verzeichnen. Die größeren Bereiche mit intermetallischen Phasen wirken sich negativ auf die Festigkeit und die elektrische Leitfähigkeit aus [62], [63]. Die gleichen Effekte können beim Kaltwalzen von Kupfer- und Aluminiumblechen zur Herstellung von Bimetallen [64] und bei Diffusionsschweißversuchen von Kupfer- und Aluminiumproben beobachtet werden. Es kann eine lineare Abhängigkeit der Abkühlzeit zum Volumenanteil der intermetallischen Phasen hergestellt werden. Ebenso ist ein steigender elektrischer Widerstand mit einem zunehmenden Anteil an intermetallischen Phasen gemessen worden [65].

Der Laser als Schweißwerkzeug stellt mit seiner hochpräzisen, kurzen und minimalen Energieeinbringung eine Möglichkeit dar, das komplexe Schmelzsystem einer Kupfer-Aluminium-Mischverbindung metallurgisch so zu beeinflussen, dass die negativen Eigenschaften der durchmischten Materialien nicht oder nur in geringen Maße zum Tragen kommen [66]. Trotz der genannten Vorteile des Lasers gegenüber anderen Fügeverfahren ist eine prozesssichere Erzeugung einer Cu-Al-Mischverbindung nur in einem sehr begrenzten Prozessfenster möglich. So wurden bei Untersuchungen mit gepulsten und cw Lasersystemen beobachtet, dass es zu einer starken Aufmischung der beiden Fügepartner kommt (siehe Bild 2.18). Dies hat zur Folge, dass eine erhöhte Gefahr zur Ausbildung von intermetallischen Phasen gegeben ist, was eine starke Aufhärtung des Gefüges mit sich bringt und somit Risse in der Schweißnaht verursacht [67], [68].



**Bild 2.18:** Links: Querschnitt Al-Cu-Überlappkontaktierung mit starker Durchmischung [67], rechts: EDX-Darstellung Al-Cu mit inhomogener Materialverteilung [68].

Abhilfe kann der Einsatz eines Zusatzmaterials darstellen. Dabei wird zwischen zwei unterschiedlichen Ansätzen unterschieden. Zum einen werden Materialien verwendet, welche hinsichtlich physikalischer und chemischer Eigenschaften den Werkstoffen Kupfer und Aluminium ähneln. Versuche haben gezeigt, dass der Einsatz von Silber [69] beziehungsweise der Aluminiumlegierung SG AlSi 5 [70] in der Fügeebene zu einer feineren Gefügeausbildung der intermetallischen Phasen führt. Dieser positive Effekt schlägt sich in gesteigerten mechanischen Festigkeitswerten nieder. Eine andere Möglichkeit mit Zusatzmaterial die Durchmischung von Kupfer und Aluminium während des Fügeprozesses komplett zu verhindern, ist die Verwendung von walzplattierten Bimetall aus beiden Werkstoffen [71], [72]. Das Bimetall wird so in der Fügeebene zwischen die zu fügenden Kupfer- und Aluminiumbauteile angeordnet, dass die leichter zu beherrschenden, reinen Fügekombinationen Cu-Cu und Al-Al vorliegen. Diese stellen gängigere Kombinationen dar, welche sicher umsetzbar sind und hohe Festigkeitswerte erzielen. Zu bedenken bleibt der Mehraufwand hinsichtlich des Materials, Handhabung in der Produktion und die damit verbundenen Mehrkosten.

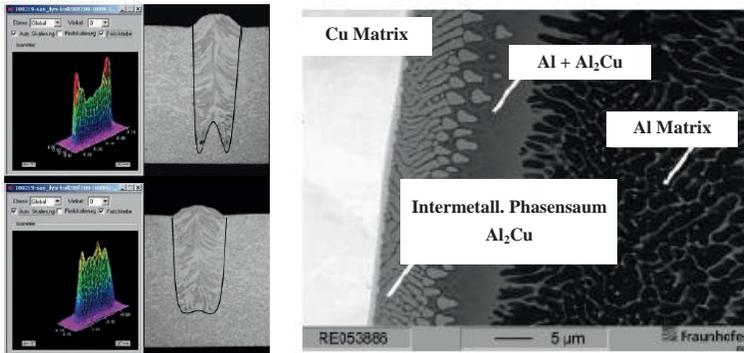
Aber auch ohne Zusatzmaterialien können durch geschickte Prozessführung metallurgische Verbesserungen der Mischverbindung erzielt werden. Bei Strumpfstößverbindungen von Kupfer und Aluminium kann durch einen lateralen Versatz der Schweißzone in Richtung Kupfer beziehungsweise Aluminium eine gezielte Veränderung des Mischungsverhältnisses in der Fügezone generiert werden. Versuchsergebnisse zeigen, dass mit einem Versatz in

Richtung Aluminium (ca. 200  $\mu\text{m}$ ) aufgrund der geringeren Schmelztemperatur eine geringere Laserleistung benötigt wird. Weiter wurde gezeigt, dass hiermit günstigere, weniger rissbehaftete Mischungsverhältnisse mit geringeren Härtewerten und Eigenspannungen eingestellt werden können. Die Begründung liegt in der Verlagerung der Spannungen in den Aluminiumwerkstoff, welcher einen Abbau der Spannungen durch Fließeﬀekte besser ermöglicht als im Kupferwerkstoff [69], [73].

Beim gepulsten Laserstrahlschweißprozess ist durch Anpassung der Einzelpulse eine positive Beeinflussung der Metallurgie der Kupfer-Aluminium-Mischverbindung möglich. Zunächst werden durch ein Vorwärmen die Einkoppelbedingungen gesteigert. Eine auf den Prozess angepasste Leistungsmodulation mit einer Amplitude zwischen 3 und 10 % der Laserleistung und einer Frequenz kleiner 1 kHz hat zur Folge, dass sich das Gefüge im Vergleich zu nicht modulierten Verfahren günstiger ausbildet. Die Mischung der Materialien erfolgt schichtweise und in Strangform. In Vorzugsrichtung dieser Stränge können höhere mechanische Festigkeiten (Steigerung der Zugfestigkeit um ca. 20 %) festgestellt werden. Die Phasensäume, die Zonen zwischen Reinwerkstoff und Schweißnaht, in denen besonders die intermetallischen Phasen auftreten, können mit Pulsmodulation jedoch nicht positiv beeinflusst werden [69], [74].

Das bereits in Kapitel 2.2.1 beschriebene SHADOW- Verfahren kann zur Erzeugung der Cu-Al-Mischverbindungen ebenso wie beim reinen Kupferkontaktieren positive Eﬀekte hervorrufen. Mit brillanten Strahlquellen (Faserdurchmesser 200  $\mu\text{m}$ , Brennweite 100 bis 150 mm) lassen sich Intensitäten erzielen, welche auch bei sehr hohen Vorschubgeschwindigkeiten von bis zu 120 m/min während der Zeitdauer eines Pulses immer noch ein Tiefschweißen ermöglichen. Dieses Verfahren hat eine geänderte Schmelzbadströmung im Vergleich zum Punktschweißen zur Folge. Die hohen thermischen und Oberflächenspannungsgradienten, welche durch ein kleines Keyhole hervorgerufen werden, erzeugen eine Schmelzbadströmung die im Wesentlichen in Vorschubrichtung orientiert ist. Die beim Punktschweißen auftretenden senkrechten Schmelzrichtungen treten nur in abgeschwächter Form auf. Dies bedeutet eine deutlich geringere Durchmischung von Kupfer und Aluminium und somit eine weitestgehende Vermeidung von intermetallischen Phasen [75].

Eine weitere Variante die Aufmischung im Schmelzbad möglichst minimal zu halten, wird mit einem schnellen, lateralen Strahlpendeln mit brillanten Strahlquellen beim Stumpfstoß untersucht. Das Strahlpendeln erfolgt mit einer schnellen Scanneroptik bei Frequenzen von bis zu 2,5 kHz [76].



**Bild 2.19:** Links: Intensitätsprofil bei schnellem Stahlpendeln und Querschnitt der dazugehörigen Einschweißung, rechts: REM- Aufnahme Cu-Al-Mischverbindung [76].

Um Intensitätsspitzen im Umkehrpunkt der Pendelbewegung zu vermeiden, wird eine von der Scannerposition abhängige Regelung der Laserleistung vorgenommen. Metallurgische Untersuchungen von geschweißten Mischverbindungen zeigen, dass eine Kontaktierung mit reduzierter Phasensaumbreite, bestehend aus der intermetallischen Phase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  erzeugt werden kann. Eine Steigerung der mechanischen Festigkeiten konnte ebenso verzeichnet werden. Nachteilig ist festzuhalten, dass eine erhöhte Porenbildung zu beobachten ist.

Die beschriebenen Verfahren, welche derzeit Gegenstand zahlreicher Forschungsvorhaben sind, zeigen deutlich, dass das Streben nach einer prozesssicheren, stabilen und stoffschlüssigen Verbindung von Kupfer und Aluminium mit dem Werkzeug Laser ein wichtiges Ziel in Forschung und Industrie darstellt.

In dieser Arbeit wird im Folgenden der cw Laserstrahlschweißprozess, insbesondere mit großen Vorschubgeschwindigkeiten ( $> 10 \text{ m/min}$ ), im Hinblick auf die Kontaktierung von Kupfer und Aluminiumwerkstoffen beleuchtet.

### 3 Versuchsaufbau und -durchführung

Im folgenden Kapitel wird neben der verwendeten Systemtechnik (Laser, Optik) auf die untersuchten Materialien eingegangen. Zudem werden die für die Arbeit wichtigsten Analysemethoden beschrieben und das Vorgehen bei der Versuchsdurchführung erläutert.

#### 3.1 Strahlquellen

Wie in Kapitel 2 erwähnt, spielt eine hohe Strahlqualität zur Erzeugung von Kupfer-Aluminium-Mischverbindungen mit hoher Qualität eine entscheidende Rolle. Aus diesem Grund kommen bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuchen ausschließlich brillante diodengepumpte Faser- und Scheibenlaser zum Einsatz.

Die Entwicklung von diodengepumpten Festkörperlasern brachte eine signifikante Steigerung des Wirkungsgrades (Wirkungsgrad  $> 20\%$ ) gegenüber früher eingesetzten lampengepumpten Stablaser (Wirkungsgrad ca.  $3\%$ ) [21]. Durch die im Vergleich zu  $\text{CO}_2$ -Lasern kürzeren Wellenlängen (1034 nm beim Scheiben- beziehungsweise 1070 nm beim Faserlaser) ist ein Strahltransport über Lichtleitkabel möglich. Dies führt zu einer höheren Flexibilität, geringeren Kosten und speziell in einer Serienproduktion hinsichtlich Redundanz zu entscheidenden Vorteilen gegenüber einem Freistrahler bei  $\text{CO}_2$ -Anwendungen. Aufgrund der hohen Strahlqualität lässt sich der Laserstrahl stark fokussieren. In der vorliegenden Arbeit wurden Festkörperlaser mit 6 kW Maximalleistung und Faserdurchmessern von 15, 50, 100 und 200  $\mu\text{m}$  verwendet.

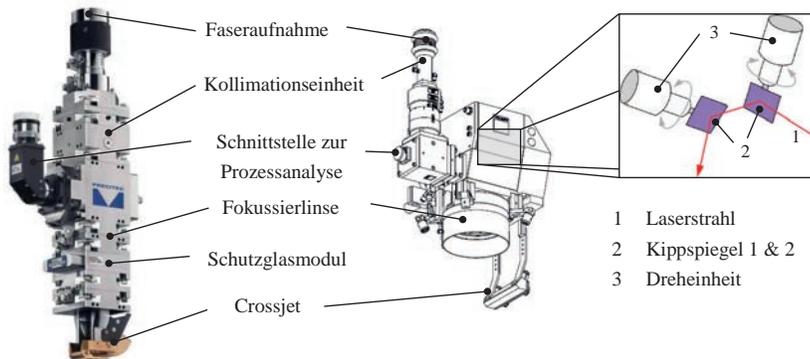
#### 3.2 Optische Systeme

Zur Fokussierung des Laserstrahls auf die zu bearbeitenden Bauteile können neben konventionellen Bearbeitungsoptiken (vgl. Kapitel 2.1.2) auch Scanneroptiksysteme zum Einsatz kommen.

**Bearbeitungsoptiken** für die industrielle Anwendung sind zumeist modular aufgebaut und lassen sich somit spezifisch je nach Einsatzgebiet anpassen. Neben der Variation von Kollimations- und Fokussierlinsen, können zusätzliche Schutzglaseinschübe, Crossjet- und Schutzgasvorrichtungen, sowie zur Prozesskontrolle benötigte Strahlteiler und Schnittstellen integriert werden, siehe Bild 3.1 links [78], [79].

Eine Strahlführung über **Scanneroptiken** ermöglicht neben der Fokussierung des Laserstrahls auf dem Bauteil eine Auslenkung innerhalb des sogenannten Scanfelds. Diese Funktion wird über bewegliche Kippspiegel in der Optik realisiert und ermöglicht dadurch eine

Bearbeitung ohne Relativbewegung der Scanneroptik zum Bauteil. Wie in Bild 3.1 rechts dargestellt, kann der Laserstrahl dabei mit Hilfe zweier beweglicher Kippspiegel, deren Drehachsen rechtwinklig zueinander stehen, an jede vorgegebene Position innerhalb des Bearbeitungsfeldes fokussiert werden. Somit können beliebige Konturen, wie Punkte, Linien oder Kreise geschweißt werden, ohne dass das Werkstück oder die Optik eine Relativbewegung ausführen muss. Dies ermöglicht sehr schnelle, hochgenaue Positionierungen und hohe Vorschubgeschwindigkeiten. Erstmals kam dieses Verfahren unter dem Namen *Robscan* im Karosseriebau der Daimler AG in der Großserie zum Einsatz [80].



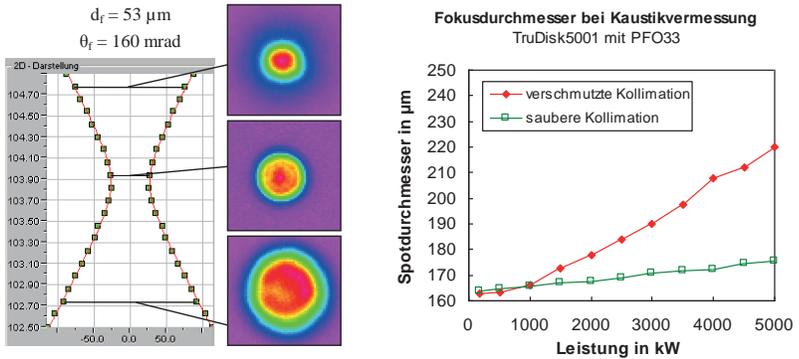
**Bild 3.1:** Links: Bearbeitungsoptik (YW52, Fa. Precitec) [79], rechts: Schematischer Aufbau Scanneroptik (PFO 33, Fa. Trumpf) [81].

Bei Anwendungen mit brillanten Strahlquellen und den damit verbundenen hohen auftretenden Leistungsintensitäten ist eine der jeweiligen Anwendung angepasste Optik entscheidend. Falsch ausgelegte Optiken, beispielsweise mit zu kleinen Aperturen, ungünstig gewählte Beschichtungen der optischen Elemente (Verluste durch Absorption), sowie Verschmutzungen auf den optischen Linsen oder dem Schutzglas, können zu Leistungsverlusten und einem starken Aufheizen der Optik führen. Dies kann vor allem bei transmissiven Optiken einen thermischen Linseneffekt zur Folge haben, welcher zu einer Brennweitenverkürzung und somit zu einer Verschiebung des optimalen Arbeitspunktes führt. Speziell bei sensiblen Prozessen (geringer Absorptionsgrad der Bearbeitungsoberfläche, kleine Prozessfenster) kann dies zu einer starken Veränderung der Prozessparameter führen.

Um eine genaue Aussage über die Strahlbeschaffenheit treffen zu können, sind aus diesen Gründen Strahlvermessungen mit einem entsprechenden Messsystem und der dazugehörigen Auswertesoftware unverzichtbar. Diese erlauben Aussagen und Rückschlüsse über die Strahlqualität der Optik und des Lasers.

In Bild 3.2 links ist beispielhaft die Kaustikvermessung eines Laserstrahls nach einer Faser mit einem 50  $\mu\text{m}$  Faserdurchmesser dargestellt. Das verwendete Messgerät (MSM-I, Fa. Pri-

mes) ist so konzipiert, dass über eine im Messgerät integrierte Abbildungsoptik eine Strahlvermessung direkt nach dem Faserstecker möglich ist. Die Messungen liefern Werte über den Fokaldurchmesser  $d_f$  und dessen relative Lage, den Divergenzwinkel  $\theta_f$  und die Intensitätsverteilung in den jeweiligen Ebenen. Neben der Vermessung der Laserstrahlung aus der Faser sind mit diesem Messgerät ebenso Kaustikvermessungen nach der Bearbeitungsoptik durchführbar. Die Gegenüberstellung der Messwerte vereinfacht bei Kaustikmessungen, die von den zu erwartenden Werten abweicht, die Fehlersuche und lässt somit eine differenzierte Qualifizierung der Optik und Faser zu.



**Bild 3.2:** Links: Strahlkaustik einer 50 µm-Faser bei 5 kW Laserleistung, rechts: Einfluss der Laserleistung auf Fokaldurchmesser bei sauberer bzw. verschmutzter Kollimation.

Fehlerhafte Optiken können, wie in Bild 3.2 rechts im Diagramm ersichtlich, zu unerwünschten negativen Effekten führen. Eine durch einen Einbrand verschmutzte Kollimation führt bei einer erhöhten Laserleistung zu einer geänderten Intensitätsverteilung sowie zu einem deutlich größeren Fokaldurchmesser (bis zu 20 %). Dies hat signifikant veränderte Schweißparameter zur Folge. Es wird deutlich mehr Laserleistung benötigt, um dieselbe Laserintensität auf der vergrößerten Fokusfläche zu generieren. Ebenso kann eine verschmutzte Optik und die damit verbundene stärkere Erwärmung der optischen Flächen eine geänderte Brennweite aufgrund der sogenannten thermischen Linse zur Folge haben. Dieser Effekt kann im schlimmsten Fall zu einer veränderten Fokallage führen. Aus diesen Gründen ist eine regelmäßige Vermessung der Strahlkonfiguration zur Bewertung der Systemtechnik von großer Bedeutung.

Im Rahmen dieser Arbeit kamen Faser- und Scheibenlaser mit verschiedenen Faserdurchmessern in Kombination mit unterschiedlichen Bearbeitungs- und Sanneroptiken zum Einsatz. Eine Übersicht der untersuchten Konfigurationen und der daraus resultierenden Fokaldurchmesser  $d_f$  und Divergenzwinkel  $\theta_f$  ist in Tabelle 3.1 dargestellt.

Laser	$d_k$ in $\mu\text{m}$	$f_k$ in mm	$f_f$ in mm	$\beta$	$d_f$ in $\mu\text{m}$	$\Theta_0$ in $^\circ$	$\Theta_f$ in $^\circ$	$M^2$ -
FL	14	120	163	1,4	20	1,6	2,2	1,0
FL	50	150	250	1,7	83	2,3	3,8	4,1
FL	100	150	256	1,7	170	2,0	3,4	7,5
SL	100	150	256	1,7	170	2,3	3,9	8,8
SL	200	200	200	1,0	200	2,3	2,3	6,1
SL	200	150	256	1,7	340	2,3	3,9	17,6

FL	Faserlaser	$\beta$	Abbildungsmaßstab
SL	Scheibenlaser	$d_f$	Fokusedurchmesser in $\mu\text{m}$
$d_k$	Kerndurchmesser der Glasfaser	$\Theta_0$	Divergenzwinkel nach Faser in $^\circ$
$f_k$	Brennweite Kollimationslinse in mm	$\Theta_f$	Divergenzwinkel nach Optik in $^\circ$
$f_f$	Brennweite Fokussierlinse in mm	$M^2$	Beugungsmaßzahl

**Tabelle 3.1:** Übersicht der untersuchten Strahlkonfigurationen und der daraus resultierenden Fokusedurchmesser und Divergenzwinkel.

Die dargestellten halben Divergenzwinkel berechnen sich aus den Herstellerangaben zur Strahlqualität der Laserquelle und dem Abbildungsverhältnis nach Gleichung (2.1).

### 3.3 Versuchswerkstoffe

In den Kapiteln 2.2.1 und 2.2.2 wurden die Eigenschaften von Kupfer- und Aluminiumwerkstoffen speziell im Hinblick auf deren schweißtechnisches Verhalten erläutert. Im Folgenden werden die in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe und deren für die Kontaktierung relevanten Eigenschaften dargestellt.

#### 3.3.1 Kupferwerkstoffe

Untersucht wurden in dieser Arbeit die Schweiß Eigenschaften von vier unterschiedlichen Kupferwerkstoffen. Zum Einsatz kamen neben sauerstofffreiem, nicht desoxidiertem Kupfer (CU-OF) auch desoxidiertes Kupfer mit geringem Phosphorgehalt (Cu-PHC). Zusätzlich wurde die Laserschweißbeugung der Kupferlegierung CuCrAgFeTiSi, sowie des Messingwerkstoffs CuZn5 in Versuchen analysiert (Tabelle 3.2). Neben den zwei erstgenannten Kupferwerkstoffen, die häufig als elektrische Leiter zum Einsatz kommen, wurde anhand der zwei Kupferlegierungen (CuCrAgFeTiSi und CuZn5) der Einfluss unterschiedlicher Legierungselemente auf den Schweißprozess untersucht.

Die Kupferwerkstoffe mit einer Blechstärke von 0,3 beziehungsweise 1,0 mm wurden in Abhängigkeit der nachfolgend durchgeführten Analysen (metallographische Analyse, Zugversuche) in verschiedenen geometrischen Abmaßen geschweißt.

Neben den Eigenschaften der Kupferwerkstoffe, wurde auch der Einfluss einer Nickelbeschichtung untersucht. Ein Nickelüberzug sorgt im Vergleich zur blanken Kupferoberfläche

für bessere und konstantere Absorptionsbedingungen der Laserleistung und dient während der Gebrauchszeit auch als Korrosionsschutz. Die Beschichtungen wurden mit einem chemischen Verfahren aufgebracht. Die Schichtdicke beträgt circa 10 µm.

Eigenschaften	Cu-OF K 09, C10100	Cu-PHC K 14, C10300	CuCrAgFeTSi K 88, C18080	CuZn5 M 05, C21000
Zusammensetzung in %	Cu (≥ 99,99)	Cu (≥ 99,95), P (≈0,003)	Cr (0,5), Ag (0,1), Fe (0,08), T (0,06), Si (0,03), Cu (Rest)	Cu (95), Zn (Rest)
Elektrische Leitfähigkeit in MS/m	58,6	58	46	33
Wärmeleitfähigkeit in W/(m*K)	394	390	320	243
Wärmeausdehnungskoeffi- zient in 10 <sup>-6</sup> /K	17,7	17,7	17,6	18,0
Dichte in g/cm <sup>3</sup>	8,94	8,94	8,92	8,86
Elastizitätsmodul in GPa	127	127	140	127
Typische Anwendung	Halbleiterträger, Hohlleiter	Kabelband, Bauteile d. Elektrotechnik	Steckverbinder, Bauteile d. Elektrotechnik	Schmuck, Bauteile d. Elektrotechnik

**Tabelle 3.2:** Übersicht der verwendeten Kupferwerkstoffe.

### 3.3.2 Aluminiumwerkstoffe

Da es sich bei den zu untersuchenden Cu-Al-Mischverbindungen um Bauteile handelt, die als elektrische Leiter verwendet werden, lag das Hauptaugenmerk bei den Untersuchungen auf Materialien mit hohen elektrischen Leitfähigkeitswerten. Da dieser Wert mit Zugabe von Legierungselementen rapide sinkt, wurde hauptsächlich die Schweißneigung des relativ reinen Aluminiumwerkstoffes Al99,5 untersucht. Des Weiteren kamen die Werkstoffe AlMg1 und AlMg3 mit gesteigerten Festigkeitswerten zum Einsatz. Die für das spätere Anwendungsgebiet relevanten Eigenschaften sind in Tabelle 3.3 angegeben.

<b>Eigenschaften</b>	<b>Al99,5</b> EN AW 1050A	<b>AlMg1</b> EN AW 5005	<b>AlMg3</b> EN AW 5754
Zusammensetzung in %	Al (99,5) Fe (max. 0,4) Si (max. 0,25)	Al (min. 97,0) Fe (max. 0,4) Mg (0,5 – 1,1)	Al (min. 97,0) Fe (max. 0,4) Mg (2,6 – 3,6)
Elektrische Leitfähigkeit in MS/m	34 - 36	30,1	20 – 23
Wärmeleitfähigkeit in W/(m*K)	210 - 220	205	140 -160
Wärmeausdehnungskoeffizient in 10 <sup>-6</sup> /K	23,5	23,7	23,9
Dichte in g/cm <sup>3</sup>	2,7	2,7	2,7
Elastizitätsmodul in GPa	70	70	70
Typische Anwendung	Allg. Maschinenbau, Bauteile der Elektroindustrie	Bauwesen, Kochutensilien, Bauteile der Elektroindustrie	Allg. Maschinenbau, Druckbehälterbau, Lebensmittelindustrie

**Tabelle 3.3:** Übersicht der verwendeten Aluminiumwerkstoffe.

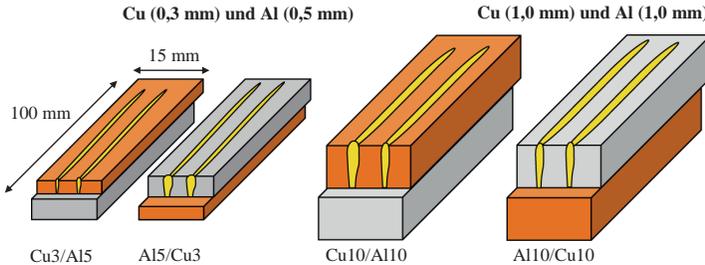
Die Aluminiumwerkstoffe wurden in den Dicken 0,5 und 1,0 mm untersucht. Dabei wurde im Vergleich zu den Kupferwerkstoffen der Einfluss von zusätzlichen Beschichtungen nicht betrachtet.

### 3.4 Probengeometrie und -anordnung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden für die industrielle Anwendung sinnvolle Probenanordnungen und -geometrien zum Überlappfügen dargestellt und untersucht. Um vergleichbare Bedingungen zu schaffen, wurden Standardproben mit einer Länge von 100 mm und einer Breite von 15 mm definiert. Variiert wurde die Stärke der Bleche und die verwendeten Werkstoffe und Werkstoffkombinationen. Probengeometrie Cu3/Al5 stellt die Kombination von 0,3 mm dicken Kupfer- und 0,5 mm Aluminiumproben dar. In der Probengeometrie Cu10/Al10 wurde das Schweißverhalten von dickeren Proben (1,0 mm Kupfer und 1,0 mm Aluminium) analysiert. Innerhalb der Anordnungen Cu3/Al5 und Cu10/Al10 wurde zusätzlich der Variations-einfluss des oben liegenden Werkstoffes betrachtet. Es werden die zwei Fälle „Aluminium oben“ und „Kupfer oben“ abgebildet und deren signifikanten Einflüsse auf die Schweißnaht untersucht. Der erstgenannte Werkstoff stellt jeweils das oben liegende Material dar (z.B. Al5/Cu3 bedeutet Aluminium mit 0,5 mm liegt oben und Kupfer mit 0,3 mm darunter).

Die Schweißnähte für die Grundlagenuntersuchungen haben eine Länge von circa 80 mm und wurden in einem Mindestabstand (je nach Nahtbreite) von 1,5 mm angebracht. Mit diesem

geometrischen Abstand und einer ausreichend langen Pause zwischen der Ausführung der Schweißnähte kann eine gegenseitige Beeinflussung der Nähte ausgeschlossen werden.



**Bild 3.3:** Schematische Darstellung der untersuchten Probengeometrien und -anordnungen.

Für weiterführende Untersuchungen (u. a. Zugversuche, Widerstandsmessungen) kamen neben Proben mit den Standardabmaßen für die jeweiligen Prüfungen speziell angepasste Proben zum Einsatz auf die im entsprechenden Kapitel eingegangen wird.

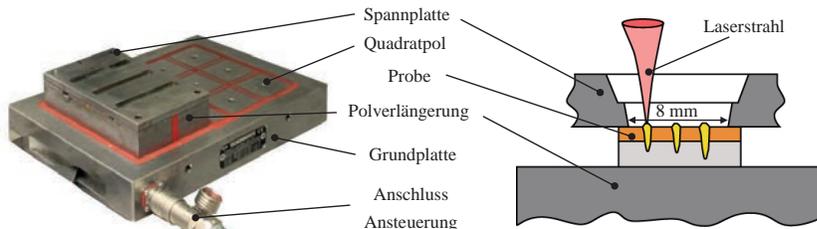
### 3.5 Spannvorrichtung

Beim Überlappschweißen von dünnen Blechen ist die Erzeugung einer flächigen Verpressung der Fügepartner ohne Luftspalt von großer Bedeutung. Ist dies nicht gewährleistet, kann es zu einem ungünstigen Durchsacken der Schmelze des oberen Fügepartners kommen. Daraus resultierend kann eine stark reduzierte Anbindung zwischen den Bauteilen entstehen. Aus diesem Grund ist der Einsatz einer Spannvorrichtung, welche reproduzierbare Einspannbedingungen gewährleistet und somit vergleichbare Schweißergebnisse erzielen lässt, von großer Bedeutung.

In dieser Arbeit wurde ein System verwendet, welches mittels Elektro-Permanentmagneten die benötigte Spannkraft aufbringt. Über eine Steuereinheit lässt sich die Halte- beziehungsweise Spannkraft variabel einstellen. Der Probenwechsel wird durch die Möglichkeit des Ein- und Ausschaltens der magnetischen Spannkraft vereinfacht. Weitere Vorteile dieser Technik liegen in der Gewährleistung einer gleichmäßigen und reproduzierbaren Spannkraft, sowie der individuellen Gestaltung von unterer und oberer Spannplatte. In Bild 3.4 ist der Systemaufbau der Spanntechnik dargestellt.

Die elektro-permanentmagnetische Grundplatte (QX 203 HD50, Fa. Flaig-TE Magnetsysteme) mit den Abmaßen 230x330x51 mm ist mit 12 Quadratpolen (50x50 mm) belegt. Jeder der Magnetpole kann eine Haltekraft von 4 kN aufbringen, was einem Spanndruck von  $1,6 \text{ N/mm}^2$  entspricht. Eine zusätzliche Polverlängerung (170x110x32 mm) dient als untere Spannplatte und kann konventionell bearbeitet werden. Durch die Polverlängerung wird der magnetische Spanndruck mit einem Verlust von etwa 15 % übertragen, wodurch noch ca.

$1,36 \text{ N/mm}^2$  zur Verfügung stehen. Zusätzlich zur Polverlängerung wird eine obere Spannplatte aus einem festen, magnetischen Werkstoff benötigt, die durch das Magnetfeld angezogen wird. Zwischen diesen beiden Elementen werden die Proben eingespannt.



**Bild 3.4:** Links: Gesamte magnetische Spanneinheit, rechts: Schematische Darstellung der Einspannbedingungen.

Bild 3.4 rechts zeigt schematisch den im Rahmen der Untersuchungen verwendeten Aufbau. Das 8 mm breite Fenster in der Spannplatte erlaubt mehrere parallele Schweißnähte auf eine Probe zu applizieren.

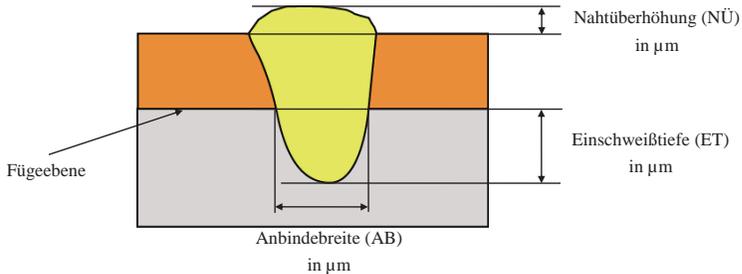
### 3.6 Versuchsparameter

Die beschriebenen Laser- und Optiksysteeme, sowie Werkstoff- und Probenanordnungen lassen die große Vielzahl der möglichen Kombinationen der Einflussgrößen erahnen, die das Parameterfeld aufspannen. Neben der Variation der Systemkomponenten (Fokusedurchmesser  $d_f$ ) und der Probenwerkstoffe (Legierungen, Anordnung, Geometrie) stellen die Laserprozessparameter entscheidende Einflussfaktoren bezüglich der Schweißnahtausbildung dar. Untersucht wurde im Wesentlichen die Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$ , mit der ein starker Einfluss auf den Durchmischungsgrad der Schmelze hervorgerufen werden kann. Zusammen mit der Laserleistung  $P_L$  lässt sich daraus der für Schweißvorgänge charakteristische Quotient der Streckenenergie bestimmen. Voruntersuchungen haben gezeigt, dass hohe Vorschubgeschwindigkeiten ( $> 10 \text{ m/min}$ ) speziell beim Laserschweißen von Kupfer sich positiv auf die auftretenden Schweißnahtunregelmäßigkeiten [40] auswirken. Aus diesem Grund wurden in dieser Arbeit hauptsächlich Vorschubgeschwindigkeiten größer  $10 \text{ m/min}$  betrachtet. Zusätzlich bringen hohe Vorschubgeschwindigkeiten entsprechend Vorteile hinsichtlich Taktzeit, Wirtschaftlichkeit und Wärmebelastung des Bauteils mit sich.

Eine weitere wichtige Laserprozessgröße stellt die Fokusalage  $z_0$  dar. Durch eine Fokuslagenvariation lässt sich das Prozessfenster im Hinblick auf eine spätere serielle Umsetzung und die damit verbundenen Anforderungen an das Optiksysteem im Hinblick auf den thermischen Linseneffekt überprüfen.

### 3.7 Analysemethoden

Zur Quantifizierung und Analyse der Einflüsse der variierten Versuchsparameter wurden verschiedene Methoden eingesetzt. Neben einer visuellen Prüfung der Schweißnahtberrappen erfolgte eine metallographische Untersuchung der Nähte anhand von Längs- und Querschliffen. Geometrische Vermessungen der Schliffe erlauben qualitative Aussagen bezüglich der untersuchten Einflussgrößen und lassen Aussagen über beispielsweise das Prozessfenster und die Prozessstabilität zu.



**Bild 3.5:** Schematische Darstellung der Messgrößen im Querschliff.

Vermessen wurden, wie in Bild 3.5 schematisch dargestellt, die Einschweißtiefe in das untere Werkstück (ET), die Anbindebreite in der Fügeebene (AB) und die Nahtüberhöhung (NÜ). Bei Blindschweißungen wurde die Einschweißtiefe von der Werkstückoberfläche bis zur tiefsten Einschweißung gemessen.

Es wurden für jeden Schweißparameter mindestens zwei Querschliffe einer Schweißnaht angefertigt und die Messwerte gemittelt ausgewertet. Erfolgsversprechende Parameter wurden entsprechend häufiger angefertigt und analysiert.

Mit Hilfe von Querschliffvermessungen lassen sich für eine Anzahl  $n$  von Laserschweißnähten, einer mittleren Anbindebreite der Schweißnaht in der Fügeebene  $AB_x$  und der Schweißnahtlänge  $l$ , wie in der folgenden Formel dargestellt, die Anbindefläche  $A_{AB}$  für eine Kontaktierung ermitteln:

$$A_{AB} = n \cdot AB_x \cdot l \quad (3.1)$$

Die Anbindefläche  $A_{AB}$  stellt hinsichtlich Festigkeit und elektrischer Leitfähigkeit der Verbindung eine wichtige Einflussgröße dar.

Beim Laserstrahlschweißen von Kupfer und Aluminium entsteht eine schmelzflüssige Phase in der eine Durchmischung der Materialien stattfindet. Aufgrund der hohen Prozessdynamik, der raschen Abkühlzeiten und der komplexen Legierungsbildung von Kupfer und Aluminium

(siehe Zustandsdiagramm in Bild 2.16) bilden sich unterschiedliche Phasen mit entsprechend verschiedenen Kupfer- und Aluminiumanteilen aus. Die Phasen zeigen entsprechend ihres Mischungsverhältnisses von Kupfer und Aluminium entsprechende Farbwerte. In Bild 3.6 sind anhand eines Querschliffes der Probenanordnung Cu10/Al10 charakteristische Phasen gekennzeichnet und deren Zusammensetzungen und Eigenschaften, welche aus REM-Aufnahmen und Härtemessungen gewonnen wurden, gegenübergestellt.

#### 1 Grundmaterial Kupfer

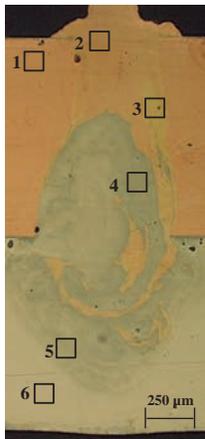
Typische orange bis rötliche Färbung, gemessene Härte 72HV

#### 2 Aufmischung mit Hauptanteil Kupfer (Cu > 90%)

Nahezu identische Färbung wie bei reinem Kupfer mit entsprechenden Materialeigenschaften

#### 3 Aufmischung mit ca. 70% Kupfer und 30% Aluminium

Gelbliche Färbung, starke Aufhärtung bis 250 HV, Grenze zur Sprödphasenbildung



#### 4 Ausgeglichenes Mischungsverhältnis (Cu und Al um 50%)

Dunkelgraue Färbung, Gefahr der Sprödphasenbildung, starke Aufhärtungen bis 600HV

#### 5 Aufmischung mit Hauptanteil Aluminium (Al > 90%)

Hellgraue Färbung, nahezu identische wie bei reinem Aluminium mit entsprechenden Materialeigenschaften, mit geringer Aufhärtung

#### 6 Grundmaterial Aluminium

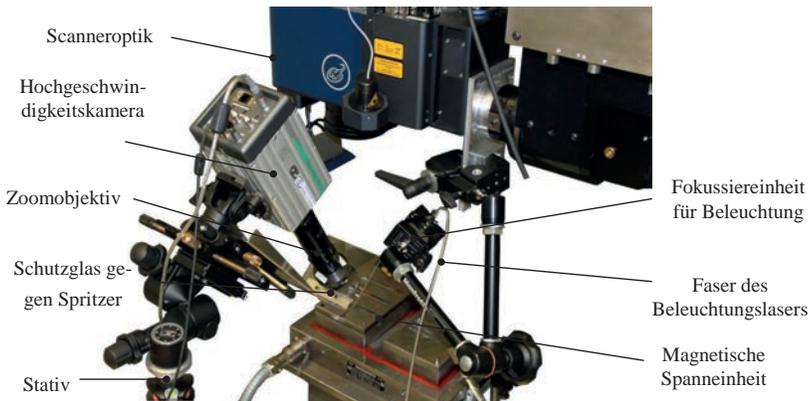
Typisch hellgraue Färbung, gemessene Härte 33HV

**Bild 3.6:** Übersicht der auftretenden Mischungsverhältnisse von Kupfer und Aluminium, deren charakteristische Farbgebung und die daraus resultierenden Eigenschaften der Schweißnaht, Querschliff Cu10/Al10.

Die Gegenüberstellung der Farbwerte und der metallurgischen Eigenschaften der vorliegenden Phasen zeigt, dass signifikante Unterschiede der Werkstoffeigenschaften mit einer entsprechenden Farbänderung einhergehen. Dieser Sachverhalt ermöglicht eine zuverlässige Aussage über das Werkstoffverhalten der einzelnen Phasen und somit in Summe über die gesamte Schweißnaht. Es stellt sich die Frage, ob durch eine geeignete Prozessführung die Bildung von intermetallischen Phasen reduziert, beziehungsweise verhindert werden kann. Eine relevante Einflussgröße stellt hierbei die Vorschubgeschwindigkeit dar. Mit ihr können die Strömungen und die damit einhergehende Durchmischung von Kupfer und Aluminium im Schmelzbad wesentlich beeinflusst werden. So haben hohe Vorschubgeschwindigkeiten unter anderem ein längeres und in der Breite reduziertes Schmelzbad zu Folge [21], [23], [89]. Welche Geschwindigkeitsregime zu einer reduzierten Durchmischung und somit auch zu einer geringen intermetallischen Phasenbildung führen, ist unter anderem Ziel dieser Arbeit (vgl. Kapitel 5.3). Neben der Vorschubgeschwindigkeit kann auch durch Variation der Einschweißtiefe in das unten liegende Material das Mischungsverhältnis beeinträchtigt werden. Auch dieser Sachverhalt wird im Laufe der Arbeit beleuchtet (vgl. Kapitel 5.6.1).

Ergänzend zu metallographischen Auswertungen wurden für ausgewählte Parameter computertomographische Aufnahmen (CT-Aufnahme) erzeugt. Diese ermöglichen eine dreidimensionale Betrachtung einer Naht und erlauben somit genauere Aussagen über das Verhalten der Schweißnaht. Nachteilig bei CT-Aufnahmen sind das beschränkte Auflösungsvermögen von circa  $4\ \mu\text{m}$  und die monochrome Darstellung. Eine Kombination beider Methoden ergibt letztlich ein umfassendes Bild des Schweißergebnisses und lässt Rückschlüsse auf die Entstehungsmechanismen zu.

Dienlich für das Prozessverständnis ist die Betrachtung des Prozesses mit einer Hochgeschwindigkeitskamera (Bild 3.7). Die hohen Vorschubgeschwindigkeiten erlauben ohne dieses Hilfsmittel kaum Aussagen über Schmelzbaddynamik und die damit verbundene Spritzerbildung. Verwendet wurde die Hochgeschwindigkeitskamera „MotionPro X4“ der Firma IDT Vision. Der 0,5 Zoll große monochrome CMOS-Chip verfügt über eine maximale Auflösung von  $512 \times 512$  Pixel. Bei voller Auflösung beträgt die maximale Bildaufnahmezeit 5100 Bilder/s. Unter Verwendung einer Teilauflösung sind bis zu 11000 Bilder/s möglich. Das variable Zoomobjektiv (Fa. Qioptiq Imaging Solution) ermöglicht eine dem Prozess angepasste Vergrößerung (maximal 12,5:1).



**Bild 3.7:** Versuchsaufbau mit Hochgeschwindigkeitskamera.

Bedingt durch die hohen Bildaufnahmezeiten sind nur kurze Belichtungszeiten möglich. Daher wird mit einem Diodenlaser und einer Fokussiereinheit der Laserschweißprozess beleuchtet, um trotz der kurzen Belichtungszeiten ausreichend Helligkeit für die Aufnahmen zu schaffen. Ein Bandpassfilter für die Beleuchtungswellenlänge von 808 nm ermöglicht ein gezieltes Ausblenden des Prozessleuchtens und liefert somit unabhängig von der eingesetzten Laserleistung vergleichbare Aufnahmen.

Weitere Mess- und Prüfvorrichtungen und deren Verwendungen werden in den entsprechenden Kapiteln erläutert.

## 4 Laserstrahlschweißen von Kupfer- und Aluminiumwerkstoffen

Um ein tieferes Prozessverständnis für das Kontaktieren von Kupfer- und Aluminiumwerkstoffen mit brillanten cw Laserquellen zu erhalten, erfolgten zunächst Blindschweißungen in reine Materialien. Ziel dabei war es, charakteristische Unterschiede der Materialien herauszuarbeiten. Die Ergebnisse dienen als Grundlage für die in Kapitel 5 behandelten Untersuchungen der Mischverbindungen. Die Untersuchungen wurden mit einem Scheibenlaser und einem Lichtleitkabel mit einem Faserkerndurchmesser von  $100\ \mu\text{m}$  durchgeführt. Die eingesetzte Scanneroptik mit einer 1:1,7 Abbildung erzeugt einen theoretischen Fokusbereich von  $170\ \mu\text{m}$ .

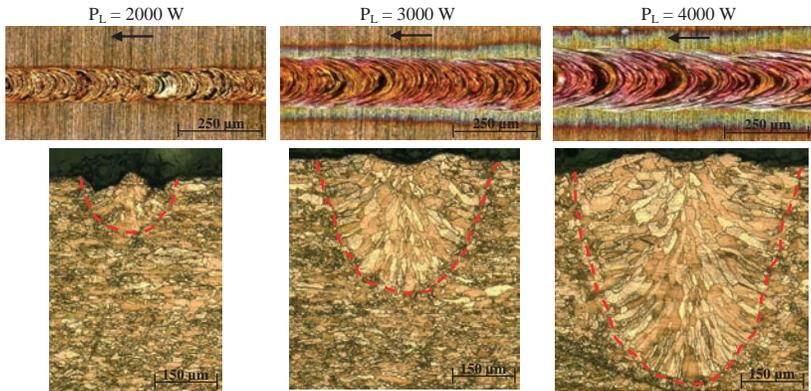
### 4.1 Schweißigenschaften von Kupferlegierungen

Mit den Untersuchungen der Kupferlegierungen wurden Erkenntnisse bezüglich der Einflüsse von Leistung und Geschwindigkeit auf das Schweißergebnis erlangt. Zusätzlich wurde die Veränderung des Absorptionsverhaltens von Kupfer durch eine zusätzlich aufgebraute Nickelbeschichtung näher betrachtet.

#### 4.1.1 Leistungs- und Geschwindigkeitsvariation

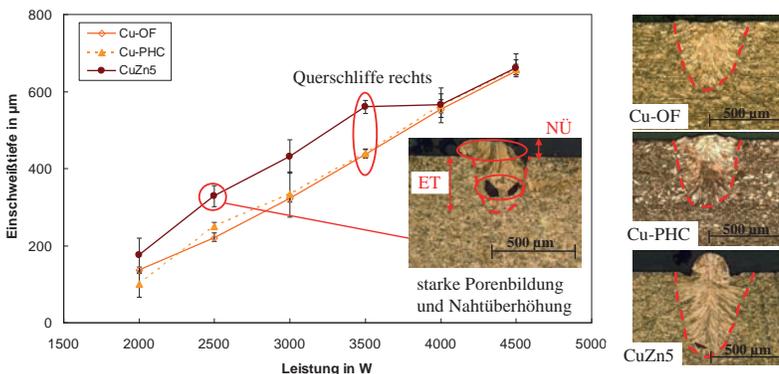
Das Verhalten der Werkstoffe Cu-OF, Cu-PHC und CuZn5 wurde bei konstanter Vorschubgeschwindigkeit  $v_s = 30\ \text{m/min}$  und Fokusbildung  $z_0 = 0\ \text{mm}$ , bei einer Leistungsvariation in einem Bereich von 2000 bis 4500 W untersucht. Die vergleichsweise hohe Vorschubgeschwindigkeit wurde gewählt, da der Schweißprozess im Vergleich zu geringeren Vorschubgeschwindigkeiten ( $< 10\ \text{m/min}$ ) stabiler ist (geringere Porenbildung, weniger Nahtauswürfe, homogenere Nahtoberfläche) [40]. Dies konnte in hier nicht dargestellten Voruntersuchungen bestätigt werden. Die in Bild 4.1 dargestellten Nahtoberflächen und die dazugehörigen Querschliffe sind Blindschweißungen des blanken Kupferwerkstoffes Cu-OF.

Betrachtet wurden das Aussehen der Nahtoberfläche, sowie die geometrischen und metallurgischen Eigenschaften der Schweißnähte anhand von Querschliffen. Eine Steigerung der Leistung hat eine breitere Nahtoberfläche und stärkere Anlauffarben in einem größeren Bereich zur Folge. Die dargestellten Querschliffe zeigen die mit einer erhöhten Laserleistung einhergehende Steigerung der Einschweißtiefe (ET). Proportional zur Einschweißtiefe nimmt die Nahtbreite und somit das gesamte Schmelzvolumen zu.



**Bild 4.1:** Nahtoberflächen und Querschliffe von Blindschweißungen des Werkstoffes Cu-OF, ohne Beschichtung,  $SL$ ,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ , bei unterschiedlichen Leistungen,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $z_0 = 0 \text{ mm}$ .

Die Steigerung der Einschweißtiefe mit zunehmender Leistung erfolgt, wie im Diagramm in Bild 4.2 erkennbar, für den sauerstofffreien (Cu-OF) und den desoxidierten Kupferwerkstoff (Cu-PHC) linear. Der Messingwerkstoff CuZn5 weist im Vergleich hierzu bis zu einer Laserleistung von  $P_L = 3500 \text{ W}$  größere Einschweißtiefen auf. Ab einer Leistung von  $4000 \text{ W}$  sind die Einschweißtiefen nahezu identisch.

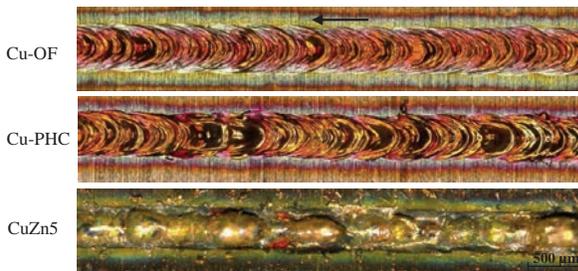


**Bild 4.2:** Einschweißtiefe bei Leistungsvariation,  $SL$ ,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ , Cu-OF, Cu-PHC, und CuZn5,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ , dazugehörige Schliffe bei  $3500 \text{ W}$ .

Der abweichende Verlauf der Einschweißtiefe des Messingwerkstoffs kann mit dem Zinkanteil in der Legierung erklärt werden. Zink geht aufgrund der geringeren Schmelz- und Siedetemperaturen im Vergleich zu Kupfer ( $T_{S,Cu} = 1084 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_{S,Zn} = 419 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $T_{V,Cu} = 2927 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_{V,Zn} = 909 \text{ }^\circ\text{C}$ ) entsprechend früher in den dampfförmigen Aggregatzustand über. Das damit

verbundene Ausdampfen des Zinks aus dem flüssigen Kupfergrundwerkstoff führt infolgedessen zu einem instabilen Schweißprozess mit starker Porenbildung und deutlichen Nahtüberhöhungen (NÜ) [32].

Mit einer weiteren Leistungserhöhung ( $> 3500 \text{ W}$ ) nimmt die starke Porenbildung im Nahtgrund tendenziell ab. Welche Effekte zur reduzierten Porenbildung im Nahtgrund beitragen, konnten im Rahmen dieser Arbeit nicht mit Sicherheit bestimmt werden.

