

Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

A. Heß
Vorteile und Herausforderungen beim
Laserstrahlschweißen mit Strahlquellen
höchster Fokussierbarkeit

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW

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

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

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

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

Vorteile und Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen mit Strahlquellen höchster Fokussierbarkeit

von Dr.-Ing. Axel Heß
Universität Stuttgart



Herbert Utz Verlag · Wissenschaft
München

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

Vorsitzender: Prof. Dr. sc. nat. Wolfgang Osten
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., 2012

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 2012

ISBN 978-3-8316-4198-7

Printed in Germany

Herbert Utz Verlag GmbH, München

Tel.: 089-277791-00 · www.utzverlag.de

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|-----------|
| Inhaltsverzeichnis | 5 |
| Verzeichnis der Symbole | 7 |
| Kurzfassung der Arbeit | 11 |
| Extended Abstract | 13 |
| 1 Einleitung | 17 |
| 1.1 Motivation und Zielsetzung der Arbeit | 17 |
| 1.2 Aufbau der Arbeit..... | 19 |
| 2 Grundlagen und Stand der Technik | 20 |
| 2.1 Das Laserstrahlschweißen | 20 |
| 2.1.1 Wechselwirkung der Laserstrahlung mit dem Werkstoff..... | 20 |
| 2.1.2 Vorteile stark fokussierbarer Laserstrahlung..... | 29 |
| 2.1.3 Materialtransport und Strömungsfelder im Schmelzebad | 32 |
| 2.2 Wirkungsgrade beim Tiefschweißen..... | 35 |
| 2.3 Eigenspannungen und Verzug bei Stahlwerkstoffen | 37 |
| 2.3.1 Simultane Wärmeeinbringung zur Verzugsminimierung | 41 |
| 2.3.2 Minimale Wärmeeinbringung zur Verzugsminimierung..... | 42 |
| 3 Verwendete Systemtechnik | 43 |
| 3.1 Bearbeitungsstation | 43 |
| 3.2 Spannmittelkonzeption | 44 |
| 3.3 Verwendete Strahlquellen | 47 |
| 3.4 Strahldiagnostik zur Werkzeugcharakterisierung | 50 |
| 3.4.1 Ermittlung absoluter Messwerte im stationären Zustand | 50 |
| 3.4.2 Ermittlung des Fokus-Shifts in Abhängigkeit von der Zeit..... | 59 |
| 3.4.3 Auswirkungen auf das Laserstrahlschweißen..... | 66 |
| 3.4.4 Referenzprozess zur Optik- und Prozessqualifizierung..... | 69 |

| | | |
|----------|---|------------|
| 4 | Verzugsarmes Laserstrahlschweißen | 80 |
| 4.1 | Verzugsbestimmung bei Schweißproben | 80 |
| 4.2 | Verzugsminimierung durch höhere Vorschubgeschwindigkeit | 84 |
| 4.3 | Verzugsminimierung durch kleinere Fokusbereich | 85 |
| 4.4 | Verzugsminimierung durch kleinere Divergenzwinkel..... | 87 |
| 4.5 | Zusammenfassung Verzugsminimierung | 90 |
| 5 | Schmelzebadströmungen beim Hochgeschwindigkeitsschweißen | 91 |
| 5.1 | Externe Beobachtung mit Hochgeschwindigkeitskameras | 91 |
| 5.2 | Interne Beobachtung mittels Indikatormaterial | 98 |
| 5.2.1 | Auswahl des Indikatormaterials | 98 |
| 5.2.2 | Durchführung der Schweißversuche mit Indikatormaterial | 99 |
| 6 | Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen | 109 |
| 6.1 | Eigenschaften von Kupferwerkstoffen | 109 |
| 6.2 | Beschränkungen beim Schweißen von Kupferwerkstoffen | 112 |
| 6.3 | Schweißnahtgeometrien bei Kupferwerkstoffen | 121 |
| 6.4 | Absorptionserhöhung durch „grüne“ Laserstrahlquelle | 126 |
| 7 | Zusammenfassung | 137 |
| 8 | Literatur- und Quellenverzeichnis | 141 |
| | Danksagung | 153 |

Verzeichnis der Symbole

| | |
|-------------------|---|
| ADC | Analog-Digital-Converter |
| Al | Aluminium |
| CAD | Computer-Aided Design |
| CCD | charge coupled device |
| CO ₂ | Kohlenstoffdioxid |
| Cu | Kupfer |
| Cu-ETP | Reinkupfer |
| CuFe2P | niedriglegierter Kupferwerkstoff |
| Cu-PHC | niedriglegierter Kupferwerkstoff |
| CuSn6 | Bronze |
| cw | Dauerstrich (continuous wave) |
| DIN | Deutsche Industrienorm |
| DIN EN | Deutsche Industrienorm Europäische Norm |
| EDX | Energy - Dispersive X-Ray Spectroscopy |
| Fe | Eisen |
| FM | FocusMonitor |
| HEA | Humpentstehungsanfang |
| HEE | Humpentstehungsende |
| IFSW | Institut für Strahlwerkzeuge |
| IR | infrarot |
| ISO | Internationale Organisation für Normung |
| LAM | laseraktives Medium |
| LBO | Lithiumtriborate |
| LLK | Lichtleitkabel |
| Nd | Neodym |
| SHADOW | <u>S</u> tepless <u>H</u> igh Speed <u>A</u> ccurate and <u>D</u> iscrete <u>O</u> ne Pulse <u>W</u> elding |
| SM | Single Mode |
| SPP | Strahlparameterprodukt |
| SPP ₀₀ | Strahlparameterprodukt eines gaußförmigen Grundmodes |
| SPS | speicherprogrammierbare Steuerung |
| WEZ | Wärmeeinflusszone |

| | | |
|------------------------|---------|--|
| YAG | | Yttrium-Aluminium-Granat |
| Yb | | Ytterbium |
| A | - | Absorptionsgrad |
| A_F | - | Aspektverhältnis Fokus |
| $A_{(T,\lambda)}$ | - | temperatur- und wellenlängenabhängiger Absorptionsgrad |
| a | m^2/s | Temperaturleitfähigkeit |
| α_w | mK | Wärmeausdehnungskoeffizient |
| α_i | ° | Querverzugswinkel |
| $\bar{\alpha}$ | ° | mittlerer Querverzugswinkel |
| B_k | m | Schmelzebadbreite an der Oberfläche |
| c_p | J/(kgK) | Wärmekapazität |
| D^* | Wm | thermisch induzierter Brechungskoeffizient |
| $d(z)$ | m | Strahldurchmesser an der Stelle z |
| d_f | m | Fokusbereich |
| d_l | m | Strahldurchmesser an Messebene (Lasereinschaltzeitpunkt) |
| $d_{\text{Strahl}}(P)$ | | leistungsabhängiger Strahldurchmesser |
| d_t | m | Strahldurchmesser an Messebene (nach der Zeit t) |
| d_{WS} | m | Strahldurchmesser auf dem Werkstück |
| E | J/m | Streckenenergie |
| E_i | J | Ionisationsenergie |
| f_0 | m | Brennweite Fokussierlinse |
| $f_{\text{therm}}(P)$ | m | leistungsabhängige thermische Linse |
| $f_{(P)}$ | m | leistungsabhängige Brennweite |
| $\Delta\tilde{f}$ | m | normierter Fokus-Shift |
| I_0 | W/m^2 | Intensität im Fokus |
| I_i | W/m^2 | Intensität |
| K | - | Strahlpropagationsfaktor oder K-Zahl |
| K_1, K_2 | W/m | Materialkonstante |
| l_0 | m | Anfangslänge |
| Δl | m | Längendifferenz durch thermische Dehnung |
| λ | m | Wellenlänge |
| λ_{th} | W/(mK) | Wärmeleitfähigkeit |
| M^2 | - | Beugungsmaßzahl |
| m_i | - | Geradensteigung |

| | | |
|---------------|-------------------|---|
| NA | | Numerische Apertur |
| η_A | - | Einkoppelgrad |
| η_{Pr} | - | Prozesswirkungsgrad |
| η_{th} | - | thermischer Wirkungsgrad |
| P | W | Laserleistung |
| P_{ein} | W | eingekoppelte Leistung |
| $P_{grün}$ | W | Laserleistung bei $\lambda = 515$ nm |
| $P_{heiz,i}$ | W | Heizleistung zum Vorwärmen der Optiken |
| P_{IR} | W | Laserleistung bei $\lambda = 1030$ nm |
| $P_{IR+grün}$ | W | Summe Laserleistung |
| P_L | W | Laserleistung |
| P_L/d_f | W/m | Strahlparameterquotient |
| $P_{L,ab}$ | W | absorbierte Laserleistung |
| $P_{L,ges}$ | W | gesamte eingestrahlte Laserleistung |
| $P_{TSS,i}$ | W | Schwellleistung für das Tiefschweißen |
| R_e | N/m ² | Streckgrenze |
| R | - | Reflexionsgrad |
| r_f | m | Fokusradius |
| $r(z)$ | m | Isophotenradius in Abhängigkeit von z |
| ρ | kg/m ³ | Dichte |
| s | m | Indikatorfolienstärke |
| Θ | ° | gesamter Divergenzwinkel des fokussierten Strahls |
| Θ_f | rad | gesamter Divergenzwinkel des fokussierten Strahls |
| ϑ | ° | halber Divergenzwinkel |
| T | - | Transmissionsgrad |
| T | K | Temperatur |
| ΔT | K | Temperaturdifferenz |
| T_0 | K | Raum-/Umgebungstemperatur |
| T_m | K | Schmelztemperatur |
| T_v | K | Verdampfungstemperatur |
| $T_{schmelz}$ | K | Schmelztemperatur |
| T_{dampf} | K | Verdampfungstemperatur |
| t | s | Zeit |
| t | m | Einschweißtiefe |
| t_{heiz} | s | Heizdauer zum Vorwärmen der Optiken |

| | | |
|--------------------|-----|---|
| v | m/s | Vorschubgeschwindigkeit |
| u_0 | m/s | Vorschubgeschwindigkeit |
| u_{umax} | m/s | maximale Vorschubgeschwindigkeit |
| $u_i(y)$ | m/s | Vorschubgeschwindigkeit in Abhängigkeit von y |
| w_0 | m | Fokusradius |
| $w_{0,\text{gem}}$ | m | gemessener Fokusradius |
| $w_{0,\text{th}}$ | m | theoretischer Fokusradius |
| $w(z)$ | m | Fokusradius in Abhängigkeit von z |
| Δx | m | Änderung der Probenbreite |
| $x_{\text{TSS},i}$ | m | Strecke bis zur Tiefschweißschwelle |
| z | m | Strahlausbreitungsrichtung |
| z_1 | m | Fokuslage beim Einschaltzeitpunkt |
| $z_i(P)$ | m | leistungsabhängige Fokuslage |
| z_{p1} | m | Strahldurchmesser an der Stelle z_{p1} |
| z_t | m | Fokuslage nach der Zeit t |
| Δz | m | Versatz in z -Richtung (Fokus-Shift) |
| $\Delta \tilde{z}$ | - | normierter Fokus-Shift |
| z_{kap} | m | Tiefe der Kapillare |
| z_R | m | Rayleighlänge |
| $z_{R,e}$ | m | Rayleighlänge des kollimierten Strahls |
| $z_{\text{WS},i}$ | m | Abstand von Fokussierlinse zum Werkstück |

Kurzfassung der Arbeit

Die Vorteile einer sehr guten Fokussierbarkeit von Scheiben- und Faserlaser lassen sich auf verschiedene Art und Weise nutzen. Kleinere Fokusedurchmesser und die daraus resultierenden hohen Intensitäten ermöglichen einen Tiefschweißprozess bei sehr hohen Vorschubgeschwindigkeiten. Für den industriellen Einsatz ist vor allem eine reproduzierbare hohe Qualität des bearbeiteten Bauteils entscheidend. Schädigungen, wie insbesondere der Verzug, sollen so weit wie möglich reduziert werden. Untersuchungen zeigen, dass bei einer konstanten Einschweißtiefe mit einem kleineren Fokusedurchmesser, einer höheren Vorschubgeschwindigkeit und einem kleineren Divergenzwinkel der Verzug stark reduziert werden kann.

Der Vorteil einer sehr guten Strahlqualität kann auf der anderen Seite sehr hohe Intensitäten in den Schweißoptiken mit sich bringen. Durch Absorptionen im Bulkmaterial und den Beschichtungen kommt es zu thermischen Effekten und somit zu einer Verschlechterung der Strahlqualität und zu einem Fokus-Shift. Diese können so gravierend sein, dass Auswirkungen auf den Schweißprozess einhergehen. In der vorliegenden Arbeit wurden mit hochwertiger und komplexer Messausrüstung transiente und stationäre Strahlqualitätsmessungen an Schweißoptiken durchgeführt. Ein neuentwickeltes und neuartiges Verfahren ermöglicht eine einfache Qualifizierung von Optiken. Der sogenannte „Referenzprozess“ macht dazu Veränderungen der Intensität bzw. der Intensitätsverteilung auf dem Werkstück sichtbar, die zu unterschiedlichen Schweißergebnissen führen und sich mittels Messschieber einfach auswerten lassen.

Ein weiterer Vorteil der hohen Intensitäten von im infraroten emittierenden Laserstrahlquellen ist die Bearbeitung von Kupferwerkstoffen im Dauerstrichbetrieb. Dabei lassen sich mehrere Millimeter Einschweißtiefe erreichen. Eine Herausforderung stellt die geringe Absorption von gerade einmal 5 % zu Prozessbeginn dar. Starke Rückreflexe können dabei zu Schädigungen in den optischen Komponenten führen. Durch die Verwendung von frequenzverdoppelten Lasersystemen kann die Absorption etwa siebenfacht werden, so dass Rückreflexe reduziert werden. Diese neuartigen im „grünen“ emittierenden cw-Laser sind in ihrer Leistung noch stark begrenzt, weshalb in dieser Arbeit ein Kombinationsprozess realisiert wurde, mit dem höhere Einschweiß-tiefen möglich werden und der Vorteil der kürzeren Wellenlänge deutlich wird.

Extended Abstract

New developments in diode-pumped fibre lasers and disc lasers open up opportunities for completely new process strategies as a result of their incomparable focusability at high laser power. This yields unprecedented beam parameter quotients (power divided by focus diameter) which are needed for high welding velocities. In addition this allows deep penetration welding in highly reflective materials such as copper. The laser sources used for this work were fibre coupled allowing high accessibility and flexibility as well as lower costs for the handling devices. Another important property of shorter wavelengths is the generally increased absorptivity in metals. With the use of 1 μm lasers instead of CO_2 lasers, an increase of absorptivity has already been attained. A further improvement of the absorptivity, especially in copper material, can be achieved by using laser sources in the visible range. This kind of novel laser sources, which have not been available so far, goes along with new possibilities in material processing.

For industrial application the above mentioned advantages can be exploited in high efficiency processes. The small interaction zones enable deep penetration welding with less distortion of the workpiece. The joint geometries of thin samples of less than one millimeter have never been achievable before and were therefore never examined in the past. The minimization of distortion through minimizing the heat input is clearly shown in this work. For this purpose samples of stainless steel with a thickness of 500 μm were used. The distortion angle (averaged angle of the distorted workpiece adjacent the weld seam) was measured with a surface topography system. Therewith a comparison of different welding parameters could be performed. Three laser sources with different beam qualities were used for the investigations. Different focal diameters in the range from 14 μm to 200 μm were achieved with different focusing arrangements. A reduction of the distortion angle was demonstrated for:

- Smaller focus diameter;
- Higher processing speeds (up to 50 m/min);
- Smaller divergence angle of the laser beam.

In doing so the penetration depth of welds was kept constant. The above mentioned three parameters directly reduced the cross-sectional area of the weld seam and therefore resulted in a smaller distortion angle.

Due to the decreasing focal diameters new clamping devices with a high position accuracy had to be developed. A magnetic clamping device fulfilling this demand was constructed and manufactured.

However, high average power very often causes thermal beam distortion inside transmitting optical elements. This effect is especially pronounced in contaminated optics. It results in a significant decrease of the beam quality and a shortening of the effective focal length, also referred to as focus shift. Both effects directly modify the laser spot size and thus the intensity on the workpiece. This is very critical for most laser material processing applications. Especially welding of highly reflective materials such as copper is very sensitive to changes in the laser intensity. To prevent process failures, the focus shift and also the beam quality have to be measured behind the optical components.

Static as well as transient measurements showed that the focus shift and the degraded beam quality directly reduce the intensity on the workpiece. In addition the power which is absorbed, reflected, and scattered in the optical components also reduces the intensity on the workpiece. Reductions of the intensity on the workpiece of up to 88 % were measured. The remaining 12 % obviously are not sufficient to allow a stable welding process. These results imply that the use of appropriate and very clean processing optics is mandatory for a reproducible and stable welding process.

The above mentioned measurements require very expensive and complex measurement equipment. In this work, a novel and simple method is presented, which uses the welding process itself to quantitatively determine the focus shift. The so-called "reference process" was developed, which takes benefit of the dependence of the deep penetration welding threshold on the beam diameter. After a defined preheating time in order to control the thermal load of the optics, a weld trace of a few centimeters is generated in a sample by applying a laser power ramp. The position of the transition from heat conduction welding to deep penetration welding is easily noticeable by visual inspection of the seam width on the workpiece surface. This allows measuring it with a simple caliper, yielding the threshold transition power. By the outcome of four different welds with suitably varying laser parameters, the focus shift can be calculated with appropriate accuracy. With this method, a new and easily applicable tool is available. This is an important requirement for a reproducible and stable welding process and even holds for changing conditions, as e. g. slowly contaminated safety glasses.

Presuming correct conditions of the laser beam on the workpiece, also highly reflective materials can be welded by the means of highly brilliant 1 μm laser beams. With

the use of 1 μm lasers the absorptivity can be increased from about 1 % to about 5 % in copper material at room temperature as compared to CO₂-lasers. Using high-power 1 μm lasers this absorptivity increase guarantees that enough energy absorbed for starting a deep penetration welding process. In addition the absorptivity of copper increases with temperature and even shows a large step in absorptivity at the phase transition from solid to liquid from about 8 % to about 13 %. When the processing optics are not aligned and shielded correctly, the large amount of back reflected laser light causes severe damage somewhere in the optics chain. This happens especially at the process start. To control the process start condition, the absorptivity was increased by coupling more laser power in the copper material. This was done by using a beam source with a once more shorter wavelength. A frequency-doubled thin-disk laser with a wavelength of 515 nm and a maximum average output power of 100 W was available for the experiments presented here. At this wavelength, the absorptivity for the “cold” copper material is more than seven times higher as compared to the infrared (IR) laser beam. However, due to the limited power the penetration depth of pure copper welds was only about 100 μm , which is not sufficient for most industrial applications. Therefore, a commercial thin-disk laser ($\lambda = 1030 \text{ nm}$) and the frequency doubled thin-disk laser were combined allowing a so-called hybrid process. The preceding green laser beam with a focal diameter of 25 μm was used to heat up, melting and forming a small keyhole on the surface of the copper material. The IR laser beam was focused onto the workpiece to a diameter of 100 μm and the distance between the two laser beams was adjusted to 100 μm . The large distance was chosen so that there was no interaction between the keyhole created by the green laser beam and the interaction region of the IR beam. Numerical simulation of these conditions showed an increase of absorptivity in the interaction zone of the IR beam from 5 % to about 11 %. Under these conditions the IR beam interacted with the preheated material which leads to an enhanced absorptivity and a lower threshold for deep penetration welding. Welding experiments confirmed the predictions.

For the described hybrid process two laser sources as well as two very accurately aligned processing heads were necessary. The high complexity of the optical arrangement and the resulting high cost make the hybrid process only reasonable for specific industrial applications. Nevertheless, the encouraging results using the hybrid process suggest further research on laser sources providing - at least at the process start - enough “green” laser power to force well-controlled deep penetration welding in copper materials.

1 Einleitung

1.1 Motivation und Zielsetzung der Arbeit

Neuentwicklungen im Bereich der Scheiben- und Faserlaser ermöglichen aufgrund bisher unerreichter Fokussierbarkeiten und hohen Laserleistungen immer schnellere Bearbeitungsgeschwindigkeiten. Inzwischen werden Singlemode Faserlaser mit einer Ausgangsleistung von bis zu 10 kW angeboten und ein Ende der Leistungssteigerung ist aus heutiger Sicht nicht abzusehen.

Es stehen demnach nahezu beugungsbegrenzte Laserstrahlquellen im Multikilowattbereich zur Verfügung, deren Strahlen sich auf wenige Mikrometer Fokusedurchmesser fokussieren lassen. Weitere Vorteile der guten Strahlqualität zeigen sich vor allem in der Möglichkeit, kompaktere Optiken zu verwenden oder größere Arbeitsabstände zwischen Optik und Werkstück umzusetzen. Je nach Anwendung können somit sehr hohe Intensitäten auf dem Werkstück und den optischen Elementen auftreten. Kleinste Absorptionen in der jeweiligen Beschichtung und im Substratmaterial führen zur Erwärmung der Optikkomponenten, die dadurch auftretenden thermischen Effekte führen zu einer zeitlichen sowie räumlichen Veränderung der Intensitätsverteilung am Werkstück. Eine Qualifizierung der verwendeten Optiken ist deshalb die Voraussetzung für einen stabilen, ergebniseffizienten Schweißprozess. Neben kommerziell erhältlichen Messinstrumenten wird in dieser Arbeit ein neues Verfahren vorgestellt, mit welchem sich die Auswirkungen einer Intensitätsänderung ohne komplexe und kostenintensive Messgeräte ermitteln lassen. Als Hilfsmittel werden lediglich eine präparierte Schweißprobe aus Aluminium und ein Messschieber benötigt. Das Verfahren nutzt dabei den Übergang vom Wärmeleitungs- in das Tiefschweißen so aus, dass anhand von mindestens vier Schweißungen der Fokus-Shift bestimmt, beziehungsweise der Zustand der Optiken beschrieben werden kann.

Neben der Werkzeugcharakterisierung soll in dieser Arbeit untersucht werden, inwiefern sich eine bessere Fokussierbarkeit und somit ein kleinerer und symmetrisierter Wärmeeintrag, durch Unterdrückung oder Behinderung von metallurgischen Vorgängen auf den Bauteilverzug auswirkt. Dieser Aspekt ist für den industriellen Einsatz entscheidend, da er Wegbereiter für viele neue Anwendungen sein wird. Vor allem durch die großen Aspektverhältnisse wird das Laserstrahlschweißen dem Elektronen-

strahlschweißen in vielen Anwendungen zukünftig Konkurrenz bereiten bzw. es substituieren.

Des Weiteren erlauben die hohen Intensitäten auf dem Werkstück einen Tiefschweißprozess in Materialien mit einem relativ kleinem Absorptionsgrad wie zum Beispiel in Kupfer. Dies eröffnet den jeweiligen Laserstrahlquellen einen weiteren Markt in einem Bereich, der bisher von gepulsten Systemen bedient wurde. In dieser Arbeit sollen die Verfahrensgrenzen für das Laserstrahl-tiefschweißen in verschiedene Kupferwerkstoffe diskutiert werden. Neben der Weiterentwicklung von nahezu beugungsbegrenzten Scheiben- und Faserlasern mit Wellenlängen im 1 Mikrometerbereich werden frequenzverdoppelte Laserstrahlquellen entwickelt, welche ebenfalls beugungsbegrenzte Strahlung im Dauerstrichbetrieb von mehreren 100 W im grünen Spektralbereich emittieren. Die mit der kürzeren Wellenlänge einhergehende Absorptionserhöhung in Metallen zeigt sich dabei vor allem an Kupferwerkstoffen, an denen für den kalten Werkstoff eine verbesserte Absorption um etwa Faktor sieben zu erwarten ist. Wegen der geringen zur Verfügung stehenden Leistungen können mit diesen Systemen nur wenige hundert Mikrometer Einschweißtiefe erreicht werden, so dass eine Kombination aus einer im grünen und einer im infraroten emittierenden Strahlquelle notwendig wird. Damit können die Vorteile beider Strahlquellen für einen optimierten Tiefschweißprozess in Kupferwerkstoffen genutzt werden.

Neben der Bearbeitung des Werkstoffes Kupfer erlauben die sehr gut fokussierbaren Laserstrahlquellen eine Steigerung der Prozessgeschwindigkeit auch beim Fügen von Edeltählen von bisher etwa 5 m/min auf bis zu 100 m/min. Zu erwarten ist dabei, dass sich die Dynamik des Schmelzbadetes ändert. Hochgeschwindigkeitsaufnahmen im visuellen Bereich zeigen auf, ob aktuelle Prozessmodelle für Hochgeschwindigkeits-schweißungen gültig sind oder modifiziert werden müssen. Neben der Betrachtung der Schmelzbadoberflächen mit Hochgeschwindigkeitskameras soll mit Hilfe von Indikatormaterialien ein Einblick in das Probeninnere ermöglicht werden. Der Transport dieser Tracerpartikel bis zur Erstarrung der Schmelze lässt einen Rückschluss auf die Schmelzeströmungen während des Schweißprozesses zu. Zudem wird ein Modell der Schmelzeströmungen bei hohen Geschwindigkeiten ($v = 60$ m/min) und einem kleinen Fokusbereich von $d_f = 50$ μm ermöglicht.

1.2 **Aufbau der Arbeit**

In der vorliegenden Arbeit werden die Vorteile und Herausforderungen für das Laserstrahlschweißen mit Strahlquellen höchster Fokussierbarkeit aufgezeigt. Diese lassen sich nicht auf ein Themengebiet begrenzen so dass in Kapitel 2 die für die Zielsetzung der Arbeit notwendigen Grundlagen aufgeführt werden.

In Kapitel 3 wird auf die verwendete Systemtechnik eingegangen. Dazu gehören neben der Ausführung der verwendeten Laserstrahlquellen, die Entwicklung eines für Dünneblech geeigneten Magnetspannmittels, eine Bearbeitungsstation welche hohe Bearbeitungsgeschwindigkeiten ermöglicht und eine ausführliche Werkzeugcharakterisierung. Bei der Charakterisierung des Laserstrahls werden stationäre und transiente Messungen aufgeführt und die Auswirkungen auf den Laserstrahlschweißprozess bei Verwendung ungeeigneter Optiken beschrieben. Das Kapitel endet mit der Beschreibung des neu entwickelten Referenzprozesses, mit welchem ohne kostenintensive Messausrüstung Optiken qualifiziert werden können.

Ein großer Vorteil der guten Fokussierbarkeit beim Laserstrahlschweißen zeigt sich in der Reduzierung des Verzugs. In Kapitel 4 wird anhand von Edelstahlproben der Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit, des Fokusbereichs und des Divergenzwinkels auf den Verzug diskutiert und am Ende des Kapitels zusammengefasst.

In Kapitel 5 wird ein Schmelzeströmungsmodell für kleine Fokusbereiche bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten erarbeitet, dabei wird zum einen die Schmelzbadoberfläche mit einer Hochgeschwindigkeitskamera erfasst und ausgewertet. Zum anderen kann mit Hilfe von Indikatormaterial und dessen Verteilung nach dem Schweißprozess der Schmelzfluss rekonstruiert werden.

Die Bearbeitung von Kupferwerkstoffen und die sich ergebenden Einschränkungen werden in Kapitel 6 diskutiert. Neben den Eigenschaften der verwendeten Kupferwerkstoffe wird mit Hilfe von Röntgenaufnahmen die Entstehung einer tropfenförmigen Nahtgeometrie bei hohen Vorschüben erklärt. Anschließend werden die Vorteile einer grünen Strahlquelle aufgeführt. Am Kapitelende wird die Zusammenschaltung eines grünen und eines IR-Lasers zu einem „Hybridprozess“ beschrieben und die sich ergebenden Vorteile aufgezeigt.

Abschließend werden in Kapitel 7 die wichtigsten Ergebnisse zusammengefasst.

2 Grundlagen und Stand der Technik

2.1 Das Laserstrahlschweißen

Das Laserstrahlschweißen wird nach DIN EN 14610 den Strahlschweißverfahren zugeordnet [1]. Nach DIN 1910-1 [2] wird es definiert als das Vereinigen von Werkstoffen in der Schweißzone unter Anwendung von Wärme und/oder Kraft mit oder ohne Schweißzusatz. Die zum Schweißen erforderliche Energie wird dabei von außen zugeführt. Nach DIN 1910-2 [3] werden die Schweißverfahren nach ihrem Zweck des Schweißens in Verbindungs- und Auftragsschweißen und nach dem physikalischen Ablauf des Schweißens in Press- und Schmelzschweißen unterteilt [4].

Das Laserstrahlschweißen gehört zu der Gruppe des Schmelzschweißens. Die für das Erwärmen und anschließende Aufschmelzen des Bauteils erforderliche Energie wird durch den Laserstrahl zugeführt. Dabei treten in Abhängigkeit von der Intensität, unterschiedliche Wechselwirkungen zwischen Laserstrahl und Werkstück auf.

2.1.1 Wechselwirkung der Laserstrahlung mit dem Werkstoff

Trifft ein Laserstrahl auf eine Werkstückoberfläche, so ist die Höhe der Absorption im Werkstück die entscheidende Größe für einen wirtschaftlichen Einsatz des Strahlwerkzeugs Laser. Der Anteil der Absorption hängt dabei von verschiedenen Faktoren wie Einfallswinkel, Polarisation, Temperatur, Wellenlänge und den Stoffeigenschaften des Werkstücks ab. Neben dem Absorptionsgrad (A), der Anteil der vom Werkstück absorbiert wird, lassen sich der Reflektionsgrad (R) und der Transmissionsgrad (T) wie in Gleichung (2.1) aufaddieren. Hat das Werkstück eine hinreichende Dicke ($T = 0$), wird der nicht absorbierte Anteil der Laserleistung vom Werkstück reflektiert.

$$1 = A + R + T \quad (2.1)$$

Der Absorptionsgrad ist bei einmaliger Wechselwirkung zwischen Material und Laserstrahl definiert als das Verhältnis der absorbierten Laserleistung $P_{L,ab}$ zur gesamten eingestrahlten Laserleistung $P_{L,ges}$:

$$A = \frac{P_{L,ab}}{P_{L,ges}} \quad (2.2)$$

In Bild 2.1 sind für Eisen bzw. Stahl, Kupfer und Aluminium die Absorptionsgradkurven für senkrechten Einfall des Strahls auf der Oberfläche über der Wellenlänge aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass Aluminium bei Raumtemperatur ein Maximum in der Absorption bei etwa $0,8 \mu\text{m}$ aufweist. Bei Stahl und Kupfer steigt der Absorptionsgrad mit einer kürzeren Wellenlänge stark an. Wird hingegen ein CO_2 Laser mit einer Wellenlänge von $10,6 \mu\text{m}$ zur Materialbearbeitung eingesetzt, dann beträgt der Absorptionsgrad für die genannten Metalle nur wenige Prozent.

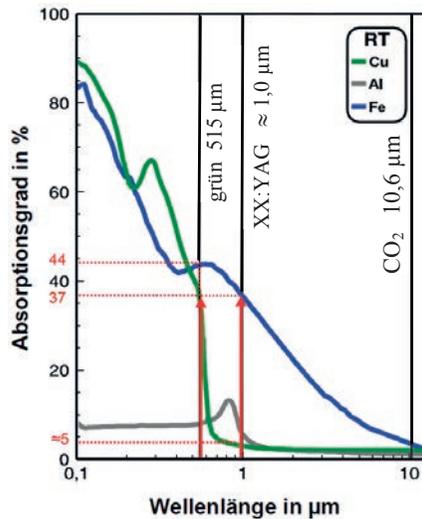


Bild 2.1: Absorptionsgrad von Eisen, Kupfer und Aluminium bei senkrechtem Strahleinfall als Funktion von der Wellenlänge bei Raumtemperatur [5].

Mit dem Einsatz eines Festkörperlaser, Stab-, Scheiben- oder Faserlasers (Nd:YAG bzw. Yb:YAG) können Emissionswellenlängen von etwas über $1 \mu\text{m}$ genutzt werden. Dabei liegt der Absorptionsgrad von Kupfer unter 5% und der von Stahl beträgt ungefähr 37% . Eine Steigerung des Absorptionsgrades kann zum Beispiel durch Laserstrahlquellen erzielt werden, die im „grünen“, also bei einer Wellenlänge von etwa $0,5 \mu\text{m}$ emittieren (vgl. Kapitel 3.3). Vor allem beim Werkstoff Kupfer kann mit diesen frequenzverdoppelten Systemen eine Absorptionserhöhung für einen kalten Kupferwerkstoff bis auf etwa 37% realisiert werden (vgl. Kapitel 6.4).

Die genannten Absorptionsgrade werden bei Raumtemperatur erreicht. Beim Laserstrahlschweißen trifft der Laserstrahl allerdings nur beim Einschaltvorgang auf ein ‐kaltes‐ Werkstück. Danach wechselwirkt die Laserstrahlung mit erwärmtem beziehungsweise mit aufgeschmolzenem Material, welches hauptsächlich eine Temperatur zwischen Schmelz- und Verdampfungstemperatur besitzt. Die Ermittlung der Absorptionsgrade über der Temperatur für die einzelnen Wellenlängen gestaltet sich sehr aufwendig. Aus diesem Grund liegen nur für sehr wenige Werkstoffe und Wellenlängen brauchbare Daten für den Absorptionsgrad vor. In Bild 2.2 ist für den reinen Kupferwerkstoff der Absorptionsgrad über der Oberflächentemperatur für eine Laserwellenlänge von $\lambda = 1 \mu\text{m}$ aufgetragen. Dieser Kurve liegen vier Messpunkte zugrunde [6]. Bei etwa 1350° Kelvin geht mit dem Zustandswechsel von fest nach flüssig ein Sprung im Absorptionsgrad von 8 % auf ungefähr 13 % einher. Noch höhere Temperaturen lassen einen weiteren Anstieg des Absorptionsgrades vermuten.

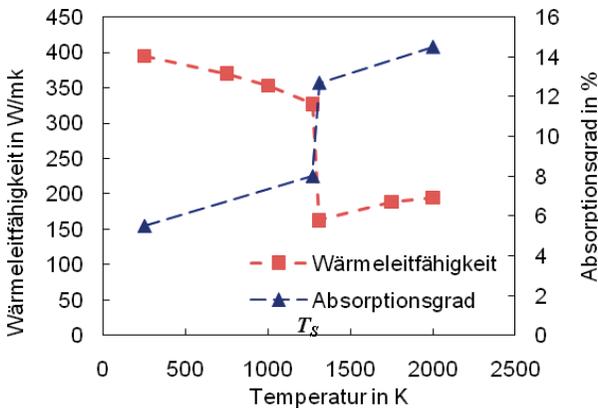


Bild 2.2: Gemessener Absorptionsgrad von Kupfer über der Oberflächentemperatur für $\lambda = 1 \mu\text{m}$ [6].

Beim Laserstrahlschweißen wird ein Teil des Laserstrahls vom Material absorbiert. Dieses erwärmt sich, bis bei ausreichend hoher Leistungsdichte ein Aufschmelzen des Werkstücks erreicht wird. Durch Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück entsteht die Schweißnaht. Die für den Prozess bestimmende Größe ist dabei die Leistungsdichte der Laserstrahlung. Diese ergibt sich aus Laserleistung und Strahlqualität der Strahlquelle, sowie der Fokussierung des Laserstrahls. In Abhängigkeit von der Leistungsdichte, welche in (Bild 2.3) von links nach rechts zunimmt, lassen sich dabei mehrere Bereiche unterschiedlicher Bearbeitungsprozesse definieren.

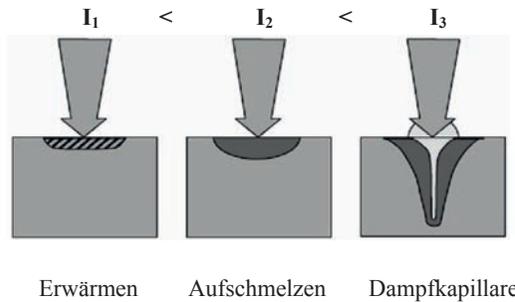


Bild 2.3: Wechselwirkungsprozesse zwischen Laserstrahl und Werkstück in Abhängigkeit von der Intensität des Laserstrahls [7].

Beim Wärmeleitungsschweißen wird das Bauteil nur an der Oberfläche aufgeschmolzen. Die Energie kann hierbei nur durch Wärmeleitung in die Tiefe des Werkstücks gelangen, was zu einem linsenförmigen Nahtquerschnitt führt. Dabei kann nur ein kleines Aspektverhältnis (Einschweißtiefe zu Nahtbreite) realisiert werden. Für höhere Aspektverhältnisse muss eine charakterisierte Schwelle überschritten werden und es kommt zum Tiefschweißeffekt [8]. Der „Schwellwert“ ist vom Werkstoff abhängig und liegt für Aluminium oberhalb von 10^7 W/cm^2 und bei Stahl in der Größenordnung von 10^6 W/cm^2 [7]. Beim Tiefschweißen wird im Brennfleck des Laserstrahls Verdampfungstemperatur erreicht. Der nach oben abströmende Metalldampf erzeugt eine Gegenkraft, die zur Ausbildung einer Dampfkapillare im Schmelzbad führt. Der in der Dampfkapillare herrschende Dampfdruck hält der Oberflächenspannung, dem hydrostatischen und dynamischen Druck der Schmelze die Waage, so dass auch bei einer überlagerten Relativgeschwindigkeit eine stabile Dampfkapillare erhalten bleibt [9]. Diese wiederum ermöglicht durch Vielfachreflexion, ein tieferes Eindringen der Laserstrahlung in das Werkstück, was schließlich zu den typischen schlanken Laserstrahlnähten, mit sehr großen Aspektverhältnissen, führt.

Aktuelle Untersuchungen weisen darauf hin, dass das klassische Modell mit einer zylindrischen Dampfkapillare mit Mehrfachreflexion [7] der Realität nicht gerecht wird. Beim Laserschweißen ist von einer Dampfkapillare auszugehen, deren vordere Kapillarwand eine Neigung aufweist [10, 11, 12, 13]. Zudem wird in [10] von einem sehr hohen Absorptionsgrad A der Laserleistung von etwa 80% an der vorderen Kapillarwand ausgegangen. Die Ausbildung und Form der hinteren Kapillarwand ist somit eine Reaktion auf den Ablationsdruck und dem aus der Dampfkapillare tretenden Metalldampf, der vorwiegend an der vorderen Kapillarwand erzeugt wird.

Neben der Kapillargeometrie ist die Stabilität und somit die Reproduzierbarkeit des Schweißprozesses eine wichtige Voraussetzung für den industriellen Einsatz. Dabei stellt der Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen ein wichtiges Kriterium dar. Bei höheren Einschweißstiefen muss dabei immer sicher im Bereich des Tiefschweißens gearbeitet werden, wobei die Dampfkapillare immer stabil bleiben muss. Ab welchen Parametern sich die Dampfkapillare zu entwickeln beginnt, soll im Folgenden näher betrachtet werden.

Basierend auf der allgemeingültigen Wärmeleitgleichung stellen [14, 15] und [16] eine Temperaturverteilung in dem zu bearbeitendem Werkstück für das Laserstrahlhärten auf. Somit können die Laserleistungen angegeben werden, die für das Erreichen einer gewünschten Temperatur in einer bestimmten Tiefe für den zu erzielenden Härteverlauf notwendig sind. Für die Berechnung wird eine ebene Materialoberfläche herangezogen und die Ausbildung einer Dampfkapillare bzw. eines Schmelzetransportes nicht berücksichtigt. Des Weiteren werden gaußförmige, rechteckige (Tophat) und rechteckig-gaußförmige Intensitätsverteilungen entsprechend in der Wärmeleitgleichung berücksichtigt.

Für die Betrachtung des Schwellwertes, also dem Übergang vom Wärmeleitungsschweißen zum Tiefschweißen muss sich eine Dampfkapillare ausbilden und somit Verdampfungstemperatur vorliegen. Daher wird im Folgenden die zu erreichende Temperatur auf Verdampfungstemperatur T_v gesetzt. Eine relativ einfache Wärmeleitungs-betrachtung zeigt, dass die Bedingung ob ein Tiefschweißprozess zustande kommt, durch den Wert des Quotienten aus Laserleistung und Fokusbereich, dem sogenannte Strahlparameterquotient, bestimmt wird. Eine einfache Abschätzung des Schwellwertes für diese Größe führt nach [9, 17] zu:

$$\frac{P_L}{d_f} = \sqrt{\pi} \cdot \frac{(T_v - T_0) \cdot \lambda_{th}}{A_{(T,\lambda)}} \cdot \sqrt{\frac{d_f \cdot v}{a} + 1.1} \quad (2.3)$$

Das verwendete Intensitätsprofil entspricht dabei einer Gaußverteilung. Neben der erforderlichen Temperaturerhöhung gehen auch die Wärmeleitfähigkeit λ_{th} , die Temperaturleitfähigkeit a , der Fokusbereich d_f , die Vorschubgeschwindigkeit v sowie der temperatur- und wellenlängenabhängige Absorptionsgrad A in Gleichung (2.3) ein. Für die Temperaturleitfähigkeit a wiederum gilt:

$$a = \frac{\lambda_{th}}{c_p \cdot \rho} \quad (2.4)$$

Dabei ist c_p die Wärmekapazität und ρ die Dichte des verwendeten Materials.

In bisherigen Arbeiten wurde Formel (2.3) für relativ große Fokusbereiche von $d_f > 100 \mu\text{m}$ und für relativ kleine Vorschübe von $v < 20 \text{ m/min}$ verwendet und experimentell bestätigt. Die Nutzung immer kleinerer Fokusbereiche von einigen zehn Mikrometern bei sehr hohen Vorschubgeschwindigkeiten von bis zu $v = 100 \text{ m/min}$ erfordert allerdings eine genauere Betrachtung des Gültigkeitsbereiches.

Aus diesem Grund wird nachfolgend Gleichung (2.3) für zwei unterschiedliche Fälle betrachtet. Praxisrelevante Parameter sind dabei die Vorschubgeschwindigkeit v und der Fokusbereich d_f .

Für $d_f \cdot v \ll 1,1 \cdot a$ vereinfacht sich Gleichung (2.3) zu Gleichung (2.5):

$$\frac{P_L}{d_f} = \sqrt{\pi} \cdot \frac{(T_V - T_0) \cdot \lambda_{th}}{A_{(T,\lambda)}} \cdot \sqrt{1,1} \quad (2.5)$$

In diesem Geltungsbereich ist also P_L/d_f von v und d_f unabhängig. Für hohe Vorschubgeschwindigkeiten und/oder große Fokusbereiche $d_f \cdot v \gg 1,1 \cdot a$ ergibt sich Gleichung (2.6):

$$\frac{P_L}{d_f} = \sqrt{\pi} \cdot \frac{(T_V - T_0) \cdot \lambda_{th}}{A_{(T,\lambda)}} \cdot \sqrt{\frac{d_f \cdot v}{a}} \quad (2.6)$$

Durch einfaches umformen erhält man daraus Gleichung (2.7):

$$\frac{P_L}{d_f^{1,5}} = \sqrt{\pi} \cdot \frac{(T_V - T_0) \cdot \lambda_{th}}{A_{(T,\lambda)}} \cdot \sqrt{v} \quad (2.7)$$

Für die Schwelle gilt hier also $P_L/d_f^{3/2} = \text{konstant}$. In Bild 2.4 sind numerische Simulationsergebnisse für einen Geschwindigkeitsbereich von 0,5 – 60 m/min und einer Temperaturerhöhung von 2900 K dargestellt. Links in Bild 2.4 ist eine Ellipse eingezeichnet. Diese kennzeichnet den Bereich kleiner Fokusradien und geringen Schweißgeschwindigkeiten bei denen der Quotient aus Laserleistung zu Fokusradius konstant ist ($P/d_f = \text{konstant}$). Auf der rechten Seite in Bild 2.4 ist der Bereich gekennzeichnet, welcher für große Fokusradien und hohe Schweißgeschwindigkeiten einen konstanten Quotienten aus Laserleistung zu Fokusradius hoch 1,5 ergibt.

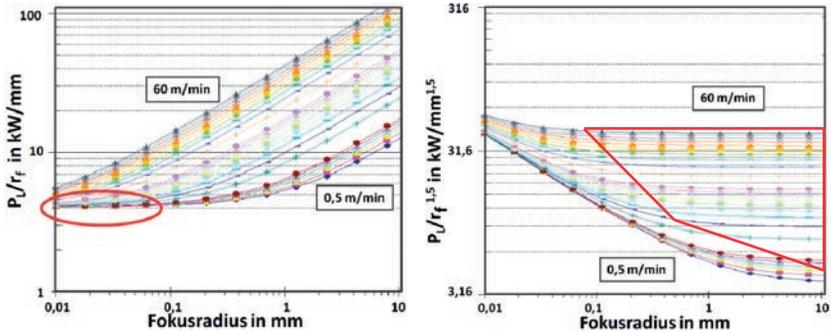


Bild 2.4: Links: Notwendige Laserleistung pro Fokusradius r_f zur Temperaturerhöhung um 2900 K. Rechts: Notwendige Laserleistung pro $r_f^{3/2}$ zur Temperaturerhöhung um 2900 K als Funktion der Geschwindigkeit [18].

Eine Annahme für diese Schwellbedingung ist, dass die zu erreichende Temperatur in der Wärmeleitgleichung gleich der Verdampfungstemperatur gesetzt wird. Diese Bedingung ist erfüllt, wenn an einem Punkt des Fokusradius die Verdampfungstemperatur erreicht wird. Für die Tiefschweißschwelle ist dies allerdings erst eine notwendige und noch keine hinreichende Bedingung. Hochgeschwindigkeitsaufnahmen belegen, dass bei Erreichen der Verdampfungstemperatur nicht sofort eine Dampfkapillare ausgebildet wird. In Bild 2.5 ist links ein Bild aus einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme dargestellt, bei dem ein Wärmeleitungsschweißprozess vorliegt und die Parameter so gewählt sind, dass die Laserleistung knapp unterhalb der Schwellleistung für das Tiefschweißen liegt. Nahtquerschliffe bestätigen, dass ausschließlich Wärmeleitungsschweißen vorliegt. Deutlich zu erkennen ist in Bild 2.5 eine Mulde an der Stelle, an der der Laser mit dem Material wechselwirkt. Zu erklären ist diese Mulde mit einem Impuls auf das Schmelzbad, welcher aus dem abströmenden Metaldampf resultiert. Der Impuls auf das Schmelzbad ist allerdings noch zu klein, dass sich eine tiefere Kapillare ausbildet und Mehrfachreflexion einsetzt, wie es auf der rechten Seite in Bild 2.5 zu sehen ist. Aus dieser Beobachtung lässt sich schließen, dass in der Wechselwirkungszone bereits Verdampfungstemperatur erreicht wird und somit die notwendige Bedingung für das Tiefschweißen erfüllt ist. Da diese noch nicht zum gewünschten Tiefschweißeffekt führt, reicht ein punktuelles Erreichen der Verdampfungstemperatur im Brennfleckdurchmesser nicht aus. Vielmehr muss für eine minimale Fläche des Brennfleckdurchmessers Verdampfungstemperatur erreicht werden, damit der Übergang zum Tiefschweißen stattfindet.

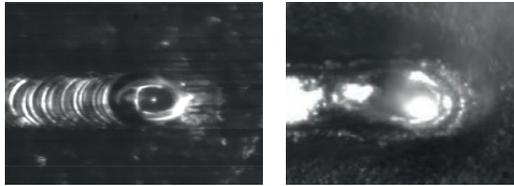


Bild 2.5: Links: Muldenförmige Erscheinung während des Wärmeleitungsschweißens. Rechts: Tiefe Kapillare während des Tiefschweißprozesses.

Bild 2.6 zeigt qualitativ den Zusammenhang zwischen dem Strahlparameterquotienten (P_L/d_f) und dem Einkoppelgrad beziehungsweise der Einschweißtiefe. Es ist deutlich zu erkennen, dass ein stabiler Tiefschweißprozess erst ab einem bestimmten minimalen Strahlparameterquotienten sichergestellt ist. Auf der rechten Seite in Bild 2.6 ist ein Längsschliff einer geschweißten Aluminiumprobe dargestellt, die den Übergang vom Wärmeleitungs- in das Tiefschweißen veranschaulicht. Dabei wurde der Fokussdurchmesser konstant gehalten und die Laserleistung kontinuierlich gesteigert. An der Schwelle ist deutlich ein Sprung in der Einschweißtiefe zu erkennen. Mit steigender Laserleistung nimmt nach Erreichen der Tiefschweißschwelle auch die Einschweißtiefe kontinuierlich zu.

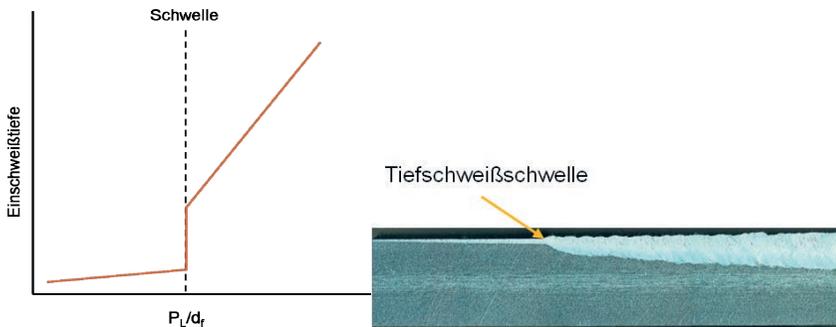


Bild 2.6: Links: Schwellverhalten zwischen Strahlparameterquotient und der Einschweißtiefe. Rechts: Tiefschweißschwelle im Längsschliff bei Aluminium und $d_f = \text{const.}$

Das Aspektverhältnis wird an der Schwelle umso ausgeprägter, je geringer der Absorptionsgrad, die Geschwindigkeit, die Dichte und je höher die Wärmeleitfähigkeit ist [19]. Befindet man sich direkt an der Schwelle zum Tiefschweißen, kann es vorkommen, dass ein Wechsel zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißen stattfindet. Dieser Wechsel ist mit einem Sprung in der Einschweißtiefe verbunden. Besonders stark ausgeprägt ist dieser Sprung bei Aluminiumwerkstoffen, der Schwellwert liegt hier bei etwa $P_L/d_f \approx 4 \text{ kW/mm}$. Im Gegensatz dazu hat Stahl aufgrund der geringeren Wärme-

leitfähigkeit und der höheren Absorption einen tiefer liegenden Schwellwert von etwa $P_L/d_f \approx 1 \text{ kW/mm}$ [20]. Für reines Kupfer kann in dieser Arbeit ein Schwellwert von $P_L/d_f \approx 10 \text{ kW/mm}$ angegeben werden. Dabei korrelieren die Schwellwerte mit der Wärmeleitfähigkeit wie in Tabelle 2.1 zusammengefasst. Ein prozesssicheres Laserstrahlschweißen kann nur dann umgesetzt werden, wenn die Schwelle und der Übergangsbereich sicher überschritten werden.

| Werkstoff | Schwellwert P_L/d_f in kW/mm | Wärmeleitfähigkeit λ_{th} in W/(mK) |
|-----------|-----------------------------------|--|
| Stahl | ≈ 1 | ≈ 50 |
| Aluminium | ≈ 4 | ≈ 200 |
| Kupfer | ≈ 10 | ≈ 400 |

Tabelle 2.1: Korrelation der Tiefschweißschwelle mit den Wärmeleitfähigkeiten.

Wie in Bild 2.7 dargestellt, kann die Einschweißtiefe leider nicht beliebig gesteigert werden. Besonders für das Schweißen mit CO_2 -Lasern ist die Steigerung der Laserleistung bei einem konstanten Fokusbereich nicht automatisch mit einer größer werdenden Einschweißtiefe verbunden.

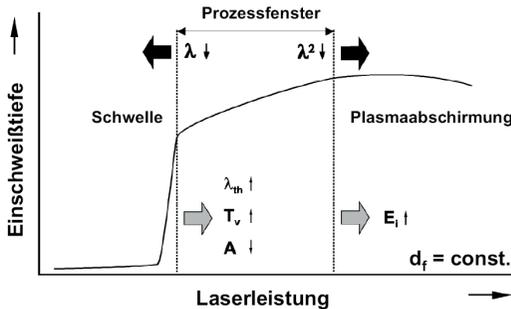


Bild 2.7: Prozessfenster beim Laserstrahlschweißen in Abhängigkeit der Laser- und Werkstoffparameter nach (Absorptionsgrad A , Verdampfungstemperatur T_v , Wärmeleitfähigkeit λ_{th} , Wellenlänge λ , Ionisationsenergie des Werkstoffes E_i) [21].

Mit steigender Intensität kommt es bei $\lambda = 10,6 \mu\text{m}$ zu einer zunehmenden Ionisation des in und über der Dampfkapillare vorhandenen Metalldampfs. Die somit entstandene Plasmaabschirmung äußert sich in einer Defokussierung des Laserstrahls und einer

Leistungsabsorption. Dies kann bis zu einer völligen Absorption des Laserstrahls in der Plasmawolke über dem Werkstück führen, was ein Kollabieren der Dampfkapillare und somit einen instabilen Schweißprozess zur Folge hat.