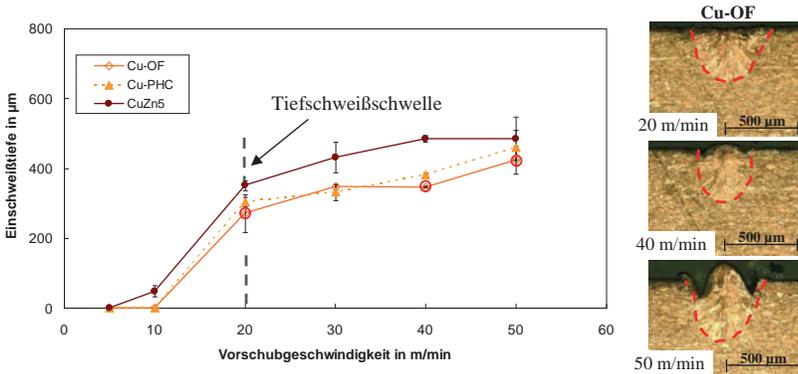


**Bild 4.3:** Nahtberraupen der verschiedenen Kupferwerkstoffe ohne Beschichtung, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 3500 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Noch deutlicher wird der Unterschied zwischen den reinen Kupferwerkstoffen und der Kupfer-Zinklegierung bei der Analyse der Nahtberraupe (Bild 4.3). Die Werkstoffe Cu-OF und Cu-PHC weisen eine relativ regelmäßige Schuppung der Naht auf, die auf einen reproduzierbaren Erstarrungsprozess und somit einen verhältnismäßig ruhigen Schweißprozess schließen lässt. Im Gegensatz dazu zeigt der Werkstoff CuZn5 eine starke Nahtüberhöhung, welche unter anderem auf eingeschlossene Poren in der Naht zurückzuführen ist. Zudem ist neben der Naht eine Vielzahl von kleinen Spritzern erkennbar, die das instabile Schweißverhalten des Werkstoffs bestätigen. Ursache hierfür sind die unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften und die große Sauerstoffaffinität von Zink. Daher neigen Messingwerkstoffe beim Schmelzschweißen zur sogenannten Zinkausgasung [82]. Dies kann wie in Querschliffen beobachtet zu Porosität führen und beeinflusst die Nahtformung maßgeblich. Da Messingwerkstoffe in dieser Arbeit nur eine untergeordnete Rolle spielen, werden diese Effekte nicht tiefer gehend untersucht.

Der Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit stellt eine weitere wichtige Einflussgröße auf das Schweißergebnis dar. Im Folgenden wurde, um vergleichbare Bedingungen zu schaffen, bei gleichbleibender Streckenenergie von  $6000 \text{ J/m}$  die Schweißgeschwindigkeit zwischen  $5$  und  $50 \text{ m/min}$  variiert. Ab Schweißgeschwindigkeiten von  $20 \text{ m/min}$  ist eine Streckenenergie von  $6000 \text{ J/m}$  ausreichend, um sicher im Kupferwerkstoff die Laserleistung einzukoppeln und einen Tiefschweißeffekt zu erzielen. Unter  $20 \text{ m/min}$  ist, wie in Diagramm in Bild 4.4 dargestellt, dies bei einer Streckenenergie von  $6000 \text{ J/m}$  nicht möglich. Die Streckenenergie ist in diesem Geschwindigkeitsbereich nicht hoch genug und folglich bildet sich keine Dampfkapil-

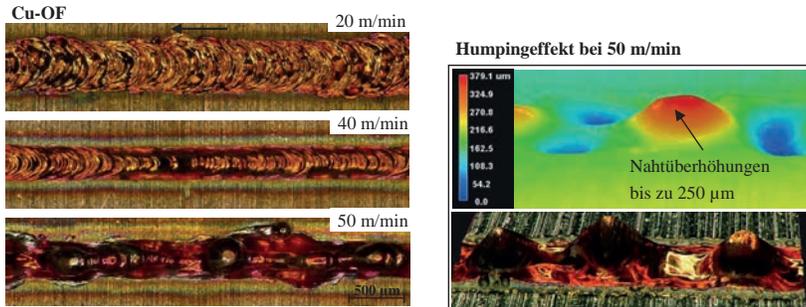
lare aus. Dieser Sachverhalt ist gleichbedeutend mit geringeren Aspektverhältnissen und Einschweißiefen (vgl. Kapitel 2.1, Abschnitt Laserstrahlschweißen).



**Bild 4.4:** Einschweißtiefe bei Geschwindigkeitsvariation, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ , Cu-OF, Cu-PHC, und CuZn5,  $P/v_s = 6000 \text{ J/m}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ , dargestellte Schlitze mit Werkstoff Cu-OF.

Eine Steigerung der Geschwindigkeit von 20 auf 50 m/min führt zu schlankeren Nahtformen. Bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten sind in der Nahtberraupe Einschnürungen am Rand und teils starke Nahtüberhöhungen in der Nahtmitte zu beobachten. Diese Imperfektionen der Schweißnaht sind auf die größere Schmelzbaddynamik, welche bei höheren Geschwindigkeiten auftritt, zurückzuführen. Wie bereits bei der Leistungsvariation zu erkennen war, verhalten sich die Werkstoffe Cu-OF und Cu-PHC nahezu identisch. Die geringere Schmelztemperatur des Messingwerkstoffes CuZn5 führt über den gesamten untersuchten Geschwindigkeitsbereich hinweg zu höheren Einschweißiefen.

Die geometrischen Unregelmäßigkeiten der Nahtberraupe kommen bei einer Gegenüberstellung verschiedener Nahtberraupen bei unterschiedlichen Geschwindigkeiten noch deutlicher zum Vorschein, siehe Bild 4.5. Zu erkennen ist, dass die Naht mit zunehmender Geschwindigkeit schmaler wird und bei einer Geschwindigkeit von 50 m/min unregelmäßige, tropfenförmige Schmelzbadauswürfe an der Nahtberraupe entstehen (3d-Darstellung in Bild 4.5 rechts). Dieses Phänomen wird als Humping-Effekt bezeichnet und stellt bezüglich Vorschubgeschwindigkeit die obere Verfahrensgrenze bei der betrachteten Streckenenergie von 6000 J/m dar.



**Bild 4.5:** Nahtoberrauen von Cu-OF bei 20, 40 und 50 m/min und einer Streckenenergie von 6000 J/m, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ .

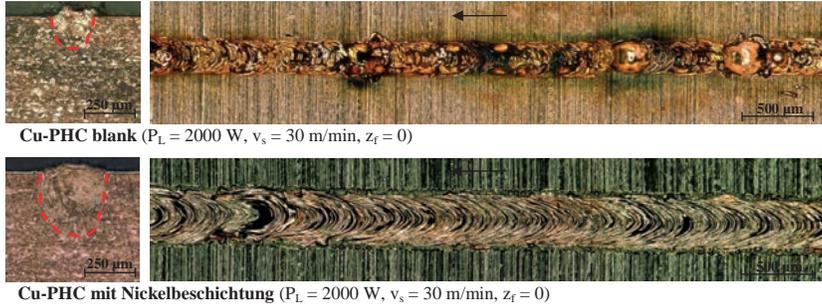
Neben der Vorschubgeschwindigkeit haben weitere Größen bedeutenden Einfluss auf die Entstehung des Humpingeffects. Die Schmelzbaddynamik und damit das Auftreten der Schmelzbadindestabilität werden auch maßgeblich von der Fokusslage  $z_0$ , der Laserleistung  $P_L$  und der Laserintensität  $I_L$  beeinflusst. Eine Steigerung der Laserintensität führt zu einem nahezu linearen Anstieg des Ablationsdruckes an der vorderen Kapillarwand [86]. Daher können bei größeren Laserleistungen auch schon bei kleineren Vorschubgeschwindigkeiten Humpingeffects beobachtet werden [87].

#### 4.1.2 Einflüsse Nickelbeschichtung

Der Absorptionsgrad von blankem Kupfer liegt für Festkörperlaser mit einer Wellenlänge um  $1 \mu\text{m}$  und Raumtemperatur bei nur circa 2,5 % [44]. Zusätzlich wird der blanke Kupferwerkstoff in Abhängigkeit von der umgebenden Atmosphäre (z.B. durch Luftfeuchtigkeit) sehr rasch von einer Oxidschicht überzogen (vgl. Kapitel 2.2.1). Mit dem Ziel, einerseits die Einkopplung des Laserstrahls zu erhöhen und andererseits konstante Oberflächenbedingungen zu schaffen, wurden Versuche mit einer dünnen Nickelbeschichtung auf der Kupferoberfläche durchgeführt. Der Absorptionsgrad von Nickel liegt für die untersuchte Laserwellenlänge mit circa 25 % [83] deutlich über dem von Kupfer. Wie im Folgenden ausgeführt, zeigen die Untersuchungen, dass mit einer Nickelschicht die angesprochenen positiven Eigenschaften, wie konstante Oberflächenbedingungen und verbesserte Absorptionseigenschaften erreicht werden können. Infolgedessen sind entsprechend größere Einschweißiefen und homogenere Schweißnähte realisierbar.

Eine Gegenüberstellung der Ergebnisse von blankem Kupfer (Cu-PHC) und vernickelten Kupfer ( $10 \mu\text{m}$  Nickelschicht) bei gleichen Schweißparametern ( $P_L = 2000 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $P_L/v_s = 4000 \text{ J/m}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ ) zeigt, dass die Nickelschicht zu einer deutlichen Beruhigung des Prozesses führt (vgl. Bild 4.6). Mit diesen Schweißparametern wird die Einkoppelschwelle bei blankem Kupfer gerade überschritten. Die Absorptionsänderung durch die Nickelbe-

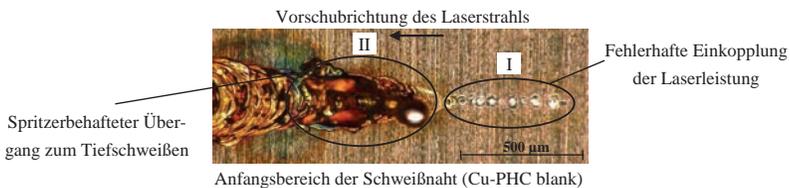
schichtung bedingt im Vergleich zum blanken Kupfer einen stark geänderten Schweißprozess. Die Schuppung der Naht ist bei nickelbeschichtetem Kupfer sehr homogen und weist nahezu keine fehlerhaften Stellen auf. Im Gegensatz dazu sind beim blanken Kupfer Unregelmäßigkeiten in Form von Schmelzbadauswürfen, gepaart mit Schmauchrückständen zu erkennen.



**Bild 4.6:** Querschliffe und Nahtberraupen von Laserschweißnähten mit blankem und nickelbeschichtetem Cu-PHC bei gleichen Schweißparametern,  $SL$ ,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ .

Anhand der dargestellten Querschliffe ist beim nickelüberzogenen Kupfer ebenso eine gestiegene Einschweißtiefe und eine größeres aufgeschmolzenes Volumen zu sehen.

Die schwierigen Einkoppelbedingungen bei blankem Kupfer werden besonders beim Betrachten des Anfangsbereichs der Schweißnaht ersichtlich, siehe Bild 4.7. Durch den hohen Reflexionsgrad wird zunächst nicht genügend Laserleistung im Werkstoff absorbiert, um die Schwelle zum Tiefschweißen zu überschreiten. Es entstehen fehlerhafte, punktförmige Einkoppelstellen (Bereich I).

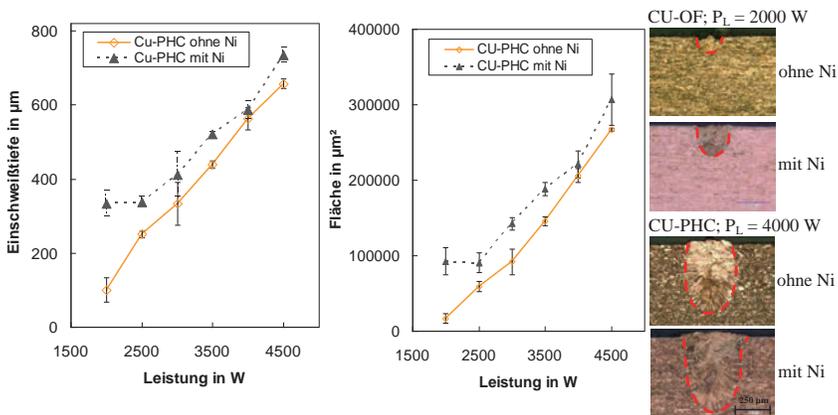


**Bild 4.7:** Einkoppelbedingungen im Anfangsbereich einer Schweißnaht bei blanker Kupferoberfläche,  $SL$ ,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2000 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $z_f = 0$ .

Nach einer Wegstrecke, die sich nicht reproduzierbar verhält, erfolgt der Übergang zum Tiefschweißen. Dieser Übergang erfolgt schlagartig und ist oft durch starke Schmelzbadauswürfe gekennzeichnet (Bereich II). Der unkontrollierte Übergang zum Tiefschweißen kann durch geringe Unterschiede der Werkstückoberflächenbeschaffenheit (z.B. Rauheitsunterschiede, Oxidschichtänderungen) hervorgerufen werden.

Neben der Stabilisierung des Schweißprozesses können durch eine zusätzliche Nickelschicht, wie bereits angesprochen, über den betrachteten Leistungsbereich größere Schmelzvolumen mit höheren Einschweißiefen bei sonst gleichbleibenden Schweißparametern erzielt werden. Eine Übersicht der geometrischen Analyse der Querschliffe ist in den Diagrammen in Bild 4.8 dargestellt.

Im linken Diagramm sind exemplarisch für den Kupferwerkstoff Cu-PHC einmal ohne und einmal mit Nickelbeschichtung bei unterschiedlichen Laserleistungen die entsprechenden Einschweißiefen aufgetragen. Es wurde für die jeweilige Leistung der Mittelwert der Einschweißiefen ermittelt und gegenüber gestellt. Wie bereits im vorherigen Kapitel besprochen, besteht eine lineare Abhängigkeit der Einschweißiefen von der Laserleistung  $P_L$  unabhängig davon, ob eine Beschichtung vorhanden ist oder nicht. Die Kurve der Einschweißiefen mit Nickelschicht liegt im Schnitt circa 20 % über der Kurve ohne Nickelbeschichtung. Dies lässt, wie die Betrachtungen der Nahtberrauten gezeigt haben, zum einen auf verbesserte Absorptionsbedingungen, sowie auf einen ruhigeren, homogeneren Schweißprozess bei Verwendung einer Nickelschicht schließen.



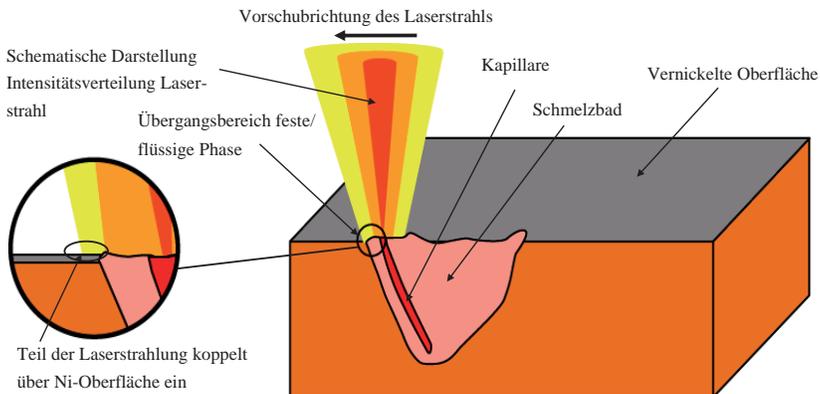
**Bild 4.8:** Einschweißiefen, beziehungsweise aufgeschmolzene Fläche bei Leistungsvariation und Gegenüberstellung unterschiedlicher Kupferwerkstoffe ohne und mit Nickelbeschichtung.  $SL$ ,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ , Cu (mit/ohne Ni-Beschichtung),  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ .

Bestätigt werden die Ergebnisse durch eine Flächenanalyse des aufgeschmolzenen Kupfermaterials (Bild 4.8, Diagramm in der Mitte). Eine Zunahme der aufgeschmolzenen Fläche durch eine zusätzliche Nickelschicht von circa 25 % gegenüber dem blanken Kupferwerkstoff zeigt den größeren Anteil der absorbierten Laserleistung im untersuchten Bereich.

Die Schweißergebnisse von unbeschichtetem und beschichtetem Kupfermaterial veranschaulichen recht deutlich den positiven Einfluss der Nickelschicht auf Prozessstabilität und Energieeinkopplung. Bemerkenswert ist, dass die Nickelschicht nicht nur zu Beginn der Schweiß-

naht durch die gleichbleibende Oberflächenqualität für konstante Einkoppelbedingungen sorgt, sondern die beschriebenen positiven Eigenschaften über den gesamten Schweißprozess, wenn bereits eine schmelzflüssige Phase vorliegt, auftreten.

Die Dicke der Nickelschicht beträgt nur einige Mikrometer und stellt somit volumenmäßig im Schmelzbad einen verschwindend kleinen Teil dar. Aus diesem Grund ist davon auszugehen, dass der Nickelanteil in der Kapillare keinen nennenswerten Einfluss auf die Absorption der Laserleistung hat. Denkbar ist, dass die Nickelschicht im Bereich vor und neben der Kapillare, also im Übergangsbereich zwischen fester und flüssiger Phase, aufgrund der im Vergleich zu Kupfer deutlich höheren Schmelztemperatur ( $T_{s,Ni} = 1455 \text{ °C}$  [30]) noch intakt ist. Die intakte Nickelschicht könnte die angesprochene Absorptionssteigerung ( $A_{Ni} = 0,25$  [83]) der außerhalb des Intensitätsschwerpunktes liegenden Laserleistung ermöglichen. Die Leistungseinkopplung auf der vernickelten Werkstückoberfläche ist schematisch in Bild 4.9 dargestellt.



**Bild 4.9:** Schematische Darstellung der Leistungsabsorption bei einer Blindschweißung von vernickeltem Kupfer.

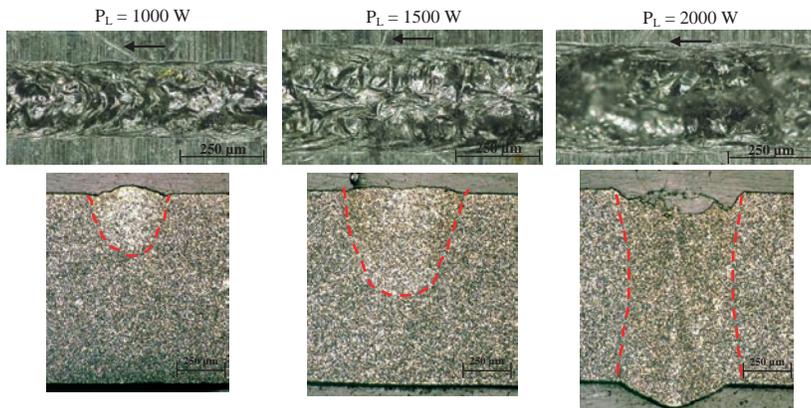
Neben der verbesserten Absorption der Laserstrahlung hat die Nickelschicht mit ihrer hohen Schmelztemperatur im Übergangsbereich von fester zur flüssigen Phase einen dämpfenden Effekt auf die Dynamik des Schmelzbades an der Oberfläche. Ein vergleichbarer Effekt kann beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen beobachtet werden [49], [52]. Die während des Aluminiumschweißprozesses quasi instantan ausgebildete, zähe Oxidhaut ( $T_{s,Al-Oxid} \gg T_{s,Al}$ ) führt hierbei zu einer reduzierten Amplitude der Wellenbewegung des Schmelzbades. Dies hat eine verringerte Schuppung der erstarrten Nahtoberraupe zur Folge. Die dämpfende Wirkung der Nickelschicht führt beim Laserschweißen von vernickeltem Kupfer im Vergleich zu blankem Kupfer zu einem deutlich ruhigeren Schweißprozess mit stark reduzierten Schmelzbadauswürfen (vgl. Bild 4.6).

## 4.2 Schweißigenschaften von Aluminiumlegierungen

Analog zu den Untersuchungen der Kupferwerkstoffe wurde das Schweißverhalten der eingesetzten Aluminiumwerkstoffe mittels Blindschweißungen bei gleicher Optik- und Laserkonfiguration charakterisiert.

### 4.2.1 Leistungs- und Geschwindigkeitsvariation

Anhand von Querschliffen und Analysen der Nahtberrauen wurden die Werkstoffe Al99,5, AlMg1 und AlMg3 zunächst bei konstanter Vorschubgeschwindigkeit  $v_s = 30$  m/min und Fokulage  $z_f = 0$  mm untersucht (Bild 4.10). Variiert wurde die Laserleistung  $P_L$  in einem Bereich zwischen 750 und 2000 W.

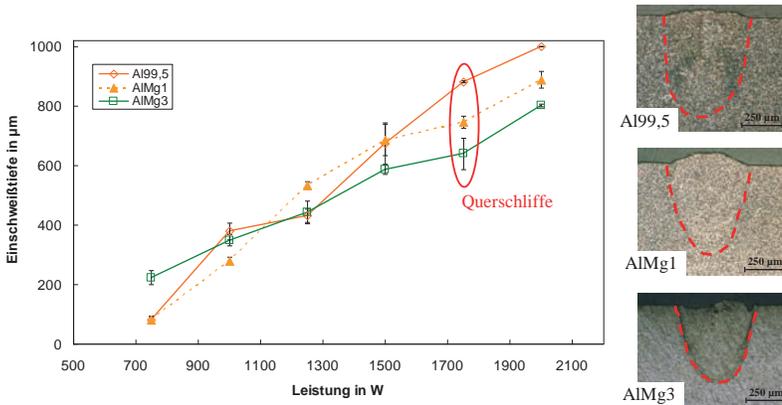


**Bild 4.10:** Nahtberrauen und Querschliffe von Blindschweißungen des Werkstoffes Al99,5 bei unterschiedlichen Leistungen,  $SL$ ,  $d_f = 170$   $\mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 30$  m/min,  $z_0 = 0$  mm.

Im Vergleich zu den Kupferblindschweißungen wird aufgrund der geringeren Schmelztemperatur, der niedrigeren Wärmeleitfähigkeit und des höheren Absorptionsgrades von Aluminium nur nahezu die Hälfte der Laserleistung benötigt, um vergleichbare Einschweißtiefen zu generieren. Bei einer Vorschubgeschwindigkeit von  $v_s = 30$  m/min ist bereits eine Leistung von  $P_L = 2000$  W ausreichend, um eine Durchschweißung bei 1 mm starkem Al99,5 Aluminiumwerkstoff zu erzielen. Die Schuppung der Nahtberraupe bildet sich stark inhomogen und zerklüftet aus und die Unregelmäßigkeiten nehmen mit höheren Leistungen zu. Es sind keine regelmäßigen Erstarrungsfronten wie bei den untersuchten Kupferwerkstoffen zu erkennen.

Der Einfluss der unterschiedlichen Aluminiumlegierungen auf die Einschweißtiefe erweist sich bei dem untersuchten Parameterfeld, wie in Diagramm in Bild 4.11 ersichtlich, als nicht signifikant. Eine Leistungssteigerung führt bei den drei untersuchten Werkstoffen jeweils zu

einem nahezu linearen Anstieg der Einschweißtiefe. Nahtfehler, wie Poren und Risse, wurden bei den Blindschweißungen nicht beobachtet.



**Bild 4.11:** Einschweißtiefe bei Leistungsveränderung und dazugehörige Schliffe bei 1750 W,  $SL_d = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ , Al99,5, AlMg1 und AlMg3,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ .

Weiter ist die Ausbildung einer breiten Nahtberraupe von bis zu  $700 \mu\text{m}$  zu beobachten. Die Nahtbreiten von niedrig legierten Kupferwerkstoffen bei vergleichbaren Einschweißtiefen liegen bei circa  $370 \mu\text{m}$ .

Es bestehen werkstoffphysikalische Zusammenhänge, welche für die Unterschiede der Schmelzbadausbreitung von Kupfer- und Aluminiumwerkstoffen verantwortlich sind. Mit der Betrachtung der räumlichen Temperaturverteilung während des Schweißvorgangs können die Einflussgrößen verdeutlicht werden. Hierfür werden im Folgenden vereinfachte Berechnungen vorgenommen. Zur Veranschaulichung der Zusammenhänge wird eine Linienquelle im Bauteil (parallel zur z-Achse) angenommen [21]. Diese wird mit der Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  entlang der x-Achse bewegt. Der Wärmeeintrag erfolgt konstant über die gesamte Länge der Linienquelle und führt zu der Temperaturverteilung

$$T(y, z) = T_0 \cdot \frac{P_{L,abs}}{s \cdot 2 \cdot \pi \cdot \lambda_{th}} \cdot e^{-\frac{x \cdot v}{2 \cdot k}} \cdot K_0 \left( \frac{v}{2 \cdot k} \sqrt{x^2 + y^2} \right). \quad (4.1)$$

Hierbei stellt  $K_0$  eine Besselfunktion zweiter Art und nullter Ordnung dar. Die Temperaturleitfähigkeit  $\kappa$  ist durch

$$\kappa = \frac{\lambda_{th}}{\rho \cdot c_p} \quad (4.2)$$

gegeben, wobei  $\lambda_{th}$  die Wärmeleitfähigkeit,  $\rho$  die Dichte und  $c_p$  die spezifische Wärmekapazität darstellt. Im schmelzflüssigen Zustand kann entsprechend [21] beziehungsweise [83] für Aluminium und Kupfer eine gemittelte Absorption  $A_m$  von jeweils 14 % zugrunde gelegt werden. Bei einem Fokusbereichsdurchmesser von  $d_f$  170  $\mu\text{m}$  und einer Laserleistung  $P_L$  von 2000 W werden Einschweißiefen von 1 mm bei Aluminium beziehungsweise 0,3 mm bei vernickeltem Kupfer gemessen (Bild 4.8, Bild 4.10). Mit diesen Werten lässt sich der Einkoppelgrad

$$\eta_A = A_m \cdot \frac{1 + (1 - A_m) \cdot \frac{d_f}{2 \cdot ET} \cdot (1 - \frac{d_f}{2 \cdot ET})}{A_m \cdot (1 - \frac{d_f}{2 \cdot ET}) + \frac{d_f}{2 \cdot ET}} \quad (4.3)$$

unter Berücksichtigung der Mehrfachreflektionen in einer kegelförmigen Kapillare näherungsweise berechnen [55].

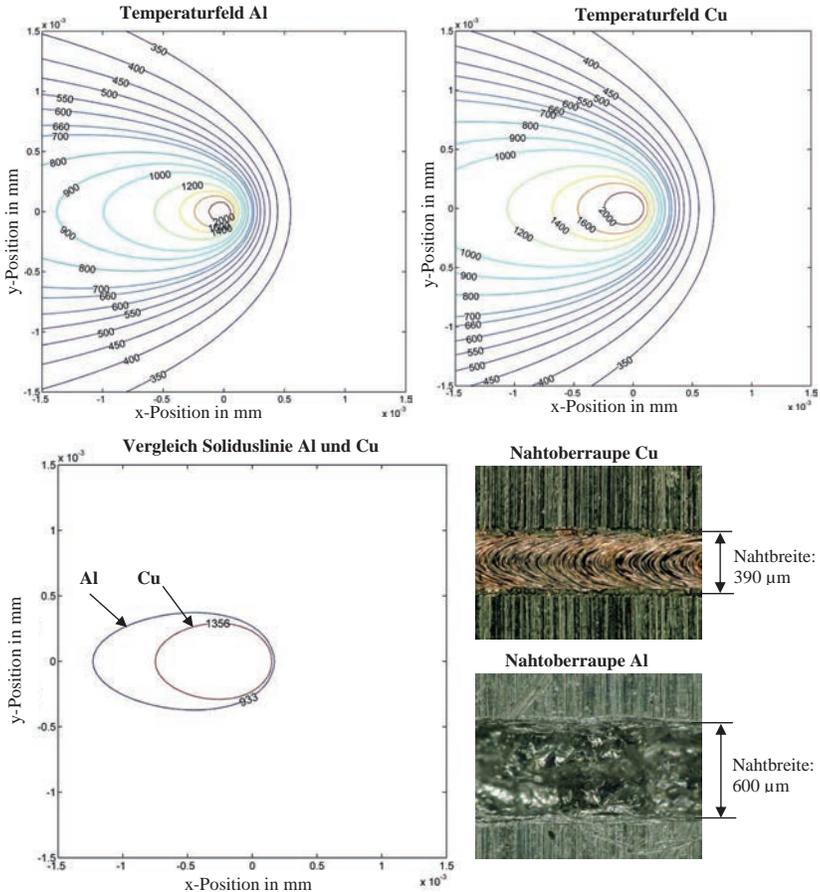
Bei dieser Konfiguration ergibt sich für Aluminium ein Einkoppelgrad von 68 % und für Kupfer von 43 %. Für die Berechnungen wurde, analog zu den experimentellen Untersuchungen, die Vorschubgeschwindigkeit mit 30 m/min (0,5 m/s) festgelegt. Die verwendeten physikalischen Werkstoffkennwerte für Kupfer und Aluminium sind entsprechend der Tabelle in Bild 4.12 definiert.

Werkstoff		Al	Cu
Schmelzpunkt	$T_m$ in K	933	1356
Siedepunkt	$T_s$ in K	2793	2833
Dichte (bei RT)	$\rho$ in $\text{kg}/\text{m}^3$	2700	8960
Dichte (bei $T_s$ )	$\rho$ in $\text{kg}/\text{m}^3$	2385	8000
Wärmeleitfähigkeit (bei RT)	$\lambda_{th}$ in $\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$	238	394
Wärmeleitfähigkeit (bei $T_s$ )	$\lambda_{th}$ in $\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$	94	166
spez. Wärmekapazität (bei RT)	$c_p$ in $\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$	904	389
spez. Wärmekapazität (bei $T_s$ )	$c_p$ in $\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$	1086	495

**Bild 4.12:** Physikalische Werkstoffkennwerte für Kupfer und Aluminium bei Raumtemperatur und Schmelztemperatur [31].

In Bild 4.13 sind für die Werkstoffe Kupfer und Aluminium jeweils die Temperaturverteilung an der Oberfläche aufgetragen. Die Vorschubsrichtung der Linienquelle ist auf der x-

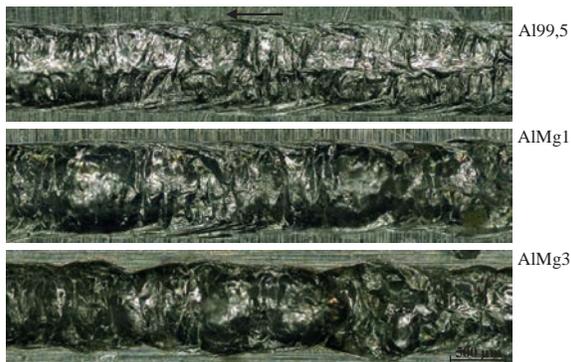
Achse von links nach rechts. Daraus ergibt sich für beide Werkstoffe eine elliptische Wärmeverteilung. Aufgrund der unterschiedlichen physikalischen Stoffwerte von Kupfer und Aluminium stellen sich entsprechende Abweichungen in den Temperaturfeldern ein. Zusätzlich begünstigt die geringere Einschweißtiefe bei Kupfer trotz der geringeren Gesamtabsorption im Vergleich zum Aluminium eine größere Ausbreitung der Isothermen (z.B. 800 K) an der Werkstückoberfläche.



**Bild 4.13:** Zweidimensionale Temperaturverteilung für Kupfer und Aluminium an der Oberfläche mit bewegter Linienquelle nach Formel 4.1,  $SL$ ,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2000 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Der direkte Vergleich der Soliduslinien von Kupfer und Aluminium (Bild 4.13, unten links) zeigt, dass die Fläche des Schmelzbades an der Oberfläche bei Aluminium um das Doppelte

größer als bei Kupfer ist ( $A_{Cu} = 0,41 \text{ mm}^2$ ,  $A_{Al} = 0,83 \text{ mm}^2$ ). Den Berechnungen zufolge ist die Breite des Schmelzbades bei Aluminium um das 1,3 fache größer als bei Kupfer. Die gemessene Breite der Nahtberraupe liegt bei Kupfer bei circa  $390 \text{ }\mu\text{m}$  und bei Aluminium bei ungefähr  $600 \text{ }\mu\text{m}$  (Bild 4.13, unten rechts). Der daraus resultierende Faktor beträgt 1,5. Der berechnete Wert korreliert somit gut mit Werten aus den experimentellen Untersuchungen. Die geringe Abweichung kann mit den getroffenen Vereinfachungen wie der Nichtberücksichtigung von Kühleffekten an der Oberfläche erklärt werden. Ebenso werden Strömungsmechanismen im Schmelzbad in diesem Modell nicht betrachtet. Die durchgeführten Berechnungen zeigen, dass die unterschiedlichen Schmelzbadausbreitungen und die damit einhergehenden Nahtgeometrien bei Aluminium- und Kupferwerkstoffen maßgeblich von den physikalischen Kenngrößen wie Schmelztemperatur  $T_S$ , Einkoppelgrad  $\eta_\Delta$ , Wärmeleitfähigkeit  $\lambda_{th}$ , der Dichte  $\rho$  und der spezifischen Wärme  $c_p$  abhängen.



**Bild 4.14:** Nahtberrauen der verschiedenen Aluminiumwerkstoffe,  $SL$ ,  $d_r = 170 \text{ }\mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 1750 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

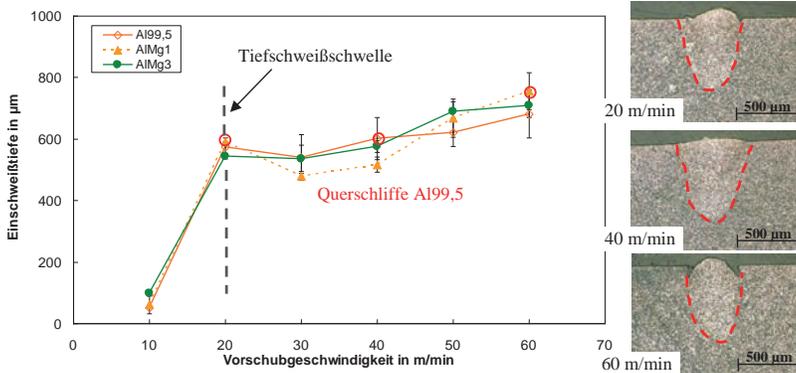
Neben der größeren Nahtgeometrie bei gleichen Laserparametern zeigen sich im Gegensatz zum Kupfer bei Aluminium unruhige Nahtberrauen mit teils starken Überhöhungen von bis zu  $200 \text{ }\mu\text{m}$ . Die Nahtberrauen sind in Bild 4.14 aufgeführt.

Zusätzlich durchgeführte Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zeigen, dass sich auf dem flüssigen Schmelzbad unverzüglich eine dünne Oxidhaut bildet. Die Oxidhaut steigert die Oberflächenspannung der Schmelze und reduziert dadurch Schmelzbadauswürfe. Zusätzlich wirkt die Oxidhaut dämpfend auf die dynamischen Eigenschaften des Schmelzbades und reduziert dadurch die Amplitude der Wellenbewegung der Schmelze. Dies verhindert zum einen eine regelmäßige Schuppung der Oberfläche und führt zum anderen zu der charakteristischen, rissig und rauen Nahtberraupe [52].

Für die Geschwindigkeitsuntersuchungen wurde eine konstante Streckenenergie gewählt und die Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  zwischen 10 und 60 m/min variiert. Da zum Aufschmelzen

von Aluminium deutlich weniger Laserleistung benötigt wird, konnte die Streckenenergie im Vergleich zu den analog durchgeführten Kupferuntersuchungen um 50 Prozent auf  $P_L/v_s = 3000 \text{ J/m}$  reduziert werden.

Beim Betrachten der Einschweißtiefe in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit stellen sich bei den Aluminiumwerkstoffen vergleichbare Effekte wie beim Kupferwerkstoff ein. Bei einer Geschwindigkeit von 10 m/min und einer Streckenenergie von 3000 J/m ( $P_L = 500 \text{ W}$ ) reicht die zugeführte Leistung nicht aus, um die Tiefschweißschwelle zu überschreiten (Bild 4.15). Es erfolgt lediglich Wärmeleitungsschweißen, was mit deutlich geringeren Einschweißiefen ( $< 100 \mu\text{m}$ ) verbunden ist.

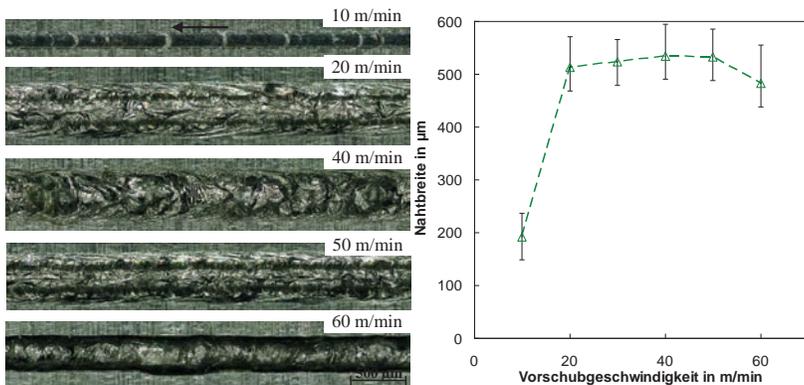


**Bild 4.15:** Einschweißtiefe bei Geschwindigkeitsvariation, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ , Al99,5, AlMg1 und AlMg3,  $P_L/v_s = 3000 \text{ J/m}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ , Querschliffe Werkstoff Al99,5 bei  $v_s = 20, 40$  und  $60 \text{ m/min}$ .

Für die gewählte Streckenenergie stellen sich ab  $v_s = 20 \text{ m/min}$  konstante Tiefschweißbedingungen ein. Die Einschweißiefen liegen zwischen 540 und 800  $\mu\text{m}$ . Dabei ist eine im Vergleich zu den Kupferschweißungen (Bild 4.4) geringere Zunahme der gemessenen Tiefen bei Erhöhung der Geschwindigkeiten erkennbar. Dies ist auf den reduzierten Einfluss der Wärmeleitungsverluste im Werkstoff zurückzuführen. In den in Bild 4.15 dargestellten Querschliffen zeigt sich eine geschwindigkeitsabhängige Veränderung der Nahtform. Die quasi parallele Nahtform bei 20 m/min weitet sich bei 40 m/min ein wenig auf und zeigt eine keilförmige Ausprägung. Eine weitere Steigerung der Geschwindigkeit auf 60 m/min führt erneut zu einer parallelen Nahtausformung. Zusätzlich sind an der Nahtoberfläche an den Nahträndern Einschnürungen zu erkennen.

Diese Beobachtungen aus den Querschliffen werden durch Mikroskopaufnahmen der Nahtoberrauten und deren Analyse bestätigt. Einen Überblick geben die in Bild 4.16 dargestellten Nahtoberrauten des Werkstoffes Al99,5. Während bei einer Geschwindigkeit von 10 m/min durch die geringe Einschweißtiefe des Wärmeleitungsschweißens eine sehr glatte, feine

Nahtberraupe entsteht, sind für Geschwindigkeiten zwischen 20 und 40 m/min die charakteristischen, rauen Verwerfungen von Aluminiumschweißberraupe zu erkennen. Ab Geschwindigkeiten von 50 m/min tritt eine Veränderung der Ausprägung der Naht ein. Mit einem Vorschub von 60 m/min ist eine schlankere Schweißnaht mit geringerer Rauheit sichtbar. Die verschiedenen Ausprägungen der Nahtberraupenschuppung lassen sich anhand der in Hochgeschwindigkeitsaufnahmen ersichtlichen unterschiedlichen Schmelzbadgeometrien erklären. Je höher die Geschwindigkeit ist, desto länger und schmaler formt sich das Schmelzbad aus, was wiederum einen direkten Einfluss auf die Schmelzbadynamik hat.



**Bild 4.16:** Nahtberraupe von Al99,5 bei Vorschubgeschwindigkeiten zwischen 10 und 60 m/min und einer Streckenenergie  $P_L/v_s$  von 3000 J/m, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ , Al99,5,  $z_f = 0 \text{ mm}$ .

Das Diagramm rechts in Bild 4.16 zeigt die aus Querschliffen gemessene maximale Nahtbreite in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit. Da im Folgenden das Hauptaugenmerk auf dem reinen Aluminiumwerkstoff Al99,5 liegt, wurde dieser in diesem Kapitel ausführlicher dargestellt. Zusammenfassend lässt sich allerdings festhalten, dass bei den Untersuchungen der Werkstoffe keine nennenswerten große Unterschiede hinsichtlich Schweißbarkeit auftraten.

Die Untersuchungen aus diesem Kapitel zeigen, dass mit der gewählten Strahlkonfiguration ( $P_{L,\text{max}} = 5 \text{ kW}$  und  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ) für alle untersuchten Legierungen Blindschweißungen erzeugt werden können. Dabei treten, den werkstofftechnischen Unterschieden von Kupfer und Aluminium entsprechend, Effekte auf die im Folgenden kurz zusammengefasst werden.

Der Einsatz von nickelbeschichteten Kupfermaterialien führt im Vergleich zu blankem Kupfer aufgrund der stabileren und erhöhten Einkopplung der Laserleistung (Bild 4.9) zu einem ruhigeren und effizienteren Schweißprozess (durchschnittliche Einschweißtiefensteigerung bei unterschiedlichen Parametern um ca. 20 %). Dieser positive Effekt der Nickelbeschichtung wurde bei den folgenden Untersuchungen für die Mischverbindung ebenfalls umgesetzt.

Die unterschiedlichen Materialeigenschaften von Kupfer und Aluminium (u. a. Schmelztemperatur, Wärmeleitfähigkeit, Absorptionsgrad) führen dazu, dass ein dreimal so hoher Leistungsbedarf bei Kupfer erforderlich ist, um vergleichbare Einschweißstiefen wie bei Aluminium zu erzielen. Sehr hohe Vorschubgeschwindigkeiten ( $> 50$  m/min) haben bei beiden Werkstoffen Nahtimperfectionen wie Humping, Schmelzbadauswürfe und Randkerben zur Folge. Ein stabiler Schweißprozess stellt sich, den Voruntersuchungen zufolge, bei einem Geschwindigkeitsbereich um 30 m/min ein. Dieser Wert dient entsprechend als grober Startwert für die folgenden Versuche zur Mischverbindung aus beiden Materialien.

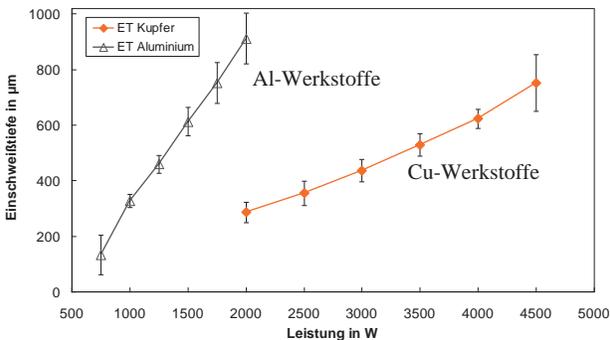
## 5 Einflussgrößen beim Erzeugen von Cu-Al-Mischverbindungen

Nachdem im vorherigen Kapitel das Laserstrahlschweißen von reinen Kupfer- beziehungsweise Aluminiumwerkstoffen mit brillanten Lasern untersucht und diskutiert wurde, steht im folgenden Kapitel die Mischverbindung aus Kupfer und Aluminium im Fokus. Es werden die einzelnen Einflussfaktoren und deren Zusammenhänge hinsichtlich der komplexen metallurgischen Mischung der beiden Materialien herausgearbeitet. Ziel ist es, Gesetzmäßigkeiten zu erkennen und diese in allgemeingültige Modelle zu überführen.

Neben der Auswahl der Materialien und deren Anordnung, stellen im Besonderen die Laserstrahlparameter wie Fokusbildung, Vorschubgeschwindigkeit und Fokusbildung entscheidende Prozessgrößen dar, welche den Schweißprozess nachhaltig beeinflussen können.

### 5.1 Probenanordnung und Material

Wie im vorangegangenen Kapitel dargestellt, verhalten sich Kupfer- und Aluminiumwerkstoffe, den Werkstoffdaten entsprechend, beim Laserstrahlschweißen unterschiedlich. Dieser Sachverhalt hat entsprechenden Einfluss auf die Wahl der Anordnung der Materialien bei der Herstellung von Mischverbindungen.



**Bild 5.1:** Zusammenfassung aller untersuchten Kupfer- und Aluminiumwerkstoffe und deren Einschweißtiefe bei Leistungsveränderung,  $SL$ ,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ .

Es hat sich bei den durchgeführten Blindschweißungen gezeigt, dass deutlich mehr Laserleistung (circa Faktor 3) bei Kupferwerkstoffen als bei Aluminiumwerkstoffen benötigt wird (siehe Bild 5.1), um bei gleichen Schweißparametern eine vergleichbare Einschweißtiefe erzielen zu können.

Dies wirft die Frage auf, welcher der Fügepartner in einer Überlappverbindung oben liegen und somit der zu durchschweißende Werkstoff sein sollte, um eine gute Schweißqualität erzielen zu können. Neben der benötigten Laserleistung ist zu untersuchen, welche Auswirkungen die Anordnung der Werkstoffe auf den Schweißprozess und die metallurgische Aufmischung hat.

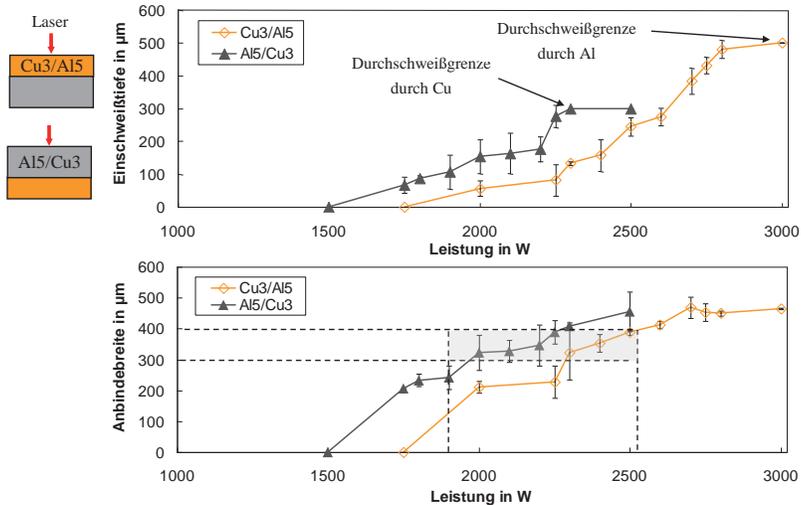
Den Ergebnissen aus den Kupfer- beziehungsweise Aluminiumblindschweißungen (Kapitel 4.1 und 4.2) zufolge, ist anzunehmen, dass in der Überlappverbindung bei oben liegendem Kupfer mehr Laserleistung benötigt wird, um durch den Kupferwerkstoff in das Aluminium einzuschweißen, als bei oben liegendem Aluminium. Inwiefern sich die Aussage auf die Mischverbindung übertragen lässt, wird im Folgenden anhand von experimentellen Untersuchungen für die unterschiedlichen Anordnungen analysiert.

Zum Einsatz kamen bei diesen Untersuchungen zunächst ein Scheibenlaser, eine Faser mit einem Faserkerndurchmesser von  $100\ \mu\text{m}$  und eine Optik mit einem Abbildungsverhältnis von 1:1,7. Die Schweißparameter Fokusbildung  $z_0 = 0\ \text{mm}$  und Vorschubgeschwindigkeit  $v_s = 30\ \text{m/min}$  beziehungsweise  $v_s = 20\ \text{m/min}$  wurden für die jeweilige Versuchsserie zunächst konstant gehalten. Die Untersuchungen erfolgten anhand der Materialpaarung Cu-PHC und Al99,5. Um den Absorptionsgrad zu erhöhen und konstantere Prozessbedingungen zu schaffen, sind im Folgenden alle eingesetzten Kupferwerkstoffe, wenn nicht anders beschrieben, mit einer chemischen Nickelschicht überzogen (siehe Kapitel 4.1.2).

### 5.1.1 Probengeometrie Cu3/Al5 und Al5/Cu3

Die Probengeometrien Cu3/Al5 und Al5/Cu3 zeigen in Abhängigkeit des oberen Fügepartners bezüglich der Einschweißtiefe die erwarteten Unterschiede. Bild 5.2 zeigt, obwohl der Aluminiumwerkstoff  $200\ \mu\text{m}$  dicker ist, wird in der Anordnung Al5/Cu3 aufgrund der spezifischen Werkstoffeigenschaften, circa  $500\ \text{W}$  weniger Leistung benötigt, um ein Durchdringen des Aluminiums und eine vergleichbare Einschweißtiefe in den unteren Kupferwerkstoff zu erzeugen.

Neben der Einschweißtiefe stellt auch die Anbindebreite in der Fügeebene ein entscheidendes Kriterium für die Güte der stoffschlüssigen Kontaktierung dar. Die Breite der aufgeschmolzenen Fläche in der Fügeebene steigt unabhängig vom oberen Fügepartner mit Steigerung der zugeführten Laserleistung an. Für vergleichbare Einschweißiefen in den unteren Werkstoff (halbe Werkstückdicke) können für beide Anordnungsvarianten Anbindequerschnitte im Bereich zwischen  $300$  und  $400\ \mu\text{m}$  erzielt werden, siehe Bild 5.2 rechts.

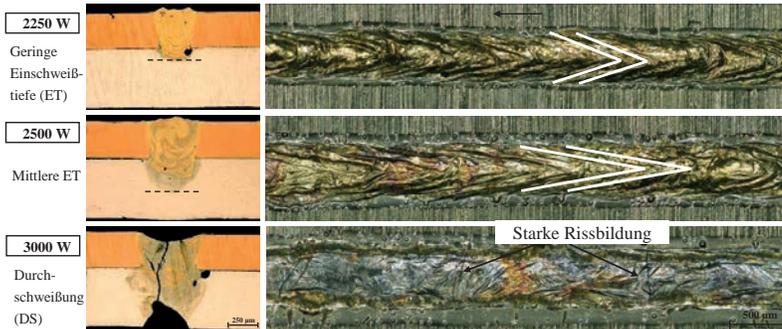


**Bild 5.2:** Gegenüberstellung Cu3/Al5 und Al5/Cu3, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$  links: Einschweißtiefe in Abhängigkeit von Laserleistung, rechts: Anbindebreite in Abhängigkeit von Laserleistung, Cu-PHC und Al99,5,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Die Analyse der Querschliffe und der dazugehörigen Nahtoberrauen mit der Einschweißung durch den Kupferwerkstoff zeigen sehr starke leistungsabhängige Veränderungen. Ab einer Laserleistung von 2250 W, analog zu den Blindschweißversuchen von Kupfer, wird die Grenze zum Durchschweißen des  $300 \mu\text{m}$  dicken Kupferbleches gerade überschritten (Bild 5.3 oben). Es erfolgt daraufhin eine Einschweißung in das Aluminium und eine Aufmischung der Kupfer- und Aluminiummaterialien. Die Vermischung führt, in Abhängigkeit vom Mischungsverhältnis der beiden Materialien, zu charakteristischen Verfärbungen von goldgelben bis zu grauen Anteilen. Die unterschiedlichen Phasen sind deutlich voneinander getrennt. Auf deren Anordnung, Entstehungsmechanismen und Bedeutung bezüglich Nahtgüte wird im Laufe der Arbeit anhand von Schliften, CT- und REM-Aufnahmen noch genauer eingegangen. Eine Laserleistung von 2250 W führt zu einer Nahtoberraupe mit leicht goldgelbliche Verfärbung und einer regelmäßigen, v-förmige Schuppung mit geringer Überhöhung. Dies deutet auf einen stabilen Prozess mit konstanten Strömungsbedingungen im Schmelzbad hin.