In dieser Arbeit wurden ausschließlich Festkörperlaser verwendet, die im Vergleich zu CO_2 -Laser eine kürzere Wellenlänge emittieren. Der Absorptionskoeffizient α des Plasmas steigt mit dem Quadrat der Wellenlänge λ an. Aus diesem Grund verschiebt sich die obere Grenze des Prozessfensters bei kleineren Wellenlängen zu höheren Leistungen. Bei der Verwendung von Festkörperlasern mit $\lambda \approx 1 \mu\text{m}$ konnte in [22, 23, 24] und [25] bisher kein Plasma nachgewiesen werden. Dabei ist zu beachten, dass bei der rasanten Weiterentwicklung neuer Laserstrahlquellen mit nahezu beugungsbegrenzter Strahlqualität immer höhere Leistungen zur Verfügung stehen. Aus diesem Grund ist für zukünftige Strahlquellen zu prüfen, ob ein Plasma während des Laserstrahlschweißens identifiziert werden kann. Welche Vorteile die gute Strahlqualität mit sich bringt, soll im folgenden Kapitel eingehend diskutiert werden.

2.1.2 Vorteile stark fokussierbarer Laserstrahlung

Grundsätzlich bringen brillante Laserstrahlquellen mit besserer Strahlqualität drei wesentliche Vorteile mit sich. Diese sind in Bild 2.8 schematisch dargestellt:

- 1.) Realisierung eines kleineren Fokusedurchmessers bei einem konstanten Divergenzwinkel und einer gleichbleibenden Brennweite;
- 2.) Umsetzung eines größeren Arbeitsabstandes zwischen Fokussiereinheit und Werkstück bei einem konstanten Fokusedurchmesser und konstantem Divergenzwinkel;
- 3.) Verwendung von schlankeren Optiken durch kleine Divergenzwinkel bei konstantem Fokusedurchmesser und einer gleichbleibenden Brennweite.

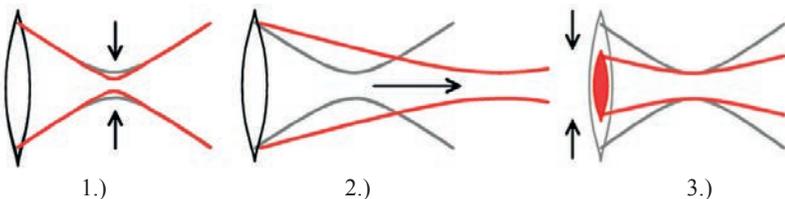


Bild 2.8: Vorteile besserer Fokussierbarkeit [26].

Geringere Fokussdurchmesser führen zu kleineren Schweißnahtbreiten und größeren Aspektverhältnissen. Die aus einer konstanten Leistung durch die Verkleinerung des Fokussdurchmessers resultierenden höheren Intensitäten ermöglichen das Fügen bei bisher unerreichten Vorschubgeschwindigkeiten. Neben kürzeren Prozesszeiten können aufgrund der Intensitäten hoch reflektierende Materialien wie zum Beispiel Kupfer bearbeitet werden. Somit wird der Einsatz von Laserstrahlquellen mit verbesserter Strahlqualität neue Anwendungsgebiete in der Medizin- und/oder Elektrotechnik erschließen. Größere Arbeitsabstände zwischen Fokussieroptik und Werkstück reduzieren die Gefährdung der Optik bzw. des vor die Optik gesetzten Schutzglases in Bezug auf Verschmutzung durch Schweißrauch und Spritzer. Des Weiteren wird beim Scanner-Schweißen durch die lange Brennweite das Arbeitsfeld vergrößert. Die Verwendung einer kleineren Optik ermöglicht eine Reduktion des Gewichts der Strahlführung und der Prozessoptik, was insbesondere bei bewegten Optiken aus Achsen oder Roboterarmen eine höhere Dynamik erlaubt [8].

In Bild 2.9 ist eine Berechnung dargestellt welche den Vorteil kleiner Fokussdurchmesser für die Materialbearbeitung verdeutlicht. Dazu sind für die Fokussdurchmesser $d_f = 25 \mu\text{m}$ und $d_f = 100 \mu\text{m}$ die notwendigen zu absorbierenden Leistungen aufgeführt, um Schmelz- beziehungsweise Verdampfungstemperatur auf der Werkstückoberfläche zu erreichen.

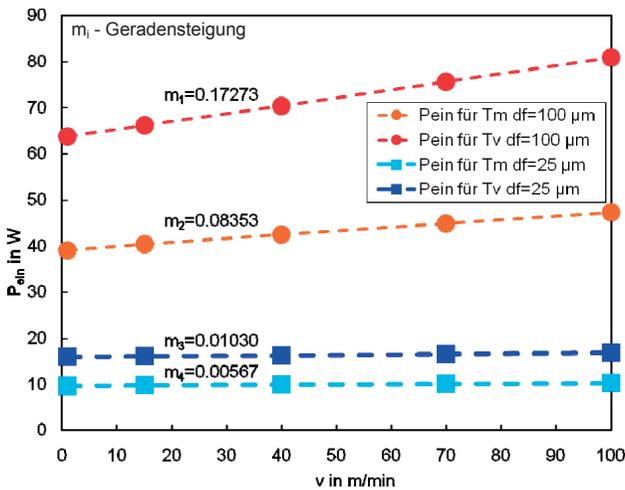


Bild 2.9: Notwendige eingekoppelte Leistung für Schmelz- (T_m) und Verdampfungstemperatur (T_v) für $d_f = 100 \mu\text{m}$ und $d_f = 25 \mu\text{m}$ [27, 28].

Betrachtet man die Geradensteigungen m_i für das Erreichen der Schmelz- bzw. der Verdampfungstemperatur so wird deutlich, dass für den kleinen Fokaldurchmesser $d_f = 25 \mu\text{m}$ auch bei sehr hohen Vorschubgeschwindigkeiten von bis zu 100 m/min die notwendigen einzukoppelnden Leistungen nahezu konstant bleiben. Für den großen Fokaldurchmesser von $d_f = 100 \mu\text{m}$ sind die Geradensteigungen m_1 und m_2 größer als die Geradensteigungen m_3 und m_4 des kleinen Fokaldurchmessers. Daraus wird ersichtlich, dass mit einem kleineren Fokaldurchmesser die eingekoppelte Leistung unabhängiger von der Vorschubgeschwindigkeit wird.

Neben den Vorteilen einer guten Fokussierbarkeit sollen im Folgenden Vergleichszahlen zur Verfügung gestellt werden, mit deren Hilfe verschiedene Laserstrahlquellen gleicher Wellenlänge miteinander verglichen werden können. Das Strahlparameterprodukt ist charakteristisch für die Qualität eines aus einer Laserstrahlquelle kommenden Laserstrahls und wird in Gleichung (2.8) beschrieben. Dabei ist Θ_f der Divergenzwinkel (voller Öffnungswinkel) und d_f ist der Fokaldurchmesser der Strahltaile.

$$\text{Strahlparameterprodukt} = SPP = \frac{\Theta_f \cdot d_f}{4} \quad (2.8)$$

Das Strahlparameterprodukt bleibt während der gesamten Propagation, durch fehlerfreie optische Elemente erhalten [7]. Das SPP ist physikalisch begrenzt und kann im bestmöglichen Fall eines gaußförmigen Grundmodes den Wert λ/π annehmen.

$$SPP_{00} = \frac{\lambda}{\pi} \quad (2.9)$$

Durch thermische Linseneffekte in den laseraktiven Medien und in den zur Strahlformung verwendeten optischen Elementen wird dieser theoretische Grenzwert für die in der Materialbearbeitung eingesetzten Leistungen kaum erreicht. Diese Verschlechterung der Strahlqualität spiegelt sich in der Beugungsmaßzahl M^2 und der K-Zahl, auch Strahlpropagationsfaktor K genannt, wider. Die Beugungsmaßzahl ist in Gleichung (2.10) definiert als das Verhältnis des SPP des realen Laserstrahls (Gleichung (2.8)) zum SPP des gaußförmigen Grundmodes (Gleichung (2.9)).

$$M^2 = \frac{\pi \cdot d_f \cdot \Theta_f}{4 \cdot \lambda} = \frac{1}{K} \quad (2.10)$$

Dabei steht $M^2 = 1$ für die bestmögliche Strahlqualität. Werte über 1 gehen mit einer schlechteren Strahlqualität einher. Für die K-Zahl liegen die Werte im Bereich von $0 < K \leq 1$, wobei $K = 1$ den besten Wert darstellt.

Prozesseitig können die Vorteile einer guten Strahlqualität mit Hilfe der Rayleighlänge z_R wiedergegeben werden. Dabei gibt die Rayleighlänge den Abstand in Richtung der optischen Achse zwischen dem Fokus und der Stelle an, bei welcher der Strahlradius auf den $\sqrt{2}$ -fachen Wert des Strahltaillenradius angewachsen ist. Daraus resultiert, dass sich die Leistungsdichte an dieser Stelle halbiert. In Gleichung (2.11) ist die Rayleighlänge in paraxialer Näherung, also für Lichtstrahlen geringer Divergenz dargestellt.

$$z_R = \frac{d_f}{\Theta_f} = \frac{\pi}{4 \cdot \lambda \cdot M^2} \cdot d_f^2 \quad (2.11)$$

An der Stelle $z = 0$ befindet sich die Strahltaille, dort nimmt der Strahldurchmesser den kleinstmöglichen Wert d_f an. Für $z > 0$ nehmen die Strahldurchmesser wie in Gleichung (2.12) dargestellt zu:

$$d(z) = d_f \cdot \sqrt{1 + \left(\frac{z}{z_R}\right)^2} \quad (2.12)$$

2.1.3 Materialtransport und Strömungsfelder im Schmelzebad

Für die in dieser Arbeit durchgeführten Versuche sind die Geometrie der Dampfkapillare, die Dimension des Schmelzebades und vor allem die Strömungen im Schmelzebad von Bedeutung. Das Verständnis der Wechselwirkungen zwischen Metaldampf, Schmelze und Werkstück und die treibenden Kräfte für die sich im Schmelzebad in Abhängigkeit der unterschiedlichsten Prozessparameter ausbildenden Strömungsfelder, ist noch nicht abschließend erarbeitet. Die folgende Betrachtung beschränkt sich daher auf eine plausible Beschreibung von [9] für im Schmelzebad vorkommende Schmelzeströmungen. Dabei wird von einem numerischen Modell einer zylindrischen Dampfkapillare ausgegangen, welches drei unterschiedliche Schmelzeströmungen

berücksichtigt. Das ist zum einem die Kapillarumströmung, zum anderen die Strömung, die durch den austretenden Metalldampf an den Kapillarwänden nach oben strömt und letztendlich die oberflächennahe Strömung, welche durch die temperaturabhängige Oberflächenspannung angetrieben wird.

Die Kapillarumströmung ist in Bild 2.10 dargestellt. Die Dampfkapillare wird dabei relativ zum Werkstück bewegt. Im Bereich vor der Kapillare wird das aufgeschmolzene Material verdrängt und fließt um die Kapillare herum.

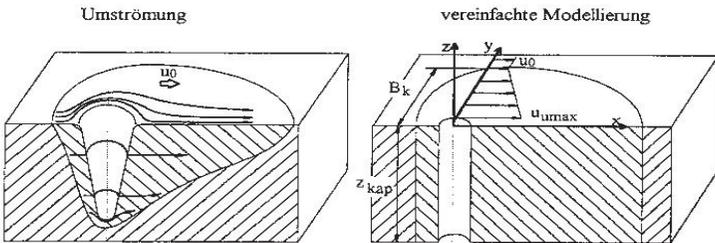


Bild 2.10: Kapillarumströmung und deren vereinfachte Modellierung nach [9].

Die Strömung wird dabei an der Grenzschicht zur Dampfkapillare als reibungsfrei, am Rand des Schmelzebades hingegen als reibungsbehaftet angenommen. Die lokale Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare $u_u(y)$, wie in Bild 2.10 dargestellt, ist abhängig von der Vorschubgeschwindigkeit u_0 , der Schmelzebadbreite B_k und dem Kapillarradius r_{kap} .

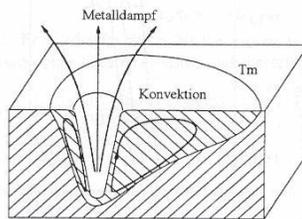


Bild 2.11: Strömung durch aus der Kapillare entweichenden Metalldampf und deren vereinfachte Modellierung nach [9].

Durch den aus der Dampfkapillare entweichenden Metalldampf kommt es im Bereich der Kapillarwandung durch Reibung zu einer Impulsübertragung auf die, die Kapillare umgebende, Schmelze. Dadurch wird die Schmelze in Richtung der Kapillaröffnung beschleunigt. An den Begrenzungen des Schmelzebades erfolgt jeweils eine Umlen-

kung der Strömung, so dass es zu einer zirkulierenden Strömung kommt. In Bild 2.11 ist der ausströmende Metall Dampf und die sich ergebende Strömung schematisch dargestellt.

Als letzte Strömung berücksichtigt [9] die oberflächennahe Strömung, dabei stellt der Grenzschichteffekt zwischen zwei Fluiden den Schmelzeantrieb dar. Bei reinen Metallschmelzen ist bis auf wenige Ausnahmen die Oberflächenspannung bei hohen Temperaturen geringer als bei niedrigen. Dieser sogenannte negative Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung beschleunigt die Schmelze vom heißen Bereich um die Kapillare hin zu den kühleren Randbereichen des Schmelzebades (Bild 2.12). Dieser Effekt wird auch als Marangoni-Effekt, die resultierende Strömung entsprechend als Marangoni-Strömung bezeichnet.

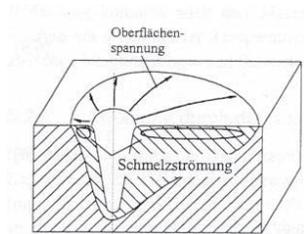


Bild 2.12: Strömung durch die Temperaturabhängigkeit des Oberflächenspannungskoeffizienten (Marangoni-Strömung) und deren vereinfachte Modellierung nach [9].

Durch den Einsatz von bestimmten Legierungen, Legierungselementen oder Prozessgasen kann ein positiver Temperaturkoeffizient erzielt werden. Dieser bewirkt, dass sich die Strömungsrichtung entsprechend dem Gradienten der Oberflächenspannung umkehrt und eine Schmelzströmung vom Rand des Schmelzebades zur Kapillare hin generiert wird [9, 29]. Unabhängig vom Gradienten der Oberflächenspannung erfolgt jeweils an den Begrenzungen des Schmelzebades eine Umlenkung der Strömung, so dass in beiden Fällen ein oberflächennaher Strömungswirbel entsteht.

Die sich aus den oben aufgeführten Strömungen ergebenden Strömungsfelder sind in Bild 2.13 dargestellt. Dabei ist die sich aus den Rechnungen ergebende Schmelzebadbegrenzung mittels einer Doppellinie eingezeichnet. Simulationsrechnungen von [30] und [31] führen dabei zu vergleichbaren Ergebnissen.

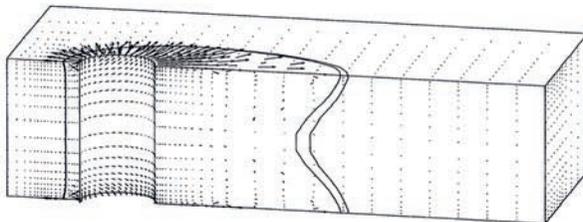


Bild 2.13: Strömungsvektoren und resultierende Schmelzebadbegrenzungen von Kapillarströmung, Dampfreibung und Marangoni-Strömung als drei Antriebskräfte für die Schmelzebadströmung nach [9].

2.2 Wirkungsgrade beim Tiefschweißen

Entscheidend für die Effizienz eines Laserschweißprozesses ist der Anteil der auftreffenden Laserstrahlung, der zum aufschmelzen des Werkstoffs umgesetzt wird und so zum Schmelzevolumen beiträgt. Ein Maß hierfür ist der sogenannte Prozesswirkungsgrad η_{pr} , der vom Einkoppelgrad η_A und vom thermischen Wirkungsgrad η_{th} abhängt.

Der Einkoppelgrad beschreibt dabei das Verhältnis der insgesamt in das Bauteil eingekoppelten Laserleistung, abzüglich der Energieverluste durch abströmenden Metallampf, Strahlung und Konvektion zur eingestrahltten Laserleistung. Durch die Mehrfachreflexion beim Tiefschweißen beträgt der Einkoppelgrad ein Vielfaches des Absorptionsgrades A , der die Absorption bei einmaligem Auftreffen der Laserstrahlung auf eine Oberfläche quantifiziert. Der Einkoppelgrad ist damit abhängig von den Werkstoffeigenschaften und der Kapillargeometrie.

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

Im Folgenden wird lediglich auf den Einkoppelgrad näher eingegangen.

Der Einkoppelgrad gibt den Teil der Laserleistung an, der für den Schweißprozess zur Verfügung steht. Mit dem Absorptionsgrad A wird die Absorption bei einmaligem Auftreffen der Strahlung auf eine Oberfläche bezeichnet. In Kapitel 2.1.1 wird auf das sich daraus ergebende Wärmeleitungsschweißen eingegangen. Aufgrund der einmali-

gen Wechselwirkung zwischen Laserstrahl und Materie ist hier der Einkoppelgrad η_A gleich dem Absorptionsgrad A zu setzen.

Beim Tiefschweißen dagegen ergibt sich aufgrund der Vielfachreflexionen innerhalb der Dampfkapillare der Einkoppelgrad als Summe der Einzelabsorptionen. Somit ist ein effizienter Schweißprozess nur im Bereich des Tiefschweißens möglich. Der Einkoppelgrad für eine kegelförmige Kapillare lässt sich nach [32] mit Hilfe von Gleichung (2.13) abschätzen.

$$\eta_A = A \cdot \frac{1 + (1 - A) \cdot \left[\frac{d_f}{2 \cdot t} - \left(\frac{d_f}{2 \cdot t} \right)^2 \right]}{A \cdot \left(1 - \frac{d_f}{2 \cdot t} \right) + \frac{d_f}{2 \cdot t}} \quad (2.13)$$

Der Einkoppelgrad ist also nicht nur von den Materialeigenschaften, sondern auch von der Kapillarform und damit vom sogenannten Aspektverhältnis

$$A_F = \frac{t}{d_f} \quad (2.14)$$

abhängig [33]. Dieses wird durch den Quotienten von Einschweißtiefe t und Fokusbildungsdurchmesser d_f gebildet. Das Aspektverhältnis A_F wird im Folgenden als Aspektverhältnis Fokus bezeichnet. Mit steigendem Aspektverhältnis steigt der Einkoppelgrad zunächst stark an und nähert sich dann asymptotisch der vollständigen Einkopplung an.

In Bild 2.14 ist der berechnete Einkoppelgrad für Stahl und Kupfer für einen Fokusbildungsdurchmesser von jeweils $d_f = 15 \mu\text{m}$ aufgetragen. Für den Absorptionsgrad werden die Werte bei Raumtemperatur aus Bild 2.1 verwendet. Ein steigender Einkoppelgrad ergibt sich für eine steigende Einschweißtiefe bei gleichbleibendem Fokusbildungsdurchmesser bzw. bei sinkendem Fokusbildungsdurchmesser und gleichbleibender Einschweißtiefe. Dies bedeutet, dass mit einem kleineren Fokusbildungsdurchmesser aufgrund einer besseren Fokussierbarkeit ein größerer Einkoppelgrad erreicht werden kann.

Bild 2.14 verdeutlicht, dass bei gleichem Aspektverhältnis bei Stahl aufgrund des im Vergleich zu Kupfer höheren Absorptionsgrades ein höherer Einkoppelgrad erzielt wird. Für reines Kupfer konnte in dieser Arbeit ein Aspektverhältnis Fokus von 85 experimentell realisiert werden. Nach Bild 2.14 ergibt sich somit ein Einkoppelgrad von etwa 90%.

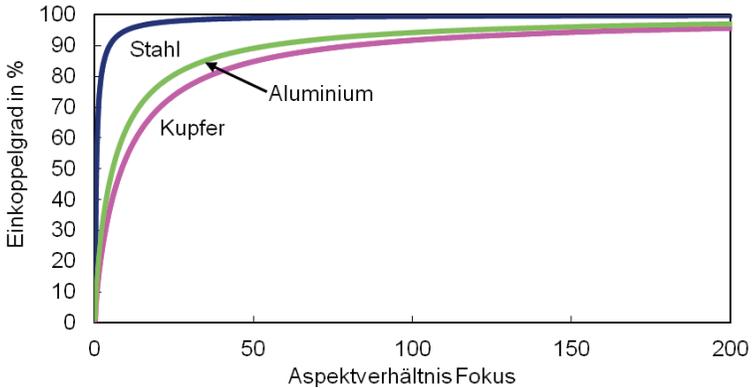


Bild 2.14: Berechneter Einkoppelgrad für $\lambda = 1 \mu\text{m}$ als Funktion des Aspektverhältnisses A_F (Kupfer: $A = 5 \%$, Aluminium: $A = 7 \%$, Stahl: $A = 37 \%$).

Des Weiteren wurde in [34] für etwas größere Fokusbereiche bei einem Aspektverhältnis von etwa 10 bis 12 ein Einkoppelgrad bei Stahl von etwa 90% und bei Aluminium von etwa 70-75% experimentell nachgewiesen.

2.3 Eigenspannungen und Verzug bei Stahlwerkstoffen

Eine Schrumpfung von Schweißnähten führt zu einer Maß- und Formänderung des Fügeteils oder zu Schweißspannungen, welche durch das Zusammenziehen des Schweißguts beim Abkühlen entstehen. Verstärkt wird diese Wirkung dadurch, dass zuvor beim Erwärmen des Schweißguts eine Behinderung durch den umgebenden kalten Werkstoff zu einer Stauchung geführt hat [35]. Beim Schweißen wird das Material lokal bis auf Schmelz- bzw. Verdampfungstemperatur erwärmt. Durch den Aufschmelzvorgang der Fügeflächen kommt es in Folge der anschließenden Erstarrung des Stahlwerkstoffs zu einer nicht lösbaren Verbindung. Durch die Wärmedehnung und die durch das Abkühlen bedingte Schrumpfung entstehen innere Kräfte und Spannungszustände, die - abhängig von der Geometrie und vom Werkstoff - vom Bauteil mit elastischer Dehnung bzw. Stauchung kompensiert werden können. Diese Spannungszustände können einachsig, zweiachsig oder dreiachsig sein. Weiterhin kann nach [36] eine Einteilung in Spannungszustände erster Ordnung (makroskopisch), zweiter Ordnung (im Bereich der Korngrößen) und dritter Ordnung (im Bereich der Kristallgitterstruktur) sinnvoll sein. Wird ein Metall von der flüssigen Phase bis auf

Raumtemperatur abgekühlt, so findet eine stetige Schwindung bis zur Erstarrungstemperatur statt. Bei Unterschreitung der Erstarrungstemperatur kommt es zu einer sprunghaften Schwindung, welche durch den Volumenunterschied zwischen Schmelze und festem Metall verursacht wird und aus der unterschiedlichen atomaren Packungsdichte resultiert. Unterhalb der Erstarrungstemperatur findet wiederum eine stetige Schrumpfung bis zum Erreichen der Raumtemperatur statt [37]. Diese Volumenkontraktionen führen zu Eigenspannungen im Bauteil bzw. zu Bauteilverzug, sobald die Spannungen die Fließgrenze überschreiten und in einer irreversiblen plastischen Verformung enden [38].

Metallische Werkstoffe neigen unter lokaler Wärmeeinbringung zur Gefügeumwandlung. In Folge dieser Gefügeumwandlungen kommt es ebenfalls zu thermischen Dehnungen bzw. Schrumpfungen. Dabei entstehende Eigenspannungen und Verzug werden neben den Werkstoffeigenschaften, der Art der Einspannung und der Bauteilgeometrie maßgeblich von den Prozessparametern wie der Streckenenergie, der Maximaltemperatur und dem örtlichen und zeitlichen Temperaturgradienten bestimmt. Im Folgenden werden die Mechanismen der Gefügeumwandlung und der thermischen Dehnung näher erläutert. Gefügeumwandlungen können auf verschiedene Ursachen zurückgeführt werden, zu denen unter anderem Alterungsprozesse, äußere Krafteinwirkungen und wärmeinduzierte Effekte gehören. Letztere sind beim Schweißprozess maßgeblich für die Verzugsentstehung verantwortlich.

Eine Art der Gefügeumwandlung stellt das Kriechen dar, welches eine plastische Verformung unter ruhender Last mit sich bringt. Diese Verformung ist temperatur-, spannungs-, zeit- und werkstoffabhängig. Sie findet meist oberhalb der Übergangstemperatur statt, welche die Grenztemperatur für thermisch aktivierte Bewegungen von Atomen innerhalb des Kristallgitters darstellt. Dieser Kriechvorgang führt zu einem Spannungsabfall im Werkstoff, welcher Relaxation genannt wird. Somit kann es unter der Einwirkung äußerer Kräfte im elastischen Bereich neben der plastischen irreversiblen und der elastischen reversiblen Verformung auch zu einer Relaxation kommen [39].

Wird ein Werkstoff bis zu einer Mindesttemperatur erwärmt, so kann es zu wärmeinduzierten Gefügeumwandlungen kommen. Ab dieser Mindesttemperatur beginnt sich die Kristallstruktur unmittelbar oder nach einem definierten Abkühlvorgang zu verändern. Zu den wärmeinduzierten Gefügeumwandlungen zählen unter anderem die Rekristallisation und die Martensitbildung in kohlenstoffhaltigen Stählen. Unter Rekristallisation versteht man den Abbau von Gitterfehlern in den Kristallen metallischer Werkstoffe. Zudem dient sie dem Abbau von Verfestigungen. Der Rekristallisationsvorgang wird hierbei durch ein Rekristallisationsglühen bei mindestens 40 % der

Schmelztemperatur hervorgerufen. Die Martensitbildung findet während eines raschen Abkühlvorganges statt. Dabei wandelt sich das kubisch-raumzentrierte Gitter des Austenits in ein kubisch-flächenzentriertes Gitter um. Durch die schnelle Abkühlung bleibt der im Austenit gelöste und diffundierte Kohlenstoff zwangsgelöst, was zu einer Verzerrung des kubisch-flächenzentrierten Gitters und somit zu einem Härteanstieg führt. Diese wärmeinduzierten Gefügewandlungen finden zum Teil bei Temperaturen weit unter der Schmelztemperatur statt, weshalb bei der Untersuchung des Verzugs beim Laserschweißen neben der Nahtfläche auch die Wärmeeinflusszone zu betrachten ist.

Unter der thermischen Dehnung versteht man die elastische reversible Längen- bzw. Volumenänderung eines Körpers mit der Anfangslänge l_0 , welche gemäß Gleichung (2.15) eine Proportionalität zur Temperaturdifferenz ΔT und zum Wärmeausdehnungskoeffizient α_w aufweist.

$$\Delta l = l_0 \cdot \alpha_w \cdot \Delta T. \quad (2.15)$$

Kommt es in einem Körper zu inhomogenen Wärmeausdehnungen in Folge von inhomogenen Temperaturverteilungen oder Werkstoffeigenschaften, können Spannungen auftreten. Diese Spannungen können wiederum zu lokalen, plastischen irreversiblen Verformungen des Materials führen. Die thermisch induzierten Spannungen können im Extremfall mit lokalen Festigkeitsverlusten in Folge des Aufschmelzvorgangs wechselwirken und dadurch Verzug hervorrufen. Wird ein Werkstoff daran gehindert, in Folge von Gefügewandlungen oder thermischer Dehnung seine Form oder sein Volumen zu ändern, kommt es zu Eigenspannungen.

Während des Schweißprozesses kommt es zu inhomogenen Temperaturverteilungen quer zur Vorschubrichtung. Der ungleichmäßige Temperaturverlauf führt zu unterschiedlichem Schrumpfbestreiben quer zur Vorschubrichtung. Das Schrumpfbestreiben ist im Bereich der Schweißnaht am größten und nimmt quer zur Vorschubrichtung nach außen hin stetig ab. Hieraus resultiert eine Schrumpfbegrenzung der schweißnahtnahen Bereiche längs zur Vorschubrichtung, wodurch nach der Abkühlung Zugspannungen im Bereich der Schweißnaht und Druckspannungen in den kalt gebliebenen Bereichen entstehen [39]. Längs der Vorschubrichtung ist der Temperaturverlauf relativ konstant, daher kommt es quer zur Vorschubrichtung zu keiner nennenswerten Schrumpfbegrenzung. Des Weiteren führen Blecheinspannungen zu Schrumpfbegrenzungen. Eine Einspannung des Blechs längs zur Vorschubrichtung würde somit eine Schrumpfbegrenzung quer zur Naht darstellen, woraus

wiederum Eigenspannungen quer zur Naht resultieren. Bild 2.15 verdeutlicht die Behinderung der Längsschrumpfung beim Abkühlen einer Schweißprobe eines Stumpfstoßes. Durch die unterschiedlichen Temperaturen unterscheidet sich das Schrumpfungsbestreben innerhalb des Bauteils stark. Die von der Schmelztemperatur herunterkühlenden Bereiche sind der größten Temperaturdifferenz ausgesetzt und haben so ein höheres Schrumpfungsbestreben (große Pfeile) als die Bereiche neben der Schmelzzone (kleine Pfeile). Durch die im Vergleich zur Nahtdimension große Probenbreite bleibt der überwiegende Probenteil „kalt“ und verhindert dadurch eine Maßänderung in Schweißrichtung. Hingegen wird die Querschrumpfung nicht behindert und es kommt zu einer Maßänderung Δx der Probenbreite.

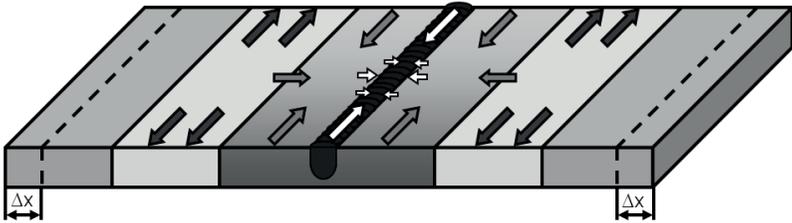


Bild 2.15: Schrupfungsbehinderung nach Abkühlen einer Schweißprobe.

Die Höhe der Eigenspannungen kann hierbei höchstens Werte bis zur Streckgrenze R_e erreichen, da bei Spannungen oberhalb dieser Grenze eine plastische Verformung stattfindet. Bei vielen Werkstoffen sinkt die Streckgrenze bei steigender Temperatur. Daher wird während des Abkühlvorgangs nach Schweißprozessen in der Regel diese Streckgrenze erreicht und eine lokale plastische Verformung hervorgerufen, obwohl die resultierenden Eigenspannungen bei Zimmertemperatur unterhalb der Streckgrenze liegen [40].

Wird die Einspannung nach Abschluss des Abkühlvorgangs gelöst, werden die aufgebauten Eigenspannungen abgebaut, indem die während der Einspannung unterdrückte Schrumpfung nun auftritt und elastische Verformungen abgebaut werden. Folglich kommt es zu einem Verzug des Bauteils [41]. Ein gleichzeitiges Auftreten von hohen Spannungen und starkem Verzug kann insbesondere bei komplexeren Bauteilen und Mehrlagenschweißungen aufgrund der Randbedingungen vorliegen [42].

Die dargestellten Modelle der Eigenspannungs- und Verzugsentstehung eignen sich primär für ein grundsätzliches Prozessverständnis. Eine genaue Berechnung des Bauteilzustandes nach dem Schweißprozess ist jedoch zum aktuellen Zeitpunkt noch nicht möglich, da der Prozess der Eigenspannungs- und Verzugsentstehung von vielen Ein-

flussfaktoren abhängig ist. Daher kann momentan bei Eigenspannungs- und Verzugsuntersuchungen nicht auf experimentelle Versuche verzichtet werden.

Im Vergleich zu anderen Schmelzschweißverfahren kommt es beim Laserstrahlschweißen nur zu einem relativ geringen Bauteilverzug [43, 44]. Ein positiver Aspekt hierfür ist, dass die Energie des Lasers lokal stark begrenzt eingebracht wird. Zusätzlich lässt ein hoher Prozesswirkungsgrad eine hohe Vorschubgeschwindigkeit zu, welche zu tiefen schlanken Schweißnahtgeometrien und somit zu kleinen Wärmeeinflusszonen führt. Die Maßhaltigkeit von Bauteilen und immer kleinere Toleranzen in der industriellen Anwendung machen jedoch auch für den Laserschweißprozess eine Prozessoptimierung notwendig. Aus diesem Grund sollen im Folgenden die simultane und homogene Wärmeeinbringung und im Anschluss daran die Möglichkeiten einer minimalen Wärmeeinbringung betrachtet werden.

2.3.1 Simultane Wärmeeinbringung zur Verzugsminimierung

Die homogene und simultane Energieeinbringung kann nach [45] durch eine Strahlaufteilung, ein quasisimultanes Scannerschweißen oder ein simultanes Schweißen unter Verwendung einer Ringoptik umgesetzt werden.

Bei der Strahlaufteilung wird simultan und symmetrisch geschweißt und der Energieeintrag damit homogenisiert. Diese Methode wird schon seit langem praktiziert, so wurden in [46] drei Schweißprozesse gleichzeitig eingesetzt um große Rundnähte konventionell verzugsarm zu schweißen. Für die Fertigung hoher Stückzahlen mit der Lasertechnik wird der Laserstrahl über eine Strahlweiche in Teilstrahlen aufgeteilt und auf das Werkstück geleitet. Dort treffen die fokussierten Strahlen simultan auf das Bauteil auf. Bei drei Strahlen ist für radiale Nähte dazu ein Strahlversatz von 120° zu wählen.

Beim quasisimultanen Scannerschweißen hingegen wird die Vorschubgeschwindigkeit einer Umlaufnaht so weit gesteigert, bis die komplette Naht aufgeschmolzen ist. Dadurch wird der Verzug des Bauteils aufgrund der gleichmäßigeren Erwärmung bzw. Abkühlung reduziert.

Beim simultanen Schweißen erzeugt eine Ringoptik mit Hilfe eines Axikons einen Hohlzylinderstrahl der auf das zu fügende Werkstück abgebildet wird. Mit einem Laserpuls <1 s wird die gesamte Fügezone simultan verschweißt. Sollen radiale Schweißnähte durchgeführt werden, kann der Strahl mittels eines Kegelspielgels auf das Werkstück geleitet werden.

2.3.2 Minimale Wärmeeinbringung zur Verzugsminimierung

Die Größe des Verzuges beziehungsweise die Höhe der Eigenspannungen korrelieren mit der in das Bauteil eingebrachten Wärme [47]. Aus diesem Grund wird nun versucht, die Wärmeeinbringung beim Schweißen möglichst klein zu halten. Für das Laserstrahlschweißen ergeben sich somit unterschiedliche Parameter, welche die Energieeinbringung in das Werkstück beeinflussen. Neben der Vorschubgeschwindigkeit und der Laserleistung spielen dabei die Abbildungsverhältnisse und die Strahleigenschaften eine entscheidende Rolle.

Beim Einzelpulsnahtschweißen wird der Bauteilverzug durch eine schnelle Energieeinbringung minimiert. Bekannt ist das Verfahren auch als SHADOW-Schweißen [48]. Dabei kann beispielsweise eine Ringnaht mittels eines einzigen Laserpulses und einer sehr hohen Vorschubgeschwindigkeit verzugsarm gefügt werden. Durch die hohen Geschwindigkeiten verringern sich dabei die Wärmeverluste welche vor allem durch Wärmeleitung in Bereiche des noch nicht erwärmten Materials abfließen und die den Prozesswirkungsgrad vergrößern [49].

Eine weitere Möglichkeit zur Reduktion der Energieeinbringung in das Bauteil ist der Einsatz von kleinen Fokusedurchmessern. Durch diese sehr kleinen Spotgrößen können sehr große Aspektverhältnisse realisiert werden. Diese meist schlanken Nähte bringen für eine gewünschte Einschweißtiefe eine sehr kleine Nahtfläche mit sich und führen zu reduzierten Eigenspannungen und kleineren Verzügen. In Kapitel 4 wird dieser Sachverhalt ausführlicher beleuchtet.

3 Verwendete Systemtechnik

3.1 Bearbeitungsstation

Bisher zur Verfügung stehende Linearachsmaschinen sind wegen ihrer relativ geringen Vorschubgeschwindigkeit und Wiederholgenauigkeit für das im Folgenden beschriebene Mikroschweißen mit hohen Geschwindigkeiten nicht geeignet. Aus diesem Grund wurde die Diagnostikanlage am IFSW konzipiert und gebaut. Ihr Vorteil liegt in einer maximalen Vorschubgeschwindigkeit von 100 m/min. Diese kann in einer Achsrichtung über einen Bereich von über 200 mm konstant gehalten werden. In Bild 3.1 ist die Linearachse mit Bearbeitungsoptik, Lichtleitkabel (LLK) und diversen Diagnostikgeräten schematisch dargestellt.

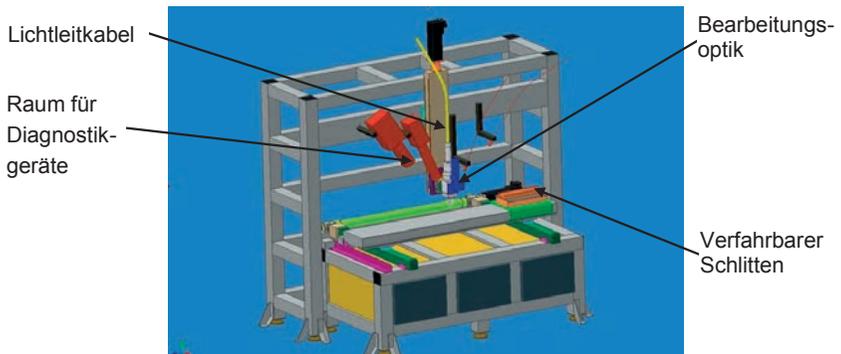


Bild 3.1: Schematischer Aufbau der Diagnostikanlage mit schneller Linearachse.

Bei diesen sehr hohen Vorschubgeschwindigkeiten können sich Verzögerungszeiten durch eine zwischengeschaltete, speicherprogrammierbare Steuerung (SPS) auf die Schweißnahtlänge auswirken. Daraus ergeben sich nicht reproduzierbare Positionen von Schweißnahtbeginn und Schweißnahtende. Dieses sogenannte Jitter-Problem wird umgangen, indem die Zuschaltung der Laserstrahlquelle direkt, also ohne SPS, mit einem analogen Spannungssignal vollzogen wird. Die Zuschaltung erfolgt dabei abhängig von der Position der schnellen x-Achse. Damit die tatsächliche Vorschubge-

schwindigkeit einer beliebigen Achsposition zugeordnet werden kann, ist die Anlage mit einem zuschaltbaren Softwaretool ausgestattet. Dieses ermöglicht die grafische Darstellung der Soll-/Ist-Geschwindigkeit und der daraus resultierenden Abweichung. In Bild 3.2 ist der Verlauf einer kompletten Anlagenbewegung für eine Schweißnaht widergegeben. Ausgelesen werden können dabei unter anderem die tatsächliche x-Position, diverse Ein- und Ausgänge sowie der eigentliche Bereich der Laserstrahlschweißung. In Bild 3.2 beschleunigt die Linearachse zunächst auf eine Geschwindigkeit von 100 m/min und die Schweißnaht wurde ausgeführt. Es folgt das Abbremsen und Zurückfahren der Anlage, welches hier mit einer Geschwindigkeit von 50 m/min durchgeführt wurde. Mit diesem Tool lässt sich einfach kontrollieren, ob die eingestellte Geschwindigkeit bei der jeweils programmierten Bahn auch tatsächlich erreicht wurde.

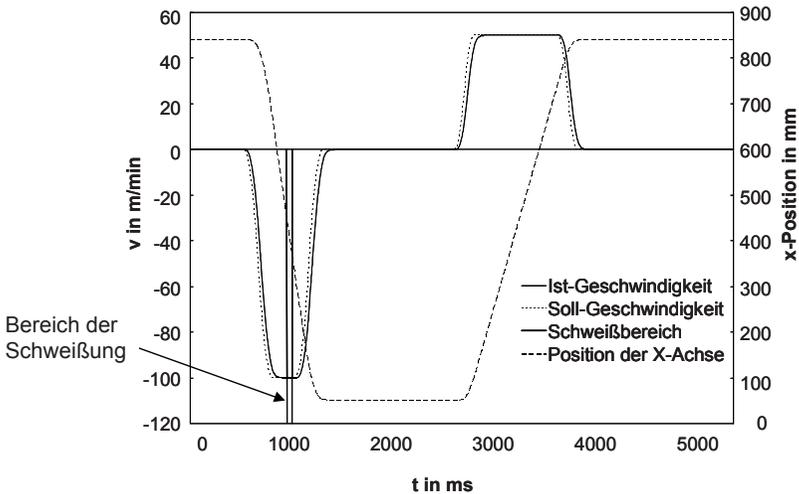


Bild 3.2: Geschwindigkeitsmessung mit Angabe von Soll- und Ist- Geschwindigkeit.

3.2 Spannmittelkonzeption

In Kapitel 2.1.2 wurden die Vorteile einer guten Strahlqualität aufgeführt. Einer davon ist die hohe Vorschubgeschwindigkeit, die mit der Bearbeitungsanlage aus Kapitel 3.1 erreicht werden kann. In einem weiteren Schritt muss nun die Voraussetzung für ein reproduzierbares und einfaches Bauteilhandling vor allem für die Bearbeitung von dünnen Materialien geschaffen werden. Da bisher verwendete und verfügbare Spann-

mittel nur bedingt für das Fügen dünner Materialstärken bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten einsetzbar sind.

Bei konventionellen Laserstrahlquellen ($M^2 \approx 30$) führt die Reduzierung des Fokussdurchmessers zu einer kürzeren Fokussierbrennweite, was mit einer kleineren Rayleighlänge einhergeht. Das erfordert eine hohe Ebenheit des Spannmittels bzw. des eingespannten Bauteils sowie eine sehr feine Justierbarkeit. Aus diesem Grund muss der Aufbau des neuen Spannmittels so konzipiert werden, dass der Abstand zwischen der Wechselwirkungszone und den krafteinleitenden Bauteilen des Spannmittels auf ein Minimum reduziert wird. Die kürzere Fokussierbrennweite bringt zudem einen kleineren freien Raum zwischen Fokussiereinheit und Werkstück mit sich, was sich in einer begrenzten, maximalen Aufbauhöhe des Spannmittels widerspiegelt. Das für das Schweißen mit hohen Geschwindigkeiten zu realisierende Spannmittel soll sowohl den konventionellen wie auch den Laserstrahlquellen höchster Strahlqualität gerecht werden, sowie reproduzierbare Versuche ermöglichen. Zusätzlich muss eine qualifizierte und aussagekräftige Prozesskontrolle bzw. Diagnose gewährleistet sein, welche einen sehr niedrigen Aufbau und relativ große Abstände der zu spannenden Elemente zum Schweißprozess bedingt.

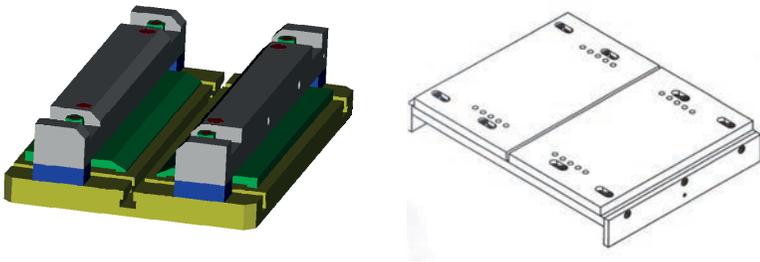


Bild 3.3: Links: konventionelles Spannmittel hoch aufbauend, für Dünnpblech ungeeignet. Rechts: optimierte, für Dünnpblech geeignete Grundplatte für Spannmittel links.

In Bild 3.3 ist auf der linken Seite ein für Dünnpblech ungeeignetes konventionelles Spannmittel abgebildet, welches sehr hoch aufbaut und Einschränkungen in der Prozessdiagnose mit sich bringt. Auf der rechten Seite ist eine erste Optimierungsstufe für ein Dünnpblechspannmittel dargestellt. Durch die modifizierte Grundplatte vergrößert sich die Auflagefläche der Schweißproben und die kleinen, dünnen Proben können gut flächig verspannt werden. Zum Verspannen müssen bei der erwähnten Ausbaustufe immer noch die pneumatisch hoch aufbauenden Spanner verwendet werden. Für die Beobachtung des Schweißprozesses beispielsweise durch Hochgeschwindigkeitskame-

ras stellt dies eine sehr große Einschränkung dar und ist daher für grundlegende Untersuchungen nur teilweise einsetzbar.

Abhilfe wurde mit der Neukonstruktion eines niedrig aufbauenden Magnetspannmittels geschaffen. Dazu wurden verschiedene Konzepte näher betrachtet, wie zum Beispiel Unterdruckspannmittel, Pneumatisches-, Elektromagnetisches- und Permanentmagnet-Spannmittel. Ausgewählt wurde ein Magnetspannmittel, da es keine mitzuführenden Zuleitungen benötigt und eine Spannkraft von bis zu 100 N/m^2 auf ferromagnetische Versuchsproben ermöglicht. Nicht magnetische Materialien können mit Hilfe eines magnetischen Oberbleches gespannt werden. Die Spannkraft kann durch das aufschrauben von vier Rändelschrauben erhöht werden, welche auf das Oberblech drücken. Dadurch kann ein eventuell auftretender Verzug während des Schweißvorgangs reduziert werden. Damit die aus einem Teil bestehende Permanentmagnetplatte für Durchschweißungen verwendet werden kann, wurde eine Nut in die Oberseite der Permanentmagnetplatte eingefräst. Diese ist $1,5 \text{ mm}$ breit und 4 mm tief, was der maximalen bzw. abnutzbaren Tiefe der Magnetspannplatte entspricht. Eine tiefere Nut würde zur Zerstörung der Magnetspannplatte führen. Das komplette Magnetspannmittel ist in Bild 3.4 dargestellt.

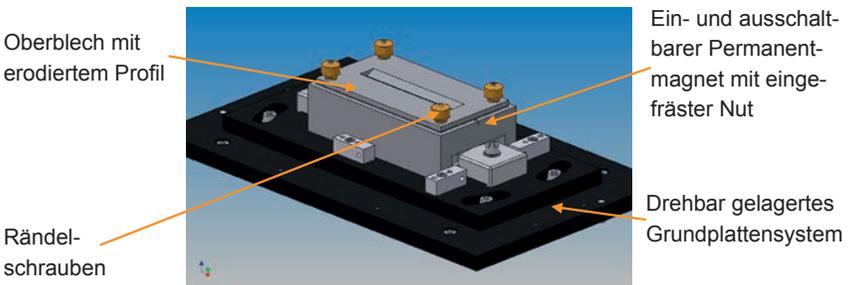


Bild 3.4: Niedrigaufbauendes Magnetspannmittel mit Grundplatte und Oberblech.

Das niedrig aufbauende Spannmittel ist optimal für den Einsatz von Hochgeschwindigkeitskameras geeignet. Es ermöglicht die Realisierung von sehr flachen Beobachtungswinkeln und ist für Grundlagenuntersuchungen uneingeschränkt verwendbar.

Bereits erwähnt wurde, dass eine feine Justierbarkeit des Spannmittels erforderlich ist. Dazu wurden zwei um einen Messingbolzen drehbare Grundplatten (vgl. Bild 3.5 links) konstruiert, gefertigt und eloxiert. Ebenfalls sind die beiden Niederhalter und die Anschläge für die Permanentmagnetspannplatte in Bild 3.5 zu erkennen, welche ein reproduzierbares einsetzen der Permanentmagnetspannplatte gewährleisten.

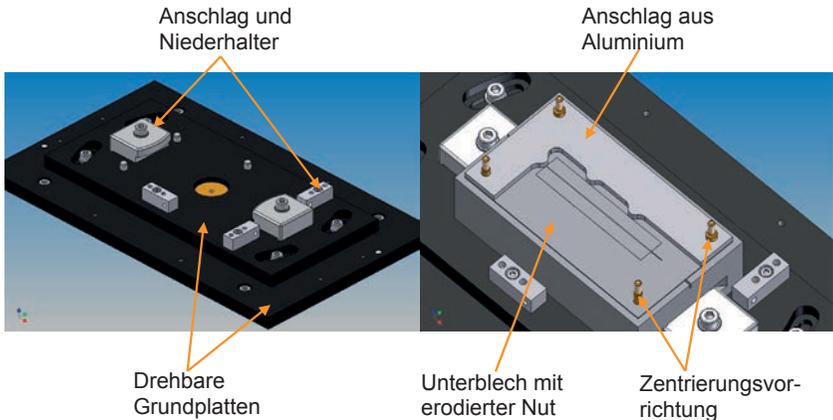


Bild 3.5: Links: drehbare Grundplatten für optimale Ausrichtung des Permanentmagneten. Rechts: Magnetspannmittel mit Unterblech und Aluminiumanschlag.

Rechts in Bild 3.5 ist ein Aluminiumanschlag für das reproduzierbare Einlegen von Versuchsproben dargestellt, welcher nach dem Einlegen des Probenmaterials und Einschalten des Permanentmagneten mit Hilfe eines Inbusschlüssels, wieder entfernt wird. Zusätzlich kann auf den Permanentmagneten ein Unterblech mit unterschiedlich großen erodierten Aussparungen eingesetzt werden. Dieses beeinflusst über die Auflagefläche den Wärmeabfluss der Schweißproben. Zusätzlich schützt dieses Unterblech den Permanentmagneten vor Verschmutzung. Die Größe der Versuchsproben wurde auf 20 x 100 mm festgelegt und ist in Bild 3.5 auf dem Unterblech als Rahmen erkennbar. Die Probengeometrie kann dabei einfach durch Änderungen bzw. Austausch des Anschlages angepasst werden.

3.3 Verwendete Strahlquellen

In diesem Kapitel werden die in dieser Arbeit verwendeten Laserstrahlquellen kurz vorgestellt. Zum Einsatz kamen Scheibenlaser, ein Faserlaser und ein frequenzverdoppelter Scheibenlaser. Die Entwicklung von Scheiben- und Faserlaser beruht auf zwei unterschiedlichen Ansätzen zur Kühlung des laseraktiven Mediums.

In Tabelle 3.1 sind die Spezifikationen der verwendeten Laserstrahlquellen zusammengestellt.

| | TruDisk 5001 (Scheibenlaser) | TruDisk 1000 (Scheibenlaser) | YLR-1000-SM (Faserlaser) | Prototyp (frequenzverdoppelter Scheibenlaser) |
|---|--|--|------------------------------------|--|
| Wellenlänge in nm | 1030 | 1030 | 1070 | 515 |
| Leistungsbereich in W | 50 - 5000 | 10 - 1000 | 10 - 1000 | 1 - 100 |
| Beugungsmaßzahl nach Faser | ~ 15 | ~ 7 | ~ 1,2 | ~ 1,1 |
| Transportfaser in μm | 100 | 50 | 14 | Freistrahler |
| Polarisation | zufällig | zufällig | zufällig | linear |
| Numerische Apertur (NA) | ~ 0,1 | ~ 0,1 | ~ 0,05 | - |
| Material des LAM | Yb-YAG | Yb-YAG | Yt-YAG | Yb-YAG |
| Hersteller | Trumpf | Trumpf | IPG | Trumpf |

Tabelle 3.1: Spezifikationen der verwendeten Laserstrahlquellen.

Im Folgenden soll lediglich der Prototyp des frequenzverdoppelten Scheibenlasers näher betrachtet werden. Die Frequenzverdopplung wird mit Hilfe eines Lithiumtriborate (LBO)-Kristalls erreicht. Der nichtlineare Kristall wird temperaturgesteuert betrieben und erreicht seine optimale Konversionseffizienz bei einer LOB-Temperatur von 135°C. Bei einer Bestrahlungswellenlänge von 1030 nm wird eine Wellenlänge von 515 nm erzeugt. Im Prototypenstatus wird wie links in Bild 3.6 ersichtlich, ein Freistrahler aus der Laserstrahlquelle mit einem Durchmesser von etwa 5 mm ausgekoppelt und über ein Spiegelsystem und eine Fokussierlinse auf dem Werkstück abgebildet.

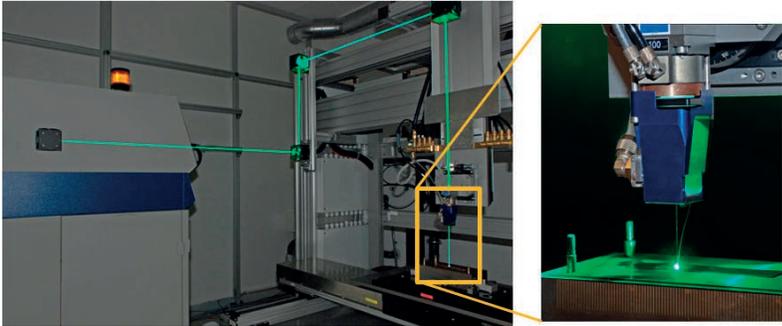
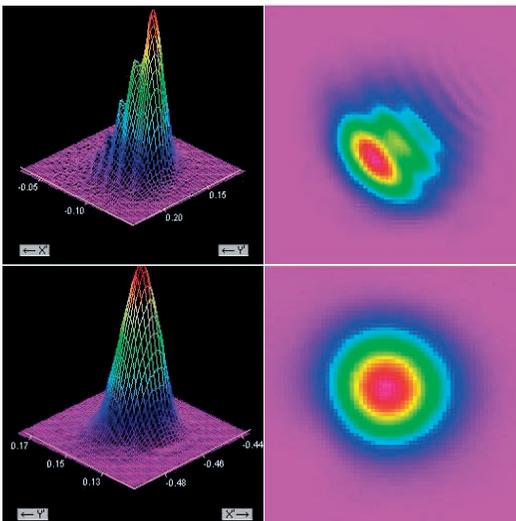


Bild 3.6: Links: Freistrahlführung des frequenzverdoppelten Scheibenlasers;
Rechts: Wechselwirkungszone grüner Laser mit aufsteigender Rauchsäule.