Mit einer Steigerung der Laserleistung auf  $P_L = 2500 \text{ W}$  steigt die Einschweißtiefe im Aluminium auf circa  $250 \mu\text{m}$  an und die Breite der Naht in der Fügeebene vergrößert sich (siehe Bild 5.3 Mitte). Durch die tiefere Einschweißung wird mehr Aluminium im Schmelzbad aufgemischt. Die Anteile der dunkelgrauen Phasen (vgl. Bild 3.6) in der Schmelze steigen. Die etwas breitere Nahtoberraupe zeigt eine v-förmige Schuppung, die im Vergleich zur Schweißung mit 2250 W etwas länger gezogen ist, was durch ein vergrößertes Schmelzbad aufgrund

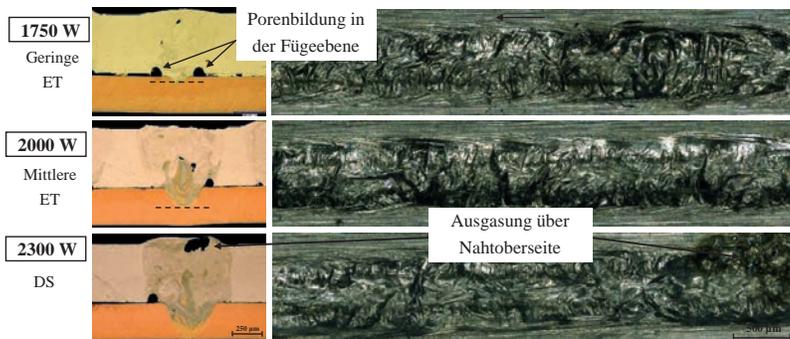
der höheren Leistung und dem damit verbundenen längeren Erstarrungsintervall zu erklären ist.



**Bild 5.3:** Querschliffe und Nahtberrauen von Laserschweißnähten Cu-PHC und Al99,5, Proben-geometrie Cu3/Al5, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2250 \text{ W}$ ,  $2500 \text{ W}$  und  $3000 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

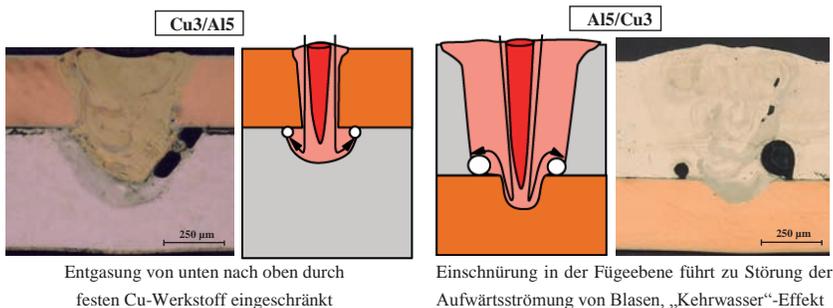
Eine Durchschweißung durch den Aluminiumfügepartner wird mit einer weiteren Steigerung der Laserleistung ( $P_L = 3000 \text{ W}$ ) erzielt (Bild 5.3 unten). Dadurch ändern sich die Mischungsverhältnisse in der Schweißnaht drastisch. Die starke Aufmischung von Kupfer und Aluminium führt zu einer flächigen Ausbildung eines grauen Phasenbereichs über die gesamte Schweißnaht. Diese graue Phase ist spröde und neigt sehr stark zur Rissbildung. Die unruhige Nahtberraupe, mit teils starkem Nahteneinfall beziehungsweise -überhöhung, zeigt die bereits im Querschliff ersichtlichen Risse an der Nahtoberfläche. Die bei geringeren Einschweiß-tiefen beobachtete, regelmäßige v-förmige Schuppung ist nicht vorhanden, was auf eine turbulente Vermischung der Materialien schließen lässt.

Erfolgt die Leistungsabsorption über den Aluminiumwerkstoff, stellen sich die Ergebnisse im Querschliff und bei mikroskopischer Betrachtung der Nahtberraupe folgendermaßen dar. Die Schwellleistung zum Durchschweißen des Aluminiumwerkstoffes ist im Vergleich zu den Blindschweißungen in 1 mm dickes Material (vgl. Bild 4.11) um circa 400 W gesteigert. Dies ist mit der Auflage auf dem Kupfer und dem damit verbundenen höheren Wärmeabtransport durch das Kupfer verbunden. Aus diesem Grund wird bei der Mischverbindung für vergleichbare Einschweiß-tiefen ein höherer Leistungsbedarf benötigt. Bei einer Laserleistung von  $P_L = 1750 \text{ W}$  ist die Schwelle zur Durchschweißung des oben liegenden Aluminiums gerade überschritten und es erfolgt eine minimale Einschweißung in den Kupferwerkstoff, siehe Bild 5.4 oben.



**Bild 5.4:** Querschliffe und Nahtoberrippen von Laserschweißnähten Al99,5 und Cu-PHC, Probengeometrie Al5/Cu3, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 1750 \text{ W}$ ,  $2000 \text{ W}$  und  $2300 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Da die Einschweißtiefe im Kupfer gering ist ( $< 100 \mu\text{m}$ ), wird infolgedessen auch nur wenig Kupfer in der Schmelzzone aufgemischt. Dies führt zu geringen Anteilen an dunkelgrauen Phasen im Querschliff der Schweißnaht. Ein auffälliger Unterschied stellt die Nahtgeometrie dar. Aufgrund der geringeren Schmelztemperatur und geringeren Wärmeleitfähigkeit von Aluminium wird volumenmäßig mehr Aluminium aufgeschmolzen und es erfolgt eine Nahtverjüngung im Übergangsbereich von Aluminium zu Kupfer. In der Fügeebene sind teilweise charakteristische Poren zu beobachten.



**Bild 5.5:** Schematische Darstellung und Querschliffe bezüglich der Porenanordnung in der Schweißnaht für die Anordnungen Cu3/Al5 und Al5/Cu3, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ .

Wie in Bild 5.5 dargestellt, führen die Blasen nach Erstarren des Schmelzbades zur beschriebenen Porenanordnung in der Fügeebene. Nach [91], [92] werden Luftblasen aus der Atmosphäre seitlich von der Kapillare Richtung Schmelzbadgrund befördert, um anschließend wie-

der aufzusteigen. Denkbar ist, dass in der Probenanordnung Cu3/Al5 die Aufwärtsströmung der Blasen durch den weniger breit aufgeschmolzenen Kupferwerkstoff gehindert wird.

Bei der gedrehten Probenanordnung (Al5/Cu3) ist vorstellbar, dass der Transport der Poren durch die Verjüngung in der Fügeebene derart beeinflusst wird, dass infolgedessen die Blasen in dieser Ebene an den Schmelzbadrand gedrückt werden und sich eine Art „Kehrwasser“-Effekt einstellt. Als Kehrwasser wird bei fließenden Gewässern eine hinter angeströmten Hindernissen durch Wirbelbildung hervorgerufene Umkehr beziehungsweise Verlangsamung der Fließrichtung bezeichnet [88]. Die Blasen würden demzufolge oberhalb des noch festen Kupfers im Aluminium verharren und nach Erstarren des Schmelzbades als Poren zurückbleiben. Die Poren treten deutlich häufiger in der Anordnung Al5/Cu3 als in der Anordnung Cu3/Al5 auf.

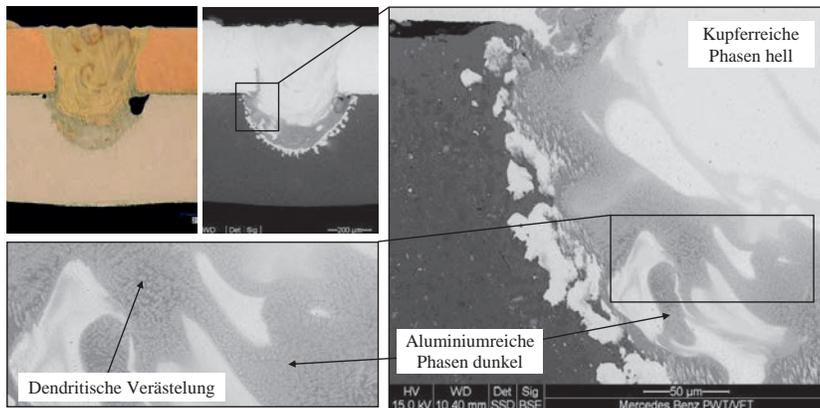
Mit einer tieferen Einschweißung bei  $P_L = 2000$  W wird eine vergrößerte Anbindebreite in der Fügeebene erzielt (siehe Bild 5.4 Mitte). Das größere aufgeschmolzene Kupfervolumen führt dementsprechend zu einer stärkeren Durchmischung der Werkstoffe, was wiederum einen größeren Anteil an grauen intermetallischen Phasen zur Folge hat. Ein verändertes Mischungsverhältnis innerhalb der Naht lässt sich beim Betrachten der Nahtoberfläche nicht ableiten.

Bei  $P_L = 2300$  W erfolgt eine Durchschweißung durch den Kupferwerkstoff. Dabei wird ein Maximum an Durchmischung von Aluminium und Kupfer in dieser Anordnung erreicht. Allerdings ist keine Versprödung der gesamten Naht, wie bei einer Durchschweißung in der Anordnung Cu3/Al5 zu sehen. Durch eine Leistungseinkopplung über den oben liegenden Aluminiumwerkstoff wird deutlich mehr Aluminium aufgeschmolzen als Kupfer. Daraus ergibt sich ein größerer Aluminiumanteil im Schmelzbad ( $> 70\%$ ) und somit ein unkritisches Mischungsverhältnis von Kupfer und Aluminium, welches entsprechend Bild 3.6 zu einer reduzierten Sprödphasenbildung in der Schweißnaht führt.

### **Rasterelektronenmikroskop (REM-Aufnahmen)**

Um ein besseres Verständnis für die metallurgische Aufmischung der Materialien zu erhalten, wurden REM-Aufnahmen und EDX-Spektren erstellt. Diese Aufnahmen erlauben quantitative Aussagen über das Mischungsverhältnis der Materialien und geben über die strukturelle Anordnung der Phasen Aufschluss.

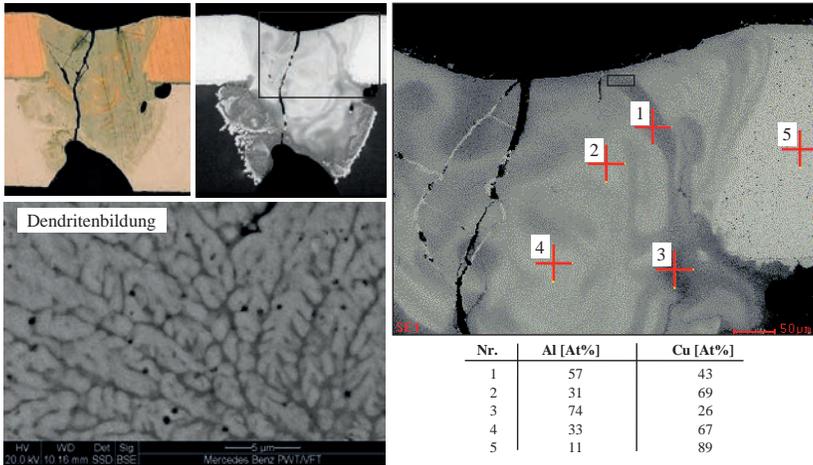
Der Vergleich zwischen Querschliff und REM-Aufnahme (Bild 5.6, links oben) zeigt, dass sich Kupfer hell und Aluminium dunkel darstellt. Die monochromatische Darstellung der Materialien und das große Auflösungsvermögen von REM-Aufnahmen und EDX-Spektren ermöglichen genaue Rückschlüsse auf Mischungsverhältnisse der einzelnen Phasen und deren strukturelle Zusammensetzung.



**Bild 5.6:** Links oben: Querschliff, daneben: REM-Aufnahme, rechts und unten: Vergrößerung der REM-Aufnahmen, Cu<sub>3</sub>/Al<sub>5</sub>, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2500 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Die Vergrößerung der CT-Aufnahme (Bild 5.6 rechts) zeigt die typischerweise auftretenden deutlich abgegrenzten Phasenbereiche. Diese unterscheiden sich in ihren Mischungsverhältnissen und den damit verbundenen Erstarrungsmustern und deren strukturellen Ausprägung. In den dargestellten aluminiumreichen Phasen ist beispielsweise ein dendritisches Kristallwachstum zu erkennen, das typischerweise bei Legierungen auftreten kann. Dabei weisen die Dendriten im Vergleich zur Restschmelze in der unmittelbaren Nähe eine abweichende Zusammensetzung auf. Die inhomogene Erstarrung kann in der Restschmelze zu Mikroseigerungen, Einschlüssen und schlechten mechanischen Eigenschaften (Rissanfälligkeit, Sprödigkeit) führen [29], [30] und ist aus diesen Gründen zu vermeiden. Die Bildung dieser intermetallischen Phasen während des Schweißprozesses kann somit die Qualität der Schweißnaht hinsichtlich Festigkeit und elektrischer Leitfähigkeit entscheidend beeinflussen. Aus diesem Grund ist es wichtig die Zusammensetzungen und die Entstehungsmechanismen der spröden Phasen zu analysieren und zu verstehen.

Das Mischungsverhältnis an einzelnen Punkten wurde anhand einer Schweißprobe, welche durch eine stark turbulente Aufmischung viele Sprödphasen gebildet hat, untersucht. Im Vergleich zur Schweißprobe in Bild 5.6 mit mittlerer Einschweißtiefe, treten in den in Bild 5.7 dargestellten Aufnahmen bei der Durchschweißung aufgrund der starken Aufmischung von Kupfer und Aluminium deutlich mehr dunkelgraue Bereiche auf (vgl. Bild 3.6). Dies führt entsprechend zu einer gesteigerten Anzahl von Sprödphasen in der Schweißnaht und die Gefahr der Rissbildung nimmt zu.



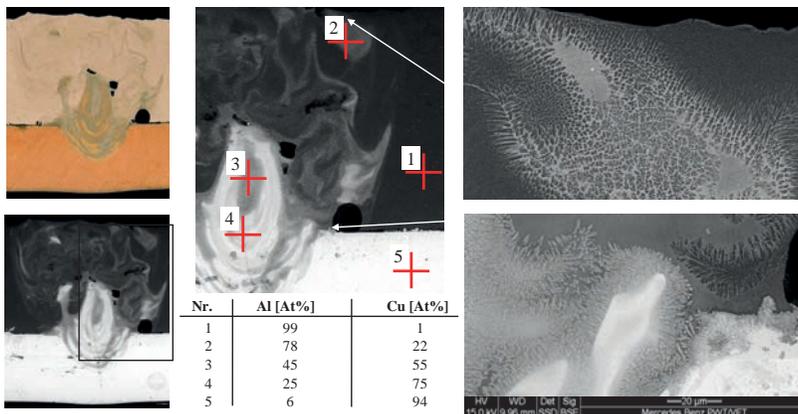
**Bild 5.7:** Links oben: Querschliff, daneben: REM-Aufnahme, links: vergrößerte REM-Aufnahme, rechts: vergrößerte REM-Aufnahme mit Positionen der Punktanalyse und EDX-Ergebnistabelle, Cu<sub>3</sub>/Al<sub>5</sub>, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 3000 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Vorwegzunehmen ist, dass die Proben im Niedrigvakuum untersucht wurden und die Restatmosphäre teilweise zu einem Phasenrauschen, dem sogenannten „Skirt-Effekt“ führen kann [85]. Die Messergebnisse können daher einem Fehler von bis zu 10 Prozent unterliegen. Daher sollen die erzielten Messergebnisse lediglich als Tendenzen betrachtet werden.

Die EDX-Punktanalyse bestätigt die bisher getroffene Annahme, dass die Farbgebung der verschiedenen Phasen im Schliff präzise Rückschlüsse auf das vorliegende Mischungsverhältnis zulassen. Wie die Analysen der goldgelben bis kupferfarbenen Phasen mit den Punkten 2 und 4 (Bild 5.7) bestätigen, liegen hier Mischungsverhältnisse von circa 70 % Kupfer und 30 % Aluminium vor. Die grauen Bereiche im Querschliff weisen je nach Grauanteil ein Verhältnis von 43 % Kupfer zu 57 % Aluminium (1, helles Grau) beziehungsweise 26 % Kupfer zu 74 % Aluminium (3, dunkles Grau) auf.

Ebenso wurden für die Variante Al<sub>5</sub>/Cu<sub>3</sub> REM-Aufnahmen durchgeführt. Diese stehen im Hinblick auf die Farbgebung im Einklang mit den bereits besprochenen Ergebnissen (Bild 5.8). Dunkelgraue Phasen weisen einen großen Anteil an Aluminium auf (Punkt 2, 78 %), steigt der Anteil an Kupfer in einer Phase, so entstehen hellere Zonen. Die in Bild 5.8 rechts dargestellten Vergrößerungen zeigen die in Bereichen mit hohem Aluminiumanteil typische dendritische Erstarrungsfront. Aus den REM-Aufnahmen und EDX-Punktanalysen kann das Mischungsverhältnis der spröden intermetallischen Phasen, in Schliffen als dunkelgraue Bereiche erkennbar, grob bestimmt werden.

Den EDX-Messungen zufolge führt eine Aufmischung von 30 bis 70 % Kupfer in Aluminium zu dunkelgrauen Bereichen mit erhöhter Neigung zur Ausbildung spröder, intermetallischer Phasen (vgl. Bild 3.6). Inwiefern die Ausbildung der Sprödphasenbereiche durch Variation der Laserparameter (z.B. Vorschubgeschwindigkeit, Laserleistung, Fokussdurchmesser) beeinflusst werden kann, ist Ziel der weiteren Untersuchungen.

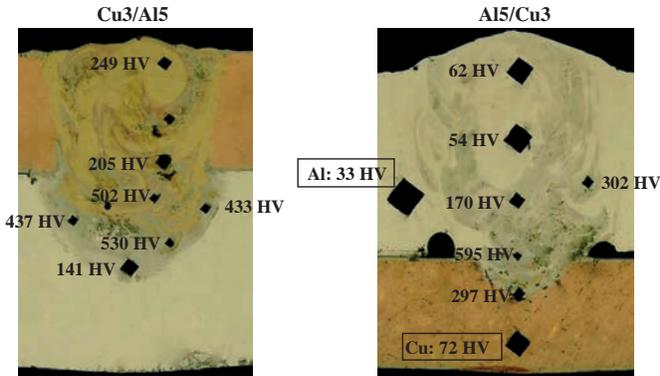


**Bild 5.8:** Links oben: Querschliff, darunter: REM-Aufnahme, Mitte: vergrößerte REM-Aufnahme mit Positionen der Punktanalyse und Ergebnistabelle, rechts vergrößerte REM-Aufnahmen, Al<sub>5</sub>/Cu<sub>3</sub>, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2300 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

### Härteanalyse

Eine weitere Methode, Informationen bezüglich der vorliegenden Cu-Al-Phasen in der Schweißnaht zu erlangen, ist die Vermessung der Härte der unterschiedlichen Aufmischungen. Nach dem Härteprüfverfahren von Vickers (DIN EN ISO 6507-1:2005) wird eine Diamantpyramide mit einem Öffnungswinkel von  $136^\circ$  mit einer definierten Prüfkraft in das Werkstück gedrückt. Über eine Längenvermessung der Diagonalen des Eindrucks kann der Härtewert bestimmt werden. In diesem Fall wurde aufgrund der geringen Größe der einzelnen Phasen eine kleine Prüfkraft von 1,961 N (entspricht 0,2 Kilopond, HV0,2) gewählt, um die Eindrücke gezielt in die zu vermessenden Phasen legen zu können.

Die Auswertung der Härtemessungen in Bild 5.9 zeigt lokal eng begrenzte, stark unterschiedliche Härtewerte. Der Grundwerkstoff Al99,5 hat laut Vermessung eine Härte von 33HV0,2, das verwendete Cu-PHC eine Härte von 72HV0,2. Diese Werte stimmen gut mit Werten aus den Datenblättern der Werkstoffe überein.



**Bild 5.9:** Härtemessungen nach Vickers, links Anordnung Cu3/Al5, recht: Al5/Cu3.

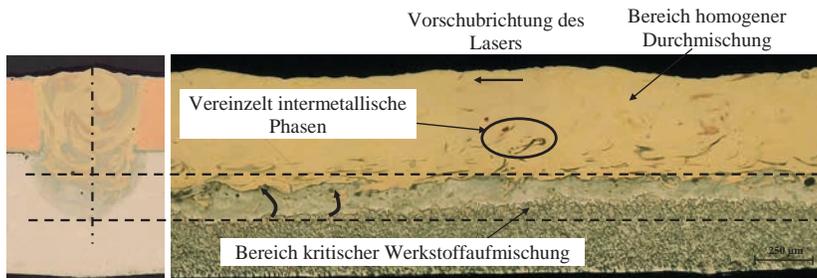
Die lokal stark unterschiedlichen Mischungsbereiche in der Schweißnaht lassen vermuten, dass sich dementsprechend sehr unterschiedliche Härteverteilungen über die gesamte Nahtfläche ergeben. In Abhängigkeit von der jeweiligen Aufmischung der einzelnen Phasen sind starke Schwankungen der Härtewerte zu messen. Im gesamten Nahtbereich findet eine Aufhärtung im Vergleich zu den Grundwerkstoffen statt. Bei geringen Kupferanteilen (Anordnung Al5/Cu3, obere Eindrücke) liegen die Härtewerte noch unter dem Kupferwerkstoff. Findet eine weitere Zumischung von Kupfer statt, steigen die Härtewerte an und können bei dunkelgrau gefärbten Sprödphasen Maximalwerte von bis knapp 600HV<sub>0,2</sub> erreichen. Dies entspricht circa dem 10-fachen Mittelwert der beiden Grundwerkstoffe. Phasenbereiche mit einem Übergewicht an Kupfer (goldgelbe Färbung) können Werte bis 250 HV<sub>0,2</sub> aufweisen. Die starke, lokal begrenzte Aufhärtung kann bei Belastungen und Verformungen zu lokalen Spannungsüberhöhungen führen und diese begünstigen eine Rissbildung in der Schweißnaht. Folglich erhöht sich bei einer Schweißnaht mit einer großen Anzahl von intermetallischen Phasen die Rissgefahr entsprechend. Die Anordnung der Materialien hat diesen Untersuchungen zufolge keinen Einfluss auf die maximal auftretenden Härtewerte.

### Längsschliffe

Mit Querschliffen kann nur eine Momentaufnahme der Schweißnaht abgebildet werden. Schliffe längs in der Mitte zur Naht sind ein probates Mittel, um Aussagen bezüglich Strömungsrichtungen in der Schweißnaht und der Prozessstabilität über eine längere Strecke treffen zu können.

Die Anordnung Cu3/Al5 zeigt einen im Längsschliff sich farblich deutlich abgrenzenden Bereich im Nahtgrund (Bild 5.10). Dieser untere Abschnitt besteht größtenteils aus Phasen kritischer Aufmischungen. Die Entstehung kann durch eine im Nahtgrund vorliegende Umlenkung der Strömungsrichtungen im Schmelzbad erklärt werden. Dadurch findet eine starke Verwirbelung der Materialien statt und begünstigt somit die Bildung von intermetallischen

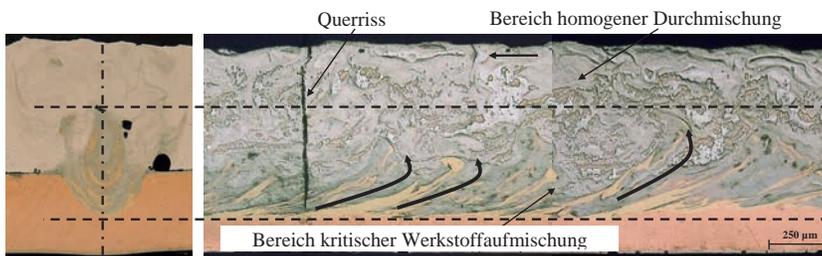
Phasen. Eine genaue Analyse der vorherrschenden Strömungsmechanismen im Schmelzbad erfolgt in Kapitel 5.6.1.



**Bild 5.10:** Links: Querschliff, rechts: dazugehöriger Längsschliff Cu3/Al5 bei mittlerer Einschweißtiefe, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2300 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Über diesem Bereich befindet sich eine Zone in der eine homogene Durchmischung von Kupfer und Aluminium vorliegt. Der Hauptanteil von Kupfer ( $> 70 \%$ ) in diesem Bereich führt zu der charakteristischen goldgelben Färbung (vgl. charakteristische Farbgebung in Bild 3.6) und ist größtenteils ohne intermetallische Phasen. Die vereinzelt auftretenden dunkelgrauen Schlieren, wie auch im Querschliff erkennbar, verdeutlichen die hohe Prozessdynamik im Schmelzbad.

Für die Probenanordnung Al5/Cu3 sind im Längsschliff im unteren Bereich gelbgoldene, längliche Schlieren zu erkennen, die entgegen dem Schweißvorschub Richtung Werkstückoberseite orientiert sind. Diese Schlieren sind von spröden Phasen umgeben, siehe Bild 5.11.



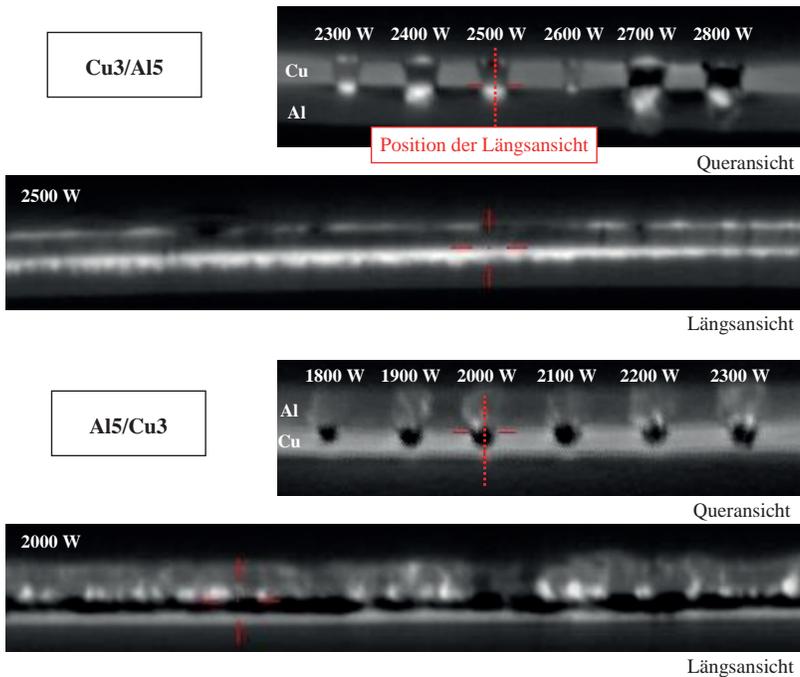
**Bild 5.11:** Links: Querschliff, rechts: dazugehöriger Längsschliffe Al5/Cu3 bei mittlerer Einschweißtiefe, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2500 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Der untere Bereich erstreckt sich in dieser Anordnung im Vergleich zur Anordnung Cu3/Al5 über einen deutlich größeren Einschweißtiefenbereich. Dies ist gleichbedeutend mit volummäßig mehr intermetallischen Phasen, was die Bildung von Querrissen durch die gesamte

Fügenreihe weiter begünstigt. Im oberen Bereich entsteht eine nahezu homogene Durchmischung der Materialien und es sind keine kupferreiche Phasen zu erkennen.

### Computertomographie (CT-Analyse)

CT-Aufnahmen ermöglichen dreidimensionale Betrachtungen von Schweißnähten und lassen neben Längsschliffen ebenso Aussagen über größere Nahtlängen zu. Die in Bild 5.12 dargestellten CT-Aufnahmen zeigen jeweils eine Probe der Anordnung Cu<sub>3</sub>/Al<sub>5</sub> und Al<sub>5</sub>/Cu<sub>3</sub>. Die Proben wurden mit je sechs Schweißnähten und unterschiedlichen Laserleistungen, die entsprechend zu unterschiedlichen Einschweißstiefen führen, kontaktiert.



**Bild 5.12:** CT-Aufnahmen: Quer- und Längsansichten von Laserschweißnähten, Cu-PHC und Al99,5, oben: Probengeometrie Cu<sub>3</sub>/Al<sub>5</sub>,  $P_L = 2300$  bis  $2800$  W,  $v_s = 30$  m/min, unten: Probengeometrie Al<sub>5</sub>/Cu<sub>3</sub>, SL,  $d_f = 170$   $\mu$ m,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 1800$  bis  $2300$  W,  $v_s = 30$  m/min.

Kupfer stellt sich, analog zu den REM-Aufnahmen, in CT-Aufnahmen hell und Aluminium vergleichsweise dunkel dar. Sprödphasen werden in CT-Aufnahmen dunkel bis schwarz dargestellt. Die Queransicht der Probenanordnung Cu<sub>3</sub>/Al<sub>5</sub> zeigt, dass sich innerhalb der Schweißnähte unterschiedliche Grauwerte, mit entsprechend unterschiedlichen Mischungsbe-reichen, einstellen.

Im oberen Bereich der Schweißnähte sind kleine, helle Kuppen zu erkennen, welche den geringen Nahtüberhöhungen entsprechen. Der dunklere Bereich darunter erstreckt sich über die gesamte Dicke der Kupferprobe. Quer- und Längsschliffen zufolge (Bild 5.3, Bild 5.10) liegt in diesem Bereich eine homogene Durchmischung von Kupfer und Aluminium mit überwiegenden Kupferanteilen vor. Es schließt sich an diesen Bereich bis zum Nahtgrund ein Bereich mit einem erhöhten Kupferanteil an, was zu einer hellen Färbung in den CT-Aufnahmen führt. In der Längsansicht ist zu erkennen, dass eine nahezu konstante Einschweißung in den Aluminiumwerkstoff vorliegt.

Die CT-Aufnahmen für die Probenanordnung Al5/Cu3 bestätigen die Ergebnisse aus den gezeigten Schliffbildern (Bild 5.8, Bild 5.11). Im oberen Bereich liegt eine Mischung von Kupfer und Aluminium mit einem höheren Anteil an Aluminium vor. Darunter ist ein Bereich mit einer starken Dunkelfärbung, was einer kritischen Aufmischung von Kupfer und Aluminium mit Sprödphasen gleichzusetzen ist. Die Längsansicht zeigt, dass auch hier eine konstante Einschweißtiefe in den Kupferwerkstoff möglich ist. Die dargestellte Leistungssteigerung hat bei der Anordnung Al5/Cu3 eine deutlich geringere Steigerung der Einschweißtiefe als bei Cu3/Al5 zur Folge.

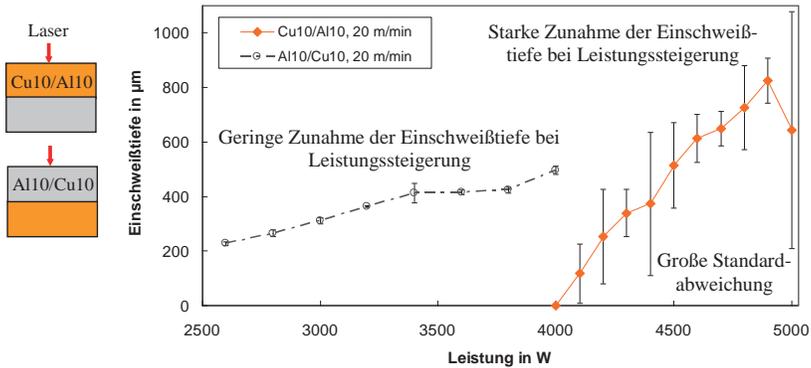
Die CT-Aufnahmen zeigen, dass sich bei beiden Anordnungen (Cu3/Al5 und Al5/Cu3) ein quasi konstanter Schweißprozess über die gesamte Schweißnahtlänge einstellt. Die Erkenntnisse aus den Schliffbildern, welche lediglich eine Momentaufnahme der Schweißnaht an einem singulären Ort darstellen, haben somit Gültigkeit über die gesamte Nahtlänge. Allerdings ist die Auflösung der CT-Aufnahmen für die geringen Probendicken von 0,3 beziehungsweise 0,5 mm zu gering, um detailliertere Aussagen nur anhand der CT-Aufnahmen ableiten zu können. Daher ist eine kombinierte Betrachtung von CT-Aufnahmen und Schliffbildern erforderlich. Für die im Folgenden dargestellten Ergebnisse der dickeren Probengeometrie ist die CT-Analyse wesentlich besser geeignet (siehe Bild 5.15 ff.)

### 5.1.2 Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10

Im Folgenden wird das Schweißverhalten an dickeren Kupfer- und Aluminiumblechen mit jeweils einer Materialstärke von 1 mm (Cu10/Al10 und Al10/Cu10) dargestellt und diskutiert. Mit der Zunahme der Materialstärke ist eine deutliche Steigerung der Laserleistung im Vergleich zur Probengeometrie Cu3/Al5 erforderlich, um ein Aufschmelzen des unteren Materials zu erzeugen. Da die Leistungsgrenze der Laserstrahlquelle bei einer Vorschubgeschwindigkeit von  $v_s = 30$  m/min teilweise erreicht wurde, ist die Vorschubgeschwindigkeit auf  $v_s = 20$  m/min reduziert worden.

Wie bei den dünneren Blechkombinationen zu beobachten war, wird aufgrund der unterschiedlichen physikalischen Eigenschaften der Materialien, wie beispielsweise die höhere Schmelztemperatur, höhere Dichte und bessere Wärmeleitfähigkeit des Kupfers in der Anord-

nung Cu10/Al10 deutlich mehr Leistung (hier circa 1000 W) benötigt, um vergleichbare Einschweißiefen wie in der Anordnung Al10/Cu10 zu erzielen, siehe Bild 5.13.



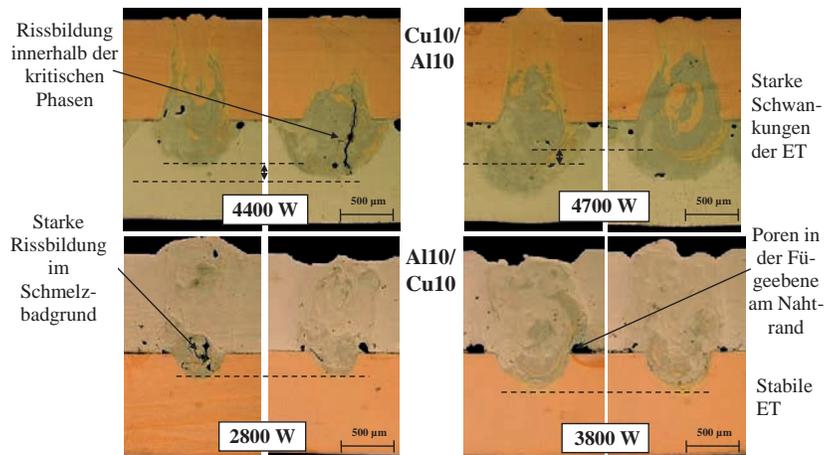
**Bild 5.13:** Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10, Einschweißtiefe in Abhängigkeit von Laserleistung,  $SL, d_r = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 20 \text{ m/min}$ ,  $z_t = 0 \text{ mm}$ , Cu-PHC und Al99,5.

Weiter ist bei Betrachtung des Diagramms in Bild 5.13 zu erkennen, dass die Einschweißtiefensteigerung bei einer Leistungszunahme bei Cu10/Al10 größer ist als bei Al10/Cu10. Dies lässt sich, wie auch die höheren benötigten Leistungen, durch die angesprochenen unterschiedlichen physikalischen Kenngrößen der Werkstoffe erklären. Ist das Kupfer oben liegend angeordnet, wird verhältnismäßig viel Leistung zur Durchschweißung des Kupfers benötigt. Durch die bereits eingebrachte Energie zum Durchdringen des Kupfers, und die dadurch entstehende Wärme, erfolgt die Einschweißung in das niederschmelzende Aluminium nur in einem geringen Prozessfenster ehe eine Durchschweißung durch den Aluminiumwerkstoff erfolgt. Die bei Kupfer während des Schweißprozesses stark variierenden Einkoppelbedingungen führen zu Prozessinstabilitäten, die wiederum zu starken Einschweißtieffenschwankungen (große Standardabweichung) im Aluminium innerhalb einer Naht führen.

Im Vergleich dazu führt die Anordnung mit dem Aluminiumwerkstoff oben zu deutlich stabileren Einkoppelbedingungen und dadurch zu geringeren Prozessschwankungen. Zusätzlich dient das unten liegende Kupfer nach dem Aufschmelzen des Aluminiums unter anderem aufgrund der höheren Schmelztemperatur und der höheren Wärmeleitfähigkeit quasi als Leistungsabsorber. Dies erklärt zum einen die geringe Steigerung der Einschweißtiefe bei höheren Laserleistungen und zum anderen die höhere Prozessstabilität hinsichtlich geringeren Einschweißtieffenschwankungen im Kupferwerkstoff bei gleichen Prozessparametern.

Die in Bild 5.14 dargestellten Querschliffe veranschaulichen das in Bild 5.13 aufgezeigte Schweißverhalten. Es sind jeweils zwei Querschliffpaare eines Parameters (Nahtanfang und -ende bei stabilem Schweißprozess) zu sehen. Bei Cu10/Al10 sind die bereits erwähnten Einschweißtieffenschwankungen zu sehen. Da die Einschweißtiefe, wie beispielsweise bei Para-

meter  $P_L = 4700$  W ersichtlich, wider Erwarten nicht mit dem Nahtfortgang durch die vorlaufende Wärmefront steigt, sondern der zweite Querschliff eine geringere Nahttiefe aufweist, ist davon auszugehen, dass die Schwankungen im Schmelzbad durch vorliegende Strömungsinstabilitäten hervorgerufen werden. Für beide Anordnungen gilt, dass im Vergleich zur dünneren Probengeometrie Cu3/Al5, deutlich stärkere Nahtüberhöhungen (bis über  $200 \mu\text{m}$ ) gepaart mit Unregelmäßigkeiten der Nahtoberraupe zu beobachten sind.



**Bild 5.14:** Querschliffe (Nahtanfang und -ende) von Laserschweißnähten Cu-PHC und Al99,5, Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 20$  m/min.

Die metallurgische Analyse der Querschliffe bei Leistungseinkopplung über das Kupferblech zeigt, dass dieses mit einer nahezu parallelen Nahtform durchgeschweißt wird und die aufgeschmolzene Fläche unter der Fügeebene im Aluminiumwerkstoff deutlich breiter ist. Es kommt zu einer teilweise starken Aufmischung der beiden Materialien und der daraus resultierenden Sprödphasenbildung mit teilweise starker Rissbildung im unteren bis mittleren, teils oberen Bereich der Schweißnaht. In den theoretischen Modellen in Kapitel 5.6.2 werden die Strömungsverhältnisse die sich im Schmelzbad einstellen und die erwähnte Sprödphasenbildung zur Folge haben, diskutiert.

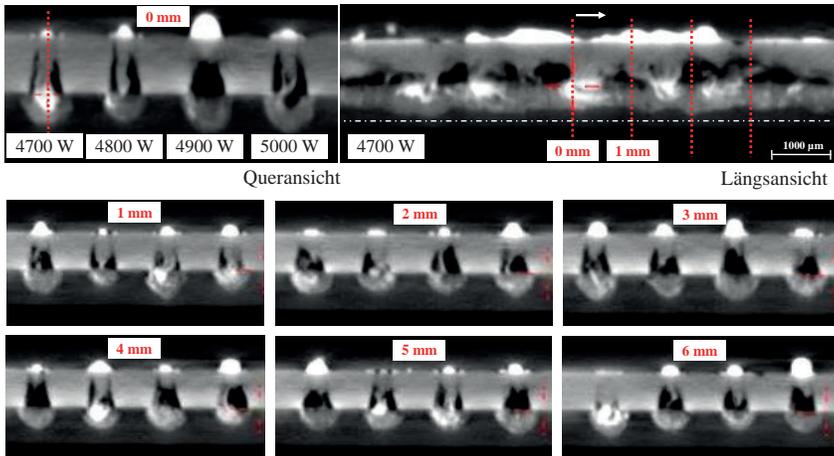
Die Ausformung und Aufmischung stellt sich bei einer Durchschweißung durch das oben liegende Aluminium anders dar. Die Schweißnaht ist im Aluminium durch die Wärmeleitung, die durch das darunter liegende Kupfer beeinflusst wird ausgebaucht. Infolge der geringeren Wärmeleitung des Aluminiums wird volumenmäßig mehr Material des oberen Fügepartners im Vergleich zur Cu10/Al10 Anordnung aufgeschmolzen. In der Fügezone beim Übergang von Aluminium zu Kupfer erfolgt eine Verjüngung der Schweißnahtbreite. Die Nahtverjüngung entsteht aufgrund der unterschiedlichen physikalischen Kenngrößen von Kupfer und Aluminium. Kupfer weist im Vergleich zu Aluminium eine höhere Schmelztemperatur, eine

höhere Wärmeleitfähigkeit und eine höhere Dichte auf (vgl. Bild 4.12). Dies hat den Berechnungen aus Kapitel 4.2.1 ein entsprechend geringeres Schmelzvolumen bei Kupfer zur Folge.

Zusätzlich sind häufig Poren in der Fügeebene am Rand der Schweißnaht zu verzeichnen. Die Entstehungsmechanismen der Poren entsprechen den Mechanismen bei den dünneren Probengeometrien Cu3/Al5 und Al5/Cu3 (vgl. Kapitel 5.1.1, Bild 5.5). Die Poren treten hauptsächlich im Aluminiumwerkstoff auf, da dieser im Vergleich zum Kupferwerkstoff eine geringere Dichte und bessere Fließigenschaften aufweist [69], [74] und dadurch die Porenbildung begünstigt.

### Computertomographie

Die in Bild 5.15 dargestellten Queransichten von CT-Aufnahmen zeigen vier Laserschweißnähte in der Anordnung Cu10/Al10 bei unterschiedlichen Laserleistungen ( $P_L = 4700$  W bis 5000 W) und einer Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  von jeweils 20 m/min. Exemplarisch ist für die Laserleistung von 4700 W eine Längsansicht dargestellt (rechts oben).

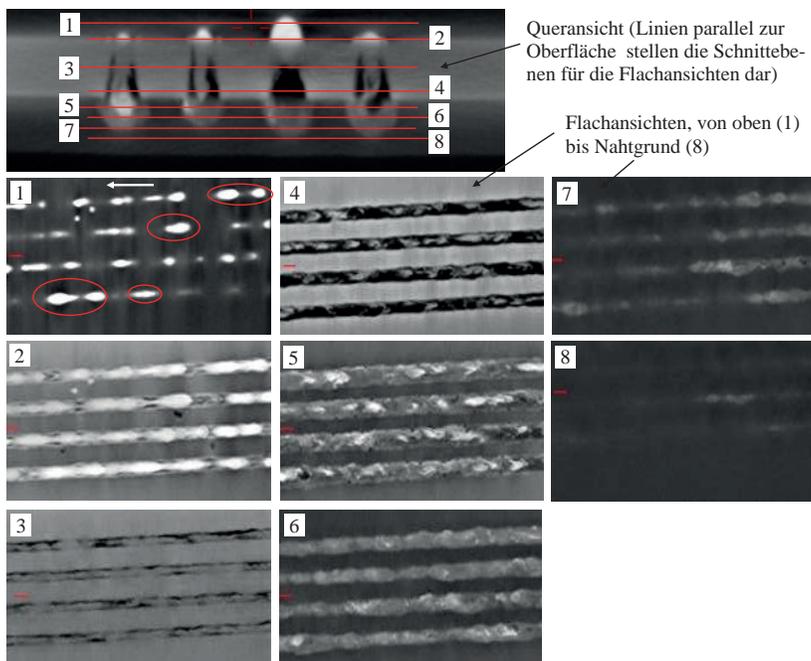


**Bild 5.15:** CT-Aufnahmen: Queransichten von Laserschweißnähten im Abstand von jeweils einem Millimeter in Vorschubrichtung, Cu-PHC und Al99,5, Probengeometrie Cu10/Al10, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 4700$  bis 5000 W,  $v_s = 20$  m/min, rechts oben: Längsansicht der Schweißnaht bei  $P_L = 4700$  W.

Die schwarzen Bereiche in den Schweißnähten entsprechen, in Übereinstimmung mit Quer- und Längsschliffen, intermetallischen Phasen. Dies lässt sich durch die bereits teilweise erläuterten stark veränderten Eigenschaften (Härte, Dichte) dieser Phasen erklären, was auch in Bezug auf Röntgenstrahlung zu anderen Absorptionseigenschaften führt und entsprechend abweichende Darstellungen in CT-Aufnahmen bewirkt. Poren werden in CT-Aufnahmen ebenfalls als dunkle Bereiche sichtbar. Eine Unterscheidung zwischen intermetallischen Pha-

sen und Poren ist lediglich anhand der charakteristischen geometrischen Form möglich. Die schlechteren Absorptionseigenschaften von Röntgenstrahlung in den spröden intermetallischen Phasen helfen in diesem Fall bei der Bestimmung von Lage und Anordnung dieser spröden Phasen innerhalb einer Schweißnaht durch CT-Aufnahmen.

Sowohl die Längsansicht, als auch die in einem Abstand von einem Millimeter in Vorschubsrichtung aufgenommenen Queransichten der Schweißnähte zeigen eine stark wechselnde, unregelmäßige Nahtoberraupe. Weiter werden mit den Aufnahmen die starken Schwankungen der Einschweißstiefen aus den Querschliffen bestätigt. Die in den CT-Aufnahmen erkennbaren intermetallischen Phasen befinden sich größtenteils im mittleren bis oberen Teil der Naht und nehmen einen verhältnismäßig großen Bereich der Schweißnaht ein.



**Bild 5.16:** Oben: Queransicht zeigt Übersicht der einzelnen Schnittebenen (1 bis 8) der Flachansichten, darunter: Flachansichten, Probengeometrie Cu10/Al10, Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 4700$  bis  $5000 \text{ W}$ ,  $v_s = 20 \text{ m/min}$ .

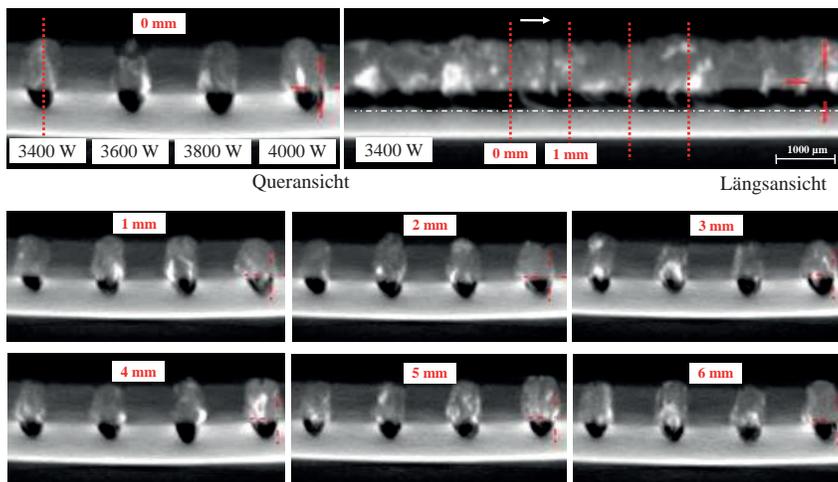
Flachansichten aus CT-Aufnahmen parallel zur Oberfläche ermöglichen genauere Aussagen über vorliegende Mischungsverhältnisse in den einzelnen Ebenen der Schweißnaht (Bild 5.16). In Schnitt 1 sind die angesprochenen deutlichen Erhöhungen der Schweißnaht, welche auf Prozessinstabilitäten hindeuten, gut zu erkennen (helle Bereiche). Ein kupferreicher Be-

reich knapp unterhalb der Werkstückoberfläche (Schnitt 2) ist anhand der hellen Verfärbung der Naht zu erkennen.

Die folgende Schnittebene zeigt bereits am Nahrand schwarze Bereiche, welche intermetallischen Phasen entsprechen. Dieses seitliche Auftreten der intermetallischen Phasen im oberen Bereich des Probenmaterials ist auch gut in der Queransicht der Nähte erkennbar. Knapp oberhalb der Fügeebene (Schnitt 4) ist ein starkes Auftreten der spröden Phasen anhand der dunklen Verfärbung der Naht zu beobachten. Bereits knapp unterhalb der Fügeebene sind die dunklen Anteile in der Naht stark reduziert und es sind teils kupferreiche Stellen (heller Bereich) zu erkennen. Es findet somit auf Höhe der Fügeebene eine klar abgegrenzte Änderung der Mischungsverhältnisse statt. Die weiteren Schnittebenen (6 bis 8) zeigen einen abnehmenden Kupferanteil in Richtung Nahtgrund und verdeutlichen anhand der Helligkeit und Nahtbreite nochmals die Schwankungen der Einschweißiefen.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass beim Laserstrahlschweißen die Probengeometrie Cu10/Al10 einen sehr schwankenden, turbulenten Prozess zur Folge hat, der sich im Vergleich zur Probengeometrie Cu3/Al5 hinsichtlich der intermetallischen Phasen ungünstiger verhält. Auf die detaillierte Ausbildung der Strömungen während des Schweißprozesses und die daraus resultierenden Folgen wird in Kapitel 5.6 tiefer gehend eingegangen.