Auf der rechten Seite in Bild 3.6 ist die Wechselwirkung des „grünen“ Laserstrahls mit einer Kupferprobe dargestellt. Ebenfalls zu erkennen ist der aufsteigende Metallrauch, welcher durch Absorptions- und Streueffekte das Prozessergebnis beeinflusst.

Oben in Bild 3.7 ist die Intensitätsverteilung des fokussierten Laserstrahls dargestellt, bei welcher der Rohstrahl im Randbereich des Spiegels auftrifft. Eine optimale Justierung ist die Grundvoraussetzung für eine gute Strahlqualität auf dem Werkstück.



Intensitätsverteilung
des Laserstrahls, bei
nicht mittigem Auf-
treffen auf die Spie-
gel.

Intensitätsverteilung
des Laserstrahls
nach Optimierung
der Freistrahlfüh-
rung.

Bild 3.7: Intensitätsverteilung des „grünen“ Laserstrahls vor und nach Optimierung.

3.4 Strahldiagnostik zur Werkzeugcharakterisierung

Für reproduzierbare Versuche ist die Kenntnis des Werkzeuges eine wichtige Voraussetzung. Mit den neuentwickelten Laserstrahlquellen werden sehr niedrige Beugungsmaßzahlen von $M^2 < 10$ bis hinunter zur Beugungsgrenze ($M^2 = 1$) erreicht. Für die Materialbearbeitung muss die Laserstrahlung nach dem Austritt aus dem Lichtleitkabel durch ein optisches Abbildungssystem geführt werden, damit sie auf dem Werkstück fokussiert werden kann. Durch die sehr hohen Intensitäten treten in den beschichteten Linsen thermische Effekte auf, welche einerseits zu einer schlechteren Strahlqualität und somit direkt zu einem größeren Fokusedurchmesser auf dem Werkstück führen. Die Intensitätsabnahme auf dem Werkstück wird andererseits verstärkt durch eine Verschiebung der Fokusslage, dem thermisch induzierten Fokus-Shift [50, 51, 52, 53, 54]. Beide Effekte können so stark ausgeprägt sein, dass ein stabiler Schweißprozess unmöglich ist. Im Folgenden werden zwei Messprinzipien vorgestellt, die zum einen die Strahlkaustik im stationären Zustand nach einigen Minuten Einstrahlzeit und zum anderen die zeitliche Veränderung nach dem Einschaltvorgang wiedergeben.

3.4.1 Ermittlung absoluter Messwerte im stationären Zustand

Gegenstand der Messungen ist eine Bewertung des thermisch verursachten Einflusses der Bearbeitungsoptik auf den Laserstrahl. Dabei ist zu berücksichtigen, dass die Optik bei fasergeführten Systemen aus mindestens zwei Komponenten besteht: aus einer Kollimationslinse und einer Fokussierlinse. Die meisten Laserbearbeitungsköpfe sind modular aufgebaut, so dass mit verschiedenen Linsen unterschiedliche Konfigurationen realisierbar sind. Bild 3.8 verdeutlicht, dass neben den beiden genannten Linsen in den meisten Fällen noch ein Strahlteiler für die Auskopplung von Prozessemissionen zur Prozessüberwachung sowie ein Schutzglas, welches die Fokussierlinse vor Verunreinigung schützt, in der Bearbeitungsoptik verbaut sind. Messungen zeigen, dass jedes Element im Strahlengang thermische Effekte mit sich bringt, welche sich aufaddieren können.

Eine sehr hohe Strahlqualität, welche durch ein gaußähnliches Intensitätsprofil charakterisiert wird, bringt eine maximale Leistungsdichte, die fast doppelt so hoch wie bei Tophat-Profilen ist, mit sich. Die kleinen numerischen Aperturen und kurze Kollimationsbrennweiten führen zudem zu einem kleinen Strahldurchmesser auf den optischen Elementen, so dass die lokale Intensität und somit die thermische Belastung verstärkt wird.

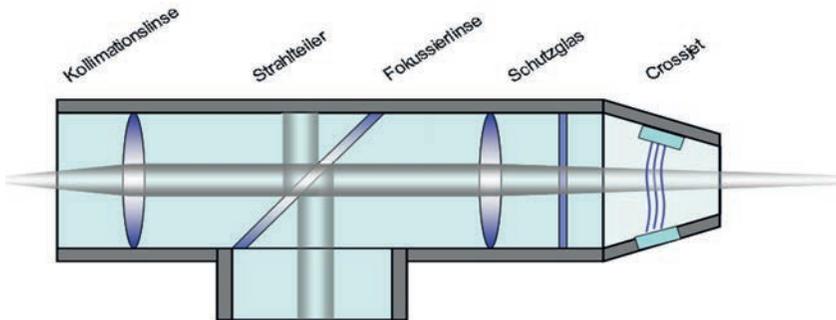


Bild 3.8: Optische Elemente im Strahlengang.

Messungen der Strahlqualität zeigen, dass das Strahlprofil direkt nach der Transportfaser des Lasers nicht mit unveränderter Qualität auf dem Werkstück abgebildet wird. In Bild 3.9 sind zwei Intensitätsverteilungen in der Fokusebene dargestellt. Links das Intensitätsprofil vor der Optik und rechts das danach.



Bild 3.9: Intensitätsverteilung eines Singlemode-Faserlasers in der Fokusebene links nach der Faser $M^2 = 1,2$ und rechts nach einer nicht geeigneten Fokussieroptik $M^2 = 3,4$.

Die folgenden Messungen wurden mit einem HighPower-MicroSpotMonitor der Firma Primes durchgeführt, da dieser Strahlen mit einem Durchmesser von minimal $1\ \mu\text{m}$ vermessen kann. Durch geeignete Abschwächung ist dies auch bei sehr hohen Leistungsdichten im Fokus möglich. Das Gerät bildet über ein Messobjektiv die Leistungsdichteverteilung in mehreren Messebenen auf einem CCD-Chip ab. Bild 3.10 zeigt auf der linken Seite das kamerabasierte Strahldiagnostiksystem, welches mit Hilfe zweier Drehspindeln die Messebenen in z-Richtung abfahren kann. Das Messobjektiv wird mit sauberer Luft umströmt, so dass eine Ablagerung von Schmutzpartikeln weitgehend vermieden wird. Auf der rechten Seite in Bild 3.10 ist schematisch die Strahlführung des Gerätes abgebildet. Der von oben einfallende Strahl wird mit

Hilfe eines Strahlteilers aufgeteilt. Ein Bruchteil der Laserstrahlung wird dabei über Spiegel durch ein Filtrerrad auf den CCD-Chip geführt. Der restliche Teil des Strahles wird in einen wassergekühlten Absorber geleitet.

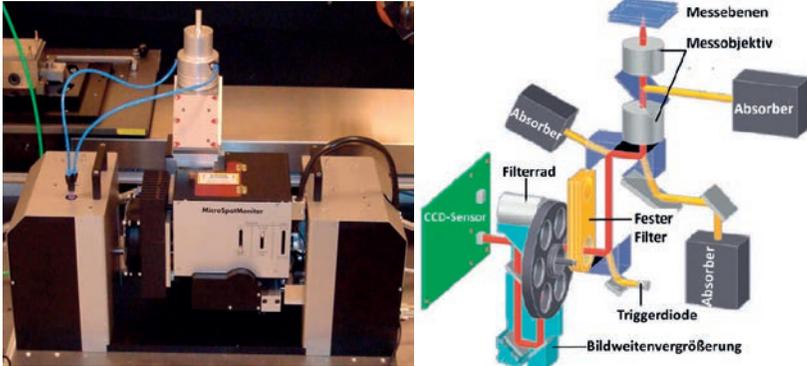


Bild 3.10: Links: HighPower-MicroSpotMonitor mit zwei Drehspindeln.
Rechts: schematische Strahlführung mit Absorber, Filtrerrad und Sensor [55].

Bereits erwähnt wurde, dass jedes Element im Strahlengang thermische Effekte mit sich bringt. Dies trifft natürlich auch auf der Messeite zu. Solange keine Verunreinigungen auf das Schutzglas bzw. Messobjektiv gelangen ist von einem vernachlässigbar kleinen Einfluss auf die Messergebnisse auszugehen. Daher muss während der Messung eine ständige Kontrolle auf etwaige Verunreinigungen erfolgen.

Die durchgeführten Messungen entsprechen der ISO Norm 11146. Die Norm gibt vor, dass zur Ermittlung der Strahlkaustik der Strahldurchmesser an mindestens zehn Stellen gemessen werden muss. In Bild 3.11 ist eine normgerechte Messung dargestellt.

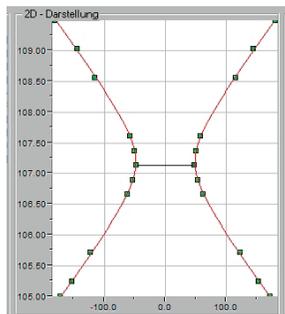


Bild 3.11: Normgerechte Messung einer Strahlkaustik nach ISO Norm 11146.

Für eine normkonforme Darstellung ist dabei die Hälfte der Messungen innerhalb einer Rayleighlänge um die Strahltaile durchzuführen. Die zweite Hälfte der Messungen ist in größerer Entfernung als der doppelten Rayleighlänge von der Strahltaile zu bestimmen. In der in Bild 3.11 dargestellten Messung wurden aus Gründen der Symmetrie sechs Messungen im Fernfeld durchgeführt.

Um die von den thermischen Effekten in der Optik verursachten Veränderungen von den leistungsabhängigen Eigenschaften des von der Strahlquelle kommenden Strahls zu unterscheiden wurde der Laserstrahl wie in Bild 3.12 dargestellt zuerst nach der Transportfaser und im Anschluss daran nach der Bearbeitungsoptik vermessen. Es wird deutlich, dass der starke Anstieg der Beugungsmaßzahl und des Divergenzwinkels bis zu einer Leistung von etwa 1000 W auf die Strahlquelle zurückzuführen ist.

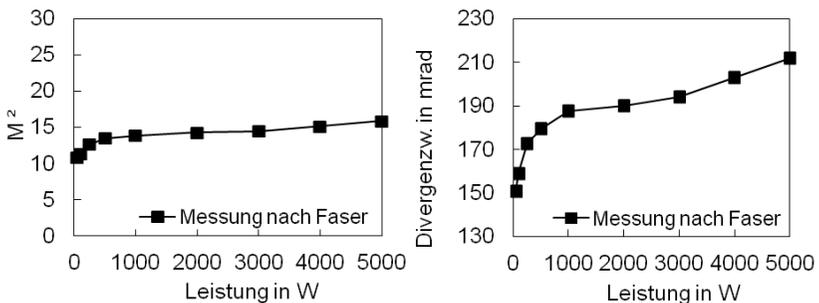


Bild 3.12: Vermessung nach der Transportfaser (ohne Optik); Links: Beugungsmaßzahl (M^2) über der Laserleistung; Rechts: Divergenzwinkel über der Laserleistung.

Im Folgenden werden Messungen mit drei unterschiedlichen Optiken mit dem selben Abbildungsverhältnis (1:1) und unter Einsatz derselben Laserstrahlquelle, einem Scheibenlaser TruDisk 5001 (siehe Tabelle 3.1), verglichen. Alle Optiken sind vom selben Hersteller. Der Unterschied besteht darin, dass diese zu unterschiedlichen Zeitpunkten beschafft wurden, unterschiedlich stark verschmutzt waren und aus unterschiedlichen Linsenmaterialien gefertigt wurden, wozu aber seitens des Herstellers keine weiteren Informationen zu bekommen waren.

Die Messergebnisse sind in Bild 3.13 dargestellt. Auf der linken Seite ist die Beugungsmaßzahl über der Laserleistung dargestellt.

Für Optik 1 wurde ein maximaler Wert von über $M^2 = 27$ gemessen. Optik 2 und 3 wiesen bessere Werte auf. Die Beugungsmaßzahl von Optik 3 lag bei 5000 W bei ungefähr 15. Der Zusammenhang von Beugungsmaßzahl, Divergenzwinkel und Fokus-

durchmesser (Strahltaile) nach Formel (2.10) zeigt sich rechts in Bild 3.13, dort geht die Zunahme des Fokusbereichs bei Optik 1 und 2 mit der Zunahme der Beugungsmaßzahl einher. Bei Optik 3 konnte keine nennenswerte Zunahme des Fokusbereichs gemessen werden, obwohl auch hier ein Anstieg der Beugungsmaßzahl vorliegt. Eine Erklärung dafür könnte der bei dieser Optik gemessene starke Anstieg des Divergenzwinkels sein. Dabei bleibt nach Formel (2.10) der Fokusbereich unverändert wenn die Beugungsmaßzahl und der Divergenzwinkel im selben Maße zunehmen.

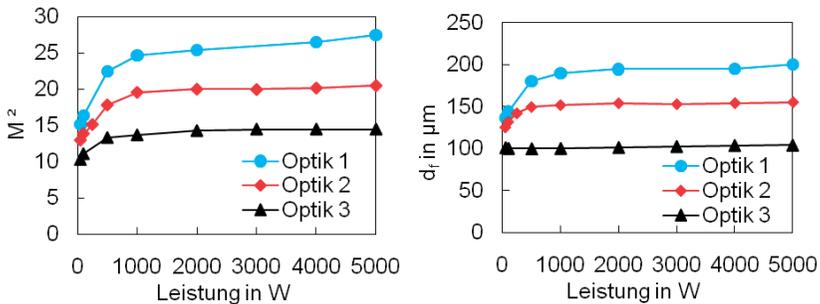


Bild 3.13: Links: Beugungsmaßzahl (M^2) über der Laserleistung;
Rechts: Fokusbereich (d_f) über der Laserleistung.

Für die Materialbearbeitung ist die Intensität die entscheidende Größe, so führt der etwa doppelt so große Fokusbereich bei 5000 W von Optik 1 im Vergleich zu Optik 3 (vgl. Bild 3.13) zu einem Intensitätsabfall um Faktor vier. Für die Intensität auf dem Werkstück spielt aber nicht die Strahltaile sondern der tatsächlich auf das Werkstück auftreffende Strahldurchmesser, im Folgenden als Brennfleckdurchmesser bezeichnet, die maßgebliche Rolle. Ein sich einstellender Fokus-Shift führt dabei zu einem größeren Brennfleckdurchmesser auf dem Werkstück. Dabei kommt es mit steigender Laserleistung zu einer Verschiebung der Fokusslage entlang der z-Achse. Ursache für die Verschiebung und Änderung der Strahlkaustik ist die Beeinträchtigung der optischen Komponenten bei hoher Leistungsdichte. Es kommt zu einer Verformung und zu einer Änderung des Brechungsindex. Beide Effekte führen bei transmissiven Optiken in der Regel ($dn/dT > 0$) zu einer Verkürzung der Fokussierbrennweite, so dass keine Kompensation, sondern eine Verstärkung der beiden Effekte miteinander stattfindet. Der Fokus-Shift ist dabei proportional zum Quadrat der optischen Vergrößerung des Linsensystems.

Damit Optiken mit unterschiedlichen Abbildungsmaßstäben besser verglichen werden können, wird der normierte Fokus-Shift $\Delta\tilde{z}$ eingeführt. Dabei wird wie in Gleichung (3.1) dargestellt die Verschiebung Δz entlang der z-Achse mit der nach Formel (2.11) errechneten Rayleighlänge z_R normiert zu $\Delta\tilde{z}$. Der normierte Fokus-Shift $\Delta\tilde{z}$ ist für dieselbe Optik auch bei unterschiedlicher Konfiguration in etwa konstant. Für den vorliegenden Fall ergibt sich nach Gleichung (2.11) eine Rayleighlänge von etwa 0,5 mm. ($\lambda = 1030$ nm; $d_f = 100$ μ m; $M^2 = 15$).

$$\Delta\tilde{z} = \frac{\Delta z}{z_R} \quad (3.1)$$

In Bild 3.14 ist der normierte Fokus-Shift über der Laserleistung für drei Optiken aufgetragen. Der Fokus-Shift nimmt mit steigender Laserleistung stetig zu. Die Brennweitenverkürzung für Optik 1 und Optik 2 nimmt bei der maximalen Laserleistung Werte von etwa zwei Rayleighlängen an, was nach Gleichung (2.12) zu mehr als einer Verdoppelung des Brennfleckdurchmessers auf dem Werkstück führt. Im Gegensatz dazu shiftet Optik 3 bei 5000 W „nur“ um etwa 40% einer Rayleighlänge.

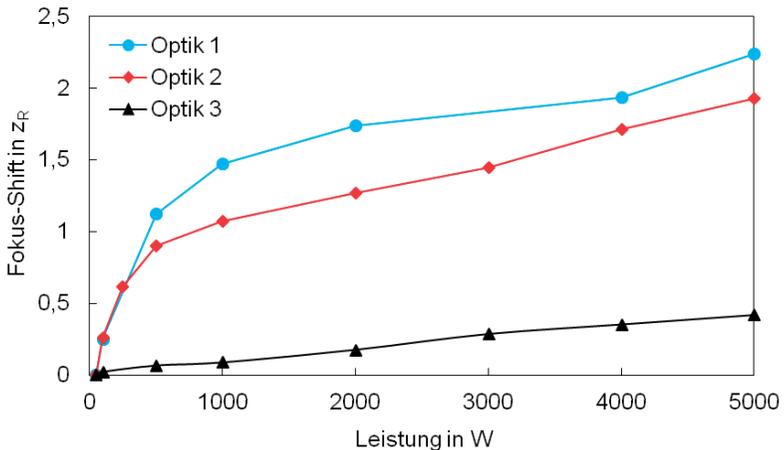


Bild 3.14: Fokus-Shift mit der Rayleighlänge normiert über der Laserleistung.

Für die Materialbearbeitung ist ein Fokus-Shift besonders dann kritisch, wenn der Fokus durch die Verschiebung außerhalb einer Rayleighlänge liegt, da hier in den meisten Fällen nicht nur die Intensität auf unter die Hälfte abfällt, sondern sich auch das Intensitätsprofil deutlich ändert und sich so Nachteile für die Materialbearbeitung

ergeben können. Für die Intensität ist nicht nur der sich auf dem Werkstück einstellende Brennfleckdurchmesser entscheidend, sondern auch die am Werkstück auftreffende Laserleistung. Dieser Leistungswert weicht von der am Laser eingestellten Leistung ab. Aus diesem Grund wurden Leistungsmessungen durchgeführt und Leistungsverluste in der Optik quantifiziert. Dazu wurde mit Hilfe eines Leistungsmessgerätes die Leistung direkt nach der Faser, also ohne Optik, und zusätzlich nach Optik 1 gemessen. Hierzu wurde Optik 1 stellvertretend für die anderen Optikkonfigurationen gewählt, da mit dieser Optik die schlechtesten Werte gemessen wurden.

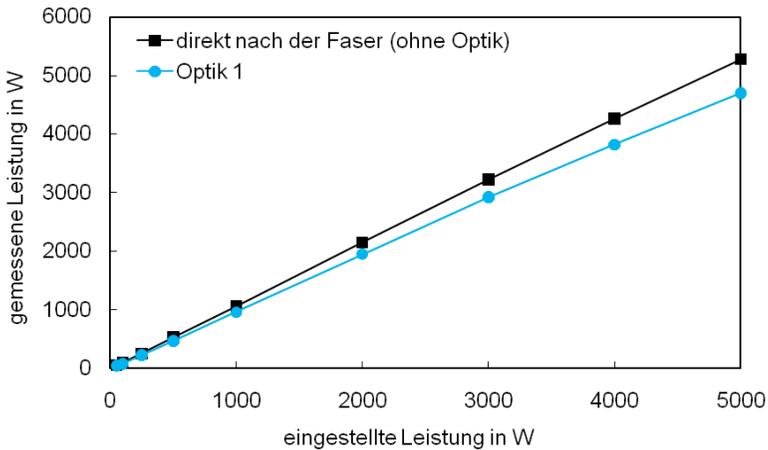


Bild 3.15: Gemessene Leistung über der eingestellten Leistung nach der Transportfaser und nach einer Optik.

In Bild 3.15 zeigen die Messungen nach der Faser, dass durchweg ein höherer Wert als am Laser eingestellt gemessen werden konnte. Erklärt wird dies dadurch, dass der Hersteller der Laserstrahlquelle Leistungsverluste in den Optiken bereits mit einkalkuliert, so dass die tatsächlichen Werte etwa 5 % über den eingestellten Werten liegen. Die Messungen nach der Optik weisen durchweg niedrigere Werte auf, als die am Laser eingestellten. Für Optik 1 belegen die Messwerte, dass bis zu 10 % der Leistung in der Optik absorbiert werden. Die dabei entstehende Wärme wird über das Kühlsystem der Optik abgeführt. Gleichzeitig erklärt der hohe Leistungsverlust auch das schlechte Abschneiden der Optik 1 bei der Strahlvermessung.

In Bild 3.16 sind für die vermessenen Optiken die am Werkstück ankommenden Intensitäten dargestellt. Dabei werden die Leistungsverluste durch die Optik, der sich einstellende stationäre Fokus-Shift und die durch die verminderte Strahlqualität vergrößert

Berten minimalen Fokusdurchmesser berücksichtigt. Als Vergleichswert ist die auf dem Werkstück ohne Störungen zu erwartende Intensität dargestellt. Optik 3 erreicht bei einer eingestellten Leistung von 5000 W die besten Werte. Diese liegen hier etwas über 50.000 kW/cm^2 anstelle den erwarteten 64.000 kW/cm^2 , also bei etwas unter 80 % vom idealen Wert. Optik 1 hingegen kommt nur auf 7.900 kW/cm^2 was gerade 12 % der erwarteten Intensität am Werkstück entspricht. Mit diesen Werten lässt sich kein stabiler Prozess etablieren, wie in Kapitel 3.4.3 noch gezeigt werden wird.

Der Einfluss der Optik ist deswegen nicht vorhersehbar, weil verschiedene Linsensysteme und Materialien unterschiedlich auf die hohe Leistungsdichte reagieren. Dazu gibt es im Regelfall auch keine ausreichenden Informationen von den Herstellern. Zusätzlich sind die Optiken unterschiedlich starken Umwelteinflüssen ausgesetzt, was zu nicht vorhersehbaren Verschmutzungen der optischen Elemente führen kann. Somit ist eine Werkzeugvermessung vor Versuchsbeginn von großer Wichtigkeit. Besonders ist bei der Verwendung älterer Optiken darauf zu achten, dass diese auch für beugungsbegrenzte Laserstrahlung geeignet sind.

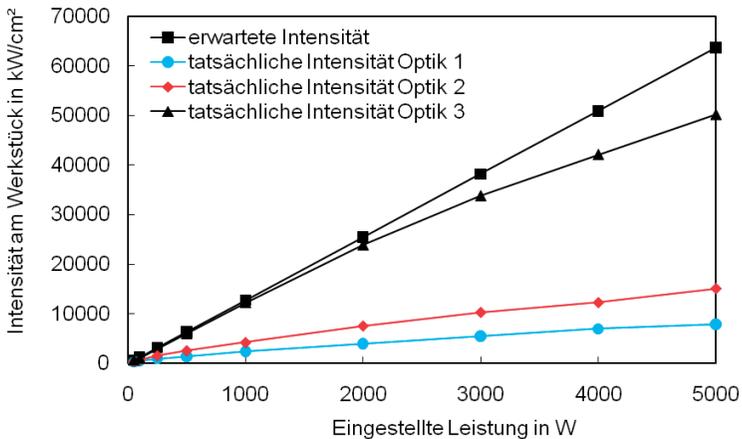


Bild 3.16: Am Werkstück erwartete und ankommende Intensität verschiedener Optiken über der eingestellten Laserleistung.

Wie in Bild 3.8 dargestellt stehen verschiedene optische Elemente im Strahlengang. Messungen der Strahlparameter nach der Schweißoptik bei Verwendung unterschiedlicher Schutzgläser zeigen den Einfluss auf die Strahlqualität. Es wird deutlich, dass der Fokus-Shift wie auch die Fokusdurchmesservergrößerung stark von der Laserleistung, dem Schutzglasstyp und von der Schutzglasverschmutzung abhängt. Bei einer Untersuchung mit dem bloßen Auge waren dabei das neue und das gebrauchte Schutzglas

nicht voneinander zu unterscheiden. Für konstante Produktionsbedingungen müssen die eingesetzten Schutzgläser geprüft werden. Sie können vor dem Gebrauch mit optischen Hilfsmitteln, beispielsweise mit geeigneter Beleuchtung, überprüft werden, oder mit der gesamten Optik vermessen werden. Da mit dem Auge nicht sichtbare Verschmutzungen die Strahlqualität maßgeblich beeinflussen können, müssen während der laufenden Produktion entweder die Strahlqualität oder das Schutzglas und alle optischen Komponenten kontinuierlich überwacht werden.

Bisher wurden Laserleistungen von einigen Kilowatt betrachtet, welche für die Materialbearbeitung durchaus üblich sind. Bild 3.17 belegt, dass sich ein gravierender Fokus-Shift auch bereits bei einer „grünen“ Laserstrahlquelle (siehe Tabelle 3.1) mit einer maximalen Ausgangsleistung von $P = 100$ W einstellt. Vermessen wurden unterschiedliche neue und saubere Linsen, welche laut Hersteller für einen grünen Laserstrahl im Dauerstrichbetrieb mit der genannten Leistung geeignet sein sollten. Die Ergebnisse zeigen bei einer vermessenen Linse einen Fokus-Shift von fast 14 Rayleighlängen auf. Für den Einsatz dieser bisher nicht verfügbaren Strahlquellen fehlen Erfahrungswerte wie sich Verschmutzungen auf die Intensitätsverteilung auswirken. Daher müssen Strahlvermessungen durchgeführt werden, denn nur so kann die auf dem Werkstück auftreffende Intensitätsverteilung charakterisiert werden.

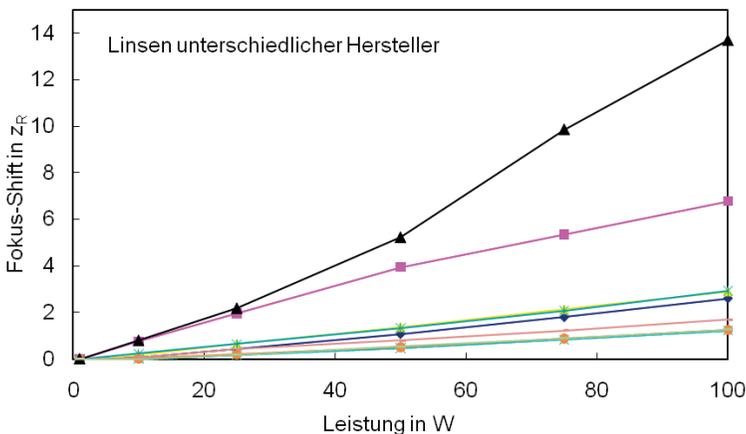


Bild 3.17: Vermessung des Fokus-Shifts für verschiedene Linsen über der Leistung für einen frequenzverdoppelten Scheibenlaser ($M^2 \approx 1.1$; $\lambda = 515$ nm).

Allgemein zeigt sich, dass vor allem gaußähnliche Intensitätsverteilungen, also Beugungsmaßzahlen nahe eins, zu großen thermischen Effekten führen können. Kenntnis-

se über die am Werkstück ankommende Strahlqualität sind somit für einen stabilen Prozess eine elementare Voraussetzung, denn nur so kann durch eine entsprechende Strahlvermessung eine geeignete Optik ausgewählt werden.

3.4.2 Ermittlung des Fokus-Shifts in Abhängigkeit von der Zeit

In Kapitel 3.4.1 wurde der Fokus-Shift gemessen wie er sich nach mehreren Minuten Einstrahlzeit einstellt. Im Folgenden soll der sich einstellende Fokus-Shift zeitlich erfasst werden. Dazu wurde ein Primes FocusMonitor FM-120 verwendet. Dieser ist in Bild 3.18 dargestellt. Das Gerät ist mit einer integrierten z-Achse mit einem Verfahrweg von 120 mm ausgestattet und ermöglicht damit vollautomatische Kaustikmessungen. In der, um die z-Achse des Geräts, rotierenden Messnadel befindet sich eine $20\ \mu\text{m}$ große Bohrung, durch die der Laserstrahl in das Gerät eintritt. Der Laserstrahl wird wie auf der rechten Seite in Bild 3.18 gezeigt zweimal umgelenkt und gelangt so auf den Detektor.

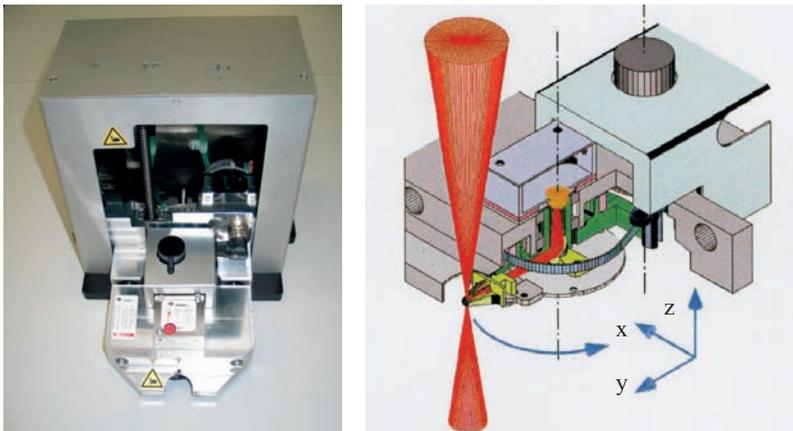


Bild 3.18: Foto und Prinzipskizze des FocusMonitor FM-120 der Firma Primes [56].

Zum Zeitpunkt des Einschaltens der Laserstrahlquelle tritt noch kein Fokus-Shift auf, da sich noch kein thermischer Effekt in den optischen Elementen eingestellt hat. In Bild 3.19 ist auf der linken Seite die Fokusslage z_f zum Einschaltzeitpunkt dargestellt. Des Weiteren ist die Messebene unterhalb der Fokusslage zu erkennen, welche einen Strahldurchmesser d_f aufweist. Mit der Zeit stellen sich thermische Effekte in den Linsen ein, was zu einer zeitabhängigen Fokuslagenverschiebung in Richtung Fokussierlinse führt. Betrachtet man eine Messebene, so nimmt der Strahldurchmesser in

dieser Ebene zu. Es ergibt sich eine neue Fokusslage z_t und ein neuer Strahldurchmesser d_t in der Messebene wie rechts in Bild 3.19 abgebildet.

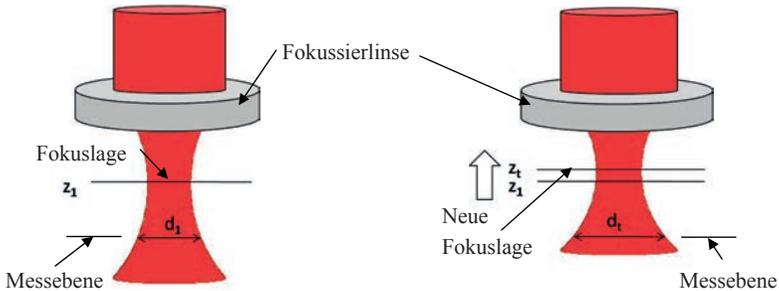


Bild 3.19: Durch Fokus-Shift hervorgerufene Durchmesseränderung.

Durch eine zeitkorrelierte Messung der Strahldurchmesseränderung bei einer konstant gehaltenen z -Lage kann der Fokus-Shift berechnet werden. Wichtig ist dabei, dass die Durchmesseränderung im Fernfeld gemessen werden muss, da nur dort der Durchmesser proportional zum Fokus-Shift zunimmt. Dabei wird vorausgesetzt, dass die Divergenz des fokussierten Laserstrahls trotz sich verändernder thermischer Effekte nahezu unverändert bleibt. Messungen der Divergenz zeigen, dass diese Annahme gegeben ist.

Im Fernfeld gelten die in Bild 3.20 dargestellten Zusammenhänge:

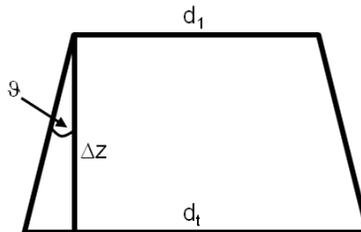


Bild 3.20: Strahlpropagation im Fernfeld und geltende Zusammenhänge.

Bei dieser Untersuchung wurde jeweils der erste gemessene Durchmesser d_1 bei $t = 0$ s als Referenz für die jeweilige Messung herangezogen. Dazu wurde ein Fokus-Shift von $\Delta z = 0$ mm angenommen. Für gemessene Durchmesser bei $t > 0$ s gilt entsprechend $d_t < d_1$.

Mit Gleichung (3.2) kann der sich einstellende Fokus-Shift Δz berechnet werden. Dabei ist d_1 der Strahldurchmesser für den Startpunkt der Messung, d_t der Strahldurchmesser nach der Zeit t und φ ist der halbe Divergenzwinkel ($\vartheta/2$).

$$\Delta z = \frac{(d_2 - d_1)}{2 \cdot \tan \vartheta} \quad (3.2)$$

Für die Vergleichbarkeit der Ergebnisse ist es sinnvoll, den Strahl stets an derselben Stelle zu vermessen. Die Auswahl der Ebene in welcher der Strahldurchmesser vermessen wird, muss jedoch einigen Kriterien genügen. So verschlechtert sich das Signal-Rauschverhältnis mit abnehmender Strahlintensität. Aus diesem Grund sollte die Messebene so nah wie möglich am Fokus liegen, aber trotzdem immer noch im Fernfeld, so dass Gleichung (3.2) herangezogen werden kann. Des Weiteren muss die maximal zulässige Strahlintensität des Strahldiagnosegeräts und der minimale Strahldurchmesser, bei dem exakte Messungen möglich sind, beachtet werden. Unterschiedliche Laserstrahlquellen und Abbildungsmaßstäbe der verwendeten Optiken lassen es nicht zu, dass für alle Messungen immer dieselbe Stelle herangezogen werden kann. Deshalb wurde bei der Vermessung der im Folgenden beschriebenen Laserstrahlquelle (Faserlaser vgl. Tabelle 3.1) und für die zu vermessenden Optiken ein Strahldurchmesser von $d \approx 200 \mu\text{m}$ festgelegt. Dieser Wert ergibt sich aus den oben genannten Forderungen und ermöglicht reproduzierbare und vergleichbare Messungen.

Bild 3.21 zeigt den Versuchsaufbau mit einer zu vermessenden Optik, dem Strahldiagnosegerät und dem Strahlsumpf.

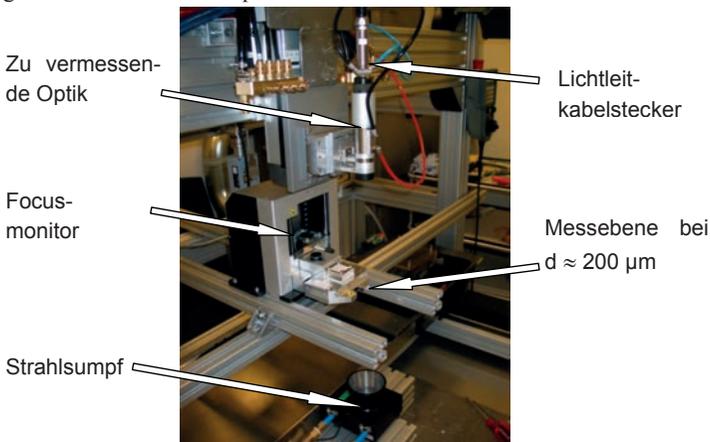


Bild 3.21: Versuchsaufbau zur Bestimmung des zeitlich aufgelösten Fokus-Shiftes.

Da die Messnadel um die z-Achse des Geräts rotiert, würde der Strahl mit einem gewissen Radius, dem Abstand zwischen Drehpunkt und Bohrung, durchlaufen werden.

Dies hätte eine künstliche Vergrößerung des Strahldurchmessers zur Folge, da die Messnadel durch den Radius einen längeren Weg durch den Strahl zurücklegen würde. In der verwendeten Software wurde für die durchgeführten Messungen eine Radiuskorrektur verwendet, die diesen Fehler ausgleicht.

In der Vorbereitung für die Durchführung einer zeitlich aufgelösten Fokus-Shift Messung wurde zunächst eine Kaustikmessung bei 50 W vorgenommen. Diese Referenzmessung bei niedriger Leistung dient dazu, die z-Lage der Messebene, welche einem Durchmesser von $d \approx 200 \mu\text{m}$ entspricht festzulegen.

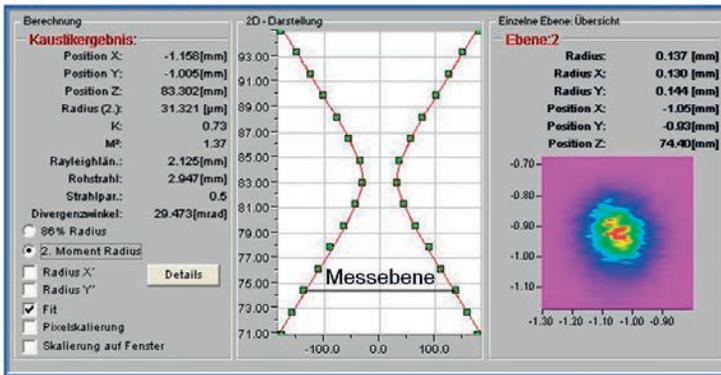


Bild 3.22: Kaustikmessung zur Bestimmung der Messebene bei kleiner Laserleistung.

In Bild 3.22 ist das Ergebnis einer Kaustikmessung zu sehen. Links im Bild sind die Lage und die Werte der Strahltaile abzulesen. Der theoretische Fokusradius von $w_{0,th} = 24 \mu\text{m}$ bei dieser Optik wurde nicht erreicht. Messwerte geben einen Wert von $w_{0,gem} = 31 \mu\text{m}$ aus. Zu begründen ist das einerseits damit, dass die Strahlqualität durch den Durchgang der Laserstrahlung durch die Optik verschlechtert wird und andererseits das Messgerät nicht für die Detektion von Fokusradius kleiner $200 \mu\text{m}$ ausgelegt ist und somit einen großen Fehler mit sich bringt. Ziel der zeitlich aufgelösten Fokus-Shift Messung ist nicht die Messung des, in diesem Fall sehr kleinen, Fokusradius, sondern die Bestimmung der Verschiebung der Fokuslage in z . Der Vorteil der sich bei der Vermessung bei niedriger Laserleistung und somit schwacher thermischer Effekte innerhalb der Optik ergibt, liegt darin, dass es zu keinem nennenswertem Fokus-Shift kommt und somit später bei der tatsächlichen Vermessung des Fokus-Shift zum Zeitpunkt $t = 0 \text{ s}$ die Ebene sicher im Fernfeld liegt. Dies gilt ausschließlich für transmissive Optiken und nicht für reflektiv aufgebaute Optiken, welche in dieser Arbeit nicht betrachtet werden. Bei der Kaustikvermessung mit höhe-

rer Laserleistung und bei dem sich dabei einstellenden Fokus-Shift, ist deshalb ausgeschlossen, dass die ausgewählte z-Lage zu hoch und diese damit bei der späteren Vermessung zum Zeitpunkt $t = 0$ s im Nahfeld liegt. Dies würde zu größeren Ungenauigkeiten bei der Messung des Fokus-Shift bzw. zu einer Beschädigung der Hohlzylinder führen. Rechts in Bild 3.22 sind die Daten der ausgewählten Ebene angezeigt. Es handelt sich hierbei um die Messebene, welche in diesem Fall einen Durchmesser von $270 \mu\text{m}$ aufweist.

Anschließend erfolgt eine Intensitätsverteilungsmessung in der ermittelten Messebene mit der Laserleistung, mit welcher auch der Fokus-Shift vermessen werden soll. Anhand der Intensitätsverteilung wird die Messposition festgelegt, an der die Strahldurchmesseränderung in der X-Y-Ebene gemessen wird. Diese Spur sollte, für die spätere Durchmesserbestimmung, durch den Bereich des Strahls verlaufen, an der die höchste Strahlintensität vorliegt. In Bild 3.23 ist diese Messposition am Beispiel einer abgebildeten Intensitätsverteilung dargestellt.

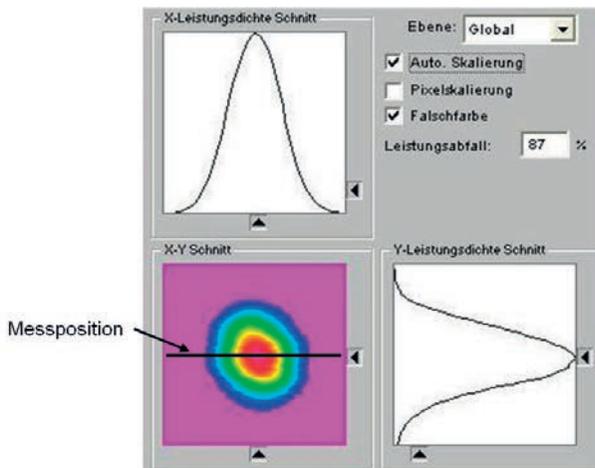


Bild 3.23: Auswahl der Messposition durch das Intensitätsprofil in der Messebene.

Nun wird bei festgehaltener y-Position die Intensitätsverteilung an der ausgewählten Messposition über der Zeit vermessen. Bild 3.24 zeigt das Ergebnis dieser Messung für zwei unterschiedliche Optiken. Die Zeitachse entspricht der Ordinate, wobei zum Zeitpunkt $t = 0$ s der Laser eingeschaltet wurde. Die gesamte angezeigte Fensterhöhe entspricht einer Zeitspanne von $8,192$ s. Diese größtmögliche Messzeit ergibt sich durch die Einstellung der kleinstmöglichen Umdrehungsgeschwindigkeit der Mess-

nadel und der größtmöglichen Anzahl an Umdrehungen. Die Umdrehungsgeschwindigkeit beträgt dabei 1875 Upm und die Anzahl der Umdrehungen liegt bei 256. Dies führt bei einer zeitlichen Auflösung von 32 Millisekunden, zu einer maximalen Messzeit von etwas über 8 Sekunden. Eine größere zeitliche Auflösung mit minimal 8 Millisekunden bei 7500 Upm kann ebenfalls erreicht werden, allerdings geht dabei die gesamte Messzeit auf etwas über 2 Sekunden zurück und wird aus diesem Grund bei den folgenden Messungen nicht gewählt. Bild 3.24 zeigt deutlich, dass der Laser zu Beginn der Messung noch keine Strahlung emittiert, sondern erst zum Zeitpunkt $t = 0$ s.

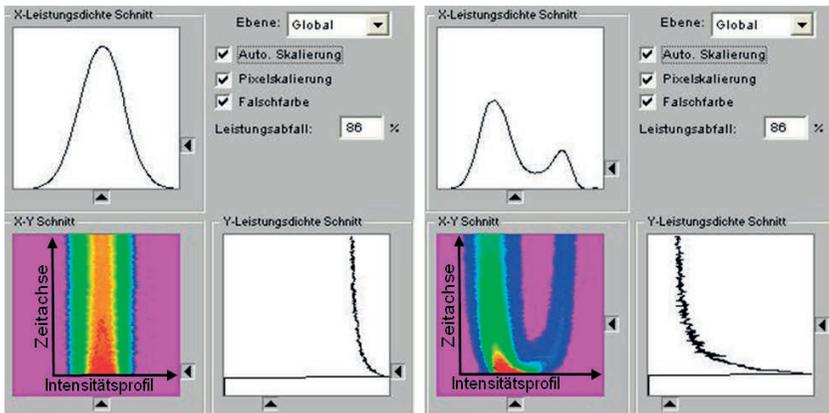


Bild 3.24: Zeitliche Intensitätsveränderung auf der Messebene für zwei unterschiedliche Optiken.

Mit der zeitlich aufgelösten Intensitätsverteilung in der Messebene wird nun der Strahldurchmesser bestimmt. Softwarebedingt kann der Strahldurchmesser nicht direkt angegeben werden, sondern nur ein Analog-Digital-Converter-Wert (ADC). Dieser ist proportional zur gemessenen Intensität und muss für jeden vermessenen Bildpunkt separat exportiert werden.

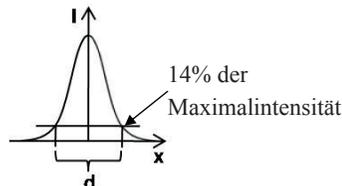


Bild 3.25: Strahldurchmesserbestimmung an einem Gauß-Profil.

Für eine gaußähnliche Intensitätsverteilung ergibt sich der Strahldurchmesser anhand der Bildpunkte, deren ADC-Wert größer als 14% des gemessenen Maximalwertes ist. Schematisch soll dies Bild 3.25 verdeutlichen.

Bei der Anwendung für die Strahldurchmesserbestimmung beschränkt sich die Methode auf zumindest gaußähnliche Strahlprofile. Für andere Intensitätsverteilungen müssen entsprechende Korrekturen durchgeführt werden. Beispielsweise ist auf der rechten Seite in Bild 3.24 eine Messung dargestellt, bei der eine nichtgeeignete Optik zu einer über der Zeit sehr inhomogenen Intensitätsverteilung führt. Dabei erreicht die Intensitätsverteilung über den Durchmesser hinweg mehrfach das Niveau von 14%. In diesem Beispiel wird die Korrektur so durchgeführt, dass lediglich der erste und letzte Durchgang durch das 14%-Niveau für die Durchmesserbestimmung eine Rolle spielen. Streng genommen handelt es sich bei diesem Vorgehen um keine Durchmesserbestimmung nach der Norm, da dieser nur bei einem Gaußstrahl dem der 2.Momente-Methode entspricht. Für diese Versuche war es jedoch zweckmäßig, lediglich den ersten und letzten Durchgang durch das 14%-Niveau zu betrachten, was zu dem gesuchten Fokusbereich führt.

Mit Hilfe der gemessenen Daten und Gleichung (3.2) konnte der Fokus-Shift ermittelt werden. In Bild 3.26 sind neun Fokus-Shift-Messungen für eine Optik bei unterschiedlicher Laserleistung dargestellt. Als Laserstrahlquelle wurde der Singlemode Faserlaser eingesetzt (vgl. Tabelle 3.1).

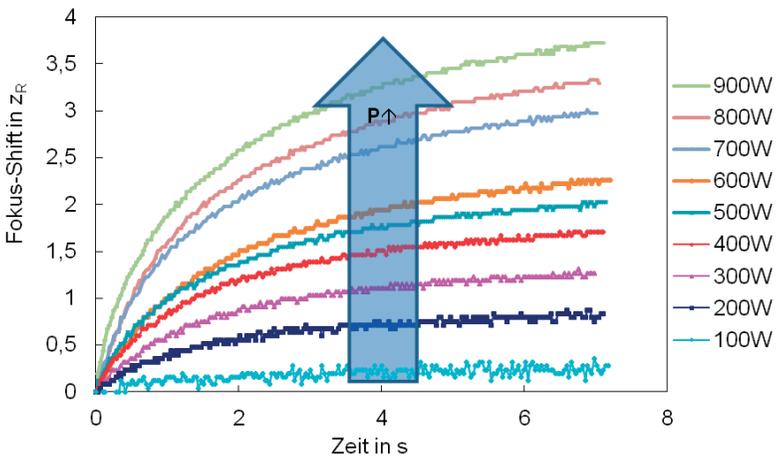


Bild 3.26: Zeitlich aufgelöste Fokus-Shift-Messung normiert mit der theoretischen Rayleighlänge bei unterschiedlichen Laserstrahlleistungen.

Im Diagramm wird der Fokus-Shift mit der theoretisch ermittelten Rayleighlänge normiert, somit werden unterschiedliche Abbildungsmaßstäbe einer Optikart besser miteinander vergleichbar. Deutlich wird, dass mit steigender Laserleistung auch der sich einstellende normierte Fokus-Shift größer wird. Für die vermessene Optik erreicht dieser bei einer eingestellten Leistung von 900 W Werte von über 3,5 Rayleighlängen.

Obwohl die längste Messzeit gewählt wurde stellte sich vor allem bei höheren Leistungen noch kein stationärer Zustand ein. Eine erneute Messung ist erst nach der Datenübertragung aus dem Messgerät möglich, welche etwa 32 Sekunden benötigt. Dieser Vorgang lässt sich so lange wiederholen bis für alle Leistungsbereiche ein stationärer Fokus-Shift erreicht wurde. In Bild 3.27 sind insgesamt 3 hintereinander abgelaufene Messungen in einer Gesamtzeit von über 70 Sekunden dargestellt. Bei einer eingestellten Leistung von 900 W zeigte sich, dass ein stationärer Zustand erst nach über 60 Sekunden erreicht werden konnte. Der sich dabei einstellende Fokus-Shift liegt bei über 4,5 theoretisch berechneten Rayleighlängen.

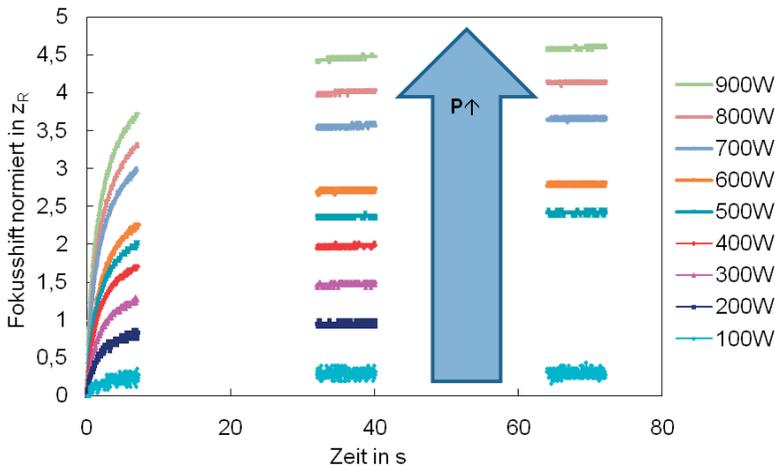


Bild 3.27: Zeitlich aufgelöste Fokus-Shift-Messung bis zum stationären Zustand.

3.4.3 Auswirkungen auf das Laserstrahlschweißen

Ein auftretender Fokus-Shift und eine durch die Bearbeitungsoptik verschlechterte Strahlqualität führen wie in Kapitel 3.4.1 aufgezeigt, zu einer geringeren Intensität am Werkstück. Dies kann sich auf die Schweißnahtqualität auswirken und zu einem instabilen Fügeprozess führen. Zu Beginn der Schweißnaht liegt ein typischer Tief-

schweißprozess vor, welcher charakterisiert wird durch das Auftreten von Spritzern, Auswürfen und einer sehr ungleichmäßigen Nahtoberraupe. Nach einer, von der verwendeten Optik abhängigen Zeit, geht dieser Tiefschweißprozess in einen Wärmeleitungsprozess über und führt zu einem Schweißnahtfehler. In dem folgenden Beispiel wurde ein frequenzverdoppelter Scheibenlaser mit einer maximalen Ausgangsleistung von 100 W verwendet (vgl. Tabelle 3.1). Bei einer Beugungsmaßzahl von $M^2 = 1,1$ liegt eine gaußähnliche Intensitätsverteilung vor. Die Tatsache, dass dieser Einfluss auf den Prozess bereits bei einer Leistung von lediglich 100 W geschieht, macht deutlich, dass nicht ausschließlich eine hohe Laserleistung für einen großen Fokus-Shift verantwortlich gemacht werden kann. Vielmehr kommt es hier aufgrund der hohen Intensität in der Strahlmitte zu einem großen Temperaturgradienten auf der Linse. In Bild 3.28 ist der Übergangsbereich beim Kupferschweißen anhand einer Nahtoberraupe dargestellt. Sobald der Prozess in das Wärmeleitungsschweißen übergeht, treten keine Spritzer mehr auf und es ist eine gleichmäßige Nahtschuppung, bei einer sehr geringen Einschweißtiefe, zu erkennen.

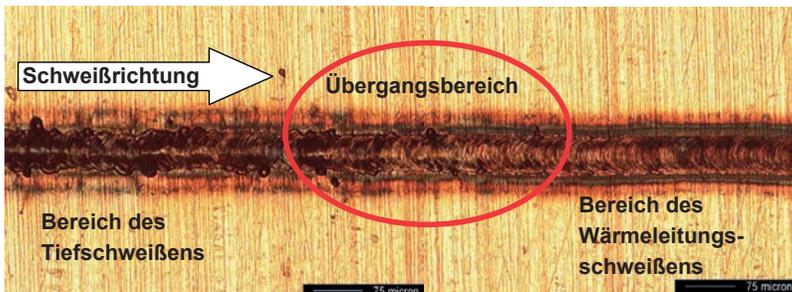


Bild 3.28: Übergang vom Tief- ins Wärmeleitungsschweißen von Kupfer mit dem „grünen“ Laser.