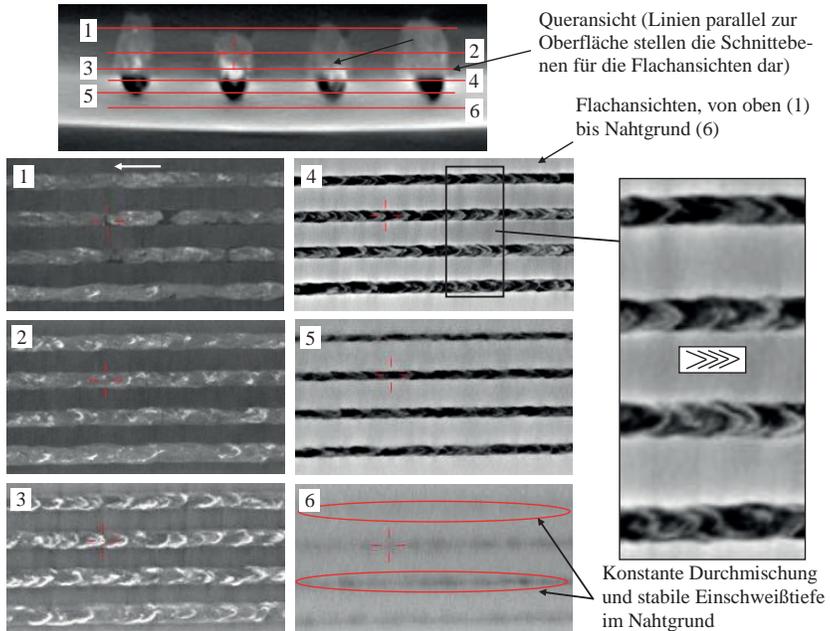
Für die Probengeometrie Al10/Cu10 zeigt sich, wie bereits in Schlifffbildern dargestellt, ein anderes Schweißverhalten und entsprechend veränderte Mischungsbereiche als die Anordnung Cu10/Al10. Die vier Schweißnähte in Bild 5.17 wurden mit einer Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  von 20 m/min und bei Laserleistungen  $P_L$  zwischen 3400 W und 4000 W erzeugt. Die Queransicht im CT verdeutlicht die breitere Nahtform im oberen Aluminium und die ab der Fügeebene beginnende Einschnürung der Schweißnaht. Begründet ist dieser Zusammenhang in den unterschiedlichen physikalischen Kenngrößen der Materialien, wie unter anderem der höheren Schmelztemperatur und der besseren Wärmeleitfähigkeit des Kupfers im Vergleich zum Aluminium.



**Bild 5.17:** CT-Aufnahmen: Queransichten von Laserschweißnähten im Abstand von jeweils einem Millimeter in Vorschubrichtung, Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_r = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ , Probengeometrie Al10/Cu10,  $P_L = 3400$  bis  $4000 \text{ W}$ ,  $v_s = 20 \text{ m/min}$ , rechts oben: Längsansicht der Schweißnaht bei  $P_L = 3400 \text{ W}$ .

Des Weiteren sind in den einzelnen Queransichten und der dargestellten Längsansicht die konstanten Einschweißiefen innerhalb einer Leistung zu beobachten. Ebenso bestätigt der Vergleich der vier Nähte hinsichtlich Einschweißtiefe, dass eine Leistungssteigerung um die in diesem Fall vorgenommene Veränderung von  $600 \text{ W}$  keinen nennenswerten Einfluss auf die Einschweißtiefe besitzt (circa  $80 \mu\text{m}$  Zunahme der Einschweißtiefe, vgl. Diagramm in Bild 2.1).

Die metallurgische Ausprägung der Schweißnaht in dieser Anordnung Al10/Cu10) zeigt neben der geometrischen Nahtbeschaffenheit weitere Unterschiede gegenüber dem Schweißprozess, bei dem die Emissionseinkopplung durch den Kupfer- in den Aluminiumwerkstoff erfolgt. Der Hauptunterschied liegt in der Lage und Größe der intermetallischen Phasen (schwarze Bereiche). Diese befinden sich, den CT-Aufnahmen zufolge, ausschließlich unterhalb der Fügeebene im Kupferwerkstoff. Im oberen Bereich der Schweißnaht (oberhalb der Fügeebene) sind teils kleine und teils auch größere Bereiche mit erhöhtem Kupferanteil (helle Bereiche) zu sehen. Diese kupferreichen Zonen treten nicht periodisch auf und lassen auch hier, trotz konstanter Einschweißtiefe und Nahtoberraupe, einen stark turbulenten Schweißprozess vermuten.



**Bild 5.18:** Oben: Queransicht zeigt Übersicht der einzelnen Schnittebenen (1 bis 6) der Flachansichten, darunter: Flachansichten, Probengeometrie Al10/Cu10, Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 3400$  bis  $4000 \text{ W}$ ,  $v_s = 20 \text{ m/min}$ .

Flachansichten der vier Schweißnähte zeigen die klare Abgrenzung der einzelnen Durchmischungsbereiche in Abhängigkeit der horizontalen Lage, siehe Bild 5.18. An der Werkstückoberfläche (Schnitt 1) ist im Vergleich zur anderen Anordnung eine konstante Nahtoberraupe zu erkennen. Dieser konstante Bereich mit einzelnen kupferreicheren Phasen setzt sich im oberen Teil der Schweißnaht fort (Schnitte 2 und 3).

Innerhalb der Fügeebene (Schnitt 4) sind die bereits angesprochenen starken Verjüngungen der Nahtbreite, sowie die großflächige Bildung von intermetallischen Phasen zu verzeichnen. In der Zone um die Fügeebene ist teilweise ein regelmäßig wiederkehrendes Durchmischungsmuster, analog zu einer homogenen Nahtoberraupe (vgl. Probengeometrie Cu3/Al5, Bild 5.3) zu erkennen, was in einem stabilen Durchmischungs- und Erstarrungsbereich begründet ist. Schnitt 6 zeigt die im Nahtgrund vorherrschenden stabilen Einschweißtiefen ohne starke Abweichungen.

Das unterschiedliche Durchmischungsverhalten in Abhängigkeit von der Materialanordnung (Cu10/Al10 beziehungsweise Al10/Cu10) hängt neben den geänderten Einkoppelbedingungen der Laserleistung auch mit den Dichteunterschieden der Schmelze zusammen. Aufgrund der geringeren Dichte der Aluminiumschmelze steigt diese in der Anordnung Cu10/Al10 in

den Kupferbereich nach oben. Die Kupferschmelze hingegen sinkt nach unten. Dies führt zu einer zusätzlichen Strömung in der Schmelze und führt, wie in den Untersuchungen gezeigt, zu einer großen Ausbreitung der intermetallischen Phasen im mittleren bis oberen Nahtbereich. Die Anordnung Al10/Cu10 führt aufgrund der Dichteunterschiede der Schmelzen zu keiner zusätzlichen Strömung. Die dichtere Kupferschmelze befindet sich bereits unterhalb der Aluminiumschmelze und wird lediglich durch Schweißprozessströmungen (Dampfdruck, Kapillare, vgl. Kapitel 5.6) nach oben transportiert. Dies hat eine geringere Durchmischung der Materialien und somit auch geringere Sprödphasen zur Folge.

Bei den bisher diskutierten Versuchen und Ergebnissen zur Erzeugung von Mischverbindungen aus Kupfer und Aluminium standen zunächst die Einflussgrößen Anordnung sowie Probengeometrie (Cu3/Al5, Al5/Cu3 und Cu10/Al10, Al10/Cu10) im Vordergrund. Die Einflussgrößen der Laserschweißparameter, wie unter anderem Fokusbereich  $d_f$ , Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  und Fokusbildung  $z_0$  wurden zunächst konstant gehalten. Welche Einflüsse von den angesprochenen noch nicht dargestellten Parametern ausgehen und wie sich diese auf die Ausbildung der Schweißnaht auswirken, wird in den folgenden Unterkapiteln aufgezeigt.

## 5.2 Einfluss Fokusbereich

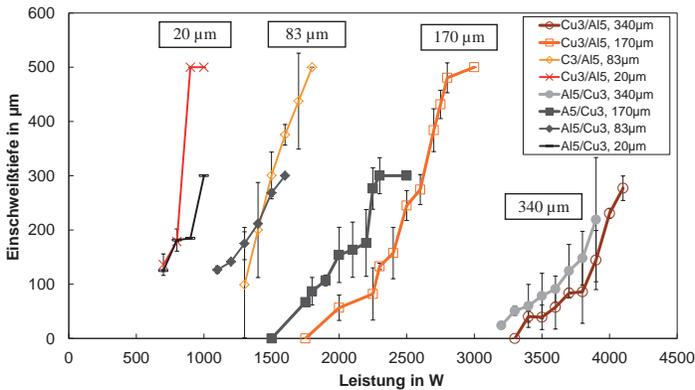
Eine Kontaktierung zwischen zwei Bauteilen in überlappender Anordnung erfolgt durch ein beidseitiges Aufschmelzen der Bauteile in der Fügezone und der nachfolgenden Erstarrung. Um einen schmelzflüssigen Zustand in der Fügeebene zu generieren, ist es erforderlich den oben liegenden Fügepartner zu Durchschweißen. Aus Gründen der Prozesseffizienz und einer möglichst geringen (negativen) Bauteilbeeinflussung beispielsweise durch thermischen Verzug, ist es sinnvoll, die benötigte Laserleistung für diesen Vorgang minimal zu halten. Daher erscheint die Steigerung der Leistungsintensität durch den Einsatz eines geringeren Fokusbereichs speziell bei der dickeren Probengeometrie zielführend. Inwiefern sich diese Theorie in Versuchen bestätigen lässt, ist nachfolgend aufbereitet.

Es bestehen im Wesentlichen zwei Möglichkeiten den Fokusbereich zu variieren. Über die Wahl der Strahlquelle und des damit verbundenen Faserkerndurchmessers  $d_k$  wird der Ausgangsdurchmesser des Laserstrahls vorgegeben. Die in der Arbeit verwendeten Lichtleitkabel haben Faserkerndurchmesser  $d_k$  von 15, 50, 100 und 200  $\mu\text{m}$ . Mit welchem Abbildungsverhältnis der Laserstrahl auf dem Bauteil abgebildet wird, hängt von der Bearbeitungs-optik ab. Hier kamen in den meisten Fällen Kollimationslinsen mit einer Brennweite  $f_k$  von 150 mm und Fokussierlinsen mit  $f_f$  von 256 mm zum Einsatz. Dies ergibt nach Gleichung (2.1) ein Abbildungsverhältnis von 1:1,7. Zum Einsatz kamen Scheibenlaser (SL) und Faserlaser (FL) mit 50, 100 und 200  $\mu\text{m}$  Faserkerndurchmessern. Für die Versuche mit dem Single Mode Faserlaser wurde ein Abbildungsmaßstab von 1:1,4 gewählt. Daraus ergeben sich Fokusbereich zwischen 20 und 340  $\mu\text{m}$  (vgl. Tabelle 3.1, Seite 43). Der Einfluss unter-

schiedlicher Fokusbereich wird im Folgenden anhand der beiden untersuchten Probengeometrien diskutiert.

### Probengeometrie Cu3/Al5 und Al5/Cu3

Die bisherigen Ergebnisse wurden mit einem Fokusbereich  $d_f$  von 170  $\mu\text{m}$  erzielt. Welche Einflüsse andere Fokusbereiche auf den Schweißprozess und die Schweißergebnisse haben, ist anhand der Einschweißkurven für drei weitere Durchmesser bei einer konstanten Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  von 30 m/min und Fokusbereich null in Bild 5.19 dargestellt.

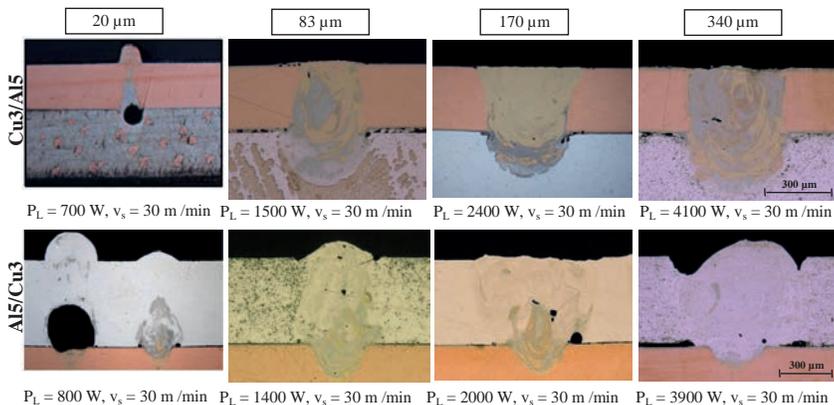


**Bild 5.19:** Einschweißtiefe in Abhängigkeit von Fokusbereich, Cu3/Al5 und Al5/Cu3, Cu-PHC und Al99,5, FL mit  $d_k = 14$  bzw. 50  $\mu\text{m}$ , SL mit  $d_k = 100$  bzw. 200  $\mu\text{m}$ ,  $v_s = 30$  m/min,  $z_f = 0$  mm.

Da die Leistungsintensität quadratisch mit dem Fokusbereich zusammenhängt, wird bei kleinem Fokusbereich deutlich weniger Laserleistung benötigt, um die Leistung in das Material einzukoppeln und eine Einschweißung zu generieren. Wie dem Diagramm zu entnehmen ist, verringern sich dabei die Prozessfenster im Hinblick auf die Laserleistung bei kleineren Fokusbereichen deutlich. Mit einem minimalen Fokusbereich  $d_f$  von 20  $\mu\text{m}$  ist der realisierbare Leistungsbereich zwischen minimaler Einschweißung und Durchschweißen sowohl für Cu3/Al5 als auch für Al5/Cu3 sehr gering (ca. 200 W). Ein größeres Prozessfenster mit teils starken Schwankungen der Einschweißtiefe innerhalb eines Parameters ergibt sich für einen Fokusbereich von 83  $\mu\text{m}$ . Die Ergebnisse mit einem 170  $\mu\text{m}$  Fokusbereich sind aus den vorherigen Darstellungen bereits bekannt und wurden der Vollständigkeit halber angegeben. Der größte untersuchte Fokusbereich beträgt 340  $\mu\text{m}$ . Dieser führt zu einem deutlich größeren Leistungsbedarf (ca. 1500 W mehr im Vergleich zu  $d_f = 170$   $\mu\text{m}$ ). Ebenso nehmen die Einschweißtiefe-Schwankungen im Vergleich zum Fokusbereich von 170  $\mu\text{m}$  zu.

Wie sich die Variation der Fokusbereiche auf die metallurgische Ausbildung der Schweißnaht und deren geometrische Form auswirkt, ist in charakteristischen Querschliffen

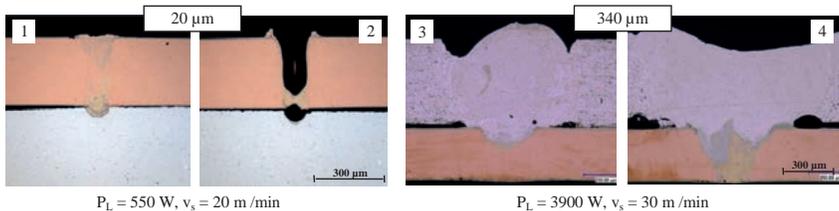
in Bild 5.20 gegenübergestellt. Neben der Nahtform ändert sich ebenso die Durchmischung von Kupfer und Aluminium in Abhängigkeit vom Fokusbereich. Mit einem 20  $\mu\text{m}$  Durchmesser lassen sich sehr schlanke Nahtformen (Nahtbreite  $> 150 \mu\text{m}$ ) erzeugen. Auffällig sind bei dieser Strahlkonfiguration die teilweise sehr großen Prozesssporen. Es ist denkbar, dass die Entstehung der Poren analog zur Porenbildung bei größeren Durchmessern (vgl. Bild 5.5) stattfindet. Der Richtung Schmelzbadgrund gerichtete Blasen-Transport wird durch die im Vergleich noch stärkere Verjüngung bei einem Fokusbereich von 20  $\mu\text{m}$  derart beeinträchtigt, dass die anschließende Aufwärtsströmung unterbunden wird und die Blasen bis zur Erstarrung des Schmelzbades in diesem vorhanden bleiben und als Poren zumeist in der Fügeebene im Aluminium zurückbleiben. Dies führt entsprechend zu einer starken Reduzierung des Anbindequerschnitts und kann sich negativ auf den Übergangswiderstand und auf die Festigkeitswerte der Kontaktierung auswirken. Eine Verringerung der Durchmischung und somit eine geringere Bildung von kritischen Phasen konnte mit diesem Fokusbereich nicht beobachtet werden.



**Bild 5.20:** Querschnitte bei unterschiedlichen Fokusbereichen, Al99,5 und Cu-PHC, Probengeometrie Cu3/Al5 und Al5/Cu3.

Eine Aufweitung des Fokusbereichs  $d_f$  auf 83  $\mu\text{m}$  führt entsprechend zu einer breiteren Schweißnaht. Die Porenbildung wird für beide Anordnungen dadurch stark minimiert, allerdings führt dieser Strahlparameter zu einer starken Durchmischung in der Schweißnaht. Der bisherige Standarddurchmesser 170  $\mu\text{m}$  zeichnet sich durch eine tendenziell geringe Durchmischung von Kupfer und Aluminium in beiden Anordnungen aus. Eine weitere Vergrößerung des Fokusbereichs auf den Maximalwert von 340  $\mu\text{m}$  zeigt in Querschnitten einen gesteigerten Durchmischungsgrad der Werkstoffe, was sich negativ auf die Festigkeit auswirken kann. Ebenso bringt der breite Fokusbereich Nahtimperfectionen wie Nahtkerben in der Anordnung Al5/Cu3 mit sich.

Die angesprochenen Nahtimperfectionen beziehungsweise Prozessinstabilitäten sind anhand von zwei Beispielen in Bild 5.21 aufgeführt. Links im Bild sind zwei Querschliffe einer Schweißnaht der Anordnung Cu3/Al5 für einen Fokusbereich von 20  $\mu\text{m}$  dargestellt. Während sich für den ersten Querschnitt eine fehlerfreie Schweißnaht einstellt, wird bei Querschnitt 2 nahezu die gesamte Schmelze aus der Schweißnaht getrieben.



**Bild 5.21:** Prozessinstabilitäten, links: Querschliffe Cu3/Al5,  $d_f = 20 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 1$ , rechts: Querschliffe Al5/Cu3,  $d_f = 340 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 17,6$ .

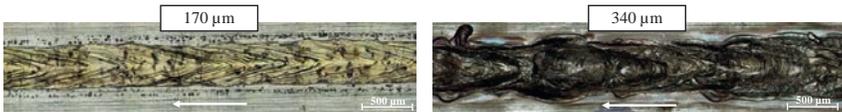
Dies verdeutlicht wie schwankend und instabil der Schweißprozess auf diesen minimalen Fokusbereich reagiert. Der geringe Fokusbereich hat eine Kapillare mit einem vergleichbar kleinen Durchmesser zur Folge. Aus Röntgenaufnahmen [34], [93], [94], [95] ist bekannt, dass durch vorhandene Geometriefluktuationen teilweise lokale Verengungen des Kapillarquerschnitts hervorgerufen werden können und diese zu einer kompletten Einschnürung der Kapillare führen können [21].

Folglich ist denkbar, dass eine vergleichbare Einschnürung der Kapillare bei einem geringen Kapillarquerschnitt bereits zum Kollaps der Kapillare führen kann, während bei einem größeren Kapillarquerschnitt die Kapillare weiterhin erhalten bleibt. Ein Zusammenbrechen im oberen Bereich der Kapillare kann starke Schmelzbadauswürfe, wie im Querschnitt 2 zu sehen ist, verursachen.

Im zweiten Beispiel sind Querschliffe einer Schweißnaht, welche mit einem Fokusbereich von 340  $\mu\text{m}$  durch das Aluminium in den Kupferwerkstoff geschweißt wurde, gegenübergestellt. Zu sehen ist neben einer unruhigen Nahtoberfläche die Verjüngung der Schweißnahtbreite in der Fügezone (3). Aufgrund des großen Fokusbereichs wird entsprechend mehr Aluminium aufgeschmolzen als bei kleineren Durchmessern und es erfolgt beim Materialübergang zum Kupferwerkstoff eine entsprechend starke, schlagartige Reduktion der Schweißnahtbreite. Diese Nahtform stellt hinsichtlich mechanischer Festigkeit aufgrund der Kerbform der Naht keine optimale Geometrie dar. Der Fokusbereich von 340  $\mu\text{m}$  hat zur Folge, dass für den Tiefschweißeffekt eine vergleichsweise hohe Laserleistung (hier  $P_L = 3900 \text{ W}$ ) benötigt wird. Trotz hoher Vorschubgeschwindigkeit scheint es, dass die vorlaufende Wärme dafür sorgt, dass die Einschweißtiefe über die Nahtlänge zunimmt. So ist im Nahtanfangsbereich eine Einschweißung in den Kupferwerkstoff möglich, im Endbe-

reich der Naht führt die vorhandene Wärme in der Probe jedoch zu einer Durchschweißung (Schweißnaht 4). Zusätzlich ist das Aspektverhältnis von Fokusbereich zu Einschweißtiefe bei einem Wert von etwas über 1 für einen Tiefschweißprozess als kritisch zu betrachten. Typische Werte liegen für das Tiefschweißen bei bis zu 10:1 (vgl. Bild 2.10).

Der Fokusbereich 340  $\mu\text{m}$  führt ebenso in der Werkstoffanordnung Cu3/Al5 zu Instabilitäten innerhalb einer Schweißnaht. Eine Gegenüberstellung von Nahtberrauen, welche mit einem Fokusbereich von 170  $\mu\text{m}$  beziehungsweise 340  $\mu\text{m}$  erzeugt wurden verdeutlichen den Unterschied eindrucksvoll (Bild 5.22).



**Bild 5.22:** Prozessinstabilitäten Cu-PHC und Al99,5, Probengeometrie Cu3/Al5, links: Nahtberraupe, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $P_L = 2500 \text{ W}$ , rechts: Nahtberraupe, SL,  $d_f = 340 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 17,6$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $P_L = 3900 \text{ W}$ .

Der Fokusbereich 170  $\mu\text{m}$  hat eine regelmäßige Ausprägung der Nahtberraupe, was charakteristisch für einen stabilen Schweißprozess und Erstarrungsvorgang zur Folge. Ebenso stellt sich eine goldgelbe Färbung der Nahtberraupe aufgrund der homogenen Durchmischung von Kupfer und Aluminium ein. Anders sieht die Nahtberraupe der Schweißnaht aus, welche durch einen 340  $\mu\text{m}$  breiten Fokusbereich erzeugt wurde. Die Schuppung ist sehr unregelmäßig, die Nahtbreite an der Oberfläche schwankt stark und es stellt sich eine dunkle Färbung der Nahtberraupe ein. Hier nicht dargestellte Hochgeschwindigkeitsuntersuchungen haben zudem eine vermehrt auftretende Spritzerbildung bei diesem Fokusbereich gezeigt. All diese Merkmale zeigen, dass sich mit einem Fokusbereich von 340  $\mu\text{m}$  für keine der beiden untersuchten Anordnungen ein stabiler, reproduzierbarer Schweißprozess realisieren lässt. Es stellen sich für die untersuchten Fokusbereiche an der dünnen Probengeometrie Cu3/Al5 und Al5/Cu3 folgende drei Bereiche ein:

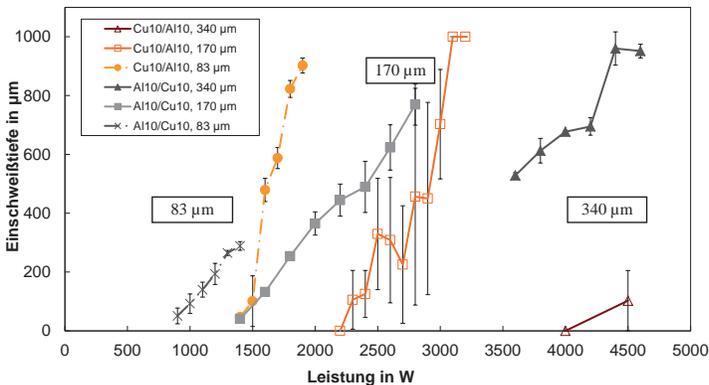
- < 83  $\mu\text{m}$ : feine, schmale Schweißnähte, sehr kleines Prozessfenster, speziell bei Al5/Cu3 starke Porenbildung in Fügeebene, starke Durchmischung von Kupfer und Aluminium in einem großen Nahtbereich, teils große Prozessinstabilitäten vorhanden.
- 83 - 170  $\mu\text{m}$ : Schweißnähte breiter, Prozessfenster vergrößert, geringe Durchmischung von Kupfer und Aluminium möglich, führt zu geringerer Sprödphasenbildung, reduzierte Porenbildung und gesteigerte Prozessstabilität.
- $\geq 170 \mu\text{m}$ : Sehr breite Schweißnähte, speziell bei Al5/Cu3 ist Nahtform ungünstig, starke Durchmischung von Kupfer und Aluminium (Gefahr von intermetalli-

schon Phasen), Prozessinstabilität nimmt wieder zu, Prozessfenster kleiner im Vergleich zu  $d_f = 170 \mu\text{m}$ .

### Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10

Für die Untersuchungen wurde die Einflussgröße Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  zunächst auf einem Wert von 10 m/min konstant gehalten. Es wurden die gleichen Fokusburchmesser wie zuvor bei Probengeometrie Cu3/Al5 betrachtet. Der mit einem Single Mode Faserlaser erzeugte Fokusburchmesser  $d_f$  von  $20 \mu\text{m}$  konnte aufgrund der zur Verfügung stehenden Laserleistung von 1 kW nicht mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 10 m/min untersucht werden. Für diesen Fokusburchmesser wurde die Vorschubgeschwindigkeit weiter reduziert. Die Ergebnisse werden nachfolgend getrennt vorgestellt.

Die im linken Diagramm in Bild 5.23 aufgeführten Einschweißkurven geben Aufschluss darüber, welche Laserleistungen in Abhängigkeit vom Fokusburchmesser benötigt werden, um im unteren Fügepartner eine Einschweißung zu erzielen. Mit einem Durchmesser von  $340 \mu\text{m}$  ist eine Kontaktierung in der Anordnung Al10/Cu10 unter großem Leistungsbedarf ( $\sim 4000 \text{ W}$ ) möglich. Ist der obere Fügepartner Kupfer zeigt sich, dass eine sichere Kontaktierung in dieser Variante nicht realisierbar ist. Der große Brennfleck auf dem Bauteil benötigt zu viel Leistung, um eine stabile Kapillare im Kupferwerkstoff zu erzeugen.

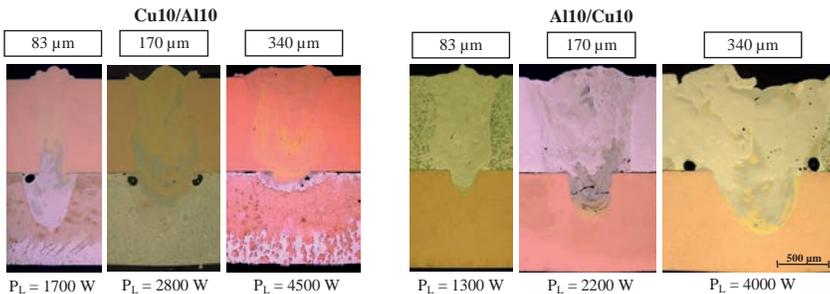


**Bild 5.23:** Einschweißtiefen bei unterschiedlichen Fokusburchmessern, Einschweißtiefe in Abhängigkeit von der Laserleistung, Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10, Cu-PHC und Al99,5, FL mit  $d_k = 50 \mu\text{m}$ , SL mit  $d_k = 100$  bzw.  $200 \mu\text{m}$ ,  $v_s = 10 \text{ m/min}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ .

Eine Halbierung des Fokusburchmessers auf den Fokus von  $170 \mu\text{m}$  erlaubt eine Kontaktierung beider Varianten bei nahezu halber Laserleistung. Dabei sind die auftretenden Schwankungen der Einschweißtiefe innerhalb eines Parameters in der Anordnung Cu10/Al10 deutlich größer als bei der umgedrehten Variante. Ebenso wird knapp  $1000 \text{ W}$  mehr Laserleistung be-

nötigt, um Einschweißiefen vergleichbar zu Al10/Cu10 zu realisieren. Unter anderem liegt die Ursache hierfür in den kritischeren Einkoppelbedingungen über den Kupferwerkstoff die zu den schwankenden Ergebnissen führen können. Ebenso sorgt die höhere Wärmeleitfähigkeit des Kupfers zu einem raschen Erstarren und zu starken zeitabhängigen Änderungen im Schmelzbad. Dies stellt sich in der Variante Al10/Cu10 vergleichsweise weniger kritisch dar. Eine weitere Reduktion der benötigten Laserleistung erfolgt mit einer Verringerung des Fokusbereichs auf  $83 \mu\text{m}$ . Ein zusätzlicher positiver Effekt durch den kleineren Fokusbereich sind die geringeren Einschweißiefenschwankungen bei allerdings deutlich reduziertem Prozessfenster.

Die in Bild 5.24 gezeigten Querschliffe veranschaulichen den Einfluss der unterschiedlichen Fokusbereichs auf Nahtform und metallurgische Ausprägung der Schweißnaht. Eine Verringerung der Nahtbreite im Werkstoff des oberen Fügepartners kann für beide Probenanordnungen mit kleinerem Fokusbereich festgestellt werden. Bei einem Fokusbereich von  $83 \mu\text{m}$  ist in der Fügeebene eine starke Aufweitung (Cu10/Al10) beziehungsweise Einschnürung (Al10/Cu10) der Nahtbreite aufgrund der unterschiedlichen physikalischen Eigenschaften der Werkstoffe, wie Wärmeleitfähigkeit und Dichte zu verzeichnen (vgl. Tabelle 3.2 und 3.3). Dieser Effekt nimmt mit Zunahme des Fokusbereichs ab.



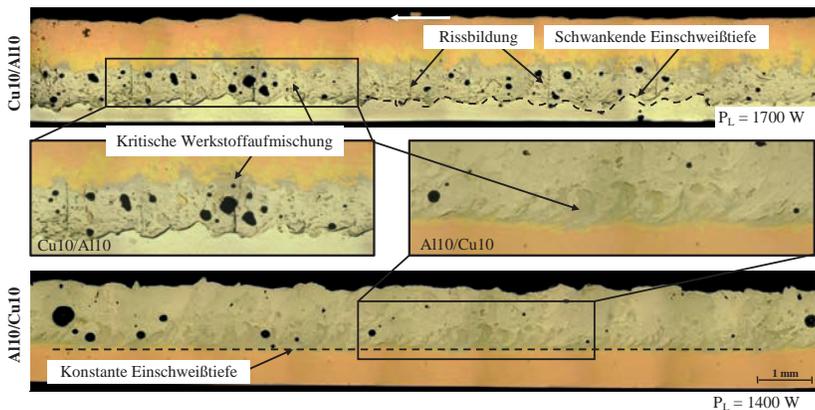
**Bild 5.24:** Querschliffe bei unterschiedlichen Fokusbereichs, Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10, Al99,5 und Cu-PHC,  $v_s = 10 \text{ m/min}$ .

Allgemein ist bei der betrachteten Vorschubgeschwindigkeit für beide Probenanordnungen unabhängig vom Fokusbereich eine geringe Porenbildung zu verzeichnen. Poren können unter anderem durch Luftblasen aus der Atmosphäre, welche durch die Kapillare nach unten befördert und im Anschluss am Aufsteigen und dem Ausgasen gehindert werden, entstehen [91], [92]. Denkbar ist, dass aufgrund der größeren Einschweißiefen und der damit einhergehenden längeren Kapillare im Vergleich zu den dünneren Versuchsproben grundsätzlich weniger Atmosphären gas Richtung Nahtgrund transportiert wird. Daraus folgt eine reduzierte Porenbildung in der Schweißnaht.

Treten kleine Poren auf, befinden sich diese bei beiden Anordnungen größtenteils im Aluminiumwerkstoff und nahe der Fügeebene. Die für die dünne Probenvariante in Kapitel 5.1.1 (vgl. Bild 5.5) dargestellte Erklärung für die Position der Poren, kann auf die dicke Probengeometrie entsprechend übertragen werden.

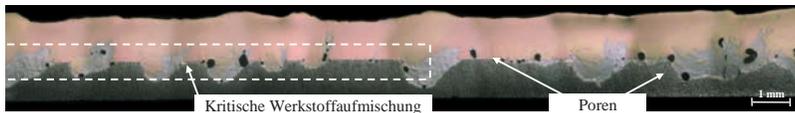
Eine tendenzielle Verringerung der Durchmischung der Werkstoffe und somit eine Reduzierung der Gefahr der Bildung von kritischen Phasen konnte mit verkleinertem Fokusdurchmesser beobachtet werden. Allerdings sei angemerkt, dass dies von der Einschweißtiefe und dem damit verbundenen Aufmischungsverhältnisses deutlich überlagert wird.

Einschweißtiefenschwankungen und andere Effekte können mittels Längsansichten, in diesem Fall Längsschliffe, über eine größere Nahtlänge beurteilt werden. Die in Bild 5.25 dargestellten Längsschliffe, welche mit einem  $83\ \mu\text{m}$  Fokus generiert wurden, bestätigen die zuvor getroffenen Aussagen.



**Bild 5.25:** Längsschliffe bei einem Fokusdurchmesser  $d_f = 83\ \mu\text{m}$ ,  $FL, M^2 = 4,1$ , Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10, A199,5 und Cu-PHC,  $v_s = 10\ \text{m/min}$ .

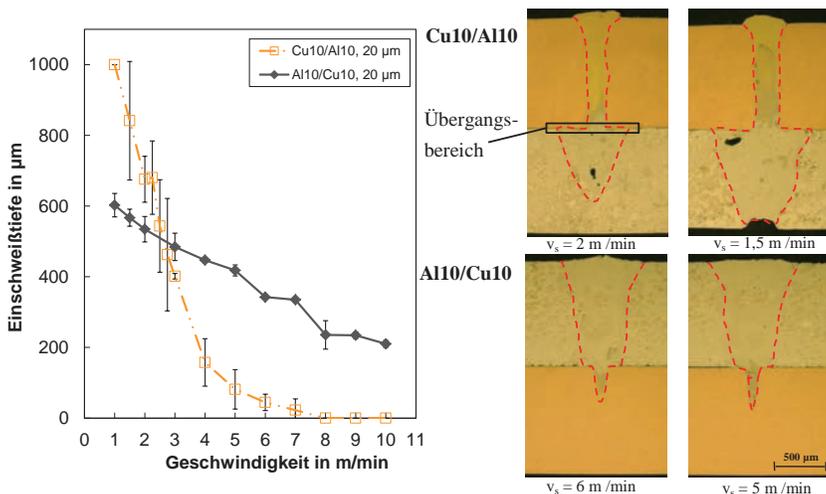
Trotz der relativ großen Einschweißtiefe (im Mittel  $600\ \mu\text{m}$ ), der im Bild oben dargestellten Naht, sind Schwankungen der Einschweißtiefe im Vergleich zu Schweißnähten mit größeren Fokusdurchmessern stark reduziert (vgl. Bild 5.26). Die große Einschweißtiefe führt durch das große aufgeschmolzene Volumen zu einer kritischen Werkstoffaufmischung in der unteren Nahthälfte. Dies steigert die Wahrscheinlichkeit von Rissbildung im unteren Bereich der intermetallischen Phasen.



**Bild 5.26:** Längsschliff bei einem Fokusbereich  $d_f = 170 \mu\text{m}$ , SL,  $M^2$  8,8, Probengeometrie Cu10/Al10, Al99,5 und Cu-PHC,  $P_L = 2700 \text{ W}$ ,  $v_s = 10 \text{ m/min}$ .

Die für die Probengeometrie Al10/Cu10 typischerweise geringeren Schwankungen der Einschweißtiefe sind im unteren Längsschliff in Bild 5.25 ersichtlich. Die geringere Einschweißtiefe führt weiter zu einer geringeren Durchmischung der Werkstoffe und es treten dadurch keine Risse auf. Aus diesen Gründen kann diese Kontaktierung mit den untersuchten Parametern als weniger kritisch betrachtet werden.

Eine Reduktion des Durchmessers auf  $20 \mu\text{m}$  (Single Mode Faserlaser) führt zu den in Bild 5.27 aufgeführten Ergebnissen. Da wie bereits beschrieben eine maximale Laserleistung von einem Kilowatt zur Verfügung stand, wurde die Vorschubgeschwindigkeit unter  $10 \text{ m/min}$  reduziert und so variiert, dass eine Einschweißung im unteren Werkstück erfolgen konnte.

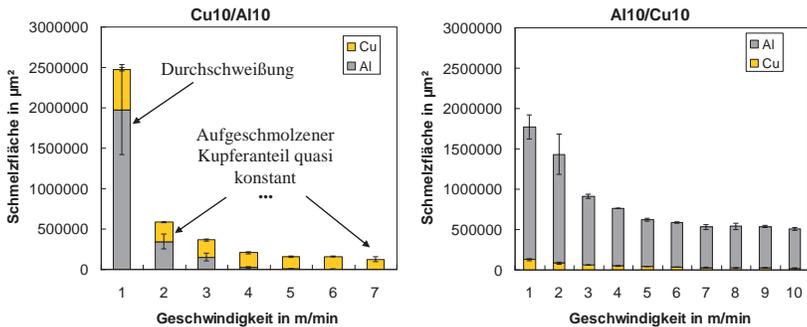


**Bild 5.27:** Einschweißtiefe in Abhängigkeit von Vorschubgeschwindigkeit, FL,  $M^2 = 1,0$ ,  $d_f = 20 \mu\text{m}$  und charakteristische Querschliffe, Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10, Cu-PHC und Al99,5,  $P_L = 1000 \text{ W}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ .

In der Probenanordnung Cu10/Al10 wird eine minimale Einschweißung in den Aluminiumwerkstoff bei Vorschubgeschwindigkeiten kleiner als  $7 \text{ m/min}$  erzielt. Eine weitere Reduktion der Vorschubgeschwindigkeit lässt die Einschweißtiefe deutlich zunehmen. Ebenso werden

dadurch die Schwankungen der Einschweißtiefe innerhalb einer Schweißnaht deutlich höher, was den negativen Effekt von geringeren Vorschubgeschwindigkeiten aus Kapitel 5.3. bestätigt. Für Al10/Cu10 verläuft die Einschweißkurve im Vergleich deutlich flacher und auch die Einschweißtiefenschwankungen sind geringer. Metallurgisch gesehen stellt sich für diese Strahlkonfiguration ein günstiges Aufmischungsverhältnis mit geringen intermetallischen Phasenanteilen ein. Die Anbindefläche, relevant für eine hohe Leitfähigkeit der Verbindung, ist aufgrund ihrer geringen Größe im Bereich 200  $\mu\text{m}$  bei Cu10/Al10 und 150  $\mu\text{m}$  bei Al10/Cu10 eher kritisch zu bewerten. Eine Reduktion der Anbindefläche durch Poren in der Fügeebene, wie dies bei der Probengeometrie Cu3/Al5 und dem Einsatz eines Foksdurchmessers von 20  $\mu\text{m}$  auftrat, konnte bei den dickeren Probengeometrien Cu10/Al10 und Al10/Cu10 nicht beobachtet werden. Die identische Erklärung bezüglich der reduzierten Porenbildung wie bei den Schweißungen der Probengeometrien Cu10/Al10 und Al10/Cu10 mit den größeren Foksdurchmessern (83, 180 und 340  $\mu\text{m}$ ) kann herangezogen werden. Es ist denkbar, dass durch die längere Kapillare entsprechend weniger Umgebungsgas in das Schmelzbad transportiert wird und die beobachtete reduzierte Porenbildung in der Schweißnaht ist die Folge.

Die für die größeren untersuchten Foksdurchmesser beschriebenen Nahtverjüngungen beziehungsweise Nahtaufweitungen in der Fügeebene sind in dieser Konfiguration noch stärker ausgeprägt. Die Breitenänderung entspricht einem Faktor drei. Aus den Querschliffen sind die aufgeschmolzenen Kupfer- und Aluminiumflächen beider Probenanordnungen für die Strahlkonfiguration mit Single Mode Laser in den Diagrammen in Bild 5.28 gegenübergestellt.



**Bild 5.28:** Analyse der aufgeschmolzenen Fläche, links: Cu10/Al10, rechts: Al10/Cu10, Foksdurchmesser  $d_f = 20 \mu\text{m}$ , Cu-PHC und Al99,5, FL,  $d_f = 20 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 1,0$ ,  $P_L = 1000 \text{ W}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ .

Wird durch das Kupfer die Überlappkontaktierung erzeugt, ist bei Reduzierung der Vorschubgeschwindigkeit, was überwiegend mit einer größeren Einschweißtiefe gleichzusetzen ist, ein verhältnismäßig geringer Anstieg der aufgeschmolzenen Kupferfläche verbunden (123.000  $\mu\text{m}^2$  auf 231.600  $\mu\text{m}^2$ , Faktor 1,9). Das Ergebnis bei Vorschubgeschwindigkeit

1 m/min kann ausgeklammert werden, da hier eine Durchschweißung erfolgt und veränderte Bedingungen vorliegen. Die Fläche des darunter liegenden Aluminiumwerkstoffs wird bei höherer Einschweißtiefe entsprechend größer (von  $1.300 \mu\text{m}^2$  auf  $344.500 \mu\text{m}^2$ , Faktor 265). Gegensätzlich stellt sich der Sachverhalt bei der Anordnung Al10/Cu10 dar. Die generell größere aufgeschmolzene Aluminiumfläche im Vergleich zur Kupferfläche der Anordnung Cu3/Al5 nimmt mit höherer Einschweißtiefe von  $487.900 \mu\text{m}^2$  (10 m/min) auf  $1.642.000 \mu\text{m}^2$  (1 m/min) zu (Faktor 3,4). Die Änderung der darunter liegenden aufgeschmolzenen Kupferfläche beträgt lediglich  $63.600 \mu\text{m}^2$ . Die großen Unterschiede zwischen aufgeschmolzener Fläche und Einschweißtiefe bei Kupfer und Aluminium wurden in Kapitel 4.2.1 (vgl. Gleichung 4.1) anhand der entsprechenden physikalischen Eigenschaften der Werkstoffe diskutiert.

In der Fügeebene, im Übergangsbereich der beiden Werkstoffe, ist zusätzlich der Einfluss der unterschiedlichen Schmelztemperaturen ersichtlich (Bild 5.27). Während der Kupferwerkstoff noch in fester Phase vorliegt, ist das Aluminium über eine größere Nahtbreite aufgeschmolzen. Da der Kupferwerkstoff nicht aufgeschmolzen ist, entsteht in diesem Bereich keine Durchmischung der Werkstoffe. Inwiefern dieser Bereich mit dem aufgeschmolzenen Aluminiumwerkstoff eine Benetzung zwischen den Materialien hervorruft und zur Stromübertragung beitragen kann, ist unter anderem Gegenstand der Untersuchungen in Kapitel 6.2. Die detaillierte Betrachtung der jeweiligen aufgeschmolzenen Flächen zeigt eindrücklich die Auswirkungen der unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften von Kupfer und Aluminium. Allerdings lässt diese Betrachtung keine direkten Rückschlüsse auf die Qualität der Schweißnaht zu.

Zusammenfassend lässt sich für die Probenanordnungen Cu10/Al10 und Al10/Cu10 hinsichtlich des Einflusses des Fokusbereichs folgendes festhalten:

- 20 - 83  $\mu\text{m}$ : feine, schmale Schweißnähte, konstante Einschweißtiefen möglich, Prozessfenster ist in der Anordnung Al10/Cu10 deutlich größer als in der gedrehten Anordnung (Bild 5.23), speziell bei Durchmesser von  $20 \mu\text{m}$  sind starke Nahtverjüngungen in der Fügeebene vorhanden, Einschweißtiefe hat stärkere Auswirkung auf metallurgische Durchmischung als der Fokusbereich, Steigerung der Prozesseffizienz durch kleinen Fokusbereich.
- 83 - 170  $\mu\text{m}$ : Schweißnähte breiter, Prozessfenster kleiner, speziell bei Cu10/Al10 starke Schwankungen der Einschweißtiefe von keine Anbindung bis Durchschweißung, Prozessinstabilität nimmt zu, Einschnürungen der Schweißnaht nehmen im Vergleich zu kleineren Fokusbereichen etwas ab.
- > 170  $\mu\text{m}$ : bei einem Durchmesser von  $340 \mu\text{m}$  keine sichere Kontaktierung der Anordnung Cu10/Al10 aufgrund der Leistungsgrenze des Lasers und zu starken Prozessschwankungen gewährleistet, quasi kein Prozessfenster vorhanden, Kon-

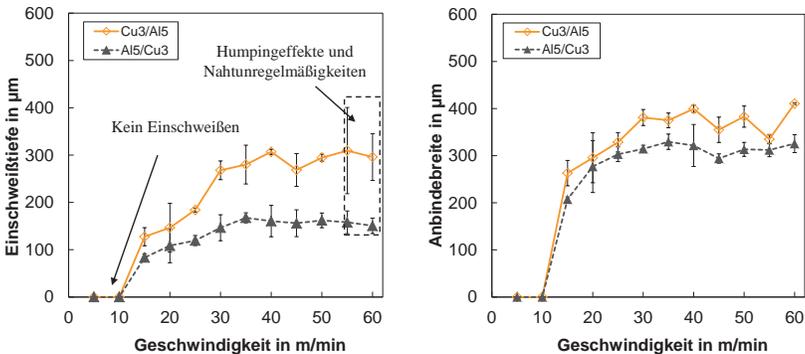
taktierung Anordnung Al10/Cu10 mit hohen Leistungen (um 4000 W) umsetzbar, sehr unruhiger, spritzerbehafteter Prozess, große Nahtbreite ungünstig hinsichtlich intermetallischer Phasen.

### 5.3 Variation der Vorschubgeschwindigkeit

Die Prozessgröße Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  stellt eine weitere Stellgröße der Laserparameter dar, welche einen starken Einfluss auf den Prozessablauf und die damit verbundene Schweißqualität hat. Die Auswirkungen einer Veränderung dieser Größe werden in diesem Unterkapitel für beide Probenanordnungen und -geometrien aufgearbeitet und diskutiert.

#### Probengeometrie Cu3/Al5

Wie bereits in Kapitel 4 für die artgleichen Schweißungen von Kupfer- beziehungsweise Aluminiumlegierungen untersucht, wurde im Folgenden analog dazu der Quotient aus Laserleistung und Vorschubgeschwindigkeit, die Streckenenergie, zunächst konstant gehalten. Als Startwert wurde eine mittlere Einschweißtiefe in das Unterblech bei einer Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  von 30 m/min gewählt. Daraus ergab sich für die Anordnung Cu3/Al5 eine Streckenenergie  $P_L/v_s$  von 5000 J/m und für Al5/Cu3 von 4000 J/m.



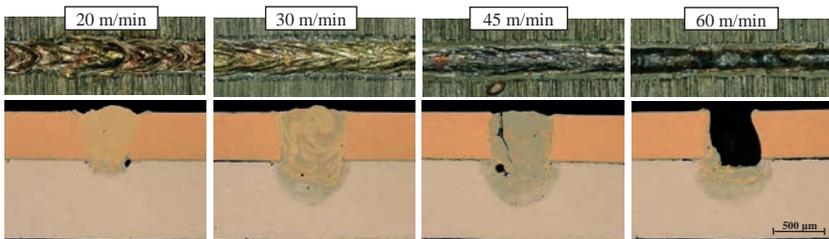
**Bild 5.29:** Einschweißtiefe und Anbindebreite in Abhängigkeit von Vorschubgeschwindigkeit, Probengeometrie Cu3/Al5, Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L/v_s = 5000 / 4000 \text{ J/m}$  (Cu10/Al10 und Al5/Cu3),  $z_f = 0 \text{ mm}$ .

Die Diagramme in Bild 5.29 zeigen Einschweißtiefen (links) und Anbindebreiten in der Fügeebene (rechts) in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit. Zu erkennen ist, dass bei den gewählten Streckenenergien erst ab Vorschubgeschwindigkeiten größer 10 m/min eine Einschweißung in die untere Probe erfolgt. Eine Steigerung der Geschwindigkeit bewirkt bei konstanter Streckenenergie eine tendenzielle Steigerung der Einschweißtiefe und Anbindebreite. Ursache hierfür ist unter anderem der bei höheren Geschwindigkeiten verringerte Ein-

fluss der Wärmeleitverluste im Werkstück. Zusätzlich findet eine stärkere Neigung der Dampfkapillare statt, welche zu geänderten Absorptionsbedingungen in der Kapillare führen.

Ab Vorschubgeschwindigkeiten von 30 m/min liegen die vermessenen geometrischen Größen der Schweißnähte auf einem konstanten Niveau und unterliegen lediglich den prozessdynamischen Schwankungen. Speziell bei hohen Geschwindigkeiten (55 bis 60 m/min) zeigen sich aufgrund von Humpingeffekten und Nahtunregelmäßigkeiten starke Schwankungen in der Einschweißtiefe. Diese Effekte und der Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf die Durchmischung der Materialien, werden mit dem Betrachten von Querschliffen und Nahtoberflächen verdeutlicht.

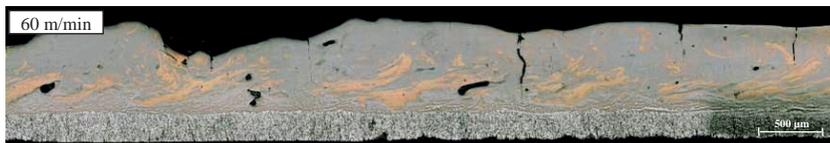
Bild 5.30 zeigt verschiedene Ergebnisse für die Anordnung Cu3/Al5. Mit Zunahme der Vorschubgeschwindigkeit verändert sich das Erscheinungsbild der Nahtoberflächen hinsichtlich Form und Färbung. Bei einer Geschwindigkeit von 20 m/min erfolgt in der Anordnung Cu3/Al5 für die gewählte Streckenenergie eine geringe Einschweißtiefe. Dies führt dazu, dass volumenmäßig wenig Aluminium in der Schweißnaht aufgemischt wird, was sich in der Nahtoberfläche in einer rötlichen Färbung niederschlägt. Eine Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit auf 30 m/min führt zu einer mittleren Einschweißtiefe im Aluminiumwerkstoff und es wird entsprechend mehr Aluminium in der Naht verteilt. Dies zeigt sich auch bei Analyse der Färbung der Nahtoberfläche. Diese färbt sich, typisch für mittlere Einschweißtiefen und diese Vorschubgeschwindigkeit aufgrund des homogenen Mischungsverhältnisses von Kupfer und Aluminium, gelbgold.



**Bild 5.30:** Nahtoberflächen und Querschliffe bei Geschwindigkeitsvariation,  $P_L/v_s = 5000 \text{ J/m}$ , Probengeometrie Cu3/Al5,  $SL_r = 170 \text{ µm}$ ,  $M^2 = 8,8$ .

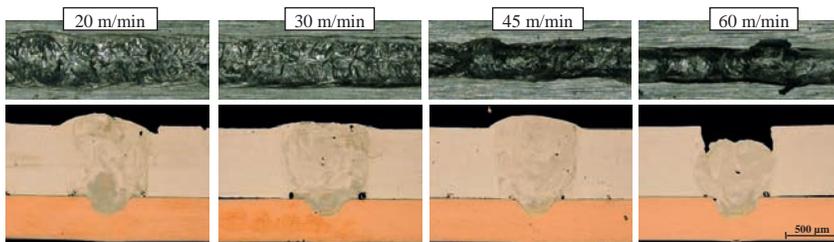
Eine weitere Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit (45 m/min) hat eine stark veränderte metallurgische Aufmischung der Schweißnaht zur Folge. Diese Vorschubgeschwindigkeit bewirkt eine starke, im Hinblick auf Bildung von Sprödphasen, ungünstige Durchmischung von Kupfer und Aluminium. Über die gesamte Einschweißtiefe sind die grauen intermetallischen Phasen zu erkennen. Dies kann, wie im Längsschliff in Bild 5.31 ersichtlich, zu einer deutlichen Steigerung der Rissneigung führen.