Eine zeitliche Erfassung ab wann das Tiefschweißen ins Wärmeleitungsschweißen übergeht wird im Folgenden diskutiert. In Bild 3.29 wird dieser Übergang mit Hilfe von Querschliffen, Hochgeschwindigkeitskameras und Aufnahmen von Nahtoberraupe charakterisiert. Dabei wurde bei einer Laserleistung von $P_L = 100$ W und einer Geschwindigkeit von $v = 1$ m/min geschweißt. Die Schweißnahtoberraupe zeigt einen Verlauf wie in Bild 3.28. Ab einer Zeit von 0,6 Sekunden findet kein Einschweißen mehr statt, hier kommt es nur noch zu einer Art „Gravur“ auf der Oberfläche. In den darunter angeordneten Bildern sind Frames aus einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme abgebildet, welche die Wechselwirkungszone ohne Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück wiedergibt. Es wird deutlich, dass der Strahldurchmesser in 0,6 Sekunden von etwa $17 \mu\text{m}$ auf bis zu $190 \mu\text{m}$ Durchmesser ansteigt. Fertigt man

Querschliffe zu Beginn der Schweißnaht und nach etwa 0,2 Sekunden Schweißzeit an, so liegt zu Beginn ein typischer Tiefschweißnahtquerschnitt mit hohem Aspektverhältnis vor. Nach 0,2 Sekunden ist die Einschweiftiefe kaum noch messbar und stellt sich als sehr kleine linsenförmige Naht dar. Für die verwendete Schweißkonfiguration ergibt sich eine Übergangszeit nach etwa 0,18 Sekunden, in welcher der Tiefschweißprozess in einen Wärmleitungsschweißprozess übergeht.

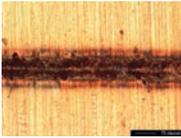
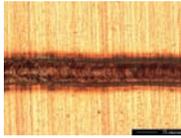
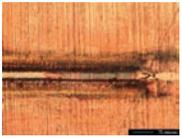
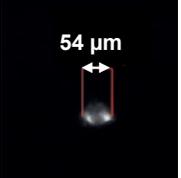
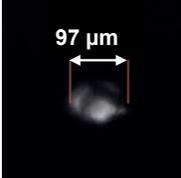
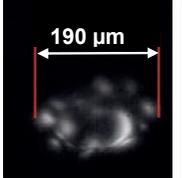
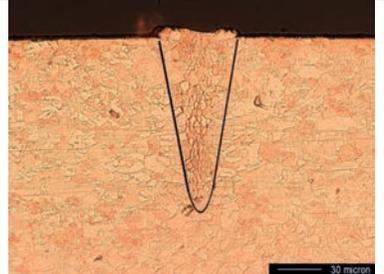
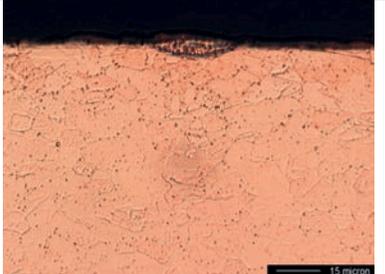
| x | 0 mm | 2,9 mm | 3,5 mm | 10,2 mm |
|-----------------------|--|---|--|---|
| Zeit | 0 s | 0,174 s | 0,21 s | 0,612 s |
| Schweißnahtoberfläche |  |  |  |  |
| Strahlurchmesser |  |  |  |  |
| Querschliff |  | |  | |

Bild 3.29: Auswirkung des Fokus-Shifts und schlechterer Strahlqualität auf den Schweißprozess.

Aus diesen Ergebnissen wird deutlich, dass für eine gleichbleibende Prozessqualität und somit Schweißnahtqualität eine geeignete Optik verwendet werden muss, welche nur kleinste Intensitätsveränderungen auf dem Werkstück hervorruft. Wie klein diese sein dürfen lässt sich nur sehr schwer definieren und hängt sehr stark vom jeweiligen Prozess ab. Dabei kommt es vor allem darauf an, in welchem Bereich des Prozessfensters der Prozess gefahren wird. Erfahrungen zeigen, dass bei einem Fokus-Shift von weniger als einer Rayleighlänge der Prozess stabil bleibt, wenn man sich nicht direkt oberhalb der Tiefschweißschwelle bewegt.

3.4.4 Referenzprozess zur Optik- und Prozessqualifizierung

In Kapitel 3.4 wurden bisher Messverfahren vorgestellt, durch die ein sich einstellen-der Fokus-Shift und eine schlechtere Strahlqualität mittels komplexen und kostenintensiven Messgeräten ermittelt werden. Dieses Kapitel beschreibt ein neues und einfaches Verfahren mit welchem das thermo-optische Verhalten von transmittierenden Optiken qualitativ und quantitativ bestimmt werden kann. Die Auswertung erfolgt anhand des Prozessergebnisses wobei neben allen optischen Elementen auch Störungen des Prozesses wie beispielsweise aufsteigender Metaldampf berücksichtigt werden. Als Kriterium für den Referenzprozess wird die Tiefschweißschwelle herangezogen. Dabei reicht ein einfacher Messschieber für die Bestimmung der notwendigen Größen aus [57, 58].

Nachfolgend wird zunächst der Einfluss einer thermischen Linse auf die Strahlausbreitung und anschließend die Tiefschweißschwellbedingung betrachtet. Beides sind grundlegende Voraussetzungen für den Referenzprozess.

Theoretische Grundlagen zum Referenzprozess

Bei Laserbearbeitungsprozessen wie beim Laserstrahlschneiden und -schweißen wird der Laserstrahl in den meisten Fällen auf die Materialoberfläche fokussiert. In Kapitel 3.4.3 wurde gezeigt, dass durch eine Änderung der Fokuslage der Prozess instabil werden kann. Verursacht wird die Fokuslagenabweichung durch thermische Effekte, hervorgerufen durch absorbierte Leistungsanteile im Bulkmaterial und den jeweiligen Beschichtungen der verwendeten optischen Elemente. Die durch Erwärmung entstehende Brechzahl- und Formänderung kann in erster Ordnung einer thermischen Linse angenähert werden [59] und führt zu einer Brennweitenänderung des Linsensystems welche meist negativ ist.

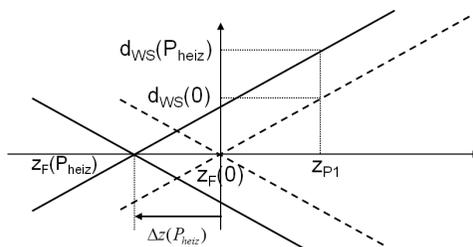


Bild 3.30: Vereinfachte geometrische Beziehung eines Fokus-Shiftes hervorgerufen durch eine thermische Linse.

In Bild 3.30 ist die einfache geometrische Situation beschrieben. Dabei verschiebt sich die gestrichelt dargestellte Fokusslage $z_F(0)$ um $\Delta z(P_{\text{heiz}})$ auf die mit einer Volllinie dargestellte Position $z_F(P_{\text{heiz}})$.

Diese Verschiebung lässt sich ausdrücken durch:

$$\Delta z(P_{\text{heiz}}) = z_F(0) - z_F(P_{\text{heiz}}) \quad (3.3)$$

Mit dem Auftreten einer thermischen Linse vergrößert sich der Strahldurchmesser an der Stelle z_p , welche eindeutig hinter der Fokusslage der ungestörten, kalten Optik liegt von $d_{\text{Strahl}}(0)$ auf $d_{\text{Strahl}}(P_{\text{heiz}})$.

Die Größe des Durchmessers auf dem Werkstück ist mitentscheidend für die Tiefschweißschwelle (vgl. Kapitel 0). In Bild 3.31 ist im oberen Teil der qualitative Verlauf der Schwelle zum Tiefschweißen dargestellt. Während des Übergangs kommt es zu einem deutlichen Sprung in der Einschweißtiefe. Dieser ist im Schweißnahtlängsschliff, im mittleren Teil von Bild 3.31 gut zu erkennen. Im unteren Teil der Abbildung ist die Nahtberraupe dargestellt, welche an der Tiefschweißschwelle ebenfalls eine eindeutige Veränderung erkennen lässt. Im Folgenden wird daher auf die Längsschliffe verzichtet und der Ort des Tiefschweißungsbeginns ausschließlich anhand der Nahtberraupe ermittelt.

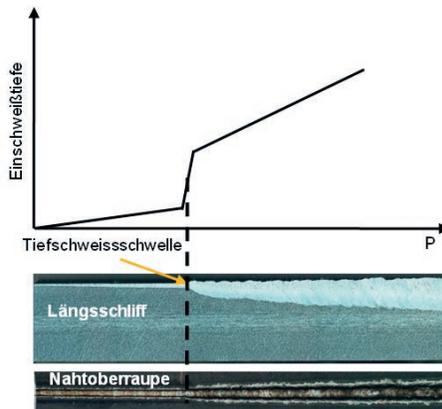


Bild 3.31: Übergang vom Wärmeleitungsschweißen ins Tiefschweißen durch Erhöhung der Laserleistung. Oben: Qualitatives Verhalten der Einschweißtiefe. Mitte: Längsschliff einer Schweißnaht. Unten: Nahtberraupe.

Gleichung (2.3) gibt die Schwelle vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen an. Diese kann mit $v \ll 1, 1 \cdot \lambda_{th} / (c_p \cdot \rho \cdot d_{\text{Strahl}})$ vereinfacht werden zu Gleichung (3.4). Mit

$\lambda_{th} = 235 \text{ W/(mK)}$, $c_p = 900 \text{ J/(kgK)}$, $\rho = 2,7 \text{ g/cm}^3$ und $d_{WS} = 0,5 \text{ mm}$ ist dies mit $v \ll 45 \text{ m/min}$ erfüllt. Alle folgenden Versuche wurden mit einem Vorschub von $v = 5 \text{ m/min}$ gefahren und genügen somit dieser Bedingung.

$$P_{TSS} = \sqrt{\pi} \cdot d_{WS} \cdot \frac{(T_V - T_0) \cdot \lambda_{th}}{A} \cdot \sqrt{1.1} \quad (3.4)$$

Fasst man alle Materialkonstanten in K_1 zusammen ergibt sich Gleichung (3.5):

$$P_{TSS} = K_1 \cdot d_{WS} \quad (3.5)$$

Mit dieser Näherung wird deutlich dass die Schwellleistung für das Tiefschweißen nun lediglich vom Durchmesser abhängt. Im Folgenden wird die oben genannte Vereinfachung verwendet. Die Rechnungen können alternativ auch mit Gleichung (2.3) durchgeführt werden.

Der folgende Abschnitt beschreibt formal den Referenzprozess und das an der Praxis orientierte Vorgehen. In Bild 3.32 ist ein fokussierter Laserstrahl dargestellt. z_{WS} ist der Abstand von der Linse bis zum Werkstück und $z_f(P)$ ist der leistungsabhängige Abstand zwischen der Fokussierlinse und der Strahltaile d_f .

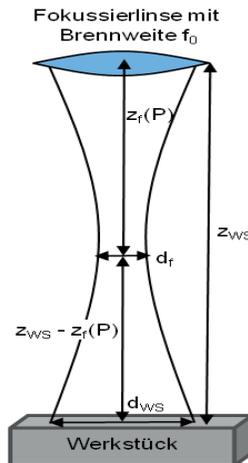


Bild 3.32: Fokussierter Laserstrahl und die dazugehörige Nomenklatur.

In der Praxis werden fasergeführte Bearbeitungsoptiken so ausgelegt, dass die Strahlentaille des kollimierten Strahls in der Nähe der Einbauposition der Fokussierlinse liegt. Daher kann festgestellt werden, dass folgende Näherungen gelten:

$$z_f(P) \approx f(P) \quad (3.6)$$

und

$$z_R(P) \approx \frac{f(P)^2}{z_{R,e}}. \quad (3.7)$$

Dabei ist P die Laserleistung mit welcher die Linsen erwärmt werden und $z_{R,e}$ ist die Rayleighlänge des kollimierten Strahls welcher auf die Fokussierlinse trifft.

Mit Gleichung (3.8) lässt sich der Durchmesser d_{WS} des Strahls auf dem Werkstück berechnen, wenn dieser in defokussiertem Zustand auf das Werkstück trifft.

$$d_{WS} = d_f \cdot \sqrt{1 + \frac{(z_{WS} - z_f(P))^2}{z_R^2}} \quad (3.8)$$

Dabei ist z_R die Rayleighlänge des fokussierten Strahls. Eine Vereinfachung von Gleichung (3.8) kann durchgeführt werden wenn der Strahl stark fokussiert wird und sich das Werkstück weit hinter der Fokusebene befindet. Dann gilt $z_R \ll (z_{WS} - z_f(P))$ und Gleichung (3.8) kann vereinfacht werden zu Gleichung (3.9)

$$d_{WS} = d_f \cdot \frac{z_{WS} - z_f(P)}{z_R} \quad (3.9)$$

Wie in [59] beschrieben kann die Brennweite einer thermischen Linse beschrieben werden durch

$$f_{therm}(P) = \frac{1}{D^* \cdot P} \quad (3.10)$$

Dabei ist D^* der thermisch induzierte Brechungskoeffizient und P die Laserleistung mit welcher das optische Element beansprucht wird.

Mit Hilfe der Linsengleichung kann die gesamte Brennweite mittels Gleichung (3.11) beschrieben werden durch:

$$\frac{1}{f(P)} = \frac{1}{f_0} + \frac{1}{f_{therm}(P)} = \frac{1}{f_0} + D^* \cdot P \quad (3.11)$$

Die Brennweite der "kalten" Linse wird dabei mit f_0 bezeichnet. Löst man Gleichung (3.11) nach $f(P)$ auf erhält man Gleichung (3.12):

$$f(P) = \frac{f_0}{1 + f_0 \cdot D^* \cdot P} \quad (3.12)$$

Setzt man die Gleichungen (3.5), (3.6) und (3.9) ineinander ein, ergibt sich:

$$P_{TSS}(z_{WS}, P) = K_1 \cdot d_f \cdot \frac{z_{WS} - f(P)}{z_R(P)} \quad (3.13)$$

Mit Gleichung (3.7) und (3.12) kann die leistungsabhängige Rayleighlänge beschrieben werden als:

$$z_R(P) = \frac{\left(\frac{f_0}{1 + f_0 \cdot D^* \cdot P} \right)^2}{z_{R,e}} \quad (3.14)$$

Setzt man Gleichung (3.14) in Gleichung (3.13) ein erhält man:

$$P_{TSS}(z_{WS}, P) = K_1 \cdot d_f \cdot \frac{z_{WS} - \frac{f_0}{1 + f_0 \cdot D^* \cdot P}}{\left(\frac{f_0}{1 + f_0 \cdot D^* \cdot P} \right)^2} \cdot z_{R,e} \quad (3.15)$$

Durch umformen von (3.15) und die Vernachlässigung der quadratischen Terme (bei schwacher thermischer Linse) ergibt sich Gleichung (3.16) mit den vier unbekanntem Parametern z_{WS} , D^* , f_0 und K_2 .

$$P_{TSS}(z_{WS}, P) = K_2 \cdot ((z_{WS} - f_0) + f_0 \cdot D^* \cdot P \cdot (2 \cdot z_{WS} - f_0)) \quad (3.16)$$

Die vier Unbekannten können experimentell bestimmt werden indem mindestens vier Messungen durchgeführt werden und ein Fit (Methode der kleinsten Quadrate) durch die Messdaten gelegt wird. Sind D^* und f_0 einmal bekannt ist das Verhalten der thermischen Linse gegeben durch Gleichung (3.10) und damit auch der Fokus-Shift als Funktion der Laserleistung.

Die Bestimmung der Schwellleistung, welche durch die vorgewärmten Optiken geht, erlaubt es demnach, bei unterschiedlichen z_{WS} , die thermisch induzierte Linse zu berechnen. Der Referenzprozess ist eine einfache Methode, die Schwellleistung zu bestimmen und wird im Folgenden beschrieben. Das Vorgehen für den Referenzprozess gliedert sich in:

- Positionierung der “Referenzprozessprobe” in einem definierten Abstand z_{WS} .
- Vorheizen der optischen Elemente durch den Einsatz von Laserstrahlung mit der Laserleistung $P=P_{heiz}$. Während dieser Phase wird der Strahl direkt in einen Strahlsumpf oder auf ein Opferblech geleitet.
- Setzen eines Markierpunktes (Referenzpunkt) auf das präparierte Probenblech, welcher den Startpunkt des Referenzprozesses markiert.
- Schweißen der Referenzprobe bei konstanter Geschwindigkeit und linear ansteigender Laserleistung.
- Auffinden und Messen des Abstandes vom Markierpunkt bis zum Übergangspunkt zum Tiefschweißen.
- Berechnung des Fokus-Shifts aus diesen Informationen und den experimentellen Parametern.

In Bild 3.33 ist der für den Referenzprozess beschriebene Leistungsverlauf dargestellt.

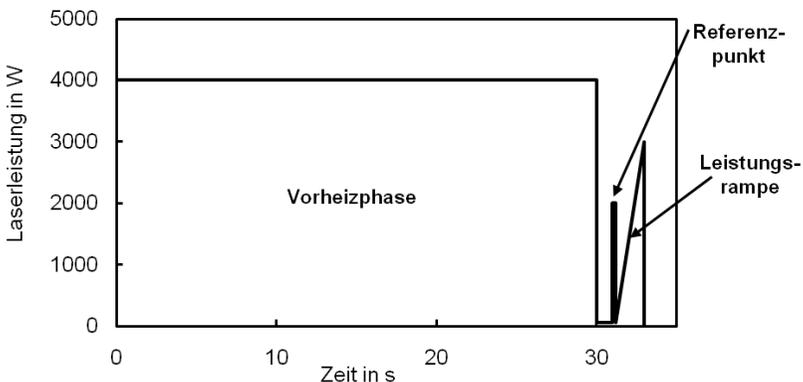


Bild 3.33: Beispielhafter Leistungsverlauf eines Referenzprozesses aufgedgliedert in Vorheizzeit, Setzen eines Referenzpunktes und der Leistungsrampe für den Schweißprozess.

Um auszuschließen, dass sich die durch das Vorheizen induzierte thermische Linse während des Referenzprozesses gravierend verändert, muss die Zeitspanne nach der Vorheizphase bis zur Tiefschweißschwelle möglichst kurz sein. Verzögerungen zwischen der Vorheizphase und dem Setzen des Referenzpunktes bzw. dem Beginn der Leistungsrampe müssen minimiert werden.

Die Tiefschweißschwelle kann ohne metallografische Aufbereitung der Schweißproben eindeutig anhand der Schweißnahtoberraupe erkannt werden. Für den Referenzprozess wird die zu prüfende Optik mit einem Laserleistungsverlauf wie in Bild 3.33 beaufschlagt. In der ersten Phase wird die Optik vorgeheizt, dabei wird die Laserleistung nach der Optik in eine Strahlenke geleitet. Durch thermische Effekte stellt sich so ein Fokus-Shift im abbildenden System ein. Diese Vorheizdauer muss lange sein gegenüber der nachfolgenden Messdauer. Im Anschluss an den Vorheizprozess wird ein Referenzpunkt auf der Schweißprobe gesetzt. Dieser erleichtert die anschließende Auswertung, indem er eindeutig die Stelle markiert an der die Leistungsrampe beginnt und der Schweißvorgang gestartet wird. Dabei sind die Steigung und die Endleistung der Rampe so festzulegen, dass die Tiefschweißschwelle im letzten Drittel der Schweißprobe liegt und so eine genaue Vermessung ermöglicht.

In Abhängigkeit von Vorheizdauer und Vorheizleistung setzt der Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen an unterschiedlichen Stellen ein. Da der Startpunkt und die Steigung der Leistungsrampe eindeutig bekannt sind entspricht der Ort des Tiefschweißbeginns eindeutig der Schwellleistung P_{TSS} . Bild 3.34 ist zu entnehmen, dass der Ort an dem der Übergang zum Tiefschweißen stattfindet einfach mit dem Messschieber vermessen werden kann.

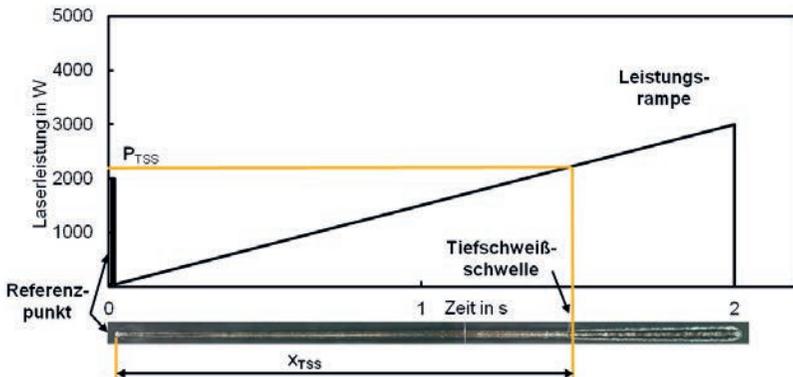


Bild 3.34: Leistungsrampe mit der sich ergebenden Nahtoberraupe und Schwellleistung.

Experimentelle Bestätigung des Referenzprozesses

Hinsichtlich der Reproduzierbarkeit und Ablesegenauigkeit wurden unterschiedliche Materialien und Oberflächenbehandlungen betrachtet. Die besten Ergebnisse konnten an einer sandgestrahlten Aluminiumlegierung $AlSi0,8Mg0,6$ (Ecodal) erreicht werden. Diese Proben wurden vor der Durchführung des Referenzprozesses sandgestrahlt und mit einer gleichmäßigen Graphitschicht versehen. Das Sandstrahlen homogenisiert die Oberfläche und reduziert bzw. entfernt die Oxidschicht. Die Graphitschicht stoppt den Oxidationsvorgang der Referenzproben und ermöglicht somit gleiche Einkoppelbedingungen für den Laserstrahl in das Werkstück, was eine elementare Voraussetzung für einen reproduzierbaren Referenzprozess darstellt.

Die Messungen wurden für zwei unterschiedliche Leistungen P_{heiz1} und P_{heiz2} , zum Vorwärmen der Optiken, und für zwei unterschiedliche Abstände z_{ws1} und z_{ws2} durchgeführt. Damit konnten vier Schwellleistungen ($P_{TSS,i}$) bestimmt werden, die für die Bestimmung z_{WS} , D^* , f_0 , und K notwendig sind.

In Bild 3.35 ist eine Referenzprobe mit vier Schweißungen und der mit dem Messschieber auszuwertenden Länge $x_{TSS,i}$ abgebildet. Für alle Schweißnähte wurde eine identische Vorheizzeit, in diesem Beispiel 30 Sekunden, eingestellt.



Bild 3.35: Ergebnis des Referenzprozesses mit eindeutig erkennbarer Tiefschweißschwelle.

1.Naht: $t_{heiz} = 30$ s, $P_{heiz1} = 1$ kW, $\Delta z_1 = 4$ z_R; 2.Naht: $t_{heiz} = 30$ s, $P_{heiz2} = 5$ kW, $\Delta z_1 = 4$ z_R; 3.Naht: $t_{heiz} = 30$ s, $P_{heiz1} = 1$ kW, $\Delta z_2 = 6$ z_R; 4.Naht: $t_{heiz} = 30$ s, $P_{heiz2} = 5$ kW, $\Delta z_2 = 6$ z_R.

Für Schweißnaht eins und drei wurde eine Vorheizleistung von einem Kilowatt verwendet, wohingegen die Vorheizleistung für Schweißnaht zwei und vier bei fünf Kilowatt lag. Die beiden oberen Schweißnähte wurden bei einer Defokussierung von vier Rayleighlängen und die unteren beiden Schweißungen mit einer Defokussierung von sechs Rayleighlängen hergestellt ($z_{ws2} - z_{ws1} = 2$ z_R). Deutlich zu erkennen ist der bei

höheren Vorheizleistungen spätere Übergang ins Tiefschweißen. Des Weiteren verschiebt sich für höhere Defokussierungen also größere Brennfleckdurchmesser auf dem Werkstück, das Erreichen der Schwelle auf einen späteren Zeitpunkt. Somit ergibt sich:

$$x_{TSS1} < x_{TSS3} < x_{TSS2} < x_{TSS4} \quad (3.17)$$

Damit mehrere Bearbeitungsköpfe mit unterschiedlichen Abbildungsverhältnissen miteinander verglichen werden können ist es hilfreich den Fokus-Shift normiert durch die Rayleighlänge anzugeben wie im vorigen Kapitel bereits beschrieben und in (3.18) nochmals dargestellt:

$$\Delta f(P) = (f(P) - f(0)) / z_R \quad (3.18)$$

Die Experimente wurden mit einem TruDisk 5001 (vgl. Tabelle 3.1) bei einem Abbildungsverhältnis von 1:1 durchgeführt. In Tabelle 3.2 sind die Heizleistungen P_{heiz} und die Abstände z_{WS} aufgeführt. Weiter können der Tabelle die gemessenen und die angefiteten Schwellleistungen entnommen werden.

| P in W | z_{WS} in mm | P_{TSS} in W | P_{TSS} Fit in W |
|-----------|--------------------------|--------------------------|------------------------------|
| 1000 | 201,9 | 1738 | 1738 |
| 5000 | 201,9 | 1973 | 1979 |
| 1000 | 202,9 | 2634 | 2636 |
| 5000 | 202,9 | 2886 | 2879 |

Tabelle 3.2: Zusammengefasste Messwerte.

Im beschriebenen Experiment wurden für das Vorwärmen der Optik Heizleistungen von 1000 W und 5000 W angewendet. Die kleinen Differenzen zwischen den gemessenen und den aus dem Fit der Gleichung (3.16) herrührenden Schwellleistungen indizieren eine gute Reproduzierbarkeit der Messung. Für den Parameter D^* mit welchem der Fit der Gleichung (3.16) durch die vier gemessenen Punkte $P_{\text{TSS}}(z_{\text{WS}}, P)$ geht, ergibt sich ein Wert von $1.65 \cdot 10^{-9} (\text{Wmm})^{-1}$. Gemäß Gleichung (3.10) führt das bei einer Laserleistung von 5000 W zu einer thermisch induzierte Linse mit einer Brennweite von $f_{\text{therm}} = 121$ m. Diese ist tatsächlich sehr viel länger als die Fokussierbrennweite

$f_0 = 200$ mm und bestätigt die zuvor getroffene Annahme einer vergleichsweise sehr schwachen thermischen Linse.

In Bild 3.36 sind Ergebnisse, welche durch den oben beschriebenen Referenzprozess erreicht wurden, dargestellt. Des Weiteren sind die Messpunkte im Diagramm eingetragen, welche mit derselben Optik mit Hilfe eines konventionellen Messgerätes, wie in Kapitel 3.4.1 beschrieben, ermittelt wurden. Für beide Messungen wurden dabei neue und saubere Schutzgläser verwendet. Zieht man in Betracht, dass der Referenzprozess auch zusätzliche Prozessstörungen berücksichtigt, wie beispielsweise den Metallampf über dem Werkstück, zeigen beide Messungen eine gute Übereinstimmung.

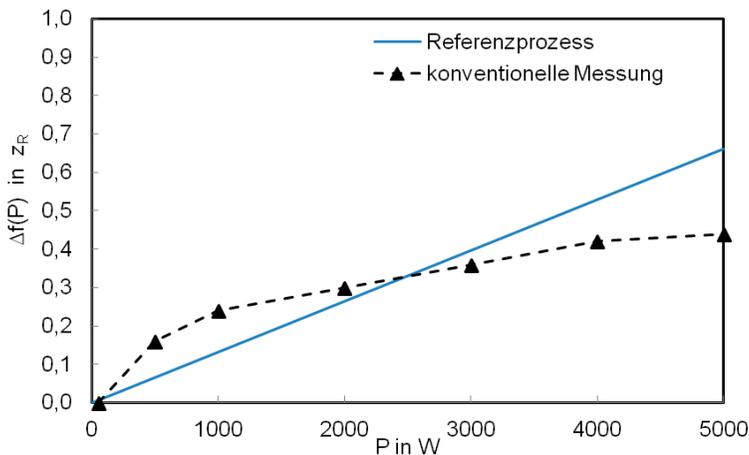


Bild 3.36: Vergleich der Messwerte. Durchgezogene Linie: Referenzprozess; Gestrichelte Linie: Konventionelle Messungen (vgl. Kapitel 3.4.1).