Die Ursache für die gesteigerte Durchmischung von Kupfer und Aluminium bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten ( $> 45$  m/min) kann mit einer flacheren Kapillare [23], [92], [93] und mit einer größeren Längsausdehnung des Schmelzbades erklärt werden. Es ist denkbar, dass die daraus resultierende Impulsänderung im Nahtgrund im Vergleich zu reduzierten Vorschubgeschwindigkeiten geringer ist und somit ein stärkeres Aufwärtsströmen induziert (vgl. Strömungsmodell in Bild 5.56). Grundsätzlich weisen in der Anordnung Cu3/Al5 die aluminiumreichen Bereiche im Nahtgrund eine deutlich geringere Schmelztemperatur (vgl. Bild 2.16 und Bild 4.12) und Wärmeleitfähigkeit als die kupferreichen Bereiche auf. Mit der Folge, dass eine langsamere Erstarrung der aluminiumreichen Bereiche stattfindet und somit ein Transport des Aluminiums bis zur Oberfläche ermöglicht wird. Dies führt dazu, dass eine kritische Durchmischung von Kupfer und Aluminium im gesamten Schmelzbad stattfindet und nicht wie bei geringeren Vorschubgeschwindigkeiten durch lokal begrenzte Verwirbelungen nur in kleineren Bereichen auftritt. Bei Vorschubgeschwindigkeiten zwischen 50 und 60 m/min treten zusätzlich Humpingeffekte auf, die teils zu großen Nahtauswürfen führen.



**Bild 5.31:** Starke Durchmischung von Kupfer und Aluminium, Längsschliff Probengeometrie Cu3/Al5, SL,  $d_r = 170$   $\mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 60$  m/min,  $P_l/v_s = 5000$  J/m.

Die Anordnung Al5/Cu3 zeigt bei Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit anhand von Querschliffen und Nahtberrapun vergleichbare Effekte, siehe Bild 5.32. Aufgrund kürzerer Einwirkzeiten der Laserleistung und geänderter Strömungsverhältnisse (vgl. Kapitel 5.6) ist eine geringere Nahtbreite und eine veränderte Nahtstruktur mit Zunahme der Geschwindigkeit zu beobachten.



**Bild 5.32:** Nahtberrapun und Querschliffe bei Geschwindigkeitsvariation, SL,  $d_r = 170$   $\mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_l/v_s = 4000$  J/m, Probengeometrie Al5/Cu3.

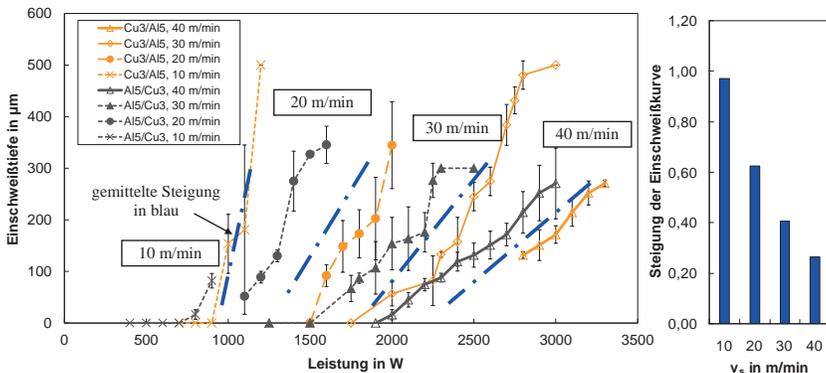
Ab 45 m/min Vorschub stellen sich veränderte Nahtoberflächen gegenüber geringeren Geschwindigkeiten ein. Diese sind gekennzeichnet durch geringer ausgeprägte Schuppungen und eine minimierte Nahtüberhöhung. Eine Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit auf 60 m/min führt, anders als bei Cu3/Al5, nicht zu Humpingeffekten, sondern bringt starke Randkerben mit sich. Diese können sich bei einer mechanischen Belastung der Schweißnaht als ungünstig erweisen. Die Vermutung liegt nahe, dass der Prozess hier kurz vor der Grenze zum Humping steht. Ein stark verändertes Mischungsverhältnis zwischen Kupfer und Aluminium, welches analog zu hohen Vorschubgeschwindigkeiten bei der Anordnung Cu3/Al5 Sprödphasen in der gesamten Naht verursachen, konnte mit Variation der Vorschubgeschwindigkeit innerhalb des untersuchten Bereiches nicht festgestellt werden.

Es ist denkbar, dass sich bei der Anordnung Al5/Cu3 aufgrund der flacheren Kapillarneigung bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten die Strömungsverhältnisse im Schmelzbad derart ändern, dass eine reduzierte Durchmischung von Aluminium und Kupfer stattfindet. Die kupferreiche Schmelze im unteren Nahtbereich weist eine im Vergleich zum Aluminium deutlich höhere Schmelztemperatur und Wärmeleitfähigkeit auf, welche eine schnellere Erstarrung begünstigt. Anders als in der Anordnung Cu3/Al5, bei der viel Aluminium von unten Richtung Oberfläche transportiert wird, ist nur ein reduzierter Kupfertransport in die oberen Bereiche möglich. Dies führt bei mittleren Einschweißiefen zu einem Mischungsverhältnis mit deutlich mehr aufgeschmolzenem Aluminium als Kupfer (70 bis 90 % Aluminium im Schmelzbad). Dies ist hinsichtlich der Ausbildung kritischer Phasen als günstig zu betrachten (vgl. Bild 3.6). Eine komplette Durchmischung wirkt sich somit nicht so kritisch wie in der Anordnung Cu3/Al5 (Bild 5.31) aus. Die höhere Dichte von schmelzflüssigem Kupfer im Vergleich zu Aluminium erschwert zusätzlich den Aufwärtstransport im Schmelzbad in den darüber liegenden Aluminiumwerkstoff.

Um ein tieferes Prozessverständnis hinsichtlich der Einflussgröße Vorschubgeschwindigkeit zu erlangen, wurden für die Vorschubgeschwindigkeiten 10, 20, 30 und 40 m/min über einen Bereich die Laserleistung variiert und die Schweißergebnisse analysiert.

In Bild 5.33 (links) sind für die untersuchten Vorschubgeschwindigkeiten die Einschweißiefen in Abhängigkeit von der Laserleistung aufgetragen. Auffällig dabei ist, dass sich der Leistungsbereich zwischen einem Einschweißen in die untere Probe und einem Durchschweißen mit Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit vergrößert. Deutlich zu erkennen ist dies bei Betrachten der Steigung der aufgetragenen Einschweißkurven. In Bild 5.33 rechts sind die gemittelten Steigungen beider Anordnungen in einem Diagramm aufgetragen. Eine geringere Steigung der Kurve ist gleichbedeutend mit einem größeren realisierbaren Leistungsbereich. Daraus ergibt sich ein größeres Prozessfenster. Der Grund für den größeren Leistungsbereich bei hohen Geschwindigkeiten liegt in der Streckenenergie, dem Quotienten aus Laserleistung und Vorschubgeschwindigkeit. Der Einfluss einer Leistungsvariation bei niedrigeren Geschwindigkeiten ist entsprechend höher als bei größeren Geschwindigkeiten.

Ein weiterer Effekt, welcher sich bei niedrigen Geschwindigkeiten ( $<25$  m/min) einstellt, ist, dass sich Prozessinstabilitäten stärker auf das Schweißergebnis auswirken. Dies hängt ebenso mit dem geringeren Prozessfenster zusammen. Bereits kleine Unregelmäßigkeiten während des Prozesses haben einen deutlich größeren Effekt, als bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten.



**Bild 5.33:** Einschweißtiefe in Abhängigkeit von Vorschubgeschwindigkeit, Probengeometrie Cu3/Al5 und Al5/Cu3, Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 10, 20, 30$  und  $40$  m/min,  $z_f = 0$  mm.

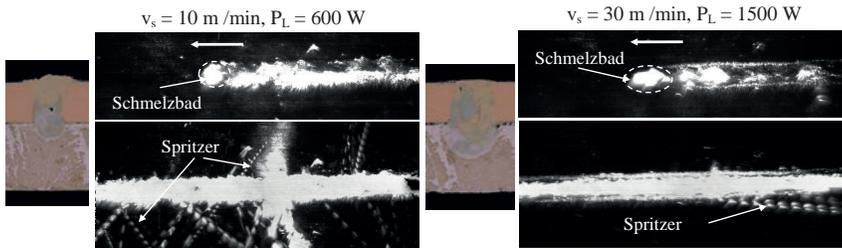
Wie allerdings zuvor bei der metallurgischen Analyse dargestellt, neigen Schweißnähte bei hohen Vorschubgeschwindigkeit ( $>40$  m/min) speziell in der Anordnung Cu3/Al5 zu stärkerer Durchmischung von Kupfer und Aluminium, was das Risiko der Bildung intermetallischer Phasen erhöht. Ebenso wird die Nahtformung negativ durch Humpingeffekte und Nahtkerben beeinträchtigt. Die Beobachtungen ergeben, analog zu den Fokusdurchmesseruntersuchungen, eine Einteilung in drei Geschwindigkeitsregime:

- $< 25$  m/min: Metallurgisch unauffällig, sehr kleines Prozessfenster bezüglich Einschweißen und Durchschweißen ( $\Delta P_L = 400$  W), Prozessschwankungen haben große Nahtfehler zur Folge.
- $25 - 40$  m/min: Metallurgisch unauffällig, großes Prozessfenster bezüglich Einschweißen und Durchschweißen ( $\Delta P_L \sim 800$  W), Prozessschwankungen haben geringere Nahtfehler zur Folge, Prozess stabilisiert sich schnell.
- $> 40$  m/min: Starke Durchmischung von Kupfer und Aluminium in der Schweißnaht (häufiges Auftreten von intermetallischen Phasen in der Anordnung Cu3/Al5), großes Prozessfenster ( $\Delta P_L > 800$  W), starke Ausprägung von Nahtimperfectionen wie Humping, Schmelzbadauswürfen und Randkerben.

Um Aussagen bezüglich der Prozessdynamik, Spritzerbildung und Schmelzbadgröße treffen zu können, ist der Einsatz von Hochgeschwindigkeitskameras hilfreich. Im Folgenden sind

unterschiedliche Vorschubgeschwindigkeiten beider Anordnungen bei einem Fokusdurchmesser von  $83\ \mu\text{m}$  gegenübergestellt.

In Bild 5.34 sind für die Anordnung Cu3/Al5 die Vorschubgeschwindigkeiten 10 und 30 m/min in Querschliffen und Hochgeschwindigkeitsaufnahmen dargestellt. Die obere Aufnahme ist eine Momentaufnahme des Schweißprozesses, welche eine Aussage über Schmelzbadlänge und -breite zulässt. Die darunter angeordnete Aufnahme zeigt eine Überlagerung aller Einzelbilder der Aufnahme und lässt somit Rückschlüsse auf das Spritzerauftreten zu.

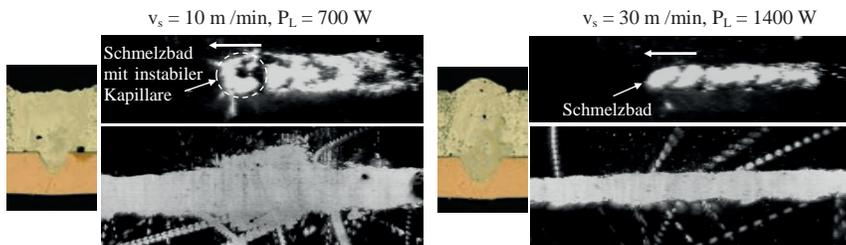


**Bild 5.34:** Hochgeschwindigkeitsaufnahmen bei 10 und 30 m/min, oben: Momentaufnahme, unten: Überlagerung von Einzelbildern, links davon: dazugehöriger Querschliff, Probengeometrie Cu3/Al5, SL,  $d_f = 170\ \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ .

Ein Vergleich der beiden Vorschubgeschwindigkeiten zeigt, dass trotz größerer Einschweißtiefe bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 30 m/min der Schweißprozess deutlich weniger spritzerbehaftet ist als bei reduziertem Vorschub. Ebenso zeigt die Betrachtung des Einzelbildes, dass das Schmelzbad bei höherer Geschwindigkeit sich länger ausbildet und eine geringere Breite aufweist. Der Prozess verläuft bei 30 m/min insgesamt deutlich ruhiger.

Untersuchungsergebnisse aus [89] und [90] mit Stahl zeigen bei vergleichbaren Geschwindigkeitsregimen ( $v_s = 20, 40$  und  $60\ \text{m/min}$ ), dass bei geringen Geschwindigkeiten eine verstärkte Spritzerbildung stattfindet. Diese wird durch eine vor- und zurück oszillierende Schmelzwelle erklärt. Beim Auftreffen der Schmelzwelle im Kapillarbereich erfolgt eine entsprechende Spitzerablösung. Mit einer Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit neigt sich die Kapillare und das Schmelzbad zeigt eine größere Längsausdehnung. Das Schmelzbad weist in diesem Geschwindigkeitsregime ( $v_s = 30\ \text{m/min}$ ) eine stehende Schmelzwelle auf, welche die reduzierte Spritzeranzahl erklärt.

Das deutlich größere Schmelzbadvolumen und die höhere Prozessdynamik in der Anordnung Al5/Cu3 kann speziell bei geringeren Vorschubgeschwindigkeiten ( $< 20\ \text{m/min}$ ) zu einem Zusammenbruch der Kapillare führen. Dies ist im Einzelbild der Geschwindigkeit  $v_s = 10\ \text{m/min}$  zu erkennen (Bild 5.35) und führt im Vergleich zur höheren Vorschubgeschwindigkeit zu starker Spritzerbildung.



**Bild 5.35:** Hochgeschwindigkeitsaufnahmen bei 10 und 30 m/min, oben: Momentaufnahme, unten: Überlagerung von Einzelbildern, links davon: dazugehöriger Querschliff, Probengeometrie Al5/Cu3, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ .

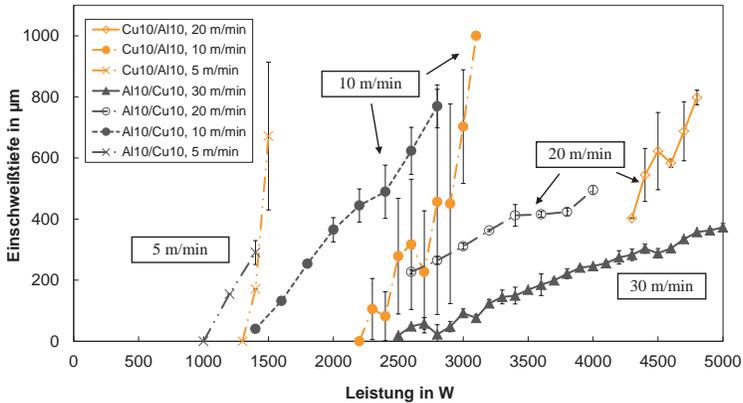
Unabhängig vom Fokussdurchmesser kann festgehalten werden, dass die Spritzerneigung und der Spritzerdurchmesser in der Anordnung Al5/Cu3 größer ist als in der umgekehrten Probenanordnung.

#### Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10

Für die dickere Probengeometrien konnten aufgrund der begrenzt zur Verfügung stehenden Laserleistung keine Vorschubgeschwindigkeiten über 20 m/min bei Cu10/Al10 beziehungsweise 30 m/min bei Al10/Cu10 untersucht werden. In Bild 5.36 sind die Einschweißiefen der beiden Varianten Cu10/Al10 und Al10/Cu10 mit den Vorschubgeschwindigkeiten 5, 10, 20 und 30 m/min über der Leistung aufgetragen.

Bei niedrigen Vorschubgeschwindigkeiten (5 m/min) stellt sich ein minimales Prozessfenster ein und es können Schwankungen innerhalb einer Schweißnaht von nicht Einschweißen zu Durchschweißen auftreten. Die Schwankungen innerhalb eines Parameters nehmen mit gesteigerten Vorschubgeschwindigkeiten für beide Anordnungen ab.

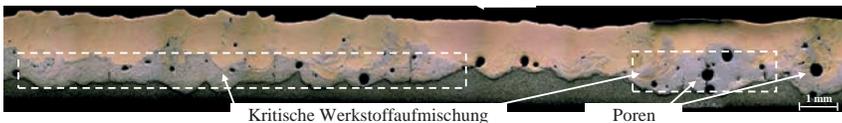
Weiter ist dem Diagramm zu entnehmen, dass der Einfluss der unterschiedlichen Anordnungen hinsichtlich des Leistungsbedarfs mit einer Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit sich vergrößert. Um dieselben Einschweißiefen erzielen zu können, werden bei oben liegendem Kupferwerkstoff mit höheren Geschwindigkeiten (10 bis 20 m/min) im Vergleich zum oben liegenden Aluminium teilweise bis zu 2 kW mehr Laserleistung benötigt. Dies lässt aufgrund des geringeren Leistungsbedarfs der Anordnung Al10/Cu10 eine maximale Vorschubgeschwindigkeit von 30 m/min realisieren, bei Cu10/Al10 sind maximal 20 m/min möglich. Neben der geringeren benötigten Laserleistung stellen das größere Prozessfenster und die geringeren Schwankungen innerhalb eines Parameters weitere Vorteile der Anordnung Al10/Cu10 dar.



**Bild 5.36:** Einschweißtiefe in Abhängigkeit von Vorschubgeschwindigkeit, Cu-PHC und Al199,5, Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 5, 10, 20$  und  $30 \text{ m/min}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ .

Wie sich die unterschiedlichen Anordnungen bei Variation der Geschwindigkeit hinsichtlich Prozessstabilität und metallurgischer Durchmischung verhalten, wurde mittels Querschliffen und CT-Aufnahmen analysiert.

Die in Schliffen als graue, spröde Phasen zu erkennenden Bereiche werden in CT-Aufnahmen als schwarze Anteile dargestellt (vgl. Kapitel 5.1.2). Ebenso können Poren schwarze Bereiche in der Naht hervorrufen. Aus diesem Grund müssen anhand der geometrischen Ausformungen dieser Bereiche Rückschlüsse getroffen werden, ob Poren oder kritische Phasen vorliegen. Die Anordnung der intermetallischen Phasen im unteren Bereich der Schweißnaht ist damit zu erklären, dass im Schmelzbadgrund aufgrund des höheren Aluminiumanteils ein kritisches Mischungsverhältnis zu Kupfer vorliegt, welches die Sprödphasenbildung begünstigt (30 bis 70 % Al zu Cu). Das Schmelzbad ist im oberen Bereich vom Grundwerkstoff Kupfer umgeben und entsprechend ist der vorliegende Kupferanteil im Schmelzbad höher und es existiert dadurch eine geringere Gefahr der Sprödphasenbildung.

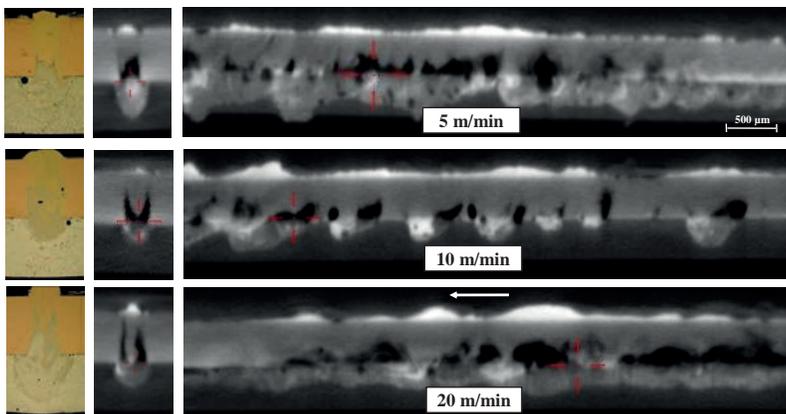


**Bild 5.37:** Längsschliff, Cu-PHC und Al199,5, Probengeometrie Cu10/Al10, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2800 \text{ W}$ ,  $v_s = 10 \text{ m/min}$ .

Gegenüberstellungen mit Längsschliffen haben gezeigt (Bild 5.37), dass die auftretenden Poren meist rund und selten eine Größe von  $400 \mu\text{m}$  im Durchmesser überschreiten. Die kriti-

sche Werkstoffaufmischung findet, wie im dargestellten Längsschliff erkennbar, in der Anordnung Cu10/Al10 größtenteils in der unteren Hälfte der Schweißnaht statt und erstreckt sich typischerweise über einen größeren Bereich.

Die Querschliffe und die CT-Aufnahmen in Bild 5.38 zeigen für die drei Vorschubgeschwindigkeiten 5, 10 und 20 m/min repräsentative Ergebnisse der Anordnung Cu10/Al10.



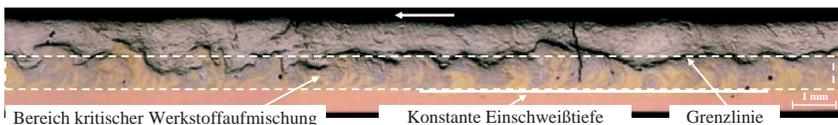
**Bild 5.38:** Querschliffe und CT-Aufnahmen bei unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten, Cu-PHC und Al99,5, Probengeometrie Cu10/Al10, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ .

Mit der maximalen Vorschubgeschwindigkeit von 20 m/min zeigt sich in den Aufnahmen eine stark inhomogene Durchmischung der beiden Werkstoffe, welche kritische Mischungsbedingungen (schwarze Zonen) im Bereich der Fügeebene hervorrufen. Weiter ist eine schwankende Nahtoberraupe zu beobachten. Die Einschweißtiefe bleibt über die dargestellte Länge der Schweißnaht relativ konstant.

Dies ändert sich bei einer Halbierung der Vorschubgeschwindigkeit auf 10 m/min. Der Schweißprozess ist in großem Maße instabil und weist Schwankungen zwischen keiner Einschweißung und (fast) Durchschweißen auf. Die schwarzen Bereiche entsprechen hierbei formabhängig Poren und Sprödphasen. In der Queransicht ist das typische seitliche Aufströmen der kritischen Phasen zu erkennen. Die Porenentstehung kann hierbei aufgrund des stark schwankenden Schweißprozess mit einem jeweiligen Zusammenbrechen der Kapillare erklärt werden (vgl. Bild 5.61).

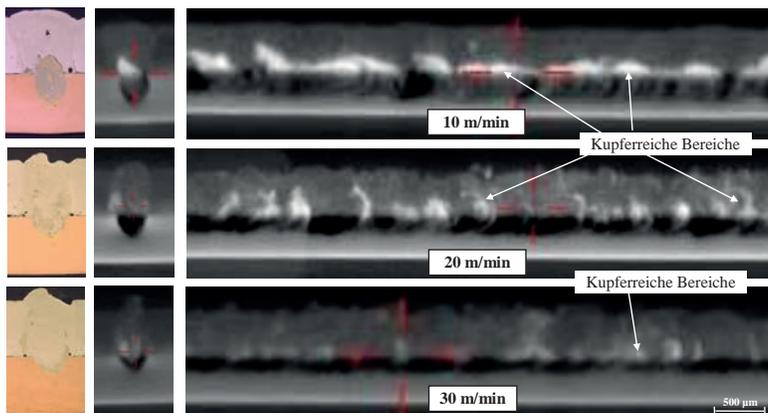
Eine weitere Reduktion der Vorschubgeschwindigkeit auf 5 m/min hat zur Folge, dass eine Leistungsabweichung von 100 W den Schweißprozess bereits zum Erliegen bringt (+100 W Durchschweißung, -100 W keine Einschweißung). Die Längsansicht der CT-Aufnahmen zeigt die Einschweißtiefenschwankungen und die Bildung von kritischen spröden Phasen in der Fügeebene, sowie eine unregelmäßige Nahtoberfläche.

Vergleichbare Untersuchungen wurden für die Probenanordnung Al10/Cu10 durchgeführt. Die Gegenüberstellung von Längsschliff (Bild 5.39) und Längsansicht der CT-Aufnahmen (Bild 5.40) zeigt, dass die kritischen Phasen in dieser Anordnung ebenso als schwarze Bereiche im CT zu sehen sind. Poren treten in dieser Anordnung nur sehr selten auf. Denkbar ist, dass, unabhängig von der Vorschubgeschwindigkeit, aufgrund der längeren Kapillare im Vergleich zur dünneren Probengeometrie weniger Umgebungsgas in das Schmelzbad transportiert wird und folglich sich weniger Poren ausbilden.



**Bild 5.39:** Längsschliff, Al99,5 und Cu-PHC, Probengeometrie Al10/Cu10, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2600 \text{ W}$ ,  $v_s = 10 \text{ m/min}$ .

Ein Härteunterschied zwischen der kritischen Aufmischung in der unteren Nahthälfte und der aluminiumreichen oberen Nahthälfte führt bei der durchgeführten Schliifpräparation aufgrund eines unterschiedlichen Abtrags zu einer deutlichen Abgrenzung im Längsschliff (Grenzlinie).



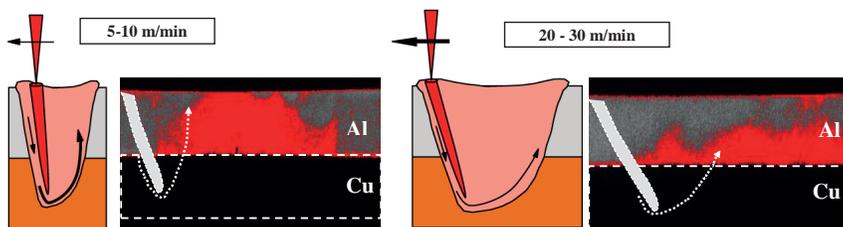
**Bild 5.40:** Querschliffe und CT-Aufnahmen bei unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten, Al99,5 und Cu-PHC, Probengeometrie Al10/Cu10, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ .

Wie im Längsschliff für eine Vorschubgeschwindigkeit von 10 m/min zu sehen, stellt sich auch für andere untersuchten Geschwindigkeiten eine homogene, nur sehr geringen Schwankungen ( $\pm 30 \mu\text{m}$ ) unterliegende Einschweißtiefe ein. Für alle drei dargestellten Vorschubgeschwindigkeiten zeichnet sich ein durchgängig schwarzer Bereich mit hoher Aufmischung im Nahtgrund ab, der sich mit zunehmender Geschwindigkeit weniger weit Richtung Proben-

oberfläche ausbreitet. Begründet werden kann dies durch die im Folgenden beschriebenen Zusammenhänge.

Analog zu der dünnen Probengeometrie Al<sub>5</sub>/Cu<sub>3</sub> weisen die im Schmelzbad unten liegenden kupferreichen Bereiche eine höhere Wärmeleitfähigkeit und höhere Schmelztemperatur als Bereiche mit Hauptanteilen von Aluminium auf. Dies führt dazu, dass kupferreiche Zonen innerhalb des Schmelzbades entsprechend in einem kürzeren Zeitintervall erstarren als aluminiumreiche Zonen und somit nur in einer begrenzten Zeit durch die nach oben gerichtete Strömung [89] von Nahtgrund Richtung Nahtoberfläche transportiert werden können bevor die Erstarrung einsetzt.

In Bild 5.41 sind für die zwei Geschwindigkeitsbereiche 5 bis 10 m/min und 20 bis 30 m/min Längsschnitte durch das Schmelzbad schematisch dargestellt. In den jeweils rechts daneben aufgeführten Röntgenaufnahmen (vgl. Kapitel 5.5.) sind die kupferreichen Anteile im Aluminium rot eingefärbt. Zusätzlich ist die Kapillare und die nach oben gerichtete Materialströmung des Kupfers (gestrichelter Pfeil) skizziert.



**Bild 5.41:** Schematische Darstellung der Kapillareigung in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  und der daraus resultierenden aufwärtsgerichteten kupferreichen Strömung im Schmelzbad und dazugehörige Röntgenaufnahmen, Probengeometrie Al<sub>10</sub>/Cu<sub>10</sub>, SL,  $d_f = 200 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 6,8$ , (vgl. Kapitel 5.5).

Mit gesteigerten Vorschubgeschwindigkeiten nimmt neben der Neigung der Kapillare auch die Schmelzbadlänge entsprechend zu. Ebenso nimmt die Geschwindigkeit der horizontalen Strömung im Schmelzbad zu [86], [90], [94], [95]. Dies führt dazu, dass die nach oben gerichtete Strömung in einem flacheren Winkel erfolgt. Dadurch wird die Wegstrecke Richtung Nahtoberfläche länger und die kupferreichen Zonen aus dem Nahtgrund erstarren im Vergleich zu geringen Vorschubgeschwindigkeiten weiter unten im Schmelzbad. Mit den in Bild 5.41 dargestellten Röntgenaufnahmen kann diese Vermutung bestätigt werden.

Für die dicken Probengeometrien Cu<sub>10</sub>/Al<sub>10</sub> und Al<sub>10</sub>/Cu<sub>10</sub> wird, was die Geschwindigkeitsversuche mit dieser Laser- und Optikkonfiguration zeigt, die Leistungsgrenze des Lasers erreicht. Bezüglich der Materialdurchmischung und Prozessstabilität hat sich gezeigt, dass es von Vorteil sein kann mit hohen Vorschubgeschwindigkeiten zu arbeiten, was gleichzeitig an einen großen Bedarf von Laserleistung gekoppelt ist. Um die Laserintensität auf dem Werk-

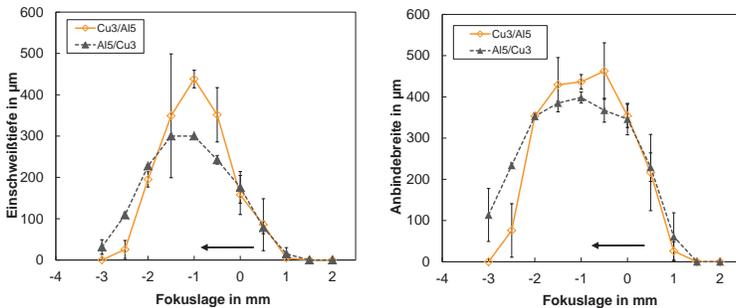
stück weiter zu steigern, ist eine Reduktion des Fokusdurchmessers zu erwägen. Welche Auswirkungen mit Veränderungen von Strahlquelle und Fokussieroptik auf den Schweißprozess einhergehen, ist im vorherigen Kapitel 5.2 beschrieben. Im folgenden Kapitel wird auf die Einflussgröße Fokusslage näher eingegangen.

## 5.4 Variation der Fokusslage

In der Erörterung der Grundlagen (Kapitel 2.1.2 Laserstrahlschweißen) wurden bereits die notwendigen optischen Randbedingungen zur Erzeugung eines fokussierten Laserstrahls zur Materialbearbeitung beschrieben. Die Kenngröße Rayleighlänge  $z_R$  kann hierbei als Indiz herangezogen werden, wie stark sich eine Änderung der Fokusslage auf den Schweißprozess auswirkt. Die hier verwendeten Systemkomponenten ( $SL$ ,  $d_k = 100 \mu\text{m}$ ,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ) haben eine gemessene Rayleighlänge von 1,7 mm zur Folge. Dies bedeutet, dass eine Defokussierung des Laserstrahls relativ zur Werkstückoberfläche um 1,7 mm aus dem Fokus eine Verdoppelung der bestrahlten Fläche und somit eine Halbierung der Spitzenintensität zur Folge hat. Der Einfluss der Fokusslage auf das Schweißergebnis wird im Folgenden in Abhängigkeit von der Probengeometrie dargestellt.

### Probengeometrie Cu3/Al5

Wie sich dieser Einfluss der Fokusslage auf das Schweißverhalten der Kupfer-Aluminium-Mischverbindung auswirkt, ist in den Diagrammen in Bild 5.42 dargestellt. Die Analyse der Fokusslage erfolgte an Proben mit einer konstanten Schweißgeschwindigkeit  $v_s$  von 30 m/min und in Abhängigkeit des oberen Einkoppelwerkstoffes mit einer Leistung  $P_L$  von 2600 W in der Anordnung Cu3/Al5 beziehungsweise einer Leistung  $P_L$  von 2200 W bei Al5/Cu3.

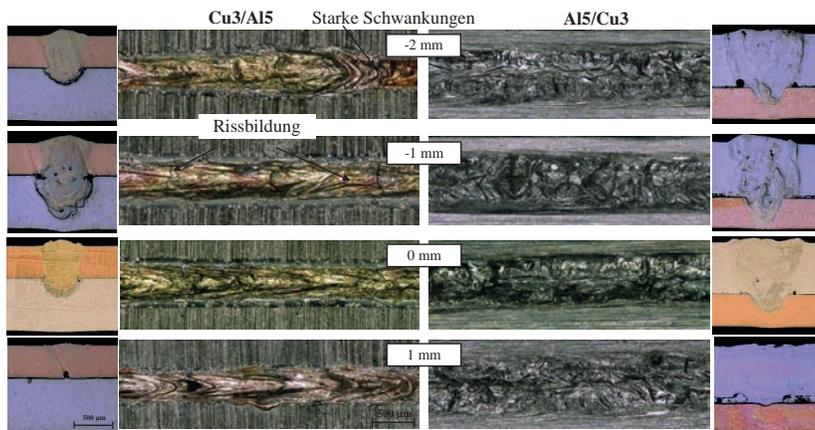


**Bild 5.42:** Links: Einschweißtiefe in Abhängigkeit von Fokusslage, rechts: Anbindebreite in Abhängigkeit von Fokusslage, Probengeometrie Cu3/Al5 und Al5/Cu3, Cu-PHC und Al99,5,  $SL$ ,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $P_{L, \text{Cu3/Al5}} = 2600 \text{ W}$ ,  $P_{L, \text{Al5/Cu3}} = 2200 \text{ W}$ .

Im linken Diagramm ist die Abhängigkeit der relativen Fokusslage zur Probe auf die Einschweißtiefe für die beiden Varianten Cu3/Al5 und Al5/Cu3 aufgetragen. Wie aus der Litera-

tur bekannt ([21], [22], [23]), führt eine Defokussierung des Laserstrahls in Richtung des Werkstücks (negative Defokussierung) bei unterschiedlichen Werkstoffen und Strahlparametern zu einer gesteigerten Einschweißtiefe. Dies gilt ebenso für die hier vorliegenden zwei Probenanordnungen.

Das Maximum der Einschweißtiefe wird für beide Anordnungen bei einer Defokussierung von -1 mm erreicht. Auffällig ist der symmetrisch abnehmende Verlauf der Einschweißkurve bei Variation der Fokusslage vom Maximalwert. Die Gegenüberstellung der Anordnungen zeigt, dass deutlich stärkere Schwankungen innerhalb einer Fokusslage für die Anordnung Cu3/Al5 als in der Anordnung Al5/Cu3 auftreten. Dieser Sachverhalt zeigt, dass die Leistungseinkopplung über das Kupfermaterial, speziell bei Variation der Fokusslage zu stärkeren Prozessschwankungen führen kann. Die Ergebnisse der Einschweißtiefe werden bei Betrachtung der Anbindebreite (Bild 5.42 rechts) bestätigt. Das Maximum der Anbindebreite wird bei einer negativen Defokussierung um einen Millimeter erzielt. Neben der geringeren Einschweißtiefe sind ebenso verringerte Anbindebreiten bei Variation der Fokusslage in positive und negative Richtung um den Maximalwert zu verzeichnen.



**Bild 5.43:** Querschliffe und Nahtoberrauen von Laserschweißnähten bei Fokusslagenvariation (-2 mm bis +1 mm), Probengeometrie Cu3/Al5 und Al5/Cu3. Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $P_{L, \text{Cu3/Al5}} = 2600 \text{ W}$ ,  $P_{L, \text{Al5/Cu3}} = 2200 \text{ W}$

Die in Bild 5.43 aufgezeigten Querschliffe und Nahtoberrauen verdeutlichen den Einfluss der Fokusslage auf das Schweißresultat. Während für beide dargestellten Anordnungen bei einer Fokusslage  $z_0$  von 0 mm eine mittlere Einschweißtiefe in das untere Fügebauteil generiert wird, entsteht bei einer negativen Defokussierung, wie im Diagramm ersichtlich, bei konstanter Leistung eine tiefere Einschweißung. Diese führt speziell bei der Variante Cu3/Al5

bei Fokusslage -1 zu einer gesteigerten Bildung der intermetallischen Phasen aufgrund der größeren Durchmischung.

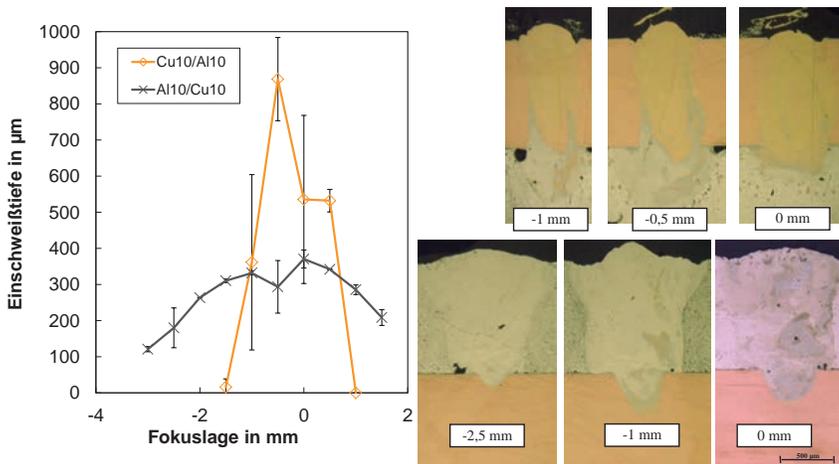
Eine weitere Defokussierung auf  $z_0 = -2$  mm führt zu einer deutlichen Reduktion der Einschweißtiefe und Anbindebreite und wie in der Nahtoberraupe der Anordnung Cu3/Al5 ersichtlich zu starken Prozessschwankungen. Dieser Sachverhalt deutet darauf hin, dass hier die Prozessgrenzen erreicht sind und bereits geringe Schwankungen stark veränderte Schweißbedingungen und -ergebnisse hervorrufen können.

Eine positive Defokussierung um einen Millimeter hat zur Folge, dass nur eine sehr geringe Anbindung zwischen den Fügepartnern erfolgt. Dies ist neben den Querschliffen auch in der Ausformung der Nahtoberraupe zu erkennen. Die geringe Einschweißtiefe führt zu einer minimalen Durchmischung von Kupfer und Aluminium, was bei der Anordnung CU3/Al5 gleichbedeutend mit einer kupferfarbenen Färbung der Naht ist. Im Hinblick auf die metallurgischen Aufmischung und Prozessstabilität (Spritzerbildung) konnten mit Variation der Fokusslage und für beide Probenanordnungen keine nennenswert positiven Effekte beziehungsweise eine Beeinflussung der Nahtgeometrie erzielt werden.

#### **Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10**

Mit den dickeren Probenblechen wurden vergleichbare Fokusslagenuntersuchungen durchgeführt. Diese wurden aufgrund der größeren Dicken mit einer reduzierten Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  von 10 m/min durchgeführt. Im Unterschied zur dünneren Probengeometrie stellen sich starke Unterschiede hinsichtlich der untersuchten Einschweißtiefe in das untere Material in Abhängigkeit des oben liegenden Werkstoffes dar.

In der Anordnung Cu10/Al10 ist nur in einem kleinen Bereich von -1 bis +0,5 mm eine Fokusslagenvariation möglich, um ein Einschweißen in das untere Aluminiumblech zu gewährleisten. Durch eine größere Variation der Fokusslage wird die Leistungsintensität auf der Kupferoberfläche in dem Maße verringert, dass die Dampfkapillare weniger tief ausgebildet wird und der Kupferwerkstoff nicht mehr durchdrungen wird. Des Weiteren sind anhand der im Diagramm eingezeichneten Fehlerbalken die starken Schwankungen innerhalb einer Fokusslage ablesbar. Maximale Einschweißtiefen wurden in der Anordnung Cu10/Al10 bei einer leichten negativen Defokussierung (-0,5 mm) erzielt, siehe Bild 5.44 links. Die Querschliffe rechts in Bild 5.44 zeigen die veränderte Einschweißtiefen und die damit verbundenen unterschiedlichen Aufmischungsverhältnisse.



**Bild 5.44:** Links: Einschweißtiefe in Abhängigkeit von Fokusslage, rechts: Querschliffe, Probenanordnung Cu10/Al10 und Al10/Cu10, Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 10 \text{ m/min}$ ,  $P_{L,Cu10/Al10} = 2600 \text{ W}$ ,  $P_{L,Al10/Cu10} = 2200 \text{ W}$ .

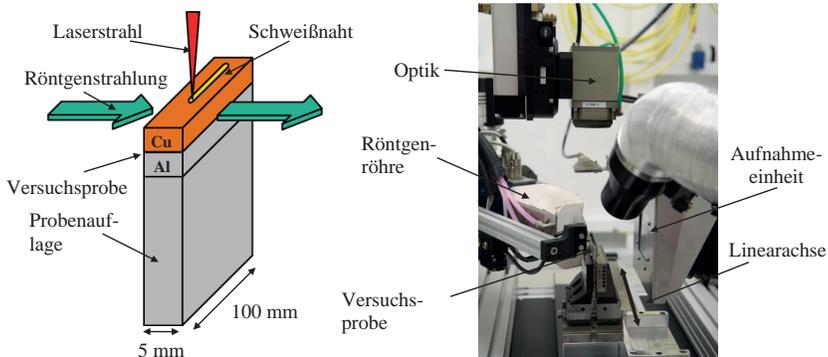
Das Prozessfenster bezogen auf die Fokusslagenvariation stellt sich bei der Anordnung Al10/Cu10 konträr dar. Innerhalb eines Bereichs von -3 bis +1,5 mm konnten prozesssicher Einschweißungen in das unten liegende Kupfer generiert werden. Das Maximum der Einschweißtiefe liegt bei Fokusslage null. Weiter unterliegt der Schweißprozess bei Variation der Fokusslage nur sehr geringen Schwankungen, ersichtlich an den kleinen Fehlerbalken. Das Durchschweißen des Aluminiumwerkstoffes ist über einen größeren Fokusslagenbereich und somit Leistungsintensitätsbereich sichergestellt. Da der darunter angeordnete Kupferwerkstoff einen deutlich höheren Schmelzpunkt als Aluminium aufweist, kann mit einem Leistungsüberschuss durch das Aluminium in den Kupferwerkstoff eingeschweißt werden. Diese Unterschiede haben nur einen sehr geringen Einfluss auf die Einschweißtiefe im Kupferwerkstoff zur Folge und führen aus diesem Grund zu geringen Abweichungen.

Ebenso wie bei der dünnen Anordnung sind auch für die dicke Probenanordnung keine signifikanten metallurgischen oder prozesstechnischen Verbesserungen durch eine Defokussierung erzielt worden. Diese Ergebnisse haben zur Folge, dass die weiteren Untersuchungen in der Fokusslage null durchgeführt wurden.

## 5.5 Prozessdiagnose mit Röntgenanlage

Röntgenaufnahmen während des Schweißprozesses stellen eine hilfreiche Methode dar, welche es erlaubt, die Schmelzbaddynamik näher zu betrachten. Am Institut für Strahlwerkzeuge (IFSW) ist eine entsprechende Anlage aufgebaut. Mit einer Röntgenröhre wird die Versuchsprobe seitlich zur Schweißrichtung mit Röntgenstrahlung beaufschlagt (Bild 5.45).

Um eine gute Durchleuchtung der Versuchsprobe zu erlangen und keine zusätzlichen Störkonturen zu erzeugen, wurde die Breite der Versuchskörper auf 5 mm reduziert. Ebenso erfolgt die Fixierung der Proben mit an den Probenenden angebrachten Schrauben (im Bild nicht dargestellt). Die verringerte Probenbreite und die gegenüber den Standardversuchen geänderte Spanntechnik, führen neben teilweise starkem Verzug auch zu abweichenden Schweißparametern. Dies ist durch eine veränderte Wärmeableitung der Spanntechnik und Versuchsproben begründet.



**Bild 5.45:** Links: schematische Darstellung der Probenausrichtung und Röntgenbestrahlung, rechts: Versuchsaufbau.

Nach Durchdringen der Schweißprobe wird die Röntgenstrahlung mit einer Hochgeschwindigkeitskamera innerhalb der optischen Aufnahmeeinheit aufgenommen und gespeichert. Die hier erzeugten Aufnahmen erfolgten mit einer Aufnahmerate von 1000 Hz. Die optische Aufnahmeeinheit setzt sich aus mehreren optischen Elementen, wie Scintillator, Bildverstärker und Abbildungsoptiken zusammen. Weitere Informationen bezüglich Aufbau und Auslegung der Röntgenanlage sind in [91], [95] zu finden.

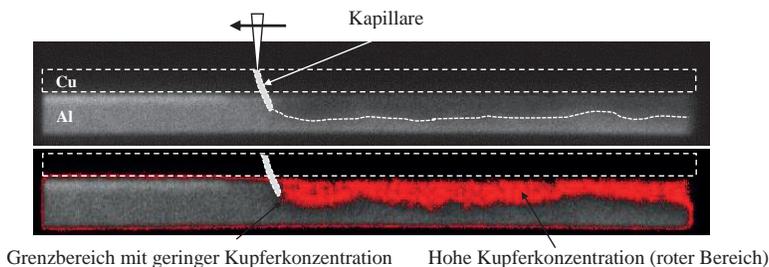
Bei den durchgeführten Versuchen kam ein fasergekoppelter Scheibenlaser mit einem Faserdurchmesser  $d_k$  von 200  $\mu\text{m}$  und eine Bearbeitungsoptik mit einem Abbildungsmaßstab  $\beta$  von 1:1 zum Einsatz. Der daraus resultierende Fokussdurchmesser liegt bei 200  $\mu\text{m}$ . Die Abweichung vom Standardfokussdurchmesser 170  $\mu\text{m}$  führt zu keinen drastischen Änderungen der Prozessparameter und Schweißnahtqualität. Neben der Variation der Probenanordnung wur-

den die Schweißparameter Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  und Laserleistung  $P_L$  variiert und deren Einfluss auf die Schmelzbadströmungen betrachtet.

Aufgrund der stark differierenden Kernladungszahlen der Elemente Kupfer (29) und Aluminium (13) ist eine zeitgleiche Röntgendurchleuchtung beider Werkstoffe nicht realisierbar. Der Dynamikbereich der Aufnahmeeinheit ist dazu ungenügend groß. In den folgenden Aufnahmen ist aus diesem Grund lediglich der Aluminiumbereich der Versuchsprobe (hell) zu erkennen. Die Kupferprobe wird mit den gewählten Röntgeneinstellungen nicht durchleuchtet und wird somit in den Aufnahmen schwarz dargestellt. Der durch den Schweißprozess stattfindende Materialtransport von Kupfer in den Aluminiumgrundwerkstoff ist als dunkler Bereich in der Röntgenaufnahme gut sichtbar.

### Probengeometrie Cu3/Al5

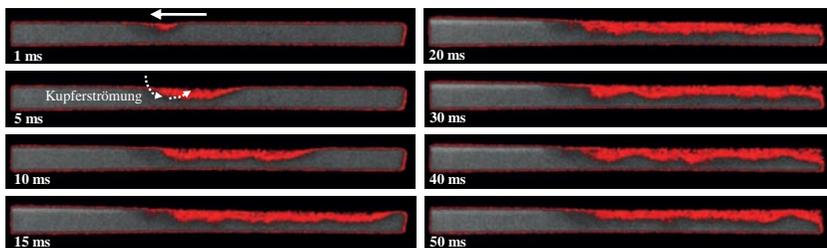
In Bild 5.46 sind für die dünne Probengeometrie Cu3/Al5 zwei Aufnahmen exemplarisch dargestellt. Die Schweißrichtung verläuft von rechts nach links. Die dunkle Verfärbung des Aluminiumwerkstoffes zeigt die im Schmelzbad vorherrschende Durchmischung der Materialien.



**Bild 5.46:** Röntgenaufnahme, oben: ohne Einfärbung, unten: mit Einfärbung der Schwellwerte, Anordnung Cu3/Al5, Probengeometrie Cu3/Al5, Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_f = 200 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 6,1$ ,  $P_L = 2500 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ .

Zur besseren Visualisierung des Materialtransports während des Schweißprozesses wird mittels Schwellwertverfahren die charakteristische Färbung der Kupfer-Aluminium-Mischung im Schmelzbad rot eingefärbt (Bild 5.46, unten). Durch das Schwellwertverfahren werden kupferhaltige Strömungen eingefärbt. Wird der festgelegte Grenzwert unterschritten, erfolgt keine Rotfärbung, obwohl Kupferanteile in der Schmelze enthalten sein können.

Die Betrachtung einer Bilderfolge von Röntgenaufnahmen bei einer Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  von 30 m/min und einer Laserleistung  $P_L$  von 2500 W zeigt von Beginn der Schweißnaht eine gleichbleibende Durchmischung über die gesamte Länge der Naht (Bild 5.47).



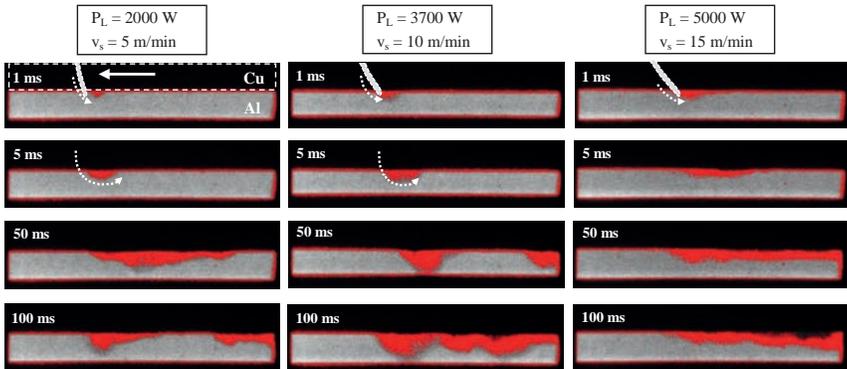
**Bild 5.47:** Serienbilder von Röntgenaufnahmen, Anordnung Cu3/Al5, Probengeometrie Cu3/Al5, Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_f = 200 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 6,1$ ,  $P_L = 2500 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ ,  $z_f = 0 \text{ mm}$ .

Die in diesen Aufnahmen ersichtlichen geringen Einschweißtiefenänderungen bestätigen die für vergleichbare Parameter erlangten Ergebnisse aus Untersuchungen von Schiffen und CT-Aufnahmen.

Analysen der bewegten Bilder zeigen, dass eine Strömung des Kupfers Richtung Schmelzbadgrund im vorderen Bereich des Schmelzbades stattfindet. Ebenso ist eine tendenzielle Umkehr dieser Strömung im hinteren Bereich in Richtung der Nahtoberraupe erkennbar. Allerdings lassen diese dünnen Probengeometrien aufgrund der kleinen Abmaße keine detaillierten Schlüsse bezüglich der genauen Strömungsausrichtung zu. Aus diesem Grund wurde das Hauptaugenmerk dieser Versuchsreihe auf die dickeren Probenanordnungen Cu10/Al10 und Al10/Cu10 gelegt.

#### Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10

In der Probenanordnung Cu10/Al10 führt die Ausbildung der Kapillare und ein damit verbundener abwärtsgerichteter Impuls dazu, dass ein, wie bei der dünneren Probengeometrie Cu3/Al5 bereits gezeigter Materialtransport in das unten liegende Aluminium entsteht. Im Folgenden wird der Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  auf die Durchmischung bei mittlerer Einschweißtiefe ins unten liegende Aluminium für die dickere Probengeometrie näher beleuchtet.



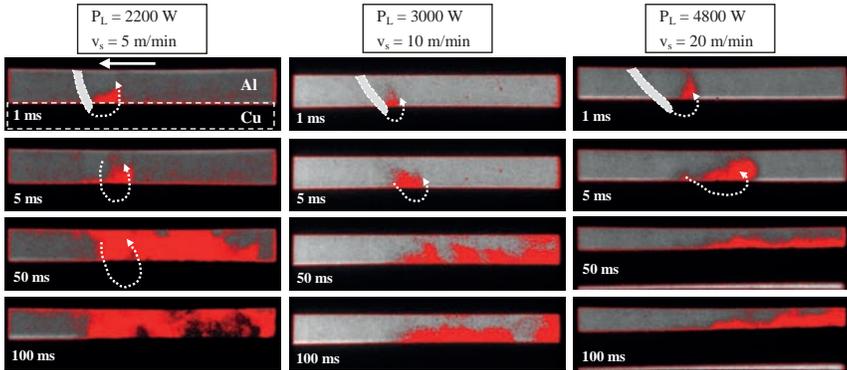
**Bild 5.48:** Serienbilder von Röntgenaufnahmen, Schematische Darstellung der Kapillare und deren Umströmung (Pfeile), Anordnung Cu10/Al10, Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_f = 200 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 6,1$ .

Die in Bild 5.48 dargestellten Aufnahmen zeigen für die Vorschubgeschwindigkeiten 5, 10 und 15 m/min den Materialtransport von Kupfer in das darunter angeordnete Aluminium direkt nach der Einschweißung und nach 50 und 100 ms. Bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 5 m/min stellt sich ein sehr schwankender Schweißprozess ein. Es findet teilweise kein erkennbarer Materialtransport von Kupfer in das Aluminium statt, was mit einem Abbruch der Anbindung innerhalb der Schweißnaht gleichzusetzen ist. Ebenso sind Bereiche erkennbar, in denen eine sehr starke Kupferbewegung durch das gesamte Aluminium zu sehen ist. In diesen Bereichen sind partielle Durchschweißungen zu beobachten (nicht im Bild dargestellt).

Eine gesteigerte Vorschubgeschwindigkeit von 10 m/min bringt keine nennenswerte positive Beeinflussung hinsichtlich Prozessstabilisierung mit sich. Es treten auch bei dieser Vorschubgeschwindigkeit Schwankungen des Kupfertransports von keiner Durchmischung bis hin zu einer kompletten Durchmischung bis zur Aluminiumunterseite auf. Mit einer weiteren Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit um 50 % auf 15 m/min lässt sich der Schweißprozess deutlich beruhigen. Die nach unten gerichtete Beschleunigung der Kupfers erfolgt konstant und daraus resultierend entsteht eine nahezu gleichbleibende Tiefe der Durchmischung. Diese Ergebnisse der Röntgenaufnahmen sind äquivalent zu den Untersuchungen der Einflussgröße Vorschubgeschwindigkeit aus Kapitel 5.3. und bestätigen somit die erzielten Ergebnisse und Schlussfolgerungen.

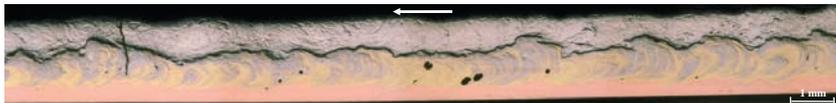
Vergleichbare Untersuchungen wurden für die umgedrehte Probenanordnung Al10/Cu10 bei variierten Vorschubgeschwindigkeiten angestellt. Der vor der Kapillare stattfindende Aluminiumtransport Richtung Nahtgrund ist in den Röntgenaufnahmen nicht zu sehen. Die aus der Umströmung der Kapillare resultierende Strömung des aufgeschmolzenen Kupfers im hinteren Teil des Schmelzbades Richtung Nahtoberfläche im Aluminium ist deutlich zu erkennen (siehe Bild 5.49). Ein direkter Zusammenhang zwischen Materialtransport und Vorschubge-

schwindigkeit ist anhand der Aufnahmen auch für diese Probenanordnung deutlich zu erkennen.



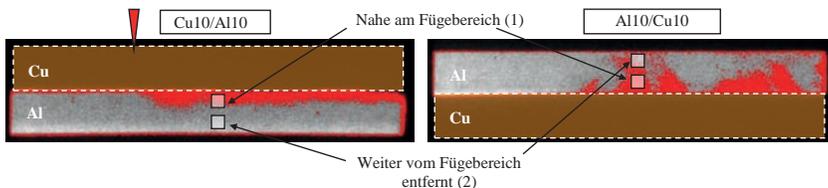
**Bild 5.49:** Serienbilder von Röntgenaufnahmen, Schematische Darstellung der Kapillare und deren Umströmung (Pfeile), Anordnung Al10/Cu10, Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_f = 200 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 6,1$ .

Bei geringem Vorschub (5 m/min) stellt sich ein unregelmäßiger Schweißprozess ein, der mit einer pulsierenden aufwärtsgerichteten Kupferströmung einhergeht. Analysen der Videosequenzen zeigen, dass dieses Hochströmen unter hohen Geschwindigkeiten bis unter die Werkstückoberfläche stattfindet. Anschließend erfolgt bei Erreichen der Aluminiumoberseite ein Richtungswechsel und das Kupfer wird turbulent im Schmelzbad verwirbelt bis die Erstarrung einsetzt. Bei Vorschubgeschwindigkeiten von 10 m/min erreichen die kupferreichen Strömungen im Aluminium nur selten die Oberfläche des Aluminiums und es entsteht kein abrupter Richtungswechsel. Daher bleiben die turbulenten Strömungen, wie sie bei geringeren Vorschubgeschwindigkeiten auftreten, aus. Vielmehr erfolgt eine rasche Erstarrung der Schmelze. Die Erstarrungsform der kupferreichen Phasen entsprechen den Untersuchungen aus Längsschliffen, wie in Bild 5.50 dargestellt. Eine weitere Reduktion der nach oben gerichteten Kupferströmung wird mit einer Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit auf 20 m/min erzielt. Die erhöhte Geschwindigkeit sorgt für einen flacheren Aufströmwinkel und ermöglicht so eine geringere Durchmischung von Kupfer und Aluminium.



**Bild 5.50:** Längsschliff, Al99,5 und Cu-PHC, Probenanordnung Al10/Cu10, SL,  $d_f = 200 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 6,1$ ,  $P_L = 2600 \text{ W}$ ,  $v_s = 10 \text{ m/min}$ .

Anhand der Einzelaufnahmen ist die hohe Dynamik der Strömungen im Schmelzbad nur bedingt ersichtlich. Aus diesem Grund wurden die Aufnahmen mittels Grauwertanalysen hinsichtlich Prozessdynamik ausgewertet. Im Aluminiumwerkstück wurden zwei quadratische Messbereiche, fügebereichnah (1) und fügebereichfern (2) mit einer identischen Größe von jeweils  $300 \mu\text{m}$  Kantenlänge definiert (Bild 5.51). Diese wurden ungefähr in der Schmelzbadmitte circa 2,5 mm nach der sichtbaren Schmelzbadfront angeordnet. Die Untersuchungen wurden für beide Probenanordnungen Cu10/Al10 und Al10/Cu10 durchgeführt.

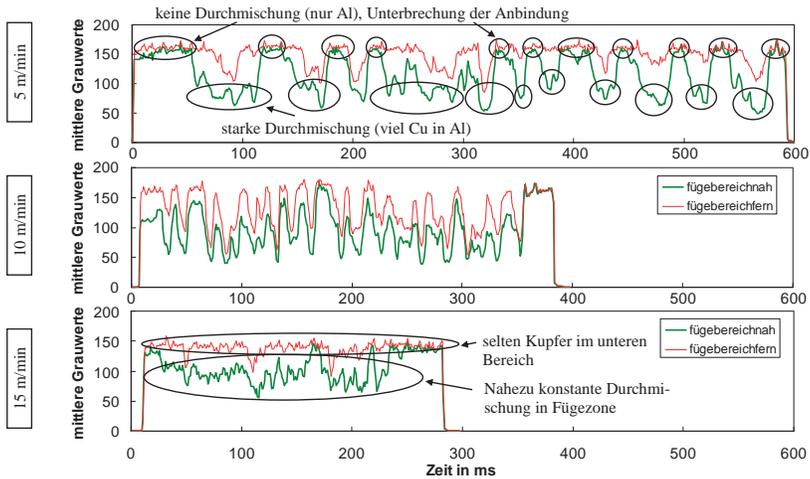


**Bild 5.51:** Definition der Messbereiche für die Grauwertanalyse.

Innerhalb dieser zwei Messbereiche wurde der mittlere Grauwert für jede Einzelaufnahme während des Schweißprozesses ermittelt. Der Grauwert 0 entspricht schwarz und der Wert 255 der Farbe Weiß. Aluminium weist in diesen Aufnahmen einen Grauwert von circa 150 auf. Der reine Kupferwerkstoff ist in den Aufnahmen schwarz und hat somit einen Grauwert von 0. In Abhängigkeit der Aufmischung von Kupfer und Aluminium im Schmelzbad werden in kupferreichen Bereichen Grauwerte bis minimal 50 gemessen. Bewegen sich beide Grauwerte, der fügebereichnahen und der fügebereichfernen Zone, um einen Wert von 150, findet keine Einschweißung in den unten liegenden Kupferwerkstoff und somit keine Durchmischung statt. Werden für beide Zonen gleich reduzierte Grauwerte ermittelt, liegt eine Verteilung des Kupfers im gesamten Aluminiumwerkstoff zugrunde. Ein geringer Grauwert im fügebereichnahen Gebiet und ein hoher Grauwert in der fügebereichfernen Zone basiert auf einem auf die Fügezone begrenzten Kupfermaterialtransport. Dieser Zustand ist hinsichtlich eines stabilen Schweißprozesses und einer optimalen metallurgischen Zusammensetzung mit geringen Sprödphasenanteilen anzustreben. Im Folgenden werden die beiden Probenvarianten getrennt untersucht.

Die Analyse des zeitlichen Grauwertverlaufs in der Probenanordnung Cu10/Al10 zeigt, dass sich mit Variation der Vorschubgeschwindigkeit stark veränderte Durchmischungsverhalten einstellen (Bild 5.52).

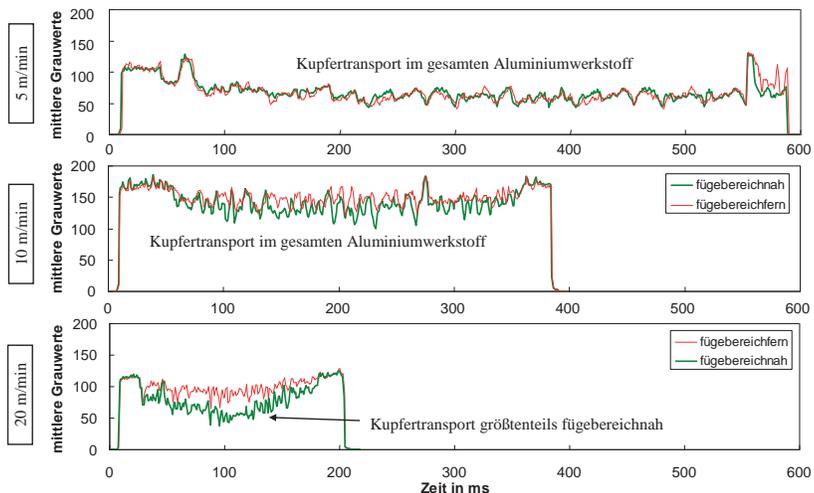
Bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 5 m/min sind, wie die Röntgenaufnahmen aus Bild 5.48 zeigen, starke Schwankungen zwischen hohem Durchmischungsgrad und geringer bis keiner Durchmischung zu erkennen. Der Abfall des Grauwerts in der fügebereichfernen Zone auf den Wert 50 ist mit einer Durchschweißung gleichzusetzen.



**Bild 5.52:** Ergebnisse der Grauwertanalyse der fügebereichnahen und -fernen Zonen, Anordnung Cu10/Al10.

Die Frequenz der Grauwertschwankungen nimmt mit einer höheren Vorschubgeschwindigkeit (10 m/min) stark zu. Unterbrechungen der Anbindung zwischen Kupfer und Aluminium (beide Grauwerte zeitgleich bei Maximum) erfolgen im Gegensatz zu Versuchen bei 5 m/min selten und nur zeitlich stark begrenzt. Der nahezu periodische Wechsel zwischen Einschweißung und Unterbrechung der Anbindung ist charakteristisch für geringe Schweißgeschwindigkeiten ( $< 10$  m/min). Der ruhige Schweißprozess bei 15 m/min ist im unteren Diagramm in Bild 5.52 aufgetragen. Es ist ein größtenteils getrennter Verlauf der Grauwerte für die untersuchten Zonen zu beobachten. Nahe der Fügezone ist ein, nur geringen Schwankungen unterliegender, Kupfertransport in den Aluminiumwerkstoff sichtbar. Der von der Fügezone entfernte Bereich bewegt sich quasi konstant bei einem Grauwert von 150. Bis auf kurze Ausnahmen ist hier kein Kupfertransport detektierbar. Die Durchmischung der Materialien findet demzufolge lediglich in der Nähe des Fügebereichs statt.

Die untersuchten Zonen für die Grauwertanalyse liegen in der Probenanordnung Al10/Cu10 oberhalb der Fügeebene ebenfalls im Aluminiumwerkstoff. Die Ergebnisse für diese Probenanordnung bei Variation der Vorschubgeschwindigkeit sind in den Diagrammen in Bild 5.53 zusammengefasst. Der in Bild 5.49 dargestellte starke aufwärts gerichtete Kupfertransport bei einem Vorschub von 5 m/min ist, da der mittlere Grauwert immer unter dem Wert 150 liegt, ebenso im Diagramm ersichtlich. Die Kurven der beiden untersuchten Zonen verlaufen nahezu deckungsgleich, was mit einer Durchmischung im gesamten Aluminium gleich zu setzen ist. Der mittlere Grauwert beider untersuchten Zonen bewegt sich bei einer gesteigerten Vorschubgeschwindigkeit von 10 m/min generell in einem höheren Bereich als bei einem Vorschub von 5 m/min. Dies lässt darauf schließen, dass sich der Kupfertransport und damit die Vermischung für diese Geschwindigkeit reduzieren. Dennoch erfolgt die Durchmischung der Materialien aufgrund des vergleichbaren Verlaufs der Kurven im gesamten Aluminiumwerkstoff.



**Bild 5.53:** Ergebnisse der Grauwertanalyse der fügebereichnahen und -fernen Zonen, Anordnung Al10/Cu10.

Die in den Videoaufnahmen für einen Vorschub von 20 m/min ersichtliche ruhigere und örtlich begrenzte Aufmischung des Kupfers ist ebenso im Diagramm abzulesen. Kupferreiche Bereiche werden hauptsächlich in der Nähe der Fügeebene beobachtet. Im oberen Bereich des Aluminiums ist nur ein geringer bis kein Kupferanteil anhand der Grauwerte zu messen.

Die mit den Röntgenaufnahmen erzielten Ergebnisse bestätigen die These, dass mit Variation der Vorschubgeschwindigkeit die Schmelzbaddynamik und die Strömungsrichtungen drastisch beeinflusst werden können. Eine erhöhte Schweißgeschwindigkeit hat demnach eine stabilisierende Auswirkung auf das Schweißergebnis. Aufgrund begrenzter Verfügbarkeit der

Laserleistung konnten für die dicken Probengeometrien Cu10/Al10 und Al10/Cu10 keine weiteren Geschwindigkeitssteigerungen durchgeführt werden. Wie die Versuche aus Kapitel 5.3 allerdings zeigen, ist davon auszugehen, dass sich mit Überschreiten einer kritischen Vorschubgeschwindigkeit neuerlich ein instabiler Schweißprozess einstellt.

## 5.6 Ableitung von Strömungsmodellen

Die erzielten Ergebnisse und Beobachtungen beim Laserstrahlkontaktieren von Kupfer-Aluminium-Mischverbindungen lassen sich teilweise anhand von vereinfachten Schmelzbad- und Strömungsmodellen erklären. Dabei fließen zusätzlich zu den in dieser Arbeit erlangten Erkenntnissen, Ergebnisse aus der aktuellen Forschung, wie beispielsweise Untersuchungen mittels Hochgeschwindigkeits- und Röntgenaufnahmen ([24], [40], [94], [95]), Versuche mit Indikatormaterialien [89] beziehungsweise in Eis und Wasser ([91], [92]) und Simulationsmodelle von Schmelzbadströmungen ([25], [26], [28], [55], [96]) mit ein und werden entsprechend berücksichtigt.

### 5.6.1 Theoretische Modelle für Geometrie Cu3/Al5 und Al5/Cu3

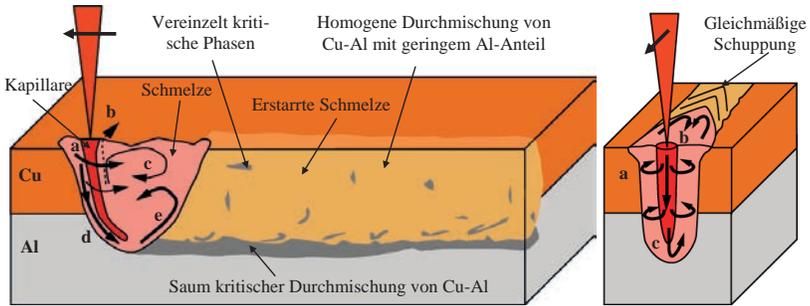
Im Folgenden werden unterschiedliche Modelle für die Probengeometrie Cu3/Al5 aufgestellt und beobachtete Besonderheiten diskutiert. Erfolgt die Laserstrahlkopplung über den oberen Kupferwerkstoff, ergibt sich, wie im Folgenden erläutert, für eine mittlere Vorschubgeschwindigkeit (25 bis 40 m/min), einen mittleren Fokusbereich (83 bis 170  $\mu\text{m}$ ) und bei mittlerer Einschweißtiefe in den Aluminiumwerkstoff ein wie im Modell in Bild 5.54 dargestelltes charakteristisches Schmelzbad und eine entsprechende Schweißnaht.

Die Ausbildung der Dampfkapillare während des Tiefschweißens führt aufgrund von geometrisch bedingten, örtlich unterschiedlichen Absorptionsgraden innerhalb der Kapillare (moving humps, [28]), des vorherrschenden Dampfdrucks und einer Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück zu komplexen Strömungszuständen im Schmelzbad. Die Strömungen im Schmelzbad unterliegen einer hohen Dynamik und hochfrequente Abweichungen der in den Strömungsmodellen dargestellten Richtungen sind zu jeder Zeit möglich (vgl. Röntgenanalyse Kapitel 5.5). Aus diesem Grund sind die Pfeile, welche die Strömungsrichtungen verdeutlichen, lediglich als Anhaltspunkte zu verstehen, welche die tendenzielle Ausrichtung der Strömungen darstellen.

Durch die Relativbewegung zwischen Werkstück und Laserstrahl erfolgt, parallel zum Vorschub, eine seitliche Umströmung der Kapillare (a). Dieser Effekt ist aus weiteren Untersuchungen zu unterschiedlichen Materialien aus der Literatur bekannt ([21], [23], [25], [27]).

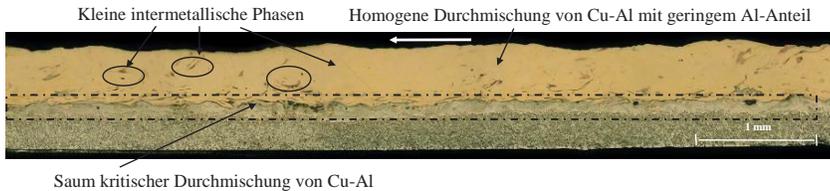
Die horizontale Materialströmung erfährt, aufgrund des aus der Kapillare ausströmenden Metaldampfes ([21], [27]) und der dadurch induzierten Strömung an der Kapillarrückwand nach oben [28]) (b), einen Impuls in Richtung Schmelzbadoberfläche. An der Oberfläche erfolgt eine Umkehr der Strömung (c). Dieser Strömungsverlauf deckt sich mit Beobachtungen aus

[89]. Zusätzlich zur horizontalen Umströmung der Kapillare erfolgt aufgrund des Verdampfungsdrucks auf den moving humps eine Beschleunigung des aufgeschmolzenen Kupfers vor der Kapillarfront vertikal von oben nach unten (d) ([25], [26]). Der nach unten gerichtete Materialtransport wurde in den Röntgenversuchen deutlich sichtbar. Quer- und Längsschliffe zeigen, dass die Bildung von kritischen Phasen (30 bis 70 % Cu zu Al) für den beschriebenen Parameter lokal stark begrenzt auf einen schmalen Bereich im Nahtgrund reduziert werden kann (siehe Bild 5.55). Dieses Resultat lässt darauf schließen, dass mit dem nach unten transportierten Kupfer im aluminiumreichen Nahtgrund eine Kupfer- und Aluminiumkonzentration vorliegt, welche die Bildung der kritischen Phasen begünstigt.



**Bild 5.54:** Modellvorstellung Probengeometrie Cu3/Al5,  $v_s = 20$  bis  $40$  m/min,  $d_f = 83$  bis  $170$   $\mu\text{m}$ , bei mittlerer Einschweißtiefe.

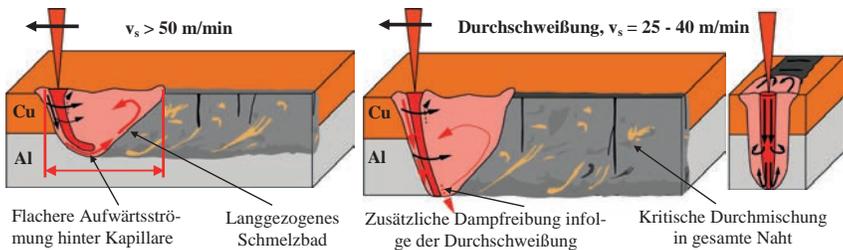
Beim Auftreffen des nach unten strömenden flüssigen Kupfers auf den festen Nahtgrund, erfolgt eine Umlenkung der Strömung entgegen des Vorschubs nach oben (e). Mit dieser Strömung findet ein Aluminiummaterialtransport nach oben statt. Dieser Materialtransport von Aluminium ist in diesem Geschwindigkeitsregime gering (vgl. Kapitel 5.3) und führt zu einer unkritischen Konzentration von Aluminium im Kupfer. Die geringe Menge von Aluminium im mittleren bis oberen Bereich der Schweißnaht führt zu einer charakteristisch gelbgoldenen Färbung und einer gleichmäßigen Schuppung der Nahtoberfläche. In diesem Bereich befinden sich vereinzelt kleine Zonen mit höherem Aluminiumgehalt, die sich aus dem unteren Saum der kritischen Durchmischung gelöst haben. Dies verdeutlicht, dass der an sich stabile Schweißprozess dennoch gewissen Prozessfluktuationen unterliegt (Bild 5.55).



**Bild 5.55:** Längsschliff, Cu-PHC und Al99,5, Probengeometrie Cu3/Al5, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2500 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

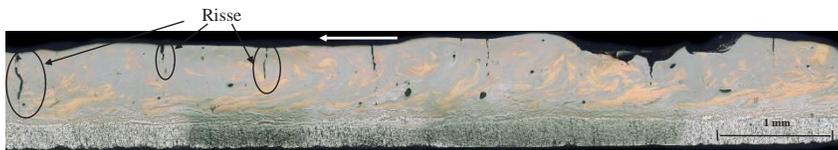
Die beschriebenen einzelnen Strömungsrichtungen, wie beispielsweise die Umströmung der Kapillare und das aufströmende Material aus dem Nahtgrund, beeinflussen sich ständig gegenseitig und führen entsprechend zu einer komplexen Überlagerung von Strömungen im Schmelzbad.

Abweichungen der im beschriebenen Modell vorherrschenden Versuchsparameter können zu deutlich geänderten Strömungen und Schmelzbädern führen und somit das Schweißergebnis stark beeinflussen. Die Vorschubgeschwindigkeit hat einen großen Einfluss auf die geometrische Ausbildung der Dampfkapillare im Schmelzbad. Untersuchungen ([23], [95], [96]) zeigen, dass eine Steigerung des Vorschubs einen flacheren Neigungswinkel der Kapillare zur Folge hat. Der flachere Winkel der Kapillare und das längere Schmelzbad führen zu einer langgezogenen Aufwärtsströmung hinter der Kapillare (Bild 5.56, links). Die Impulsänderung im Nahtgrund ist im Vergleich zu geringeren Vorschubgeschwindigkeiten nicht so stark und es entsteht dadurch keine lokal begrenzte Verwirbelung und Durchmischung von Kupfer und Aluminium.



**Bild 5.56:** Modellvorstellung Probengeometrie Cu3/Al5, links: hohe Vorschubgeschwindigkeit ( $> 50 \text{ m/min}$ ), rechts: Durchschweißung (25 bis  $40 \text{ m/min}$ ).

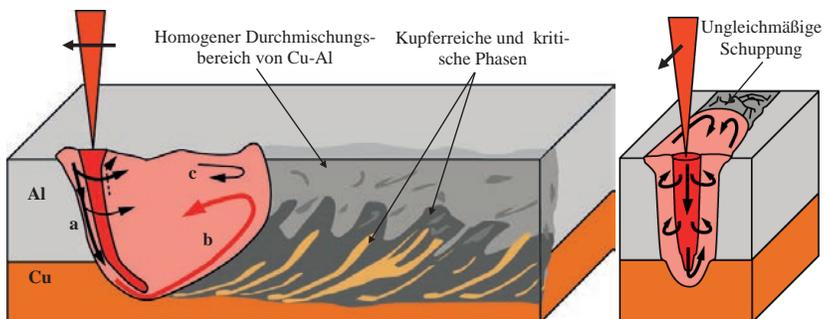
Vielmehr führt das langgezogene Schmelzbad dazu, dass die Durchmischung sich Richtung Nahtoberfläche fortsetzt und dadurch die Bildung der kritischen Phasen über das gesamte Schmelzbad begünstigt. Das Resultat der geänderten Parameter ist eine oft rissbehaftete Schweißnaht, welche durchsetzt ist von großen intermetallischen Bereichen (Bild 5.57).



**Bild 5.57:** Starke Durchmischung von Kupfer und Aluminium, Längsschliff Probengeometrie Cu3/Al5, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 60 \text{ m/min}$ ,  $P_L/v_s = 5000 \text{ J/m}$ .

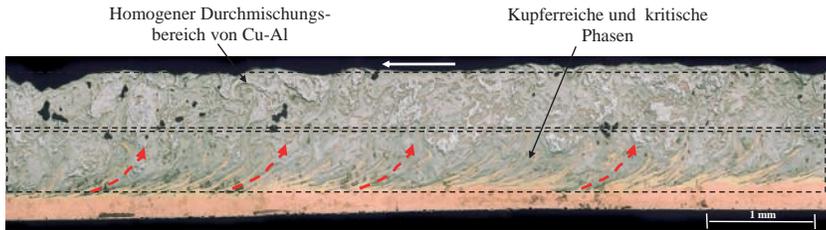
Ähnliche Ergebnisse können auch bei Durchschweißungen in dieser Anordnung beobachtet werden (Bild 5.56, rechts). Die für eine Durchschweißung benötigte höhere Laserleistung bewirkt die Ausbildung einer längeren Kapillare und damit verbunden auch größere Volumenströme von Kupfer in den Aluminiumgrundwerkstoff. Aufgrund der Durchschweißung findet am Nahtgrund eine zusätzliche Dampfreibung nach unten statt. Dies begünstigt den Materialtransport von Kupfer in Aluminium und reduziert gleichzeitig den nach oben gerichteten Materialtransport von Aluminium (entsprechend [89]). Die stärkere Durchmischung der Materialien bei einer Durchschweißung hat, analog zu den Versuchen bei zu hohen Geschwindigkeiten, einen negativen Einfluss auf die Ausbildung von intermetallischen Phasen zur Folge.

Bei einer Umkehr der Probenanordnung, sprich die Einkopplung der Laserleistung erfolgt über den Aluminiumwerkstoff, liegen bei vergleichbaren Schweißparametern und mittlerer Einschweißtiefe Strömungen im Schmelzbad, wie sie in Bild 5.58 schematisch dargestellt sind, vor. Es erfolgt analog zur Anordnung Cu3/Al5, aufgrund der variierenden Absorptionsbedingungen an der Kapillarfront, ein Materialtransport des Aluminiums vor der Kapillare Richtung Schmelzbadgrund (a).



**Bild 5.58:** Modellvorstellung Probengeometrie Al5/Cu3,  $v_s = 20$  bis  $40 \text{ m/min}$ ,  $d_f = 83$  bis  $170 \mu\text{m}$ , bei mittlerer Einschweißtiefe.

Aufgrund der unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften (Bild 4.12, Bild 4.13) bildet sich im oberen Bereich ein breiteres und längeres Schmelzbad aus als in der Anordnung Cu3/Al5. Das längere Schmelzbad und die höhere Dichte von aufgeschmolzenem Kupfer im Vergleich zu Aluminium führen dazu, dass die vom Nahtgrund nach oben gerichtete Strömung vergleichsweise flach verläuft (b). Das langgezogene schlierenförmige Aufsteigen und Erstarren von kupferreichen Zonen und die Gefahr der Bildung intermetallischer Phasen in der unteren Hälfte der Schweißnaht ist deutlich im Längsschliff in Bild 5.59 zu erkennen.



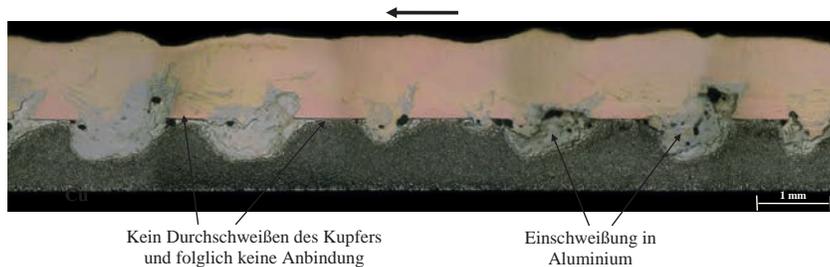
**Bild 5.59:** Längsschliff, Al99,5 und Cu-PHC, Probengeometrie Al5/Cu3, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2000 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Im oberen Bereich der Schweißnaht entsteht durch die größtenteils horizontale Strömungsrichtung eine homogene aluminiumreiche Durchmischungszone (c). Typisch für Aluminiumschweißungen ist die inhomogene Erstarrungsstruktur der Nahtoberraupe.

### 5.6.2 Theoretische Modelle für Geometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10

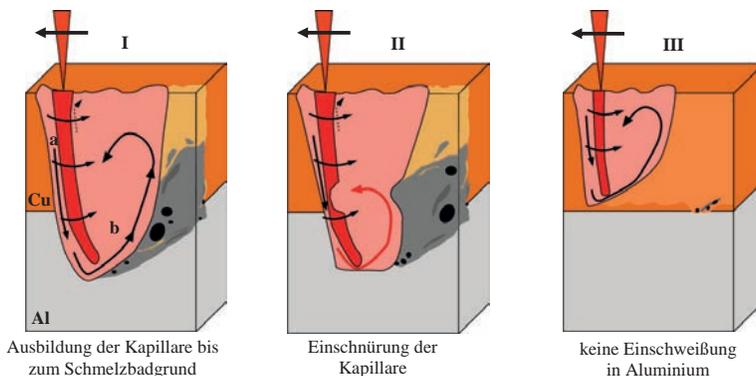
Neben den zahlreichen Schweißversuchen und deren metallurgischen Auswertung helfen, speziell bei den Probengeometrien Cu10/Al10 und Al10/Cu10, die durchgeführten Röntgenuntersuchungen ein tieferes Prozessverständnis zu erlangen.

Aufgrund der größeren Materialstärken im Vergleich zu den Probengeometrien Cu3/Al5 und Al5/Cu3 wird bei den dicken Probengeometrien Cu10/Al10 beziehungsweise Al10/Cu10 zum Durchschweißen des oberen Materials eine größere Einschweißtiefe und somit ein größeres Aspektverhältnis benötigt, um eine stoffschlüssige Verbindung zu erzielen. Ein Kollabieren der Dampfkapillare während des Schweißprozesses und ein damit verbundener Abbruch der Kontaktierung kann aufgrund der größeren Tiefe der Dampfkapillare daher verstärkt auftreten (Längsschliff in Bild 5.60).



**Bild 5.60:** Längsschliff bei einem Fokusbildmesser  $d_f = 170 \mu\text{m}$ , Probengeometrie Cu10/Al10, Al99,5 und Cu-PHC, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_L = 2700 \text{ W}$ ,  $v_s = 10 \text{ m/min}$ .

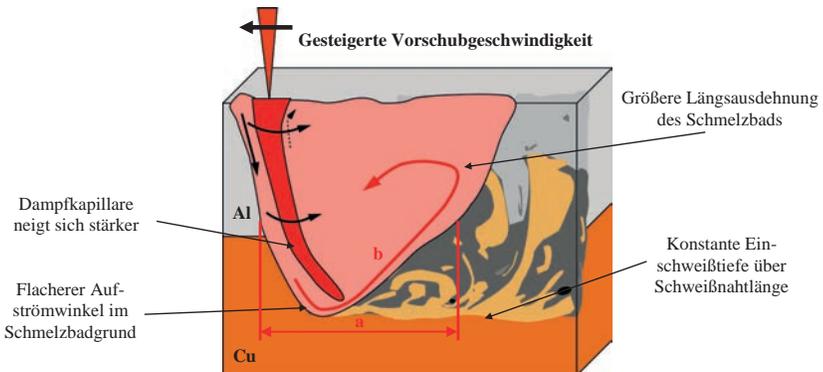
Die grundsätzlich auftretenden Strömungen der zuvor beschriebenen Probenanordnungen Cu3/Al5 und Al5/Cu3 haben auch für die dickere Probenanordnung Gültigkeit. In Bild 5.61 ist das Zusammenbrechen der Kapillare für die Anordnung Cu10/Al10 exemplarisch dargestellt. Mit Ausbildung der Dampfkapillare erfolgt ein frontseitig zur Kapillare nach unten gerichteter Kupfermaterialtransport (a). Im Schmelzbadgrund wird bei Auftreffen der Strömung auf festes Aluminiummaterial ein Richtungswechsel nach oben vollzogen (b). Veränderungen der aufwärtsgerichteten Strömung können zu einer Einschnürung der längeren und dadurch auch instabileren Dampfkapillare im Vergleich zur Cu3/Al5 Probengeometrie führen (II).



**Bild 5.61:** Modellvorstellung einer kollabierenden Kapillare und deren Folgen bezüglich der Schweißnaht am Beispiel Cu10/Al10 bei mittlerem Fokusbildmesser.

Infolgedessen entsteht über eine gewisse Prozesszeit keine stoffschlüssige Verbindung der Materialien. Lediglich das oben liegende Kupfer wird aufgeschmolzen (III). Erst eine neuerliche Ausbildung der Dampfkapillare bis zur ursprünglichen Tiefe führt zu einem Schmelzbad, welches sich über die Fügeebene bis in den Aluminiumwerkstoff erstreckt und eine Verbindung der Werkstoffe erlaubt. Der beschriebene Effekt des zusammenfallenden Schmelzbades tritt bei beiden Probenanordnungen auf und wiederholt sich relativ periodisch.

Höhere Vorschubgeschwindigkeiten ( $> 10$  m/min) beziehungsweise kleinere Fokusdurchmesser ( $< 170$   $\mu\text{m}$ ) haben stabilisierende Auswirkungen auf den Schweißprozess. Eine gesteigerte Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  vergrößert die Längsausdehnung des Schmelzbads entgegen der Schweißrichtung (a) und führt im Vergleich zu langsameren Geschwindigkeiten zu flacheren Kapillarneigungswinkeln. Dieser Zusammenhang ist in Bild 5.62 für die Anordnung Al10/Cu10 dargestellt. Die Impulsänderung des abwärts strömenden Materials im Schmelzbadgrund erfolgt aufgrund des längeren Schmelzbades in einem flacheren Winkel (b). Diese Strömungsform im Nahtgrund, sowie die stärkere Kapillarneigung, wirken einem Kollabieren der Dampfkapillare entgegen und führen zu konstanten Einschweißiefen.



**Bild 5.62:** Modellvorstellung Probengeometrie Al10/Cu10, stabiles Schmelzbad durch hohe Vorschubgeschwindigkeit.

Eine weitere stabilisierende Auswirkung kann durch eine Reduktion des Fokusdurchmessers  $d_f$  erzielt werden. Kleinere Strahlfoki erlauben aufgrund der größeren Laserintensität höhere Vorschubgeschwindigkeiten im Vergleich zu größeren Strahldurchmessern. Dies führt zu der zuvor beschriebenen Änderung der Strömungsrichtung im Schmelzbadgrund. Die mit reduzierten Fokusdurchmessern einhergehende höhere Intensität auf der Bauteiloberfläche hat zur Folge, dass geringere Leistungen für vergleichbare Einschweißiefen benötigt werden. Dementsprechend sind mit reduzierten Fokusdurchmessern kleinere Nahtbreiten und größere Aspektverhältnisse (Verhältnis Einschweißtiefe zu Schweißnahtbreite) realisierbar ([23], [87]). Zusätzlich wird durch einen verringerten Fokusdurchmesser der Kapillardurchmesser entsprechend kleiner. Bei den hier untersuchten Optikkonfigurationen kann somit einer Reduzierung der Nahtbreite von bis zu 60 % erzielt werden. In Summe führt dies zu einer gesteigerten Prozesseffizienz, da die eingesetzte Energie für die nötige Einschweißtiefe sorgt und kein unnötig großes Schmelzbad an der Nahtoberfläche generiert wird.

## 5.7 Auswertende Zusammenfassung

In diesem Kapitel wurden der Einfluss der unterschiedlichen Probenanordnungen und Probengeometrien (Cu3/Al5, Al5/Cu3 und Cu10/Al10, Al10/Cu10) sowie verschiedenster Laserprozessparameter auf den Schweißprozess untersucht und analysiert. Im Folgenden werden die erlangten neuen Erkenntnisse zusammengefasst.

Eine starke Materialaufmischung im Schmelzbad, welche zu negativen Werkstoffeigenschaften führt (starke Aufhärtung, Sprödigkeit), konnte anhand von REM und EDX-Aufnahmen auf ein Durchmischungsverhältnis von 30 bis 70 % Kupfer zu Aluminium beziffert werden. Gegenüberstellungen der EDX-Aufnahmen und Schlitze zeigen, dass eine Korrelation zwischen der Färbung der einzelnen Phasen und deren Zusammensetzung gegeben ist. Demnach weisen goldgelbe bis kupferfarbene Phasen ein Mischungsverhältnis von circa 70 % Kupfer und 30 % Aluminium auf. Graue Bereiche in der Schweißnaht haben je nach Grauwert ein Verhältnis von 40 % Kupfer zu 60 % Aluminium (helles Grau) beziehungsweise bis 25 % Kupfer zu 75 % Aluminium (dunkles Grau). Härtemessungen zufolge liegen große Unterschiede der gemessenen Härtewerte innerhalb einer Naht in Abhängigkeit des Aufmischungsverhältnisses vor. Eine den oberen Werten entsprechend kritische Aufmischung der Materialien hat Härtewerte von bis zu 600HV<sub>0,2</sub> zur Folge. Dies entspricht knapp dem 10-fachen Mittelwert der beiden Grundwerkstoffe. Im Belastungsfall kann die starke, lokal begrenzte Aufhärtung Spannungsüberhöhungen induzieren, welche zu Rissbegünstigungen innerhalb der Naht führen können.

Aus diesen Erkenntnissen heraus lässt sich folgendes Ziel der stoffschlüssigen Kontaktierung formulieren. Die Aufmischungen innerhalb der Schweißnaht müssen mittels geeigneter Parameterwahl derart beeinflusst werden, dass die Bildung kritischer Phasen unterbunden beziehungsweise räumlich minimiert wird. Um der Verwirklichung dieses Ziels näher zu kommen, waren die durchgeführten grundlegenden Untersuchungen zum besseren Verständnis der Entstehungsmechanismen von großer Bedeutung.

Es hat sich gezeigt, dass in Abhängigkeit des oberen Fügepartners unterschiedliche Ergebnisse hinsichtlich metallurgischem Verhalten und Prozessstabilität erzielt werden. Die **Material-eigenschaften** des oben liegenden Werkstoffes stellen ein ausschlaggebendes Kriterium bezüglich der Leistungseinkopplung und des Ablaufs des Schweißprozesses dar. Für die Anordnungen Cu3/Al5 und Cu10/Al10 wird aufgrund der größeren Wärmeleitfähigkeit, der geringeren Leistungsabsorption und der höheren Schmelztemperatur von Kupfer generell mehr Laserleistung benötigt als bei einer Einschweißung über den Aluminiumwerkstoff.

Die Einflussgröße **Fokusedurchmesser** zeigt einen großen Einfluss auf das Schweißverhalten der Mischverbindung. Für die untersuchten Parameter kann bei Änderung des Fokusedurchmessers für die dünnen Versuchsproben eine Einteilung in drei Bereiche vollzogen werden. Mit minimalen Fokusedurchmesser 20 bis 83  $\mu\text{m}$  ist das Prozessfenster zwischen nicht Ein-

schweißen und Durchschweißen sehr gering (bei  $d_f = 20 \mu\text{m}$  ca. 200 W). Die feinen, schmalen Schweißnähte sind hinsichtlich Porenbildung in der Fügeebene, und Prozessinstabilitäten anfällig. Eine Minimierung der kritischen Phasen konnte nicht beobachtet werden. Verbesserte Ergebnisse werden mit einem vergrößerten Fokusbereich (83 - 170  $\mu\text{m}$ ) generiert. Eine geringe lokal begrenzte, Sprödphasenbildung ist in diesem Fokusbereich erkennbar. Eine weitere Aufweitung des Fokusbereichs auf 340  $\mu\text{m}$  führt zu einer erneuten Zunahme von Einscheißtiefschwankungen. Die breiten Schweißnähte weisen eine starke Durchmischung von Kupfer und Aluminium auf und vergrößern dadurch die Bildung der kritischen Sprödphasen.

Anders stellt sich der Sachverhalt bei den Versuchen mit der Probengeometrie Cu10/Al10 und Al10/Cu10 dar. Mit den größeren Dicken der Proben gehen zur Kontaktierung entsprechend höhere Einscheißtiefen einher. Hierfür wird mehr Laserleistung benötigt und daraus resultiert ein größeres Schmelzbad mit geänderten Mischungs- und Strömungsverhältnissen. Um den Wärmeeintrag und die Schädigung der Bauteile minimal zu halten ist, speziell für die dickeren Probengeometrien Cu10/Al10 und Al10/Cu10, der Einsatz eines kleinen Fokusbereichs sinnvoll. Aufgrund der größeren Materialstärken sind die bei geringen Fokusbereichen auftretenden Einscheißtiefschwankungen, die bei der dünneren Probengeometrie bereits zum Durchschweißen führen würden, für diese Probengeometrie als unkritisch zu betrachten. Die Reduktion des Strahldurchmessers ermöglicht dadurch eine Steigerung der realisierbaren Vorschubgeschwindigkeit mit den damit verbundenen Vorteilen. Somit lässt sich eine höhere Prozessstabilität und -effizienz erzeugen. Auffällig ist bei Reduktion des Fokusbereichs die starke Einschnürung beziehungsweise Aufweitung der Nahtbreite in der Übergangszone der Werkstoffe. Eine geringe Reduktion der Bildung der kritischen Phasen ist mit kleineren Fokusbereichen zu erkennen, allerdings ist dieser Effekt stark von Einscheißtiefe und Vorschubgeschwindigkeit abhängig.

Wie bei der Variation des Fokusbereichs können für die dünne Probengeometrie Cu3/Al5 bei Variation der **Vorschubgeschwindigkeiten** ebenso drei Regime ermittelt werden. Geringe Vorschubgeschwindigkeiten ( $< 25 \text{ m/min}$ ) zeigen ein sehr kleines Prozessfenster bezüglich Einscheißen und Durchschweißen ( $P_L = 400 \text{ W}$ ). Demzufolge haben bereits geringe Prozessschwankungen große Nahtfehler zur Folge. Eine erhöhte Gefahr zur Bildung von kritischen Phasen konnte in diesem Geschwindigkeitsregime nicht festgestellt werden. Eine Stabilisierung des Schweißprozesses bringt eine mittlere Vorschubgeschwindigkeit (25 bis 40  $\text{m/min}$ ) mit sich. Das Prozessfenster verdoppelt sich auf einen Leistungsbereich  $P_L$  von 800 W. Eine minimale Aufmischung der Werkstoffe und die daraus resultierende minimale Bildung kritischer Phasen ist mit dieser Geschwindigkeit realisierbar. Das dritte Geschwindigkeitsregime beginnt bei 40  $\text{m/min}$ . Mit diesem Regime wird die kritische Vorschubgeschwindigkeit erreicht. Es erfolgt aufgrund geänderter Strömungsmechanismen im Schmelzbad eine starke Durchmischung der Werkstoffe, welche zu vermehrtem Auftreten von

Sprödphasen führt. Zusätzlich werden Nahtimperfectionen wie Humping, Randkerben und Schmelzbadauswürfe beobachtet.

Vergleichbare Erkenntnisse haben die Versuche zur Vorschubgeschwindigkeit bei den dicken Probengeometrien Cu10/Al10 und Al10/Cu10 geliefert. Die Geschwindigkeitsregime liegen aufgrund der dickeren Geometrie in einem niedrigeren Bereich. Für niedrige Vorschubgeschwindigkeiten (um 5 m/min) stellt sich ein minimales Prozessfenster ein und es können Schwankungen innerhalb einer Schweißnaht von Nichteinschweißen zu Durchschweißen auftreten. Röntgenaufnahmen zeigen einen sehr unruhigen Schweißprozess mit turbulenten, hochdynamischen Strömungen im gesamten Schmelzbad. Durch eine Steigerung des Vorschubs (bis 20 m/min) kann die Strömung nachhaltig beeinflusst und negative Effekte reduziert werden. Die daraus resultierende größere Längskomponente der Schmelzströmung entgegen der Schweißrichtung hat eine verringerte Aufmischung und eine Stabilisierung des Schweißprozesses zur Folge.

Versuche bezüglich der **Fokuslagenvariation** haben gezeigt, dass für die dünnen Probengeometrien Cu3/Al5 und Al5/Cu3 ein Maximum der Einschweißtiefe bei einer Defokussierung von -1 mm erzielt wird. Eine Einschweißung in den unteren Werkstoff ohne Anpassung der Laserleistung ist über einen Bereich von -2,5 bis +0,5 mm möglich. Im Unterschied hierzu zeigen die dickeren Versuchsproben ein verändertes Verhalten in Abhängigkeit vom oben liegenden Werkstoff. In einem geringen Fokuslagenbereich von -1 bis +0,5 mm sind in der Anordnungen Cu10/Al10 Einschweißungen möglich. Die dabei auftretende Varianz der Einschweißtiefe liegt teils bei 100 %. Eine Einschweißung über das Aluminiumwerkstück führt zu einem vergrößerten realisierbaren Fokuslagenbereich (-3 bis +1,5 mm) mit deutlich geringeren Prozessschwankungen. Mit einer Variation der Fokusslage konnte kein nennenswerter Einfluss auf die Durchmischung im Schmelzbad genommen werden.

Die durchgeführten Untersuchungen haben aufgezeigt, dass sich ein stoffschlüssiges Kontaktieren der Werkstoffe Kupfer und Aluminium mittels geeigneter Parameterwahl darstellen lässt. Entscheidende Einflussgrößen stellen neben dem Material, der Anordnung und den geometrischen Abmessungen, die laserspezifischen Stellgrößen dar. Mit optimierter Fokusslage, Vorschubgeschwindigkeit und Fokussdurchmesser kann eine Reduzierung der kritischen Sprödphasen mit einem kontinuierlichen Schweißprozess erzielt werden und somit ohne Zusatzmaterial oder Strahlmanipulation eine sichere Verbindung geschaffen werden.

## 6 Charakterisierung der Verbindungseigenschaften

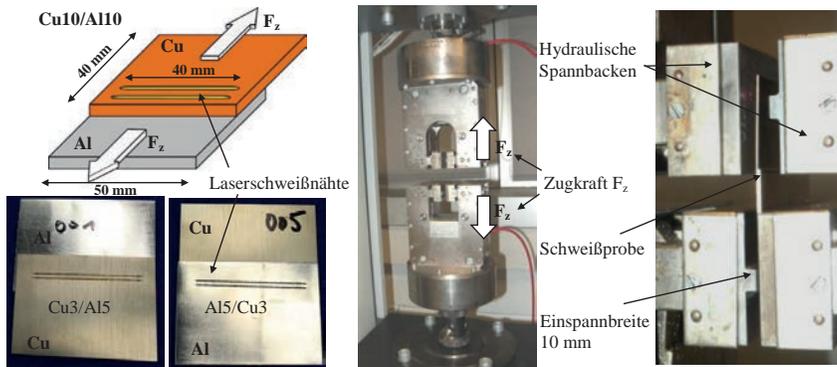
Eine weitere Möglichkeit zur Qualifizierung der dargestellten Kontaktierungen neben der metallurgischen und prozesstechnischen Betrachtung, sind Untersuchungen hinsichtlich der charakteristischen Festigkeitswerte und elektrischen Kenngrößen. Die Kontaktierung der Kupfer- und Aluminiumbauteile ist im Betrieb dauerhaften Schwingungen und wechselnden Temperaturen ausgesetzt. Daher spielt die Festigkeit der Schweißverbindung eine entscheidende Rolle, um ein vorzeitiges Versagen ausschließen zu können. Ein ebenso wichtiges Kriterium bei der Beurteilung der Verbindung ist der elektrische Übergangswiderstand. Über die Verbindung wird ein dauerhafter Stromkontakt erzeugt und ein hoher Übergangswiderstand ist daher gleichbedeutend mit einer hohen Verlustleistung und der Gefahr lokaler Überhitzung. Aus diesem Grund wird das Ziel verfolgt, einen möglichst geringen, über die Betriebsdauer gleichbleibenden, Übergangswiderstand der Mischverbindung zu erzeugen.

### 6.1 Festigkeitsuntersuchungen

Für die Scherzugversuche wurden dünne Proben in den Abmaßen Länge 50 mm, Breite 40 mm mit 40 mm langen Schweißnähten kontaktiert (siehe Bild 6.1, links). Variiert wurden dabei die Kupfer- und Aluminiumwerkstoffe, die Anzahl der Schweißnähte, die Probenanordnung (Cu3/Al5 und Al5/Cu3), die Einschweißtiefe („gering“, „mittel“, „tief“) und die Vorschubgeschwindigkeit.

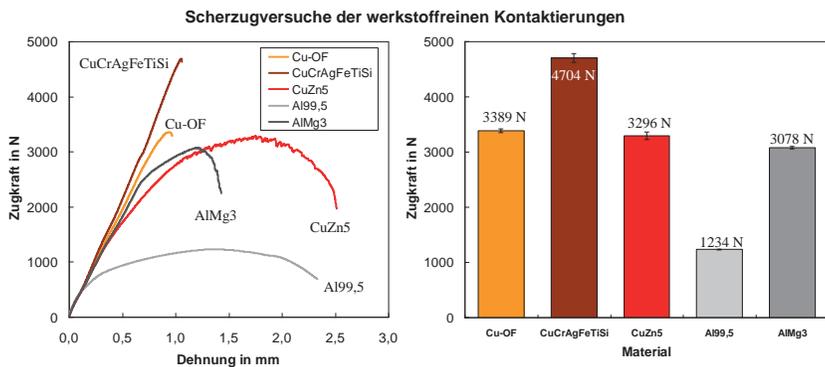
Die Scherzugversuche erfolgten an einer Universalprüfmaschine (ZmartPro, Fa. Zwick). Die Schweißproben wurden über die gesamte Probenlänge und über eine Breite von 10 mm mittels hydraulischer Spannbacken mittig zur Zugachse der Prüfmaschine ausgerichtet und eingespannt (Bild 6.1, rechts). Die Prüfung der Kontaktierung wurde weggesteuert mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 1 mm/min und mit einer Vorkraft von 20 N durchgeführt. Eine Brucherkennung beziehungsweise ein Kraftabfall von circa 90 % während der Zugbelastung führte zu einem automatischen Prüfungsabbruch.

Zur besseren Einordnung der erzielten Ergebnisse wurden Referenzwerte mit werkstoffgleichen Verbindungen erzeugt. Um eine gewisse statistische Aussage treffen zu können, wurden für jede Variante jeweils drei Versuchsproben erstellt und der Mittelwert der Ergebnisse in Diagrammen dargestellt.



**Bild 6.1:** Schematische Darstellung der Zugprobengeometrie und der Belastungsrichtung, Aufbau der Prüfmaschine Zmart Pro.

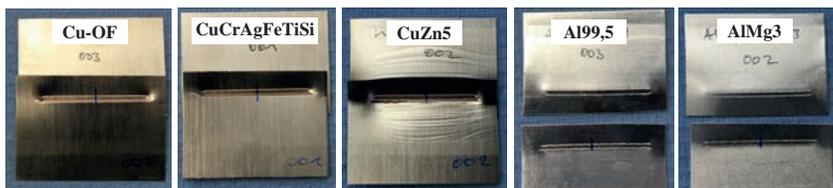
Die in Bild 6.2 dargestellten Diagramme zeigen die Verläufe und maximalen Zugfestigkeitswerte der Referenzproben in reiner Werkstoffkombination. Die Überlappverbindung wurde mit einem Fokusbereich von  $170\ \mu\text{m}$  und einer Vorschubgeschwindigkeit von  $30\ \text{m/min}$  mit zwei Schweißnähten erzeugt. Um eine gute Vergleichbarkeit der Proben der Anordnungen Cu3/Al5 und Al5/Cu3 zu erzielen, wurden jeweils Proben mit mittleren Einschweißertiefen generiert.



**Bild 6.2:** Festigkeitsdiagramme von werkstoffreinen Kontaktierungen, links: Festigkeitsverläufe, rechts: Gegenüberstellung der Maximalwerte,  $SL (d_f = 170\ \mu\text{m})$ ,  $P_{L,Cu} = 2500\ \text{W}$ ,  $P_{L,Al} = 2000\ \text{W}$ ,  $v_s = 30\ \text{m/min}$ .

Die Festigkeitsverläufe zeigen das werkstoffabhängige Dehnungsverhalten im Zusammenspiel mit der aufgebrachtten Zugkraft. Den steilsten Verlauf und die maximale Zugkraftbelastung bis zum Materialbruch an der Schweißnaht wird mit der Kupferlegierung CuCrAgFeTiSi

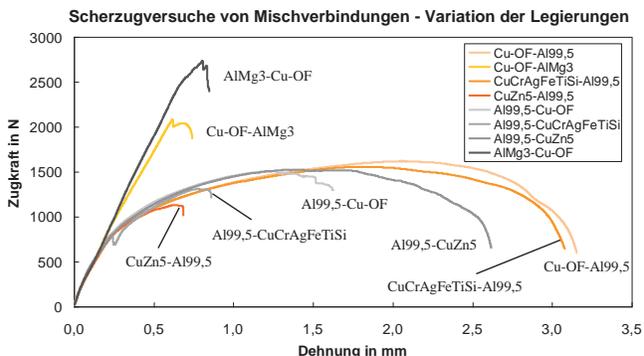
erzielt (4704 N). Für das sauerstofffreie Kupfer (Cu-OF) tritt bei Zugbelastung ebenso ein Versagen im Bereich der Fügenaht ohne starke Deformation der Probenbleche auf. Die Messinglegierung (CuZn5) zeigt eine stärkere Materialverformung bis ein Schweißnahtbruch erfolgt. Legierungsfreies Aluminium weist eine große Dehnung auf bis ein Versagen der Schweißnaht erfolgt. Die maximale Zugkraft liegt bei 1234 N. Eine Steigerung dieses Wertes auf 3078 N und eine Reduktion der Dehnung wird durch die Legierung AlMg3 erzielt. Exemplarische Aufnahmen der werkstoffreinen Zugproben nach den Scherzugversuchen sind in Bild 6.3 aufgeführt. Zu erkennen ist, dass die Kupferproben Cu-OF und CuCrAgFeTiSi und die Aluminiumlegierung AlMg3 ohne starke Verformung versagen. Es ist lediglich eine geringe Verformung an Nahtanfang und Nahtende aufgrund der Kerbwirkung zu erkennen. Die Messinglegierung und der Aluminiumwerkstoff Al99,5 versagen unter stärkerer plastischer Verformung.



**Bild 6.3:** Aufnahmen der werkstoffreinen Zugproben nach Versagen.

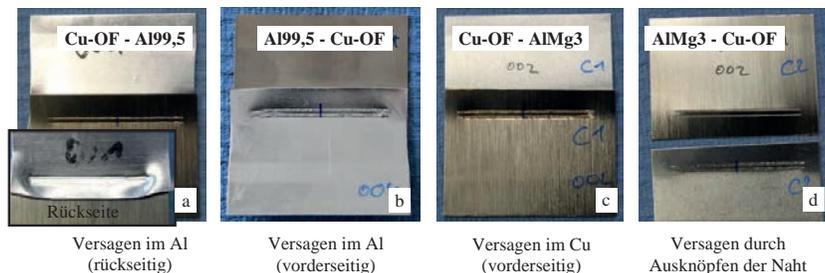
In der Mischverbindung wurde zunächst der Einfluss der unterschiedlichen Werkstofflegierungen untersucht. Zum Einsatz kamen die in der reinen Werkstoffkombination untersuchten Legierungen. Diese wurden kombiniert und in beiden Probenanordnungen Cu3/Al5 und Al5/Cu3 mittels zweier Schweißnähte kontaktiert.

Die Ergebnisse der Scherzugversuche in der Mischverbindung zeigen, wie bereits bei der reinen Werkstoffkombination zu sehen war, dass die Legierungselemente einen großen Einfluss auf die Scherzugfestigkeit und das Dehnungsverhalten der Verbindung haben. Das Diagramm in Bild 6.4 verdeutlicht, dass unabhängig von Probenanordnung und eingesetzter Kupferlegierung der reine Aluminiumwerkstoff Al99,5 der begrenzende Werkstoff hinsichtlich Zugfestigkeit ist. Die Zugfestigkeitswerte schwanken zwischen 1155 N bei der Verbindung der Werkstoffe CuZn5 und Al99,5 und 1621 N (Cu-OF und Al99,5). Ebenso ändert sich das Dehnungsverhalten bis zum Versagen.



**Bild 6.4:** Festigkeitsdiagramme von Kupfer-Aluminiummischverbindungen, Einfluss unterschiedlicher Werkstofflegierungen, Probenanordnung Cu3/Al5 und Al5/Cu3, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_{L,Cu3/Al5} = 2500 \text{ W}$ ,  $P_{L,Al5/Cu3} = 2000 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Eine deutliche Steigerung der Zugfestigkeit kann mit dem Einsatz der Aluminiumlegierung AlMg3 erreicht werden. Diese zeigt in beiden Probenanordnungen mit dem sauerstofffreien Kupfer einen Anstieg auf 2244 N (Cu3/Al5) beziehungsweise in der Anordnung Al5/Cu3 auf 2793 N. Die Versuchsproben mit dieser Aluminiumlegierung zeigen eine große Differenz der Zugfestigkeit ( $> 500 \text{ N}$ ) in Abhängigkeit der Probenanordnung. Dieser Unterschied liegt in der Versagensart begründet. Die Verbindung der Materialien Cu-OF und Al199,5 versagen in beiden Probenanordnungen im Aluminiumwerkstoff und weisen somit vergleichbare Zugfestigkeitswerte auf (Bild 6.5, a, b). Der Einsatz von AlMg3 führt je nach Probenanordnung zu unterschiedlichen Versagensarten.

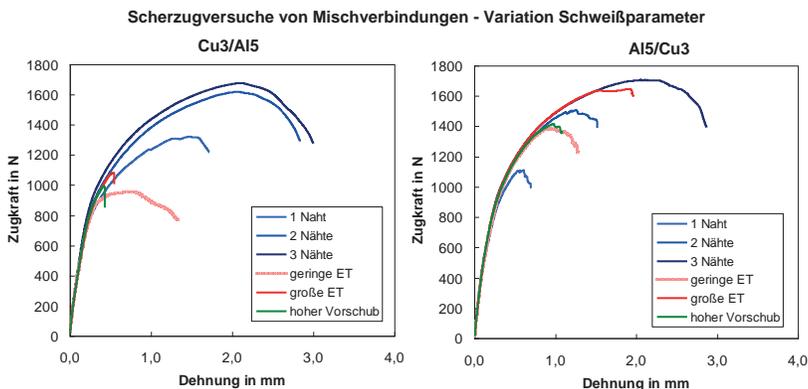


**Bild 6.5:** Gegenüberstellung der Versagensarten durch Scherzugversuche beim Einsatz unterschiedlicher Kupfer- und Aluminiumwerkstoffe in Mischverbindung.

Die Anordnung Kupfer oben führt durch Rissbildung im Kupferwerkstoff zum Versagen (c). Ein Ausknöpfen der Schweißnaht aus dem unteren Kupfermaterial löst hingegen bei der umgedrehten Probenkonfiguration die Kontaktierung auf (d).

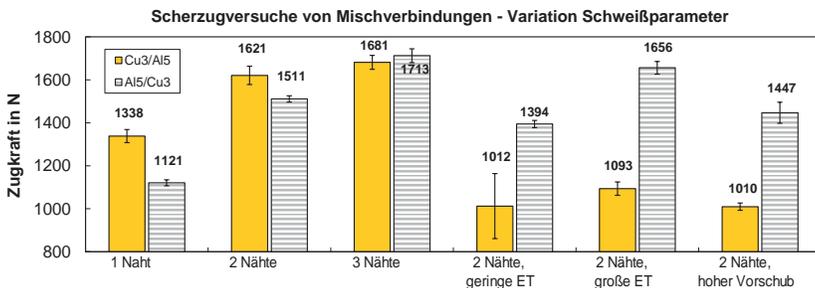
Neben der Variation der Legierungswerkstoffe kann mit unterschiedlichen Schweißparametern und der Anzahl von Schweißnähten Einfluss auf die statische Zugfestigkeit genommen werden. Im Folgenden wurden für die Werkstoffkombination Cu-OF und Al99,5 in beiden Probenanordnungen die Anzahl der Schweißnähte von einer Naht bis drei Nähten pro Versuchsbauteil verändert. Über eine Abweichung von der optimalen Laserleistung (mittlere Einschweißtiefe in unteren Probenwerkstoff) wurden geringe (circa  $50\ \mu\text{m}$ ) und große Einschweißtiefen (Durchschweißung) generiert. Zusätzlich wurden Proben erstellt, welche mit einer verdoppelten Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  von  $60\ \text{m/min}$  geschweißt wurden. Wie aus dem vorangegangenen Kapitel bekannt, führen gesteigerte Einschweißtiefen und höhere Vorschubgeschwindigkeiten zu metallurgisch kritischen Aufmischungen der Kupfer- und Aluminiumwerkstoffe. Welchen Einfluss unter anderem dieser Effekt auf die Scherzugfestigkeit hat, zeigt sich im Zugkraft-Dehnungs-Diagramm in Bild 6.6.

Wie zu erwarten war, führt eine Steigerung der Schweißnahtanzahl zu höheren Zugfestigkeiten. Allerdings ist die Zunahme der Zugfestigkeit von einer auf zwei Schweißnähten deutlich größer ( $283\ \text{N}$  bei Cu3/Al5 und  $390\ \text{N}$  bei Al5/Cu3) als bei einer weiteren Erhöhung der Anzahl der Nähte auf drei ( $60\ \text{N}$  bei Cu3/Al5 und  $202\ \text{N}$  bei Al5/Cu3). Eine weitere Steigerung der Anzahl von Nähten hat aufgrund der geringen Festigkeitswerten von Al99,5 kein nennenswertes Potential für höhere statische Zugfestigkeiten. Über geänderte Nahtgeometrien und -formen (Sinus, Kreise) ist eine Reduktion der Kerbwirkungen denkbar, um dadurch höhere Festigkeiten zu erzielen. Dieser Einfluss wurde in dieser Arbeit jedoch untersucht.



**Bild 6.6:** Festigkeitsverlauf von Kupfer-Aluminiummischverbindungen, Einfluss unterschiedlicher Schweißparameter, Probenanordnung Cu3/Al5 und Al5/Cu3, Cu-OF und Al99,5, SL,  $d_f = 170\ \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_{L,Cu3/Al5} = 2500\ \text{W}$ ,  $P_{L,Al5/Cu3} = 2000\ \text{W}$ ,  $v_s = 30\ \text{m/min}$ .

Eine Variation der Schweißparameter mit zwei Nähten bewirkt deutlich veränderte Messwerte im Vergleich zur mittleren Einschweißtiefe bei optimalen Parametern.

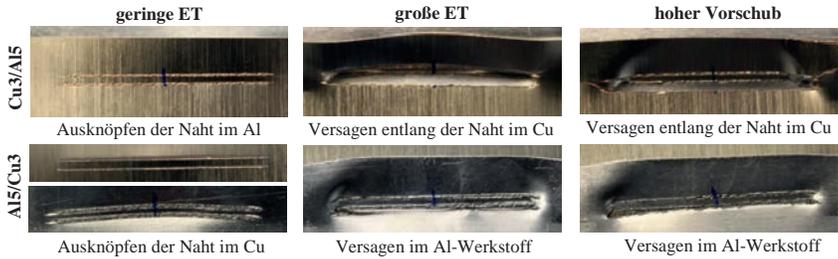


**Bild 6.7:** Maximale Scherzugfestigkeitswerte von Kupfer-Aluminiummischverbindungen, Einflüsse Schweißparameter, Probenanordnung Cu3/Al5 und Al5/Cu3,  $SL$ ,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_{L,Cu3/Al5} = 2500 \text{ W}$ ,  $P_{L,Al5/Cu3} = 2000 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Eine geringe Einschweißung in den unteren Werkstoff hat, speziell bei Cu3/Al5, einen starken Verlust an Festigkeit zur Folge. Dies liegt in der Versagensart begründet (Bild 6.8). Durch die geringe Einschweißung und der damit verbundenen kleinen Anbindebreite knüpft die Naht bei Belastung aus dem unteren Werkstoff aus und es kommt zu einem schnellen Versagen der Kontaktierung. Im Balkendiagramm in Bild 6.7 sind die Maximalwerte der Scherzugversuche aufgetragen. Bei oben liegendem Kupfer ist eine starke Schwankung der Festigkeitswerte bei geringer Einschweißtiefe auffällig. Dies verdeutlicht, dass sich die Kontaktierung an der Prozessgrenze befindet und bereits geringe Qualitätsschwankungen der Schweißnaht große Festigkeitsunterscheide hervorrufen.

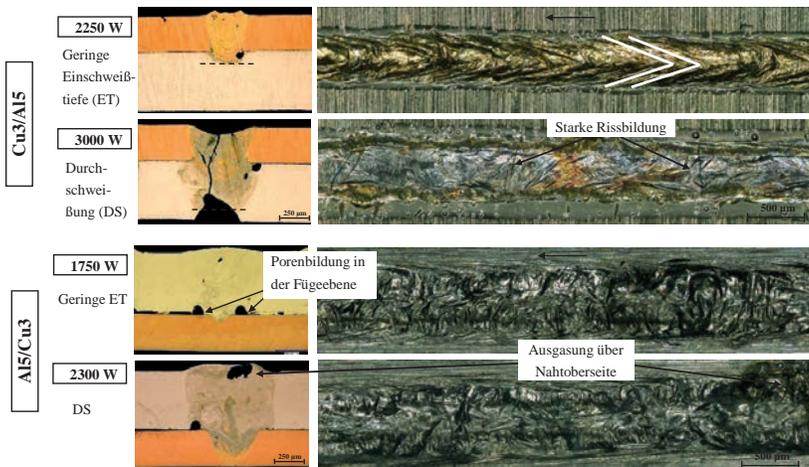
Verminderte statische Festigkeitswerte werden mit einer gezielten Erzeugung kritischer Aufmischungen der Werkstoffe in der Probenanordnung Cu3/Al5 durch große Einschweißiefen beziehungsweise hohe Vorschübe hervorgerufen. Das geänderte Mischungsverhältnis hat zur Folge, dass nicht wie bei optimalen Parameter beobachtet, ein Versagen der Kontaktierung im Aluminiumwerkstoff erfolgt, sondern ein Versagen im Kupferwerkstoff entlang der Schweißnaht.

Eine negative Beeinflussung durch eine komplette Durchmischung von Kupfer und Aluminium und der damit verbundenen Gefahr der Sprödphasenbildung in der Schweißnaht, ist in den Zugversuchen deutlich bemerkbar. Vergleichbar geringe Festigkeitswerte und dasselbe Versagensmuster sind bei hohen Vorschüben in dieser Anordnung zu beobachten (vgl. Querschliffe und Nahtberrauungen Bild 6.9 oben).



**Bild 6.8:** Gegenüberstellung der Versagensarten durch Scherzugversuche beim unterschiedlichen Schweißparametern Probenanordnung Cu3/Al5 und Al5/Cu3, Cu-OF und Al99,5.

Scherzugversuche von Proben der Anordnung Al5/Cu3 zeigen, dass eine größere Einschweißtiefe beziehungsweise Durchschweißung zu höheren Festigkeitswerten führen kann. Ursache hierfür ist eine durch das größere Schmelzvolumen bedingte größere Anbindebreite, welche zu einer höheren Festigkeit beiträgt. Ebenso ist die negative metallurgische Durchmischung in dieser Anordnung nicht so stark ausgeprägt wie bei Cu3/Al5 (siehe Bild 6.9 unten). Ein höherer Vorschub zeigt im Vergleich zur optimalen Kontaktierung geringe Festigkeitsverluste, welche durch eine schlankere und somit ungünstigere Nahtgeometrie, sowie den beobachteten Kerben in der Schweißnahtoberfläche verursacht werden.



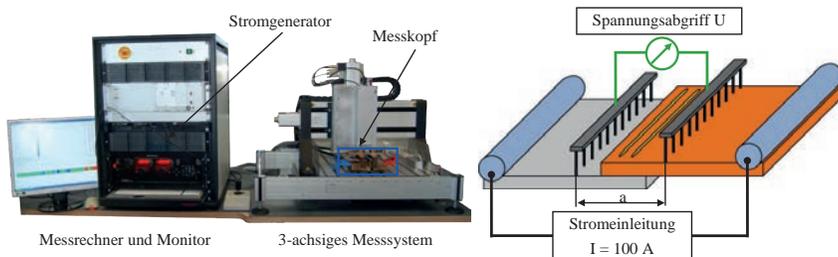
**Bild 6.9:** Querschliffe und Nahtberrauen von Laserschweißnähten Cu-PHC und Al99,5, Probengeometrie Cu3/Al5 und Al5/Cu3, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ .

## 6.2 Übergangswiderstand

Zur Charakterisierung der elektrischen Eigenschaften der Laserkontaktierung werden Messungen des statischen Übergangswiderstands  $R_U$  herangezogen. Mit diesen Messungen können die Eignung von Werkstofflegierungen und Schweißparametern und deren Einflüsse auf den elektrischen Widerstand bewertet werden. Zur Messung von geringen Übergangswiderständen ist der Einsatz der Vierpunktmethode (auch: Vierpolmessung) sinnvoll [97], [98], [99]. Die Messung erfolgt über vier Kontaktstellen mit der Probe. Die äußeren beiden Kontakte dienen der konstanten Stromeinleitung  $I$ . Über die inneren Messkontakte wird der Spannungsabfall  $U_{\text{Mess}}$  ermittelt. Da Stromeinleitung und Spannungsabgriff räumlich getrennt ist, werden Widerstände wie Zuleitungs-, Anschluss- und Materialwiderstände, welche die Messung des Übergangswiderstands beeinflussen, eliminiert. Die Ermittlung des Übergangswiderstands  $R_U$  erfolgt nach dem Ohm'schen Gesetz wie folgt:

$$R_U = \frac{U_{\text{Mess}}}{I} \quad (6.1)$$

In der in Bild 6.10 dargestellten Messgeräteeinheit kommt die Vierpunktmethode zum Vermessen des elektrischen Übergangswiderstands zum Einsatz. Diese besteht aus einem Stromgenerator, einem Spannungsmessgerät, einem Messrechner und einem 3-achsigen Messsystem. Ein geregelter Gleichstromgenerator dient als Stromquelle.

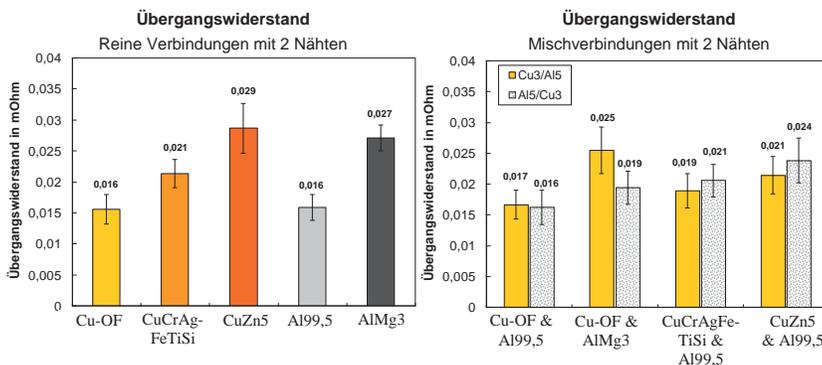


**Bild 6.10:** Links: Aufbau der Messeinheit für Übergangswiderstandsmessungen, rechts: schematische Darstellung der Stromeinleitung und des Spannungsabgriffs an einer Probe.

Rechts im Bild ist der schematische Messaufbau an einer Probe dargestellt. Die Stromeinleitung in die Versuchsproben erfolgt flächig mittels zwei massiver Kupferelemente über die gesamte Länge. Dadurch ist die Ausbildung einer homogenen Stromeinleitung gewährleistet. Der zwischen der Stromeinleitung angebrachte Spannungsabgriff wird möglichst nahe am Fügebereich über goldbeschichtete Messspitzen und in einem konstanten Abstand realisiert. Auf jeder Seite befinden sich 40 parallel angeordnete Messspitzen, welche jeweils mit den gegenüberliegenden Kontakten Messpaare bilden.

Für die Untersuchung wurde ein konstanter Messstrom  $I$  von 100 A eingestellt. Es erfolgten für jede einzelne Messspitzenpaarung 100 Messungen und eine anschließende Mittelung aller Widerstandswerte. In den folgenden Diagrammen sind die Widerstandsergebnisse für jeweils drei identische Versuchsproben gemittelt in der Einheit  $m\Omega$  dargestellt. Die Übergangswiderstandsmessungen wurden anhand von Versuchsproben mit den in Kapitel 6.1 erläuterten Abmaßen durchgeführt. Da die Messung des Übergangswiderstands, speziell bei hervorragend leitenden Materialien wie Kupfer und Aluminium, eine komplexe Angelegenheit darstellt und bereits starke Beeinflussungen der kleinen Messwerte allein durch den Messaufbau auftreten können, ist die Vergleichbarkeit mit Messwerten aus der Literatur aufgrund abweichender Rahmenbedingungen stark in Frage zu stellen. Um die ermittelten Messwerte dennoch einordnen zu können, wurden aus diesem Grund Referenzproben aus werkstofffreien Verbindungen erstellt und vermessen.

Die Messergebnisse im linken Balkendiagramm in Bild 6.11 zeigen die Übergangswiderstandswerte von Versuchsproben aus reinen Werkstoffverbindungen, welche mit zwei Laser-schweißnähten kontaktiert wurden.



**Bild 6.11:** Links: Übergangswiderstände werkstofffreie Kontaktierungen, rechts: Übergangswiderstände von Kupfer-Aluminiummischverbindungen, Variation der Legierungen, SL,  $d_f = 170 \mu m$ , 2 Schweißnähte.

Die Kontaktierungen der Werkstoffe Cu-OF und Al99,5 in reiner Verbindung zeigen vergleichbare Widerstandswerte. Dieser Zusammenhang der Messwerte entspricht den Erwartungen. Die circa 60 % höhere elektrische Leitfähigkeit des Cu-OF Werkstoffes wird durch einen um 60 % breiteren Aluminiumwerkstoff (0,3 mm Kupfer, 0,5 mm Aluminium) kompensiert.

Bereits geringe Beimischungen von Legierungselementen reduzieren die elektrische Leitfähigkeit von reinem Kupfer und Aluminium zum Teil stark und bewirken dadurch einen höheren Übergangswiderstand. Die gemessenen Werte verhalten sich entsprechend den elektri-

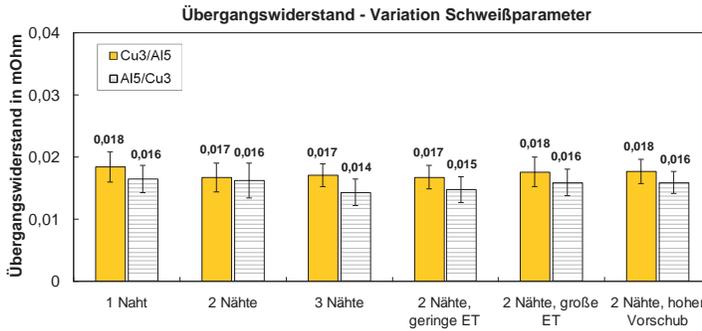
schen Werten der Leitfähigkeit aus Tabelle 3.2 und Tabelle 3.3. Der Messingwerkstoff CuZn5 weist beispielsweise eine 44 % schlechtere Leitfähigkeit als der Werkstoff Cu-OF auf. Dieser Wert führt bei den durchgeführten Messungen zu einem entsprechend höheren Übergangswiderstand von circa 45 %. Der gleiche Sachverhalt liegt bei den anderen untersuchten Legierungen vor. Die Ergebnisse der werkstoffreinen Proben zeigen, dass der Messaufbau und das zugrunde liegende Prinzip für diese Werkstoffpaarungen und Probengeometrien vertrauenswürdige Ergebnisse liefern.

Unterschiedliche Kupfer- und Aluminiumlegierungswerkstoffe zeigen, bei einer Kontaktierung mittels zwei Laserschweißnähten für die beiden Probenanordnungen Cu3/Al5 und Al5/Cu3, die im Balkendiagramm in Bild 6.11 rechts aufgetragenen Ergebnisse. Die Mischkontaktierung der reinen Kupfer- und Aluminiumwerkstoffe (Cu-OF und Al99,5) haben wie die Referenzproben dieser Werkstoffe vermuten lassen die geringsten Übergangswiderstände (0,017 m $\Omega$  und 0,016 m $\Omega$ ). Diese Werte zeigen, dass die metallurgische Aufmischung von Kupfer und Aluminium innerhalb der Schweißnaht in diesem Fall keine negativen Einflüsse auf die elektrische Leitfähigkeit der Kontaktierung hat. Die Verbindung der Werkstoffe Cu-OF und AlMg3 weist einen großen Unterschied des Übergangswiderstands in Abhängigkeit von der Probenanordnung auf. In der Probenanordnung Cu3/Al5 liegt der elektrische Widerstand bei 0,025 m $\Omega$ . Die umgedrehte Anordnung der Proben reduziert den Übergangswiderstand um circa 25 % auf 0,019 m $\Omega$ . Dieser deutliche Unterschied, hervorgerufen durch die Probenanordnung, ist bereits bei den in Kapitel 6.1 durchgeführten Scherzugversuchen (siehe Bild 6.4) bei Analyse der Zugfestigkeitswerte aufgefallen. Eine verminderte Anbindefläche in der Kontaktebene kann bei oben liegendem Kupfer in dieser Werkstoffkombination eine reduzierte Festigkeit und einen größeren Übergangswiderstand bewirken. Die elektrischen Übergangswiderstände ergeben sich quasi aus den Mittelwerten der jeweiligen reinen Verbindungen aus dem linken Balkendiagramm in Bild 6.11.

Weitere Messungen wurden mit der hinsichtlich elektrischer Leitfähigkeit günstigen Werkstoffkombination Cu-OF und Al99,5 durchgeführt. Hierbei wurden die Einflussgrößen Nahtanzahl, Einschweißtiefe und Vorschub betrachtet. Die Ergebnisse sind in Bild 6.12 zusammengefasst.

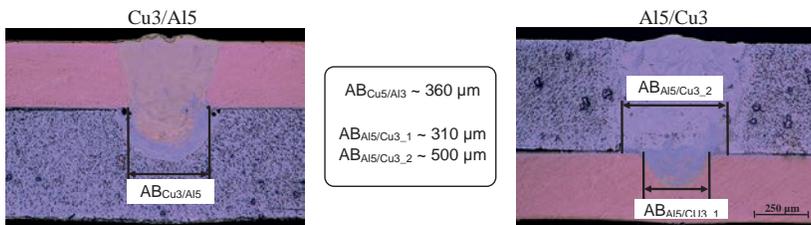
Eine Steigerung der Nahtanzahl hat eine tendenzielle Reduktion des elektrischen Widerstands der Kontaktierung aufgrund einer größeren Anbindefläche  $A_{AB}$  zur Folge. Die Anbindefläche der Kontaktierung berechnet sich aus der Anzahl der Schweißnähte  $n$ , der Anbindebreite  $AB_x$  und der Nahtlänge  $l$  (siehe Formel (3.1)). Die Verringerung des Übergangswiderstands mit steigender Anzahl  $n$  von Laserschweißnähten erfolgt jedoch nicht linear und liegt in einem geringen Bereich (0,001 bis 0,002 m $\Omega$ ). Die großen Fehlerbalken zeigen zudem, dass die Messungen starken Schwankungen unterliegen und daher lediglich Tendenzen abzulesen sind.

Bei allen untersuchten Schweißparametern ist zu beobachten, dass mit der Probenanordnung Al5/Cu3 im Vergleich zur umgedrehten Anordnung geringere Übergangswiderstände erreicht werden können.



**Bild 6.12:** Übergangswiderstände von Kupfer-Aluminiummischverbindungen, Einflüsse Schweißparameter, Probenanordnung Cu3/Al5 und Al5/Cu3, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_{L,Cu3/Al5} = 2500 \text{ W}$ ,  $P_{L,Al5/Cu3} = 2000 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Die Ursache für diesen Unterschied wird bei Betrachtung der jeweiligen Querschliffe und der Vermessung der Anbindebreiten  $AB_x$  deutlich (Bild 6.13). Ist der Kupferwerkstoff oben angeordnet, ergibt sich eine Schweißnahtform, die sich im Übergangsbereich nicht nennenswert in der Breite ändert. Der Durchschnittswert für eine mittlere Einschweißtiefe liegt bei circa  $360 \mu\text{m}$ .



**Bild 6.13:** Beeinflussung der elektrischen Leitfähigkeit durch unterschiedliche Anbindebreiten in Abhängigkeit von der Probenanordnung.

Anders stellt sich dies bei einer Schweißnaht ausgehend von der Aluminiumseite dar. Es erfolgt eine starke Verjüngung der Schweißnahtbreite im Übergangsbereich zwischen Aluminium und Kupfer von circa  $190 \mu\text{m}$ . Die geringeren Übergangswiderstandsmessungen bei Al5/Cu3 legen die Vermutung nahe, dass für die elektrische Leitfähigkeit die größere Anbindefläche  $AB_{Al5/Cu3_2}$  wirksam ist. Aus den Anbindebreiten ergeben sich bei zwei Schweißnähten für die Kontaktierung Cu3/Al5 eine Anbindefläche  $A_{AB}$  von  $28,8 \text{ mm}^2$  und für Al5/Cu3

von 40 mm<sup>2</sup>. Diese deutlich größere Anbindefläche ermöglicht somit den reduzierten Übergangswiderstand bei oben angeordnetem Aluminium.

Weitere Variationen der Schweißparameter, wie geringere beziehungsweise größere Einschweißiefen, sowie höherer Vorschub haben lediglich minimale Auswirkungen auf den Übergangswiderstand der Kontaktierung. Bei der Cu3/Al5 Anordnung ist eine geringe Zunahme (0,001 mΩ) des Übergangswiderstands bei großen Einschweißiefen und hohen Vorschubgeschwindigkeiten zu verzeichnen. Ein Grund hierfür kann die, unter anderem in Bild 5.7 beschriebene, ungünstige metallurgische Aufmischung der Werkstoffe sein und eine damit verbundene geringere Leitfähigkeit [62].

Allgemein kann für die Variation der Schweißparameter festgehalten werden, dass die Änderungen der Übergangswiderstände, trotz aufwändigem Messaufbau, alle den Messwertschwankungen unterliegen und somit lediglich Tendenzen abzulesen sind.

### 6.3 Diskussion der Untersuchungsergebnisse

Die in diesem Kapitel erarbeiteten Ergebnisse hinsichtlich statischer Festigkeit und elektrischer Leitfähigkeit der Kupfer- und Aluminium-Mischkontaktierung liefern wichtige Erkenntnisse hinsichtlich der Einflüsse von Materialien und Schweißparameter. Die Gegenüberstellung der beiden Untersuchungen spielt bei der Auswahl von geeigneten Werkstoffen und Schweißverfahren eine entscheidende Rolle. So liefert der Aluminiumwerkstoff AlMg3 beispielsweise in Verbindung mit Cu-OF deutlich höhere statische Zugfestigkeiten (Cu3/Al5: + 28 %, Al5/Cu3: + 45%) als die Mischverbindung mit reinem Aluminium Al99,5. Die Analyse der elektrischen Leitfähigkeit dieser Kontaktierung zeigt im Gegensatz hierzu, dass der Einsatz der Aluminiumlegierung AlMg3 einen um 32 % (Cu3/Al5) beziehungsweise 16 % (Al5/Cu3) schlechteren Übergangswiderstand zur Folge hat. Ein weiterer interessanter Sachverhalt stellt die Variation der Schweißnahtanzahl dar. Während eine Erhöhung der Anzahl von Schweißnähten zu gesteigerten Zugfestigkeiten führt, ist nahezu kein Unterschied bei der elektrischen Leitfähigkeit der Kontaktierung zu erkennen.

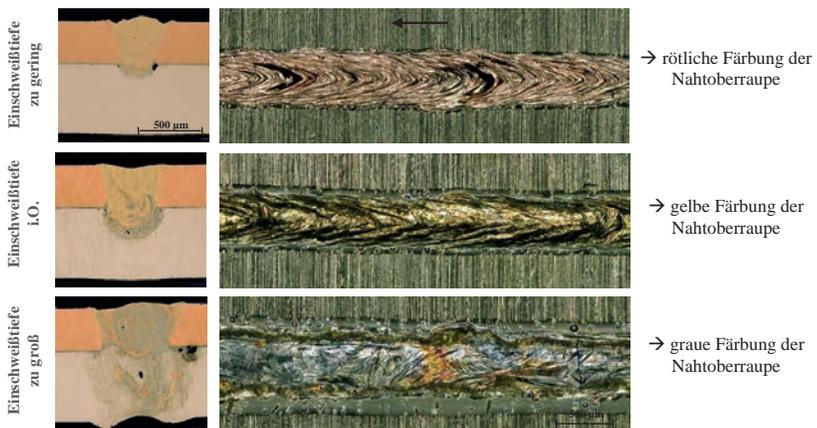
Die Rahmenbedingungen des jeweiligen Einsatzgebiets der Mischverbindung geben somit vor, welche Werkstofflegierungen und Schweißparameter zum Einsatz kommen können. Zu beachten bleibt, dass eine Steigerung der Festigkeit durch Hinzufügen von Legierungselementen meist zu Lasten der elektrischen Leitfähigkeit des Werkstoffes und somit der Kontaktierung geht.

## 7 Ansätze zur Qualitätssicherung

Eine erfolgreiche serienmäßige Umsetzung des Laserkontaktierens von Kupfer und Aluminium geht mit einer der Fügeaufgabe angepassten Qualitätssicherung einher. Mit Hilfe einer Verfahrensüberwachung ist eine frühzeitige Fehlererkennung möglich, welche ein rasches Einschreiten und Anpassen der Parameter erlaubt und somit die Kosten für eine eventuell nötige Fehlerbehebung minimal hält. Im folgenden Kapitel werden zwei Ansätze zur zerstörungsfreien Qualitätsüberwachung von Kupfer-Aluminium-Mischverbindungen vorgestellt.

### 7.1 Kamerabasierte Schweißnahtüberprüfung

Die durchgeführten Schweißversuche haben in der Anordnung Cu<sub>3</sub>/Al<sub>5</sub> die Auffälligkeit gezeigt, dass in Abhängigkeit von der vorliegenden Einschweißtiefe und der daraus resultierenden Durchmischung der Kupfer- und Aluminiumwerkstoffe sich unterschiedliche Nahtfärbungen einstellen (Bild 7.1). Eine geringe Einschweißtiefe in das Aluminium führt dementsprechend zu einer geringen Aufmischung von Aluminium im darüber angeordneten Kupfer. Das Resultat der aus hauptsächlich Kupfer bestehenden Schweißnaht ist eine rötliche Färbung der Nahtoberraupe.

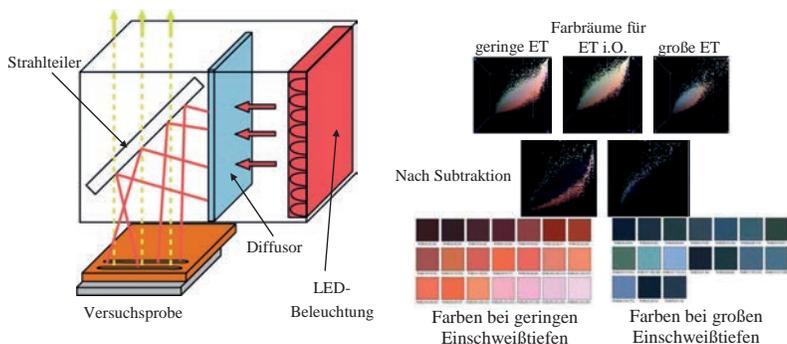


**Bild 7.1:** Unterschiedliche Färbungen der Nahtoberraupe in Abhängigkeit von der Einschweißtiefe.

Eine gelbgoldene Verfärbung der Naht stellt sich bei einer mittleren Einschweißtiefe ein, welche durch eine homogene Durchmischung von Kupfer und Aluminium in der Schweißnaht entsteht (siehe auch Bild 5.3). Eine Schweißnaht mit großer Einschweißtiefe bis hin zur Durchschweißung weist aufgrund der starken Durchmischung der Werkstoffe eine graue Nahtoberraupe auf. In dieser Probenanordnung stellen sich somit für drei unterschiedliche Einschweißtiefenbereiche drei charakteristische Färbungen der Schweißnahtoberraupe ein.

Die digitale Bildverarbeitung bietet die Möglichkeit dem Schweißprozess nachgeschaltet eine Form- und Maßprüfung, sowie eine Oberflächeninspektion durchzuführen [100]. Im Folgenden wurde untersucht, ob mittels Farbbildverarbeitung eine Klassifizierung der Schweißnähte anhand der genannten Merkmale erfolgen kann.

Um eine aussagekräftige Qualifizierung der Schweißnähte durchführen zu können, ist der Einsatz einer reproduzierbaren und über den gesamten Bildbereich homogenen Beleuchtung der Schweißnähte von großer Bedeutung. Eine diffuse Lichtquelle ermöglicht eine Minimierung des Schattenwurfs bei Nahtüberhöhungen und reduziert unerwünschte Reflektionen der Werkstückoberflächen. Diese Anforderungen werden von einer diffusen Koaxial-Beleuchtung erfüllt. Über einen Strahlteiler oder einen halbdurchlässigen Spiegel wird das von einer seitlich angeordneten LED-Beleuchtung kommende Licht auf die Versuchsprobe abgelenkt (schematischer Aufbau Bild 7.2). Der im Strahlengang eingebrachte Diffusor sorgt für eine Streuung und Homogenisierung des Beleuchtungslichts. Die Betrachtung des Objekts erfolgt senkrecht koaxial durch den Strahlteiler mit einer 8-bit Flächenkamera.



**Bild 7.2:** Links: Funktionsprinzip einer diffusen Koaxial-Beleuchtung, rechts: Farbfestlegung für geringe und große Einschweißstiefen [101].

Zur Ermittlung der charakteristischen Farben der Schweißnähte bei geringer, mittlerer und großer Einschweißtiefe wurden Nahtberrapun der jeweiligen Klassen mit dem oben beschriebenen Aufbau aufgenommen und in Farbräumen aufgetragen (Bild 7.2, rechts). In einem weiteren Schritt konnten durch Subtraktion des Farbraums bei mittleren Einschweißstiefen von den Farbräumen der Grenzmuster die Farbwerte für zu geringe beziehungsweise zu große Einschweißstiefen ermittelt werden. Für geringe Einschweißstiefen treten demnach Farben vermehrt im roten Bereich auf. Große Einschweißstiefen hingegen zeigen eine erhöhte Anzahl von blauen Farbwerten.

Mit der Übergabe dieser charakteristischen Farbwerte in eine Auswertesoftware (in diesem Fall NeuroCheck) und einem angepassten Prüfprogramm kann eine automatisierte Klassifizierung der Schweißnähte erfolgen. Es konnte die Prinzip-tauglichkeit einer kamerabasierten

Farbauswertung der Nahtoberraupen und einer anschließenden Einteilung in vordefinierte Klassen aufgrund des Mischungsverhältnisses von Kupfer und Aluminium und der damit verbundenen Färbung der Naht dargestellt werden [101].

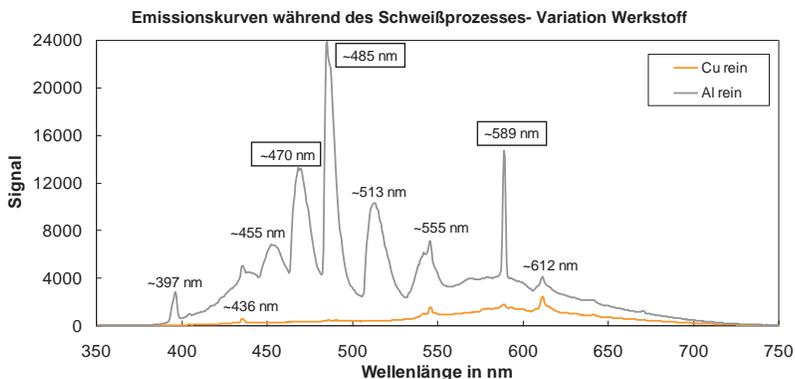
## 7.2 Spektrometrische Prozessüberwachung

Eine kamerabasierte Schweißnahtüberprüfung, wie in Kapitel 7.1 erläutert, stellt ein Prüfverfahren dar, welches zeitlich nach dem Schweißprozess stattfinden muss (offline). Die Aufnahme der emittierenden Spektren während des Schweißprozesses erlaubt hingegen eine simultane Qualitätsüberwachung (online) und weist somit hinsichtlich Reduzierung von Taktzeiten ein großes Potential auf.

Die Online-Prozessüberwachung in der Laserbearbeitung war und ist Gegenstand von zahlreichen Untersuchungen [102], [103], [104], aus denen heraus bereits auch viele Verfahren industriell umgesetzt wurden und in einem breiten Gebiet erfolgreich zur Anwendung kommen [105], [106]. Im Rahmen dieser Arbeit wurden während des Schweißprozesses die emittierenden Spektren im UV/VIS und NIR Bereich aufgenommen und ausgewertet. Zum Einsatz kam ein optisches CCD-Spektrometer, welches eine maximale Aufnahmezeit von 1000 Hz aufweist. Dies erlaubt, trotz der hohen Vorschubgeschwindigkeiten und den damit verbundenen kurzen Schweißzeiten von maximal 140 ms, eine aussagekräftige Anzahl von Spektren aufzunehmen. Der Schweißprozess wurde über ein separat angebrachtes Objektiv betrachtet. Die empfangenen Emissionssignale wurden über ein Lichtleitkabel an das Spektrometer weitergeleitet und gespeichert. Es stellt sich die Frage, ob sich unterschiedliche Einschweißiefen und die entsprechend unterschiedlichen Aufmischungsgrade der Werkstoffe in den Emissionsspektren niederschlagen und somit als Qualitätsmerkmal der Schweißnaht herangezogen werden können.

Die Untersuchungen der Emissionen während des Schweißvorgangs erfolgten anhand von circa 70 mm langen Linearnähten. Zunächst wurden mit Blindschweißungen der reinen Werkstoffe Cu-PHC und Al99,5 die charakteristischen Emissionskurven ermittelt. Für diese Auswertung wurden drei Schweißnähte erstellt und aus den mittleren Teilbereichen der Nähte aus 40 aufgenommenen Spektren der Mittelwert gebildet. Die Schweißparameter wurden entsprechend der späteren Parameter der Mischverbindung gewählt. Die daraus resultierenden Emissionskurven sind im Diagramm in Bild 7.3 aufgetragen.

Der Kupferwerkstoff Cu-PHC weist geringe Maxima bei den Wellenlängen 436, 555 und 612 nm auf. Zudem ist ein leichter Anstieg der Signalstärke zwischen 550 und 650 nm zu beobachten. Die Unterschiede zwischen Minima und Maxima innerhalb der Kupferemissionskurve sind sehr gering und lassen daher keine reproduzierbare Qualitätsüberwachung anhand dieser Werte zu. Die Emissionskurve der reinen Aluminiumprobe hingegen zeigt einen Verlauf, welcher durch zahlreiche, stark abgegrenzte Maxima gekennzeichnet ist.

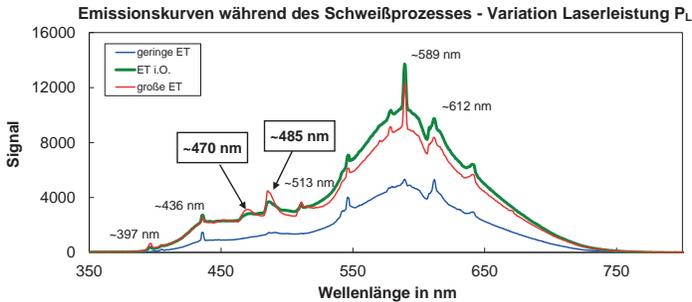


**Bild 7.3:** Emissionskurven bei Blindschweißungen in reine Werkstoffe Cu-PHC und Al99,5, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $P_{L,Cu} = 2000 \text{ W}$ ,  $P_{L,Al} = 1000 \text{ W}$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Die drei größten Signalmaxima für Aluminium Al99,5 (Al rein) treten bei den Wellenlängen 470, 485 und 589 nm auf und weisen eine gute Übereinstimmung mit Literaturwerten auf [107]. Die Aluminiumkurven scheinen daher bessere Anhaltspunkte zur Qualitätssicherung bei der Mischkontaktierung der beiden Werkstoffe zu bieten, zumal die Maxima der Kupferwerkstoffe ebenso beim Aluminium auftreten und somit nicht als Unterscheidungskriterium dienen können.

Im Folgenden wurde für die Probenanordnung Cu3/Al5 die Auswirkung von unterschiedlichen Einschweißiefen auf das emittierende Spektrum näher betrachtet. Analog zur Bestimmung der Emissionsspektren der reinen Werkstoffe wurden die Spektren der Mischverbindung ermittelt. Durch Variation der Laserleistung konnten unterschiedliche Einschweißiefen dargestellt werden. Das Diagramm in Bild 7.4 zeigt die drei Varianten „geringe Einschweißiefe“, „Einschweißiefe i.O.“ und „große Einschweißiefe“, aufgetragen über den relevanten Wellenlängenbereich.

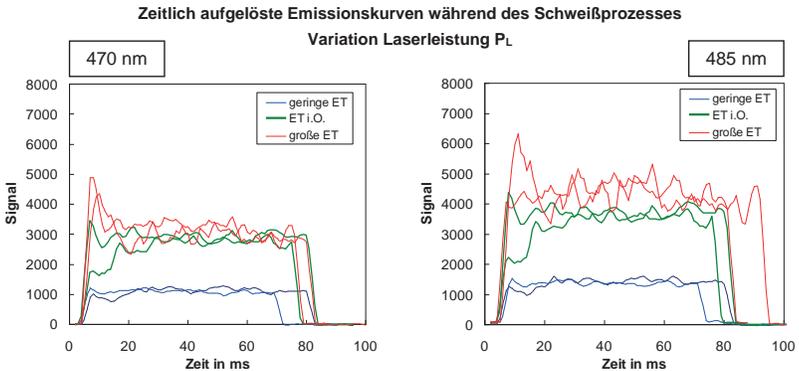
Die Emissionskurve für geringe Einschweißiefen zeigt einen Kurvenverlauf, welcher sich nahezu äquivalent zur Emissionskurve der Kupferblindschweißungen verhält. Die Erklärung hierfür liegt in der minimalen Aluminiumaufmischung im Kupfer begründet (siehe Bild 7.1), was sich folglich im Kurvenverlauf der Spektren widerspiegelt. Eine Steigerung der Einschweißiefe in den Aluminiumwerkstoff hat, neben einer über den gesamten Kurvenverlauf gesteigerte Signalstärke, einen veränderten Kurvenverlauf zur Folge. Es können die aus den reinen Aluminiumschweißungen bekannten charakteristischen Maxima teilweise beobachtet werden. Diese fallen jedoch aufgrund der Mischung mit dem Kupferwerkstoff nicht so stark aus wie beim Schweißen des reinen Werkstoffes. Der generelle Anstieg der Emissionssignale kann durch die mit größeren Einschweißiefen benötigte höhere Laserleistung und dem damit verbundenen energiereicheren Prozess begründet werden.



**Bild 7.4:** Emissionskurven während Laserschweißung von Kupfer-Aluminium-Mischverbindung (Cu-PHC und Al99,5), Anordnung Cu3/Al5, SL,  $d_r = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ .

Wird die Leistung weiter gesteigert, bis zum Erreichen der Durchschweißgrenze, so ist wider Erwarten, keine weitere Steigerung des Signalverlaufs oder eine deutlich stärkere Ausprägung der Aluminiummaxima zu erkennen. Im Gegenteil, es findet teilweise ein geringer Abfall der Emissionskurve statt. Bei genauer Analyse des Kurvenverlaufs zeigt sich, dass lediglich bei den Maxima der Wellenlängen um 470 und 485 nm die große Einschweißtiefe im Mittel höhere Signalwerte als die mittlere Einschweißtiefe liefert. Warum nicht alle Aluminiummaxima bei großer Einschweißtiefe höhere Werte aufweisen, konnte in dieser Arbeit nicht abschließend geklärt werden. Denkbar ist, dass durch eine größere Einschweißtiefe ein größerer Volumenstrom an Metalldampf mit zudem höherer Kupferkonzentration aus dem oben liegendem Kupferwerkstück entsteht. Dies würde zu einer Überdeckung der aluminiumtypischen Emissionen führen. Aufschluss darüber, ob diese lokalen Maxima für eine Qualitätssicherung herangezogen werden können, liefert eine zeitliche Betrachtung der Signalwerte für diese Wellenlängen.

Die hohe Aufnahmefrequenz des Spektrometers von 1000 Hz ermöglicht eine präzise Aussage über den zeitlichen Verlauf der emittierenden Wellenlängen während des Laserschweißprozesses. In den beiden Diagrammen in Bild 7.5 sind die Verläufe für die Wellenlängen  $470 \text{ nm} \pm 1 \text{ nm}$  (links) und  $495 \text{ nm} \pm 1 \text{ nm}$  (rechts) dargestellt. Wie das vorangegangene Diagramm gezeigt hat, besteht zwischen einer geringen Einschweißtiefe und einer mittleren Einschweißung in den Aluminiumwerkstoff was den Spektrenverlauf betrifft, ein großer Unterschied. Dieser Sachverhalt lässt sich auch zeitlich gut auflösen und darstellen. Im Mittel wird bei Erhöhung der Einschweißtiefe auf eine mittlere Einschweißtiefe eine Steigerung des Signalwerts von 150 bis 160 Prozent gemessen.



**Bild 7.5:** Zeitlich aufgelöster Emissionsverlauf während Laserschweißung von Kupfer-Aluminium-Mischverbindung (Cu-PHC und Al99,5), Anordnung Cu3/Al5, SL,  $d_f = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ , dargestellte Wellenlängen 470 bzw. 485 nm.

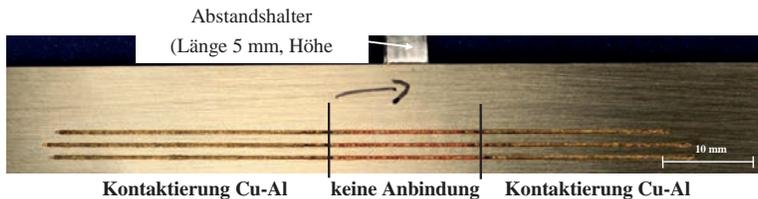
Für große Einschweißiefen werden im Vergleich zu mittleren Einschweißung im Durchschnitt lediglich 12 (bei 470 nm) beziehungsweise 18 Prozent (bei 485 nm) stärkere Signalwerte gemessen. Zudem unterliegen die Messwerte bei tiefer Einschweißung großen Schwankungen, welche auf einen instabilen Prozess mit unregelmäßiger Durchmischung der Werkstoffe hindeutet.

Die Unterschiede der Signalstärken zwischen geringer Einschweißtiefe und mittlerer Einschweißtiefe ermöglichen für eine zeitlich aufgelöste Prozessüberwachung eine gute Aussagekraft. Eine Qualitätsbeurteilung, ob eine Anbindung an das untere Aluminiummaterial erfolgt ist, kann somit mit diesem Verfahren erfolgreich umgesetzt werden. Die obere Grenze des Prozessfensters, eine zu tiefe Einschweißung, ist allerdings, den Versuchen zufolge, nicht eindeutig von einer „i.O. Schweißnaht“ zu unterscheiden. Ein unerwarteter Leistungsüberschuss, welcher mit einer zu großen Einschweißtiefe verbunden ist, kann in der Praxis als eher unwahrscheinlich bewertet werden. Aus diesem Grund kann die untersuchte spektrometrische Prozessüberwachung für diesen Anwendungsfall dennoch in Frage kommen.

Nahtfehler, wie unter anderem Spalt zwischen den Fügepartnern, Verschmutzung und Verformung der Bauteile können zu abweichenden Schweißergebnissen führen. Inwiefern diese Nahtimperfectionen mit diesem Verfahren detektiert werden kann, wurde anhand von Spaltfehlern untersucht.

Ist zwischen den zu fügenden Kupfer- und Aluminiumproben der technische Nullspalt nicht gewährleistet, können dadurch lokale Anbindefehler auftreten. Ab einer gewissen Spalthöhe bricht das Schmelzbad im Bereich der Fügeebene zusammen und es entsteht keine schmelzflüssige Verbindung zwischen Kupfer und Aluminium. Dieser Effekt ist auch an der Nahtberraupe ersichtlich. Da keine Durchmischung von Kupfer und Aluminium erfolgt, ist

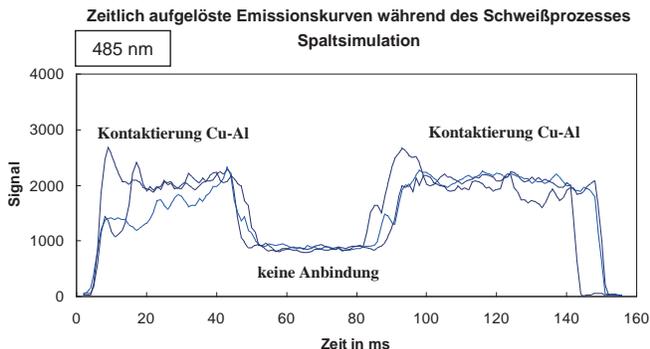
eine rötliche Färbung der Nahtberraupe, vergleichbar mit zu geringen Einschweißiefen, die Folge (Bild 7.6).



**Bild 7.6:** Auswirkungen auf die Nahtberraupe bei Spalt zwischen den Fügepartnern.

Für die Untersuchung, ob ein lokaler Spalt durch die Beobachtung des zeitlichen Signalverlaufs der Prozessemission detektierbar ist, wurden Versuchsproben durch Einbringung eines Abstandshalters aufgebaut. Der Abstandshalter mit einer Länge von 5 mm und einer Höhe von 200 µm unterbricht den durch die Spanneinheit gewährleisteten technischen Nullspalt und führt zu einer Unterbrechung der Anbindung über eine Strecke von circa 20 mm.

Die zeitlich aufgelösten Emissionskurven für die Wellenlänge 485 nm sind in Bild 7.7 aufgeführt. Die Messkurve zeigt bis circa 50 ms einen für die Durchmischung von Kupfer und Aluminium typischen Signalverlauf. Daraufhin erfolgt ein deutlicher Abfall des empfangenen Signals, welcher auf die ausbleibende Aufmischung von Aluminium in der Schmelze zurückzuführen ist.



**Bild 7.7:** Zeitlich aufgelöster Emissionsverlauf während Laserschweißung von Kupfer-Aluminium-Mischverbindung (Cu-PHC und Al99,5), Anordnung Cu3/Al5, SL,  $d_r = 170 \mu\text{m}$ ,  $M^2 = 8,8$ ,  $v_s = 30 \text{ m/min}$ , Spaltsimulation.

Nach weiteren 40 ms erfolgt eine erneute Anbindung zwischen den beiden Fügepartnern, was mit einem neuerlichen Anstieg des Messsignals verbunden ist. Die Zeitspanne von circa

40 ms mit geringem Messsignal entspricht bei einer Vorschubgeschwindigkeit  $v_s$  von 30 m/min einer Strecke von 20 mm. Dieser Zusammenhang bestätigt, dass durch die Analyse der Schweißnaht anhand der emittierenden Prozesssignale eine präzise Aussage bezüglich der Durchmischung von Kupfer und Aluminium gegeben ist.

Die Versuche zur spektralen Analyse des Schweißprozesses haben gezeigt, dass sich Aufmischungsunterschiede in einem geänderten Messsignal äußern. Dabei stellen die lokalen Maxima der Aluminiumspektren eine gute Möglichkeit dar, als Indikator bezüglich des Grades der Aufmischung zu fungieren und somit eine Aussage über die Anbindung beziehungsweise Einschweißtiefe zulassen. Die Prinzipauglichkeit dieser Prozessüberwachung konnte mit den durchgeführten Versuchen aufgezeigt werden. Inwiefern die Signalunterschiede für eine stabile, reproduzierbare Qualitätssicherung, speziell bei den geringen Signalabweichungen zwischen mittlerer Einschweißtiefe und großer Einschweißtiefe, ausreichend sind, wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht weitergehend untersucht.

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

Eine Stellschraube zur Reduzierung des Bauraums von elektrischen Bauteilen und Bauteilkomponenten auch aus unterschiedlichen Materialien ist durch ein geeignetes Fügeverfahren gegeben. Die konstruktive Ausgestaltung von Fügebauteilen kann durch eine stoffschlüssige Laserkontaktierung im Vergleich zum mechanischen Fügen, beispielsweise durch Schrauben, geändert und meist deutlich kleiner ausgeführt werden. Darüber hinaus zeigen die Betrachtungen im Stand der Wissenschaft und Technik (Kapitel 2) die Vorteile einer geeigneten stoffschlüssigen Verbindung hinsichtlich der elektrischen Leitfähigkeit gegenüber der rein mechanischen Kontaktierung.

Aus diesen Rahmenbedingungen lässt sich die zentrale Fragestellung dieser Arbeit ableiten. Stellt das kontinuierliche Laserkontaktieren ein geeignetes Fügeverfahren dar, um eine sichere Kupfer-Aluminium-Mischverbindung zu generieren?

Das Ziel bestand zunächst darin, ein tieferes Prozessverständnis beim Laserstrahlschweißen der Mischverbindung Kupfer und Aluminium zu erlangen und die Einflussgrößen auf den Schweißvorgang zu definieren. Beginnend mit der Betrachtung des werkstoffreinen Laserstrahlschweißens von Kupfer- und Aluminiumwerkstoffen wurde der Grundstein für die weiterführenden Untersuchungen gelegt. Betrachtet wurden verschiedene Werkstofflegierungen und deren Schweißigenschaften bei unterschiedlichen Laserparametern. Die Gegenüberstellung von blanken und nickelbeschichteten Kupfermaterialien zeigt einen positiven Einfluss der Nickelschicht auf Prozessstabilität und Energieeinkoppelung. Dabei werden nicht nur zu Beginn der Schweißnaht die Einkoppelbedingungen durch die höhere Absorption des Nickels verbessert, sondern der gesamte Schweißprozess erfährt eine starke Reduktion von Nahtimperfectionen. Im Schnitt ist bei unterschiedlichen Versuchsparametern eine Steigerung der Einschweißtiefe von circa 20 % durch eine Nickelbeschichtung zu verzeichnen. Im Vergleich wird bei Kupferwerkstoffen, analog zu den Werkstoffdaten, ein um Faktor 3 höherer Leistungsbedarf zum Erzielen vergleichbarer Einschweißiefen als bei Aluminium benötigt. Stark erhöhte Vorschubgeschwindigkeiten ( $> 50$  m/min) führen bei beiden Werkstoffen aufgrund geänderter Strömungsbedingungen im Schmelzbad zu Nahtimperfectionen wie Humping, Schmelzbadauswürfen und Randkerben.

Aufmischungen der Werkstoffe Kupfer und Aluminium in einer stoffschlüssigen Verbindung können negative Werkstoffeigenschaften, wie Sprödphasen und starke Aufhärtungen zur Folge haben. REM und EDX-Aufnahmen zeigen, dass ein Durchmischungsverhältnis von 30 bis 70 % Kupfer zu Aluminium in der Schweißnaht als kritisch zu betrachten ist. Lokale Aufhärtungen von bis zu 600 HV, was dem 10-fachen Mittelwert der beiden Grundwerkstoffe entspricht, und der damit einhergehenden gesteigerten Rissneigung verdeutlichen die Gefahren einer starken Aufmischung. Das Ziel muss daher sein, durch geeignete Parameter und Werk-

stoffwahl die Aufmischung der Materialien in der Naht und somit die Bildung kritischer Phasen möglichst zu unterbinden beziehungsweise zu minimieren.

Die für die reinen Kupfer- und Aluminiumwerkstoffe erlangten Erkenntnisse geben erste Aufschlüsse hinsichtlich zielführender Schweißparameter für die Mischverbindung beider Materialien. So hat die Wahl, über welchen Werkstoff die Leistungseinkopplung erfolgt und somit mindestens bis zur Fügeebene aufgeschmolzen werden muss, einen großen Einfluss auf das Schweißergebnis. Die Materialeigenschaften des oben liegenden Werkstoffes stellen ein ausschlaggebendes Kriterium bezüglich der Strahleinkopplung, des Ablaufs des Schweißprozesses und der metallurgischen Aufmischung dar. Erfolgt ein Einschweißen über den Kupferwerkstoff wird aufgrund der größeren Wärmeleitfähigkeit, der geringeren Leistungsabsorption und der höheren Schmelztemperatur gegenüber Aluminium generell mehr Laserleistung benötigt als bei einer Einschweißung über den Aluminiumwerkstoff. Form und Ausprägung der Schweißnaht und Nahtoberfläche, sowie Prozessstabilität zeigen ebenso starke Abhängigkeiten von der Probenanordnung. Speziell für die dickeren Probengeometrien Cu10/Al10 und Al10/Cu10 zeigt sich, dass eine Einkopplung über den oben liegenden Aluminiumwerkstoff hinsichtlich Durchmischung und Prozesssicherheit von Vorteil ist. Das höher schmelzende Kupfer dient im unteren Bereich quasi als Wärmesenke und sorgt somit für stabile Einschweißtiefen. Bei der gedrehten Anordnung ist ein erhöhter Energiebedarf zum Durchdringen des Kupferwerkstoffes nötig. Das darunter liegende Aluminium mit seiner geringeren Schmelztemperatur reagiert aus diesem Grund sehr anfällig auf Prozessschwankungen, was teilweise starke Einschweißtiefenänderungen mit sich bringt.

Eine positive Beeinflussung der Prozessstabilität kann durch eine geeignete Vorschubgeschwindigkeit erzielt werden. Die Untersuchungen haben gezeigt, dass für die dünne Probengeometrie Cu3/Al5 drei Geschwindigkeitsregime vorherrschen. Geringe Vorschubgeschwindigkeiten ( $< 25$  m/min) zeigen ein sehr kleines Prozessfenster bezüglich Einschweißen und Durchschweißen ( $P_L = 400$  W). Demzufolge haben bereits geringe Prozessschwankungen große Nahtfehler zur Folge. Eine Stabilisierung des Schweißprozesses wird mit mittleren Vorschubgeschwindigkeiten zwischen 25 und 40 m/min generiert. Das Prozessfenster verdoppelt sich auf einen Leistungsbereich  $P_L$  von 800 W. Zudem ist eine minimale Aufmischung der Werkstoffe und Erzeugung von kritischen Phasen in diesem Geschwindigkeitsbereich realisierbar. Mit Überschreiten der kritischen Vorschubgeschwindigkeit bei 40 m/min erfolgt aufgrund geänderter Strömungsmechanismen im Schmelzbad eine starke Durchmischung der Werkstoffe. Folge ist ein erhöhtes Auftreten von Sprödphasen. Vergleichbare Ergebnisse wurden für die dickeren Probengeometrien Cu10/Al10 und Al10/Cu10 bei etwas geringeren Vorschubgeschwindigkeiten erzielt.

Ein weiterer Aspekt zur gesamtheitlichen Betrachtung des Laserstrahlschweißens von Kupfer und Aluminium in der Mischverbindung wird mit Betrachtung der Festigkeit und der elektrischen Eigenschaften der Verbindung vollzogen. Entscheidend für eine geeignete Verfahrens- und Werkstoffauswahl ist hierbei die Gegenüberstellung der beiden Untersuchungen. Der

Einsatz der Aluminiumlegierung AlMg3 beispielsweise weist in Verbindung mit reinem Kupfer (Cu-OF) deutlich höhere statische Zugfestigkeiten auf (~35 %) als die Mischverbindung mit dem reinen Aluminium Al99,5. Die Untersuchungen des elektrischen Übergangswiderstands zeigen im Gegensatz hierzu einen im Schnitt um 25 % schlechteren Übergangswiderstand als die Mischverbindung der reinen Werkstoffe. Die Anforderungen des jeweiligen Einsatzgebiets der Mischverbindung geben somit vor, welche Werkstofflegierungen und Schweißparameter zum Einsatz kommen. Dabei gilt die Regel, dass eine Steigerung der Festigkeit durch Hinzufügen von Legierungselementen meist zu Lasten der elektrischen Leitfähigkeit des Werkstoffes und somit der Kontaktierung geht.

Das Laserkontaktieren von Kupfer und Aluminium bringt, wie gezeigt einige Herausforderungen mit sich. Eine erfolgreiche Umsetzung in der Produktion ist eng an ein funktionierendes Verfahren zur Qualitätssicherung gekoppelt. In dieser Arbeit konnten zwei Ansätze zur zerstörungsfreien Qualitätsüberwachung mit positiven Ergebnissen dargestellt werden. Mittels kamerabasierter Farbauswertung der Nahtberrauen und einer anschließenden Einteilung in vordefinierte Klassen konnten anhand des Mischungsverhältnisses von Kupfer und Aluminium und der damit verbundenen Färbung der Naht bei der Anordnung Cu3/Al5, erfolgreich Rückschlüsse auf die Einschweißtiefen gezogen werden. Dieses Prüfverfahren ist dem Schweißprozess nachgeschaltet und stellt somit in einer industriellen Umsetzung einen gewissen zeitlichen und maschinentechnischen Mehraufwand dar. Ein weiteres Überwachungsverfahren, welches parallel zum Schweißprozess stattfindet und somit Vorteile mit sich bringt, ist mit der Überwachung der emittierenden Spektren während des Schweißprozesses gegeben. Eine Visualisierung unterschiedlicher Aufmischungsgrade und somit Einschweißtiefen in den unteren Werkstoff lässt sich anhand geänderter Messsignale gut durchführen. Dabei stellen die lokalen Maxima der Aluminiumspektren eine gute Möglichkeit dar, als Indikator bezüglich des Grades der Aufmischung zu dienen.

Die durchgeführten Untersuchungen haben aufgezeigt, dass sich ein prozesssicheres stoffschlüssiges Kontaktieren der Werkstoffe Kupfer und Aluminium mittels optimierter Fokuslage, Vorschubgeschwindigkeit und Fokusdurchmesser darstellen lässt. Entscheidende Einflussgrößen stellen neben dem Material, der Anordnung und den geometrischen Abmessungen, die laserspezifischen Stellgrößen dar. Es ist eine Reduzierung der kritischen Sprödphasen mit einem kontinuierlichen Laserschweißprozess ohne Zuhilfenahme von Zusatzmaterial oder Strahlmanipulation möglich. In Abhängigkeit von der jeweiligen Applikation sind die Parameter wie Strahlkonfiguration, Anordnung der Materialien und die Laserprozessparameter entsprechend auszulegen und zu verifizieren. Fragen bezüglich der Auswirkungen auf die Metallurgie und die elektrischen Eigenschaften der Kontaktierung sowie die Auswahl einer geeigneten Prozessführung sind neu zu beantworten.

## 9 Literaturverzeichnis

- [1] DEUTSCHE BUNDESREGIERUNG: *Regierungsprogramm Elektromobilität*. Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie, Bundesministerium für Bau und Stadtentwicklung, Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz und Reaktorsicherheit, Bundesministerium für Bildung und Forschung, Berlin, 2011.
- [2] SCHNEIDER, W.-H.: *Die Elektrifizierung des automobilen Antriebs - Technik, Status und Perspektiven*. Vortrag zum 59. Internationalen Motorpressekolloquium, Robert Bosch GmbH, Boxberg, 2009.
- [3] DIN 8593: *Fertigungsverfahren Fügen. Fügen durch Schweißen - Einordnung / Unterteilung*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- [4] OSTERMANN, F. (HRSG.): *Anwendungstechnologie Aluminium*. Heidelberg, Berlin: Springer Verlag, 2007.
- [5] MUHS, D.; WITTEL, H.; BECKER, M.; JANNASCH, D.; VOBIEK, J.: *Roloff/Matek - Maschinenelemente*, Wiesbaden: Vieweg & Sohn Verlag, 2009.
- [6] N.N.: *Kupfer in der Elektrotechnik – Kabel und Leitungen*, Deutsches Kupferinstitut, Düsseldorf: Breuerdruck, 2000.
- [7] WESTKÄMPER, E.; WARNECKE, H.-J.: *Einführung in die Fertigungstechnik*, Wiesbaden: Vieweg & Teubner Verlag, 2010.
- [8] HABERHAUER, H.; BODENSTEIN F.: *Maschinenelemente - Gestaltung, Berechnung, Anwendung*, Heidelberg, Berlin: Springer Verlag, 2009.
- [9] N.N.: *Tox-Verbindungssysteme*, Tox Pressotechnik, Weingarten, 2001.
- [10] GEVATTER, H.-J.; GRÜNHaupt, U.: *Handbuch der Mess- und Automatisierungstechnik im Automobil, Fahrzeugelektronik, Fahrzeugmechatronik*, Heidelberg, Berlin: Springer Verlag, 2006.
- [11] DIN 1910-100: *Schweißen und verwandte Prozesse, Teil 100: Metallschweißprozesse mit Ergänzungen zu DIN EN 14610:2005*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- [12] FAHRENWALDT, H.-J.; SCHULER, V.: *Praxiswissen Schweißtechnik - Werkstoffe, Prozesse, Fertigung*, Wiesbaden: Vieweg Verlag, 2006.
- [13] RICHTLINIE 2002/95/EG DES EUROPÄISCHEN PARLAMENTS UND DES RATES: *Zur Beschränkung der Verwendung bestimmter gefährlicher Stoffe in Elektro- und Elektronikgeräten*. 2003.
- [14] WILDEN, J.; JAHN, S.; FISCHER, G.; BARTOUT, D.; MILAHIN, N.; HANNACH, T.; DRECHER, V.: *Entwicklung einer Technologie zum Fügen bei niedrigen Temperaturen durch Kom-*

- ination von Größeneffekten und exothermen Reaktionen.* Fachgebiet Füge- und Beschichtungstechnik, TU Berlin, 2010.
- [15] DIETRICH, G.; BRAUN, S.; GAWLITZA, P.; LESON, A.: *Reaktive Nanometer-Multischichten als maßgeschneiderte Wärmequelle beim Fügen.* Vip-Journal, Weinheim, Wiley-VCH Verlag, 2009.
- [16] DILTHEY, U.; BRANDENBURGER, A.; POPRAWE, R.: *Montage hybrider Mikrosysteme-Handhabungs- und Fügetechniken für die Klein- und Mittelserienfertigung.* Heidelberg, Berlin: Springer Verlag, 2005.
- [17] POPRAWE, R.: *Lasertechnik für die Fertigung – Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur.* Heidelberg, Berlin: Springer Verlag, 2005.
- [18] KÜBLER, R.: *Prozessentwicklung zum Laserkontaktieren von stromführenden Bauteilen – Verbindung von Nichteisen- und Buntmetall auch in Mischform.* Diplomarbeit, Daimler AG, Universität Stuttgart, Institut für Strahlwerkzeuge, IFSW 10-16, 2010.
- [19] BRANDNER, M.: *Steigerung der Prozesseffizienz beim Löten und Kleben mit Hochleistungsdiodenlasern.* München, Herbert Utz Verlag, Dissertation Universität Stuttgart, Forschungsberichte des IFSW, 2003.
- [20] N.N.: *Metallschweißen mit Ultraschall – für Buntmetalle, keramische und metallisch beschichtete Werkstoffe.* Telsonic Ultrasonic, Firmenprospekt, 2011.
- [21] HÜGEL, H.; GRAF, T.: *Laser in der Fertigung – Grundlagen der Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren.* Stuttgart, Springer Vieweg Verlag, 2014.
- [22] SCHINZEL, C.M.: *Nd:YAG-Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Automobilbau.* München, Herbert Utz Verlag, Dissertation Universität Stuttgart, Forschungsberichte des IFSW, 2002.
- [23] WEBERPALS, J.-P.: *Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserstrahlschweißen.* München, Herbert Utz Verlag, Dissertation Universität Stuttgart, Forschungsberichte des IFSW, 2010.
- [24] ERIKSSON, I.; POWELL, J.; KAPLAN, H.: *Ultra High Speed Camera Investigations of Laser Beam Welding.* In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Anaheim, 2010, Paper 501.
- [25] SCHUSTER, R.: *Simulation of Melt flow in Laser Deep Penetration Welding kerfs.* 13<sup>th</sup> International Workshop Hirscheegg, 2011.
- [26] OTTO, A.: *Simulation of Process Dynamics in Laser Beam Welding.* 13<sup>th</sup> International Workshop Hirscheegg, 2011.
- [27] HÜGEL, H., BERGER, P.; HESS, A.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Understanding of Humping Based on Conservation of Volume Flow.* 13<sup>th</sup> International Workshop Hirscheegg, 2011.

- [28] BERGER, P.; SCHUSTER, R.; HÜGEL, H.; GRAF, T.: *Moving humps at the capillary front in laser welding*. In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Anaheim, 2010, Paper 106.
- [29] BARGEL, H.-J.; SCHULZE, G. (HRSG.): *Werkstoffkunde*. Heidelberg, Berlin: Springer Verlag, 2008.
- [30] WEIBACH, W.: *Werkstoffkunde – Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*. Wiesbaden, Vieweg und Sohn Verlag, 2007.
- [31] SMITHELLS, C.J.: *Smithells metals reference book*, 7th ed., Oxford, Butterworth-Heinemann, 1992.
- [32] N.N.: *Schweißen von Kupfer und Kupferlegierungen*. Deutsches Kupferinstitut, Informationsdruck 12, 2008.
- [33] ROOS E.; MAILE, K.: *Werkstoffkunde für Ingenieure – Grundlagen, Anwendung, Prüfung*. Heidelberg, Berlin: Springer Verlag, 2008.
- [34] HEB, A.; ABT, F.: *Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen im Dauerstrichbetrieb*. Im Fokus, Universität Stuttgart, Institut für Strahlwerkzeuge, 2008.
- [35] SHANNON, G.; SEVERLOH, P.: *Laser Microwelding of Copper*. Industrial Laser Solutions for Manufacturing, Application report, 2009.
- [36] FREDE, M.; MOALEM, A.: *Kleiner Laser, große Wirkung – Vorpulsmodul ermöglicht prozesssicheres Schweißen von Kupfer*. Laser Technik Journal, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Nr. 2, 2011.
- [37] PETRING, D.; GONEGHANY, V. N.: *Learning more about Laser Beam Welding by Applying it to Copper and Copper Alloys*. In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Paper 1602, Anaheim, 2010.
- [38] GRUPP, M.; WESTPHÄLING, T.: *Faserlaser Das energieeffiziente Werkzeug – Verschiedene industrielle Anwendungen im Überblick*. Laser Technik Journal, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Nr. 2, 2009.
- [39] DÜRR, U.: *Reproduzierbares Laserschweißen von Kupferwerkstoffen*. Metallforschung, 62. Jahrgang, 2008.
- [40] HEIDER, A.; STOCKER, M.; STRITT, P.; HEB, A.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Process Stabilization at Welding Copper by Laser Power Modulation*. 13<sup>th</sup> International Workshop Hirschegg, 2011.
- [41] OLOWINSKY, A.; BOGLEA, A.; GEDICKE, J.: *Innovative Laser Welding Processes – TWIST and SHADOW in Microtechnology*. Fraunhofer Institut für Lasertechnik (ILT), Laser Technik Journal, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Nr. 3, 2008.

- [42] N.N.: *Laser – Jede Aufgabe perfekt lösen*. Trumpf Laser GmbH + CO KG, Informationsprospekt, 2011.
- [43] N.N.: *CW Green Fiber Laser*. IPG Photonics, Informationsprospekt, 2011.
- [44] HEB, A.; HEIDER, A.; SCHUSTER, R.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Benefits from combining Laser Beams with different Wavelengths (Green and IR) for Copper Welding*. In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Paper 1601, Anaheim, 2010.
- [45] RÜTTIMANN, C.; DÜRR, U.: *Effizientes Laserschweißen von Kupfer – Eine Methode für reproduzierbares Kupferschweißen, basierend auf der Wellenlängenmischung von infrarot und grün*. Laser und Produktion, Carl Hanser Verlag, München, 2011.
- [46] OSTERMANN, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*. Heidelberg, Berlin: Springer Verlag, 2007.
- [47] DIN EN 573-3: *Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug*.. DIN Deutsches Institut für Normung e.V., 2007.
- [48] BATZ UND BURGEL: *Werkstoffdatenblätter Aluminium*. Informationsprospekt, 2004.
- [49] DILTHEY, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 – Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*. Heidelberg, Berlin: Springer Verlag, 2005.
- [50] GREF, W.: *Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Foksmatrixtechnik*. München, Herbert Utz Verlag, Dissertation Universität Stuttgart, Forschungsberichte des IFSW, 2005.
- [51] LINDENAU, D.: *Magnetisch beeinflusstes Laserstrahlschweißen*. München, Herbert Utz Verlag, Dissertation Universität Stuttgart, Forschungsberichte des IFSW, 2006.
- [52] LEIMSER, M.: *Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigenschaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen*. München, Herbert Utz Verlag, Dissertation Universität Stuttgart, Forschungsberichte des IFSW, 2008.
- [53] WOLF, M.: *Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren*. Berlin, Dissertation Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung (BAM), 2006.
- [54] HEB, A.; BASSI, C.; SCHELLINGER, F.: *Heissrissfreies Remotelaserstrahlfügen von 6xxx Aluminiumwerkstoffen*. Im Fokus, Universität Stuttgart, Institut für Strahlwerkszeuge, 2011.
- [55] BECK, M.: *Modellierung des Laserstrahl-tiefschweißens*. München, Herbert Utz Verlag, Dissertation Universität Stuttgart, Forschungsberichte des IFSW, 1996.
- [56] N.N.: *Vom Doppelfokus zur Foksmatrix*. IFSW, Im Fokus, Universität Stuttgart, Institut für Strahlwerkszeuge, 2004.

- [57] BERGER, P.: *Laserstrahlschweißen mit magnetischer Beeinflussung*. Im Fokus, Universität Stuttgart, Institut für Strahlwerkzeuge, 2006.
- [58] LANDOLT-BÖRNSTEIN: *New series IV/5 Thermodynamic Properties, Phase Equilibria, Crystallographic and Thermodynamic, Data of Binary Alloys*. Volume: 5, Springer-Verlag, 1998.
- [59] KEBLER, O.: *Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen*. Der Wärmebehandlungsmarkt, Stiftung Institut für Werkstofftechnik, Bremen, 2001.
- [60] GOTTDTEIN, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. Heidelberg, Berlin: Springer Verlag, 2007.
- [61] ABDOLLAH-ZADEH, A.; SAEID, T.; SAZGARI, B.: *Microstructural and mechanical properties of friction stir welded aluminium / copper lap joints*. Journal of Alloys and Compounds, 2007.
- [62] LEE, W.-B.; BANG, K.-S.; JUNG, S.-B.: *Effects of intermetallic compound on the electrical and mechanical properties of friction welded Cu/Al bimetallic joints during annealing*. Journal of Alloys and Compounds, 390, 2005.
- [63] SAHIN, M.: *Joining of aluminium and copper materials with friction welding*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 527-534, 2010.
- [64] ABBASI, M.; KARIMI TAHERI, A.; SALEHI, M. T.: *Growth rate of intermetallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process*. Journal of Alloys and Compounds, 319, 233-241, 2001.
- [65] BERGMANN, J.P.; PETZOLDT, F.: *Möglichkeiten und Perspektiven zum stoffschlüssigen Fügen von Kupfer mit Aluminium – Verbindungen durch Pressschweißverfahren*. DVS Berichtsband 275, 2011.
- [66] KATAYAMA, S.: *Laser welding of aluminium alloys and dissimilar metals*. Journal of Light Metal and Construction, 2004.
- [67] WAGNER, F.: *Optische Technologien zur Herstellung mikrotechnischer Produkte aus artungleichen Materialien – OPTOMAT*. Schlussbericht BMBF-Projekt, Aachen, 2006.
- [68] THERON, M.; VAN ROOYEN, C.; IVANCHEV, L. H.: *CW ND: YAG Laser Welding of Dissimilar Sheet Metals*. In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Paper 1601, Orlando, 2007.
- [69] ALBERT, F.; WEIGL, M.; PEIFFER, C.; ROTH, S.: *Laserstrahlfügen in der Elektronikproduktion – aktuelle Entwicklungen*. Tagungsband: Laser in der Elektronikproduktion und Feinwerktechnik (LEF), Meisenbach Bamberg 2011.

- [70] SCHWELLINGER, P.; WINKLER, R.; KAMPMANN, L.; MAIER, J.: *Gegenstand aus miteinander verschweißten Aluminium- und Kupferteilen*. Europäische Patentschrift EP0794032, Alcan Technology & Management, 2002.
- [71] WEIGL, M.; GRIMM, A.; FRICK, T.; SCHMIDT, M.: *Laser Welding of Dissimilar Copper-Aluminum Connections by Means of Roll-Classes Inserts*. In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Anaheim, 2010, Paper 1603.
- [72] WEIGL, M.; ALBERT, F.; SCHMIDT, M.: *Alternative Methods to Increase the Long Term Performance of Laser-Welded Copper Aluminium Connections for Electronic Applications in Mobile Systems*. Proceedings of the 3<sup>rd</sup> International Conference Sustainable Automotive Technologies (ICSAT), 2011.
- [73] MAI, T. A.; SPOWAGE, A. C.: *Characterisation of Dissimilar Joints in laser Welding of Steel-Kovar, Copper-Steel and Copper-Aluminium*. Material Science and Engineering, Singapore Institute of Manufacturing Technology, 2004.
- [74] DÜRR, U.; HOLTZ, R.; WESTPHÄLING, T.: *Industrielle Anwendungslösungen mit gepulsten Nd:YAG-Lasern*. Laseranwenderforum (LAF), 2006.
- [75] GILLNER, A.; KLAGES, K.; SARI, F.: *Mikrofügen mit Laserstrahlung – Innovative Verfahren zu Fertigung mikrotechnischer Bauteile*. Fraunhofer Institut für Lasertechnik (ILT), Laser Technik Journal, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2006.
- [76] STANDFUSS, J.; RATH, W.; VALENTIN, M.; FALLDORF, H.: *Laserschweißen von Mischverbindungen – Einsatz brillanter Strahlquellen und hochfrequenter Strahloszillation*. Fraunhofer Institut für Werkstoff- und Strahltechnik (IWS), Laser Technik Journal, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2011.
- [77] GEDICKE, J.; MEHLMANN, B.; OLOWINSKY, A.; GILLNER, A.: *Laser Beam Welding of Electrical Interconnections for Lithium-Ion Batteries*. In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Anaheim, 2010, Paper M403.
- [78] N.N.: *Fokussieroptiken der Baureihe BEO*. Trumpf Laser GmbH + CO KG, Informationsprospekt, 2011.
- [79] N.N.: *Laserschweißkopf YW52*. Precitec KG, Informationsprospekt, 2011.
- [80] BERNHARDT, R.: *Schneller Schweißen - Der Scheibenlaser in der Serienfertigung*. Daimler AG, Laser Technik Journal, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2006.
- [81] N.N.: *Betriebsanleitung Programmierbare Fokussieroptik (PFO)*. Trumpf Laser GmbH + CO KG, Informationsprospekt, 2006.

- [82] N.N.: *Kupfer-Zink-Legierungen (Messing und Sondermessing)*. Deutsches Kupferinstitut, Informationsdruck i.5, 2007.
- [83] WEBER, M. J.: *Handbook of Optical Materials*. Lawrence Berkeley National Laboratory, University of California, Berkeley, California, 2003.
- [84] BLOM, A.; DUNIAS, P.; VON ENGEN, P.; HOVING, W.; DE KRAMER, J.: *Process spread of Laser Micro-spot Welding of thin Copper part using Real-time control*. Philips Centre for Industrial Technology, Eindhoven University of Technology, Proc. SPIE 4977, Photon Processing in Microelectronics and Photonics II, 493, 2003.
- [85] KWADE, A.; KAMPEN, I.: *Mikroskopie und Partikelmessung im Mikro- und Nanometerbereich*. Institut für Partikeltechnik, TU Braunschweig, 2011.
- [86] FABBRO, R.; SLIMANI, S.; COSTE, F.; BRIAND, F.; DLUBAK, B.; LOISEL, L.: *Analyses of Basic Process inside the Keyhole during Deep Penetration ND-YAG CW Laser Welding*. In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Scottsdale, 2006, Paper 101.
- [87] THOMY, C.; SEEFELD, T.; WAGNER, F.; VOLLERTSEN, F.: *Humping in Welding with Single-Mode Fiber Laser*. In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Scottsdale, 2006, Paper 903.
- [88] JANKOWFSKY, A.; HOFFMANN, T.: *Lehrgangsunterlagen Grundkurs Kanu*. Weiterbildendes Studium Elebnispädagogik, Fachhochschule Frankfurt am Main, 2008.
- [89] HESS, A.: *Vorteile und Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen mit Strahlquellen höchster Fokussierbarkeit*. München, Herbert Utz Verlag, Dissertation Universität Stuttgart, Forschungsberichte des IFSW, 2012.
- [90] FABBRO, R.: *Melt Pool and Keyhole Behaviour Analysis for Deep Penetration Laser Welding*. Journal of Physics D: Applied Physics, 43, 2010.
- [91] BERGER, P.; HÜGEL, H.; GRAF, T.: *Understanding Pore Formation in Laser Beam Welding*. LIM, 2011.
- [92] BERGER, P.: *Origin of Eddies in Water*. 15<sup>th</sup> International Workshop Hirscheegg, 2013.
- [93] HEIDER, A.; BOLEY, M.; WEBER, R.; GRAF, T.: *History of one Spatter*. 15<sup>th</sup> International Workshop Hirscheegg, 2013.
- [94] ABT, F.; BOLEY, M.; WEBER, R.; GRAF, T.: *X-Ray Videography for Investigation of Capillary and Melt Pool Dynamics in Different Materials*. In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Orlando, 2011, Paper 203.
- [95] ABT, F.; BOLEY, M.: *X-Ray In-Situ Diagnostics of Laser based Processes*. 13<sup>th</sup> International Workshop Hirscheegg, 2011.

- [96] WEBERPALS, J.-P.: *Benefits and Limits of strong Focusability at Laser Welding*. 12<sup>th</sup> International Workshop Hirscheegg, 2010.
- [97] KLEINER, R.; MÜTHER, H.: *Physik II, Integrierter Kurs für Physiker, Mathematiker und Informatiker*. Physikalisches Institut, Institut für theoretische Physik, Universität Tübingen, 2003.
- [98] KITTEL, A.: *Physikalische Messtechnik*. Energie- und Halbleiterforschung, Institut für Physik, Oldenburg, 2005.
- [99] HERR, M.: *Fügen von Hochvolt-Komponenten mittels reaktiver Nanometer-Multischichten*. Institut für Mechanik, Lehrstuhl für Kontinuumsmechanik und Materialtheorie, Technische Universität Berlin, Dissertation in Arbeit, 2012.
- [100] DEMANT C.; STEICHER-ABEL, B.; SPRINGHOFF, A.: *Industrielle Bildverarbeitung - Wie optische Qualitätskontrolle wirklich funktioniert*. Heidelberg, Berlin: Springer Verlag, 2011.
- [101] HAYN, S.: *Untersuchungen zur Qualitätssicherung beim Laserstrahlfügen von stromführenden Kontakten*. Daimler AG, Fachhochschule Bielefeld, Bachelorarbeit, 2011.
- [102] MÜLLER, M.G.: *Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen durch Auswertung der reflektierten Leistung*. München, Herbert Utz Verlag, Dissertation Universität Stuttgart, Forschungsberichte des IFSW, 2002.
- [103] BRAUN H.; DORSCH, F.; KEBLER, S.; PFITZNER, D.; ROMINGER, V.: *Camera-based Laser Beam Welding Sensor in the near Infrared Spectral Range*. In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Orlando, 2011, Paper 202.
- [104] KONUK A. R.; AARTS, R.; VELD, B. H.; SIBILLANO, T.; RIZZI, D. ANCONA, A.: *Closed Loop Control of Laser Welding using an Optical Spectroscopic Sensor for ND:YAG and CO<sub>2</sub> Lasers*. In Proceedings of Laser Materials Processing Conference (ICALEO), Orlando, 2011, Paper 203.
- [105] BIMBERG, N.; N.N.: *LWM-Sensor System*. Precitec KG, Informationsprospekt, 2012.
- [106] N.N.: *Lessmüller Lasertechnik - Automatisierte Prozessüberwachung für das Laserstrahlschweißen*. Lessmüller Lasertechnik GmbH, Informationspräsentation, 2011.
- [107] HAGENBACH, A.; KONEN, H. M.: *Atlas der Emissionsspektren der meisten Elemente - nach photographischen Aufnahmen mit erläuterndem Text*. Spectrum Analyses, G. Fischer, Jena, 1905.



# 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

### Grünewald, 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

### Griebsch, 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

### Glumann, Christiane

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

### Gross, Herbert

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

### Rapp, Jürgen

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

**Wittig, Klaus**

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

**Grünenwald, Bernd**

Verfahrensoptimierung und Schichtcharakterisierung beim einstufigen Cermet-Beschichten mittels CO<sub>2</sub>-Hochleistungslaser  
1996, 160 Seiten, ISBN 3-519-06229-1

**Lee, Jae-Hoon**

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

**Albinus, Uwe N. W.**

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

**Wiedmaier, Matthias**

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

**Bloehs, Wolfgang**

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

**Bea, Martin**

Adaptive Optik für die Materialbearbeitung mit CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung  
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06231-3

**Stöhr, Michael**

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

**Plaß, Wilfried**

Zerstörschwellen und Degradation von CO<sub>2</sub>-Laseroptiken  
1998, 158 Seiten, ISBN 3-519-06235-6

**Schaller, Markus K. R.**

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

**Hack, Rüdiger**

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

**Krupka, René**

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

**Pfeiffer, Wolfgang**

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 Zerspansung  
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.**

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

**Kern, Markus**

Gas- und magnetofluiddynamische 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 Aluminiumwerkstoffen 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 Herstellung 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 Laserstrahlschweißen 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 laserintegrierten Komplettbearbeitung in Werkzeugmaschinen  
2002, 140 Seiten, ISBN 3-8316-0176-3

### Staud, Jürgen

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

### Schinzl, Cornelius M.

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

### Sebastian, Michael

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

**Lücke, Bernd**

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

**Hohenberger, Bernd**

Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokus-  
technik – Steigerung von Prozentsicherheit, Fle-  
xibilität und verfügbarer Strahlleistung  
2003, 128 Seiten, ISBN 3-8316-0223-9

**Jasper, Knut**

Neue Konzepte der Laserstrahlformung und  
-führung für die Mikrotechnik  
2003, 152 Seiten, ISBN 3-8316-0205-0

**Heimerdinger, Christoph**

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

**Christoph Fleig**

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

**Joachim Radtke**

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

**Michael Brandner**

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

**Reinhard Winkler**

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

**Helmut Kindler**

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

**Andreas Ruf**

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

**Guido Hergenhan**

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

**Klaus Goth**

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

**Armin Strauch**

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

**Thomas Wawra**

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

**Michael Honer**

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

**Thomas Herzinger**

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

**Reiner Heigl**

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

# Laser in der Materialbearbeitung

## Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

### Thomas Fuhrich

Marangoni-effekt beim Laserstrahl-tiefschweißen von Stahl

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

### Daniel Müller

Pulsenergiestabilität bei regenerativen Kurzpuls-verstärkern im Scheibenlaserdesign

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

### Jiancun Gao

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

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

### Wolfgang Gref

Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokussmatrixtechnik

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

### Michael Weikert

Oberflächenstrukturieren mit ultrakurzen Laser-pulsen

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

### Julian Sigel

Lasergenerieren metallischer Bauteile mit vari-ablem Laserstrahldurchmesser in modularen Fert-igungssystemen

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

### Andreas Ruß

Schweißen mit dem Scheibenlaser-Potentiale der guten Fokussierbarkeit

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

### Gabriele Seibold

Absorption technischer Oberflächen in der La-sermaterialbearbeitung

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

### Dirk Lindenau

Magnetisch beeinflusstes Laserstrahlschweißen

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

### Jens Walter

Gesetzmäßigkeiten beim Lasergenerieren als Basis für die Prozesssteuerung und -regelung

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

### Heiko Ridderbusch

Longitudinal angeregte passiv gütegeschaltete Laserzündkerze

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

### Markus Leimser

Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigen-schaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen

2009, 150 Seiten, ISBN 978-3-8316-0854-6

### Mikhail Larionov

Kontaktierung und Charakterisierung von Kristal-len für Scheibenlaser

2009, 186 Seiten, ISBN 978-3-8316-0855-3

### Jürgen Müller-Borhanian

Kamerabasierte In-Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen

2009, 162 Seiten, ISBN 978-3-8316-0890-4

### Andreas Letsch

Charakterisierung allgemein astigmatischer La-serstrahlung mit der Methode der zweiten Mo-mente

2009, 176 Seiten, ISBN 978-3-8316-0896-6

### Thomas Kübler

Modellierung und Simulation des Halbleiterschei-benlasers

2009, 152 Seiten, ISBN 978-3-8316-0918-5

### Günter Ambrosy

Nutzung elektromagnetischer Volumenkräfte beim Laserstrahlschweißen

2009, 170 Seiten, ISBN 978-3-8316-0925-3

### Agnes Ott

Oberflächenmodifikation von Aluminiumlegierun-gen mit Laserstrahlung: Prozessverständnis und Schichtcharakterisierung

2010, 226 Seiten, ISBN 978-3-8316-0959-8

### Detlef Breiting

Gasphaseneinflüsse beim Abtragen und Bohren mit ultrakurz gepulster Laserstrahlung

2010, 200 Seiten, ISBN 978-3-8316-0960-4

### Dmitrij Walter

Online-Qualitätssicherung beim Bohren mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung

2010, 156 Seiten, ISBN 978-3-8316-0968-0

### Jan-Philipp Weberpals

Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserstrahlschweißen

2010, 154 Seiten, ISBN 978-3-8316-0995-6

### Angelika Beyertt

Yb:KYW regenerativer Verstärker für ultrakurze Pulse

2010, 166 Seiten, ISBN 978-3-8316-4002-7

**Christian Stolzenburg**

Hochrepetierende Kurzpuls-Scheibenlaser im infraroten und grünen Spektralbereich  
2011, 184 Seiten, ISBN 978-3-8316-4041-6

**Svent-Simon Beyertt**

Quantenfilm-Pumpen zur Leistungsskalierung von Halbleiter-Scheibenlasern  
2011, 130 Seiten, ISBN 978-3-8316-4051-5

**Sonja Kittel**

Verzugsarmes Laserstrahlschweißen an axial-symmetrischen Bauteilen  
2011, 162 Seiten, ISBN 978-3-8316-4088-1

**Andrey Andreev**

Schweißen mit dem Scheibenlaser im Getriebekonstruktion – Prozessmerkmale und Anlagenkonzepte  
2011, 140 Seiten, ISBN 978-3-8316-4103-1

**Christian Föhl**

Einsatz ultrakurz gepulster Laserstrahlung zum Präzisionsbohren von Metallen  
2011, 156 Seiten, ISBN 978-3-8316-4120-8

**Andreas Josef Birnesser**

Prozessregelung beim Laserstrahlschweißen  
2011, 150 Seiten, ISBN 978-3-8316-4133-8

**Christoph Neugebauer**

Thermisch aktive optische Bauelemente für den resonatorinternen Einsatz beim Scheibenlaser  
2012, 220 Seiten, ISBN 978-3-8316-4178-9

**Andreas Dauner**

Fluidmechanische Maßnahmen zur Reduzierung von Schmelzablagerungen beim Hochgeschwindigkeitslaserbohren  
2012, 150 Seiten, ISBN 978-3-8316-4194-9

**Axel Heß**

Vorteile und Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen mit Strahlquellen höchster Fokussierbarkeit  
2012, 164 Seiten, ISBN 978-3-8316-4198-7

**Christian Gehrke**

Überwachung der Struktureigenschaften beim Oberflächenstrukturieren mit ultrakurzen Laserpulsen  
2013, 164 Seiten, ISBN 978-3-8316-4271-7

**David Schindhelm**

In-Prozess Qualitätssicherung für das Laserstrahlschneiden von Metallen  
2013, 150 Seiten, ISBN 978-3-8316-4345-5

**Moritz Vogel**

Speciality Fibers for High Brightness Laser Beam Delivery  
2014, 187 Seiten, ISBN 978-3-8316-4382-0

**Andreas Michalowski**

Untersuchungen zur Mikrobearbeitung von Stahl mit ultrakurzen Laserpulsen  
2014, 176 Seiten, ISBN 978-3-8316-4424-7

**Georg Stöppler**

Untersuchung eines OPOs im mittleren Infrarot im Hinblick auf Anwendungen für minimalinvasive Chirurgie  
2015, 144 Seiten, ISBN 978-3-8316-4437-7

**Patrick Mucha**

Qualitäts- und produktivitätsbeeinflussende Mechanismen beim Laserschneiden von CF und CFK  
2015, 120 Seiten, ISBN 978-3-8316-4516-9

**Claus-Dieter Reiniger**

Fluiddynamische Effekte beim Remote-Laserstrahlschweißen von Blechen mit Fügespalt  
2015, 188 Seiten, ISBN 978-3-8316-4528-2

**Andreas Leitz**

Laserstrahlschweißen von Kupfer- und Aluminiumwerkstoffen in Mischverbindung  
2016, 172 Seiten, ISBN 978-3-8316-4549-7