Zusammenfassend steht mit dem Referenzprozess eine neue und einfache Methode zur Verfügung, mit der das thermische Verhalten von Bearbeitungsoptiken ohne teures und hochentwickeltes Messgerät beurteilt werden kann. Ein entscheidender Vorteil des Referenzprozesses ist, dass alle Prozessstörungen mit betrachtet werden, auch wenn der Fokus-Shift dabei in den meisten Fällen eine dominierende Rolle einnimmt.

Eine Weiterentwicklung des Referenzprozesses, so dass dieser auch mit reflektiv arbeitenden Optiken und bei Laserstrahlquellen mit unterschiedlicher Strahlqualität problemlos eingesetzt werden kann, erscheint daher sehr sinnvoll. Der Einfluss der Vorheizzeit könnte dabei so genutzt werden, dass auch eine Aussage über das zeitliche Verhalten einer Optik dargestellt werden kann.

Neben der einfachen Durchführung des beschriebenen Verfahrens, bietet der Referenzprozess auch einen sehr guten Ansatz für eine Automatisierung mittels Rückreflexdetektion. Dabei kann auf das Ausmessen der Strecke bis zur Tiefschweißschwelle mittels Messschieber verzichtet werden.

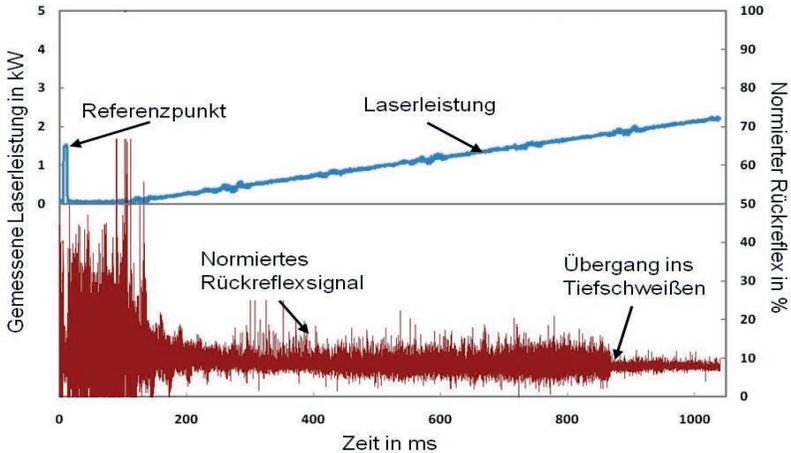


Bild 3.37: Gemessene Laserleistung und normiertes Rückreflexsignal durch das der Übergang vom Wärmeleitungsschweißen ins Tiefschweißen deutlich wird.

In Bild 3.37 ist das gemessene Laserleistungssignal und das normierte Rückreflexsignal dargestellt. Das Laserleistungssignal steigt dabei mit Beginn der Leistungsrampe (vgl. Bild 3.34) linear an. Das normierte Rückreflexsignal zeigt eine sehr hohe Volatilität. Besonders groß sind die Schwankungen bevor sich die Referenzprobe in Bewegung setzt. Mit Beginn der Leistungsrampe wird die Schwankungsbreite kleiner. Dabei kommt es ab einem gewissen Zeitpunkt zu einem weiteren Rückgang der Schwankungsbreite. Dieser Rückgang findet genau an dem Zeitpunkt statt, an dem der Übergang ins Tiefschweißen erfolgt. Eine sichere und reproduzierbare Schwellleistungsbestimmung kann somit mittels des Rückreflexsignals nachgewiesen werden [60, 61]. Der starke Rückgang des Signals beim Übergang vom Wärmeleitungsschweißen ins Tiefschweißen kann dabei mit einer sich in diesem Moment öffnenden Kapillare erklärt werden, die wie eine Art Strahlfalle wirkt und somit zu kleineren Reflexen in Richtung Fotodiode führt.

Mit dieser einfachen automatischen Detektion der Schwellleistungen kann die Überprüfung von Optiken mit geringem Aufwand durchgeführt werden, so dass verschmutzte, defekte oder nicht geeignete Optiken bzw. Schutzgläser erkannt werden.

4 Verzugsarmes Laserstrahlschweißen

Schädigungen eines Bauteils durch den Fügeprozess können dazu führen, dass das Bauteil je nach Anwendungsfall nur eingeschränkt oder gar nicht eingesetzt werden kann. Da Schädigungen sehr vielfältig sein können, wird im Folgenden zunächst das Auftreten von Verzug näher betrachtet.

4.1 Verzugsbestimmung bei Schweißproben

In diesem Kapitel werden auf die Grundlagen aus Kapitel 2.3 aufbauend die Vorteile brillanter Strahlquellen auf ein verzugsarmes Laserstrahlschweißen herausgearbeitet. Dazu wurden Schweißversuche mit einer Laserstrahlquelle durchgeführt und der Fokusedurchmesser variiert, was zu unterschiedlichen Divergenzwinkeln des auf das Werkstück auftreffenden Strahls führt. Des Weiteren wurden zwei Laserstrahlquellen mit unterschiedlicher Strahlqualität verglichen und deren Auswirkungen auf ein schädigungsarmes Laserstrahlschweißen untersucht. Ein Vorteil von guter Strahlqualität (vgl. Kapitel 2.1.2) ist die sehr gute Fokussierbarkeit, mit welcher kleine Fokusedurchmesser realisierbar werden. Die hohen Intensitäten ermöglichen zudem sehr hohe Vorschubgeschwindigkeiten. Die Auswirkungen auf den Verzug durch Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit werden ebenfalls in diesem Kapitel diskutiert.

Die folgenden Verzugsmessungen wurden an Blindschweißungen durchgeführt, da Vorversuche keinen wesentlichen Unterschied bei der Einschweißtiefe im Vergleich mit Zweiblechverbindungen zeigten. Als Material wurden ausschließlich Edelstahlbleche (1.4310) in einer Stärke von 500 μm verwendet. Für die Zweiblechverbindungen wurde als Unterblech ein 300 μm und als Oberblech ein 200 μm starkes Folienblech verwendet. Die Gesamtstapelhöhe betrug dabei immer 500 μm . In Bild 4.1 sind Querschliffe von Blindschweißungen und Zweiblechverbindungen dargestellt. Die Schweißgeschwindigkeit betrug bei den dargestellten Proben 15 m/min. In den Schliffbildern sind sowohl die Schweißnahtflächen, als auch die Wärmeeinflusszonen (WEZ) gut zu erkennen. Beide sind ausschlaggebend für die Entstehung von Eigenspannungen und Verzug.

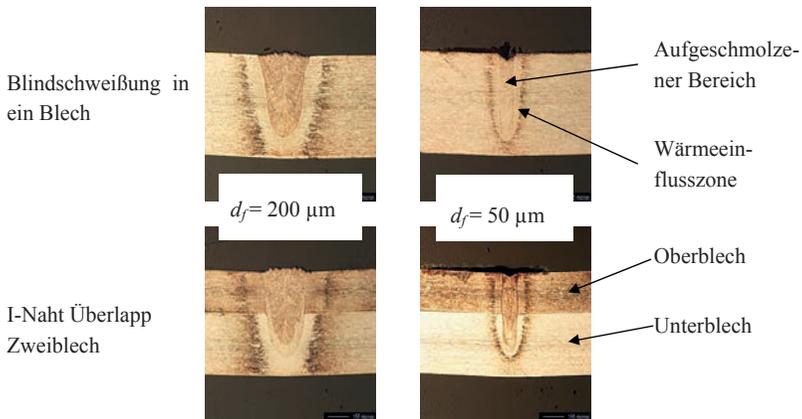


Bild 4.1: Querschnitte von Blindschweißungen in ein Blech (oben) und Zweiblechverbindungen (unten).

Das Auftreten von Verzug ist sehr stark von der Bauteilgeometrie abhängig. So kann ein Auftreten von Verzug durch eine entsprechende konstruktive Gestaltung reduziert werden. Allerdings kommt es beim Fügen mit dem Laserstrahl zu schnellen Temperaturwechseln, die auch durch Gefügeumwandlungen gekennzeichnet sind und somit zu Ausdehnungs- bzw. Schrumpfungsprozessen führen (vgl. Kapitel 2.3). Um die Komplexität von Bauteilverzug auf eine Größe zu reduzieren, werden ebene Bleche gewählt und eine relativ einfach zu detektierende Verzugsgröße herangezogen, der Querverzugswinkel. Dabei wird die Versuchsprobe nach erfolgter Schweißung mit einem Topografiemesssystem vermessen. Das konfokale Mikroskop erreicht bei einer Vergrößerung um den Faktor 10 eine räumliche Auflösung von $0,2 \mu\text{m}$ bei einem Beobachtungsfeld von $1,4 \text{ mm}$ auf $1,05 \text{ mm}$. Die Auswertungssoftware erlaubt ein erweitertes Profil, welches mehrere Beobachtungsfelder aneinanderreicht. Dabei verfährt der Probenstisch unter dem Mikroskop in die entsprechende Position. Mit diesem Feature lässt sich der Längs- wie auch Querverzugswinkel einer Schweißnahtprobe detektieren. In den folgenden Messungen wurde jeweils der Querverzug in der Probenmitte bestimmt, also der Verzug quer zur Vorschubrichtung. Die Größe des Querverzuges wurde mit Hilfe eines Winkels angegeben. In Bild 4.2 ist auf der rechten Seite eine schematische Schweißprobe im Querschnitt dargestellt. Dabei ist der Querverzugswinkel links und rechts der Schweißnaht mit α_1 und α_2 bezeichnet. Auf der linken Seite ist eine Proben topografie dargestellt. In der Mitte ist die Schweißnaht zu erkennen und auf beiden Seiten der sich einstellende Querverzugswinkel. Das Messprofil hat eine Fenstergröße von $6,1 \times 4,5 \text{ mm}$ und ergibt sich aus vielen Einzelmessungen.

Für diese Flächenaufnahmen wird eine relativ lange Messdauer von etwa 10 Minuten benötigt.

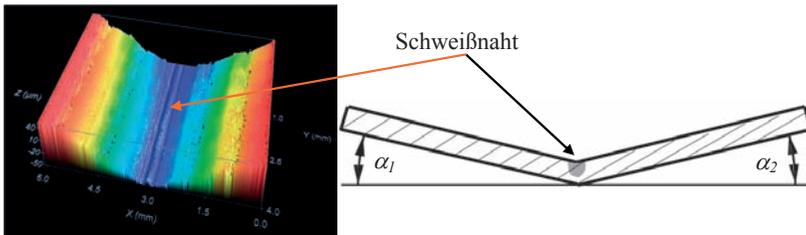


Bild 4.2: Links: Schweißnaht und sich einstellender Querverzugswinkel.
Rechts: schematisierter Querverzug einer Schweißprobe im Querschnitt.

Für die Vergleichbarkeit von Querverzügen wird ein mittlerer Querverzugswinkel definiert. Dieser ergibt sich aus der Summe der Winkel links und rechts der Schweißnaht dividiert durch zwei. Dadurch können Fehler durch ungenaues Positionieren des Bleches unter dem konfokalen Mikroskop vermieden werden. In Bild 4.3 ist rechts eine standardisierte Schweißprobe mit den Maßen 20 mm * 100 mm * 0,5 mm und einer 80 mm langen Schweißnaht dargestellt. Dabei wurde die Verzugsmessung einheitlich in der Probenmitte, also nach 50 mm Probenlänge, durchgeführt. Demnach waren nur noch Einzelmessungen welche auf einer Linie liegen notwendig, was eine verkürzte Messdauer mit sich brachte. Auf der linken Seite in Bild 4.3 sind gemessene Werte über der Probenbreite aufgetragen. Im Scheitelpunkt ist die Stelle der Schweißnaht. Links und rechts der Schweißnaht lassen sich die Querverzugswinkel einfach auslesen.

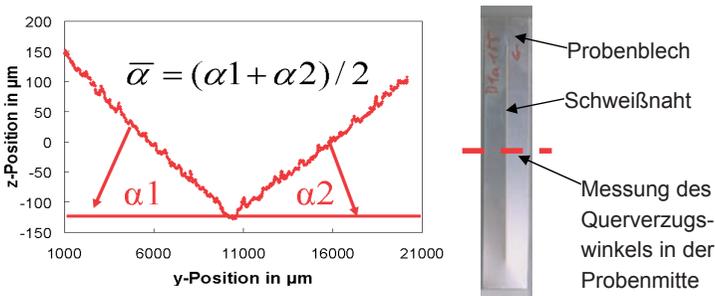


Bild 4.3: Links: Verzugsmessung mit Definition Verzugswinkel.
Rechts: standardisierte Probengeometrie mit konstanter Schweißnahtlänge von 80 mm.

In Bild 4.4 ist eine Durchschweißung und eine Einschweißung mit den durch die Schrumpfung wirkenden Kräfte (Zug- und Druckspannungen) abgebildet. Bei einer Durchschweißung ist kein Querverzugswinkel zu detektieren, da es hier zu einer Maßänderung der Probenbreite kommt. Aus diesem Grund wurden ausschließlich Einschweißungen durchgeführt und der sich daraus einstellende Querverzugswinkel ausgewertet.

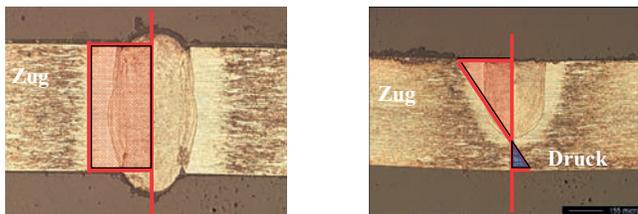


Bild 4.4: Zug- und Druckverlauf bei Durchschweißung (links) und großem Querverzugswinkel (rechts).

Betrachtet man das Verhalten des Querverzugswinkels, aufgetragen über der Streckenenergie,

$$E = \frac{P}{v} \quad (4.1)$$

dann stellt sich ein in Bild 4.5 visualisierter, charakteristischer Verlauf ein. Der Querverzugswinkel steigt mit größer werdender Streckenenergie bis zu einem Maximum an und fällt dann wieder auf einen Wert nahe null ab.

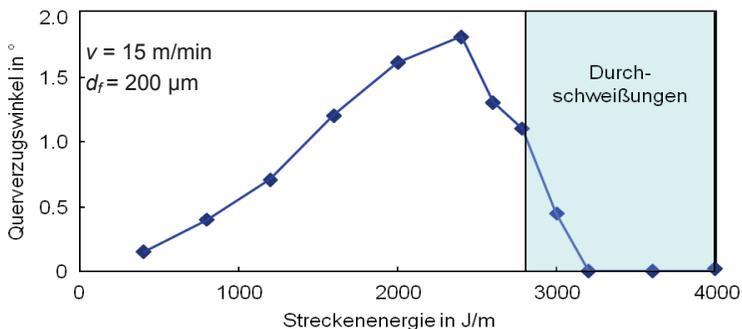


Bild 4.5: Typischer Querverzugswinkelverlauf bei ansteigender Einschweißtiefe.

Das Maximum wird kurz vor der Durchschweißung einer Schweißprobe erreicht. Eine weitere Erhöhung der Einschweißtiefe führt dazu, dass sich der Widerstand des im Grundgefüge unverletzten Materials reduziert, bis die Eigenspannungen zu einer plastischen Materialverformung führen. Dabei geht der Querverzugswinkel wieder zurück, und es kommt zu einer absoluten Breitenänderung der Probe, auf welche in dieser Arbeit nicht näher eingegangen wird.

4.2 Verzugsminimierung durch höhere Vorschubgeschwindigkeit

In diesem Kapitel wird der Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf den Querverzugswinkel herausgearbeitet. Dieser Einfluss wird, stellvertretend für andere Fokusdurchmesser, für ein Fokusdurchmesser von $d_f = 25 \mu\text{m}$ gezeigt. In Bild 4.6 ist der Querverzugswinkel über der Streckenenergie für verschiedene Geschwindigkeiten aufgetragen. Für jede Geschwindigkeit im Bereich zwischen 10 und 100 m/min wurde ein charakteristischer Querverzugswinkelverlauf (vgl. Bild 4.5) in das Diagramm eingetragen.

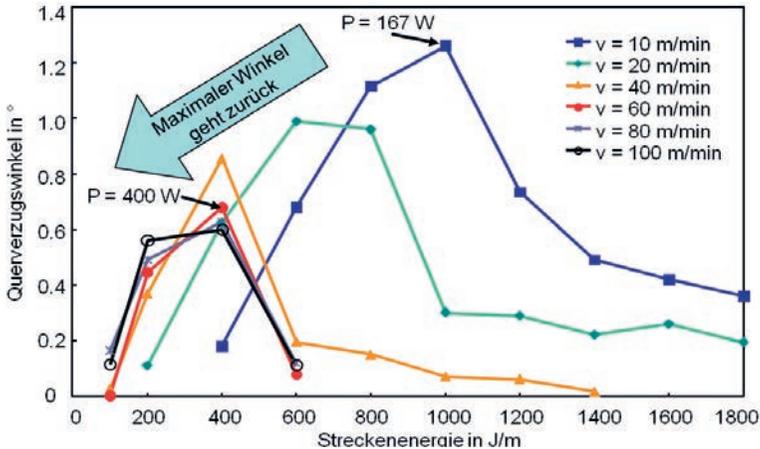


Bild 4.6: Rückgang des maximalen Querverzugswinkels mit steigender Vorschubgeschwindigkeit für $d_f = 25 \mu\text{m}$.

Ein Vergleich der Querverzugsmaxima macht deutlich, dass der maximale Querverzugswinkel bei einer Geschwindigkeitserhöhung von 10 auf 100 m/min halbiert werden kann. Des Weiteren ist deutlich zu erkennen, dass im Bereich von 10 bis etwa

50 m/min ein sehr starker Rückgang des Winkels zu verzeichnen ist. Dies ist durch die, bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten, geringeren Konduktionsverluste zu erklären. Mit steigender Vorschubgeschwindigkeit nimmt die Einschweißtiefe bei konstanter Streckenenergie zu. Ab etwa $v = 50$ m/min bleiben diese Verluste nahezu konstant und eine Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit bewirkt bei den gewählten Streckenenergien, einen nur noch sehr geringen Rückgang des Querverzugswinkels.

Eine Erklärung für den Rückgang des Querverzugswinkels bei steigender Vorschubgeschwindigkeit ist die Änderung der Nahtgeometrie. Die Nahtbreite an der Probenoberfläche nimmt dabei mit steigender Geschwindigkeit ab und der Nagelkopf verschwindet aufgrund des geringeren Wärmestaus an der Probenoberfläche. Gerade in diesem Bereich können Schrumpfspannungen einen sehr großen Anteil zum Verzug beitragen, da hier der größte Abstand und somit größtmögliche Hebel zur im Normalfall „spannungsfreien“ Blechstärkenmitte wirkt. Bei konstanter Einschweißtiefe führt somit ein Rückgang der Nahtfläche zu einem Rückgang des maximalen Querverzugswinkels.

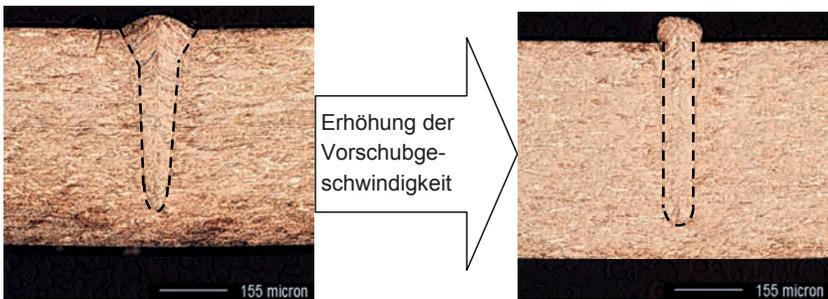


Bild 4.7: Änderung der Nahtgeometrie mit steigender Vorschubgeschwindigkeit.
Links: $v = 10$ m/min; $E = 1000$ J/m; Rechts: $v = 80$ m/min; $E = 600$ J/m.

Bild 4.7 zeigt zwei Schweißnahtquerschnitte. Links eine Schweißnaht mit einer niedrigen und rechts mit einer hohen Vorschubgeschwindigkeit. Einschweißrinnen kurz vor der Durchschweißung, also bei maximalem Querverzugswinkel, werden somit bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten bereits mit kleineren Streckenenergien erreicht.

4.3 Verzugminimierung durch kleinere Fokusdurchmesser

Nach dem in Kapitel 4.2 gezeigt werden konnte, dass mit einer kleineren Schweißnahtfläche der maximale Verzugswinkel reduziert werden kann, sollte eine weitere Reduk-

tion des Verzugs mit der Verwendung von kleineren Fokussdurchmessern möglich sein. Dazu wurden bei einer konstanten Geschwindigkeit von $v = 60$ m/min Versuche mit verschiedenen Fokussdurchmessern gefahren. Gewählt wurden Fokussdurchmesser von 14, 25, 50 und 200 μm . Für den jeweiligen Fokussdurchmesser stellte sich ein maximaler Querverzugswinkel kurz vor dem Durchschweißen der Probe bei einer Einschweißtiefe von etwa 400 μm ein. In Bild 4.8 ist zu erkennen, dass sich das Maximum des Querverzugswinkels mit kleiner werdendem Fokussdurchmesser zu kleineren Streckenenergien verschiebt. Geringere eingebrachte Energien führen zu kleineren schlanken Schweißnähten mit größeren Aspektverhältnissen, so dass die geforderte Einschweißtiefe mit einer geringeren Nahtquerschnittsfläche erreicht wird. Damit geht auch der maximale Querverzugswinkel zurück.

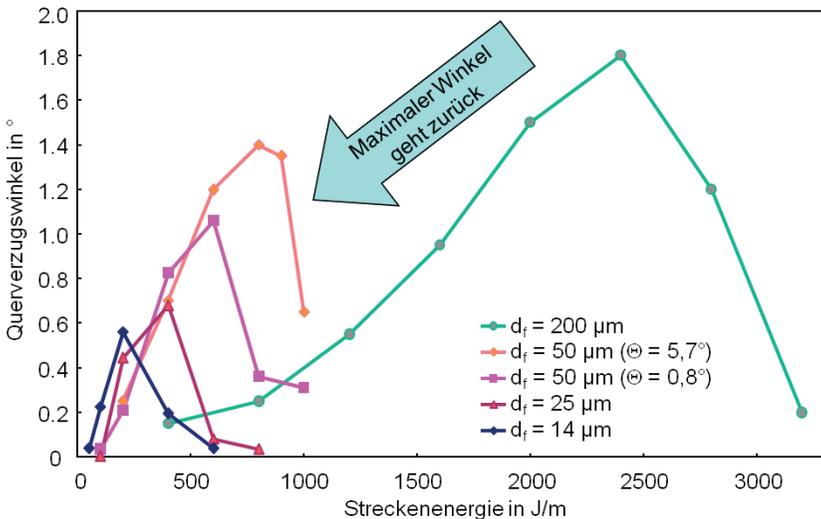


Bild 4.8: Rückgang des maximalen Querzugswinkels mit kleiner werdendem Fokussdurchmesser bei $v = 60$ m/min.

Wie aus Bild 4.8 ersichtlich, wird ein Fokussdurchmesser von $d_f = 50 \mu\text{m}$ mit zwei unterschiedlichen Strahlquellen realisiert. Dabei zeichnet sich ab, dass eine bessere Strahlqualität, zu einem kleineren Querzugswinkel führt und die entsprechende Einschweißtiefe bei kleineren Streckenenergien erreicht werden kann. Im Folgenden Kapitel wird dieser Sachverhalt im Detail diskutiert.

4.4 Verzugsminimierung durch kleinere Divergenzwinkel

Neben einer Verkleinerung des verwendeten Fokusbereichs sollte durch eine entsprechend gestaltete Nahtgeometrie die Nahtquerschnittsfläche bei gleicher Einschweißtiefe weiter verringert werden können. Um die Auswirkungen auf den Querverzugswinkel aufzeigen zu können, wurden Schweißungen mit zwei unterschiedlichen Laserstrahlquellen durchgeführt. Die Eigenschaften der Laserstrahlquellen können Tabelle 3.1 entnommen werden. Es wurde ein TruDisk 1000 mit einer 1:1 abbildenden Optik verwendet. Mit dieser stand ein Fokusbereich von $d_f = 50 \mu\text{m}$ auf dem Werkstück zur Verfügung. Der halbe Öffnungswinkel nach der Fokussierlinse betrug dabei $\Theta = 11,4^\circ$. Bei der zweiten Laserstrahlquelle handelte es sich um den YLR-SM-1000. Ein vergleichbarer Fokusbereich von $d_f \approx 50 \mu\text{m}$ ließ sich mittels einer Kollimationsbrennweite von 60 mm und einer Fokussierbrennweite von 205 mm realisieren. Dabei ergab sich ein Divergenzwinkel nach der Fokussiereinheit von $\Theta = 1,6^\circ$. Die Querschnitte sind in Bild 4.9 dargestellt und verdeutlichen, dass ein kleinerer Divergenzwinkel zu einer sehr schmalen Nahtgeometrie führt und somit auch einen kleineren maximalen Querverzugswinkel mit sich bringt.

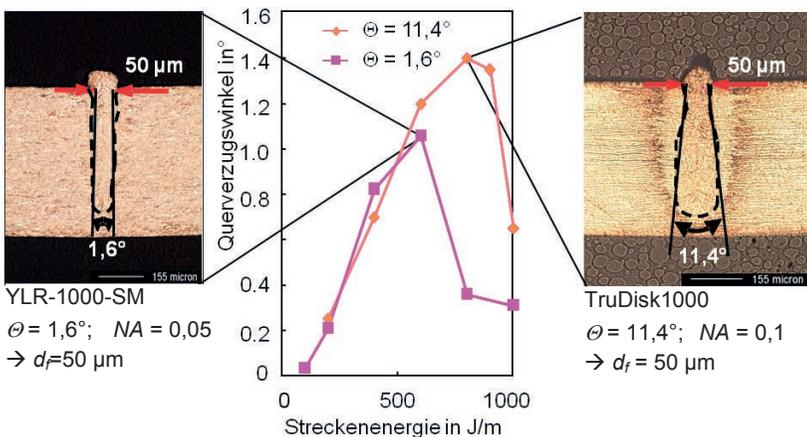


Bild 4.9: Rückgang des maximalen Querverzugswinkels bei kleinerem Divergenzwinkel für $d_f = 50 \mu\text{m}$.

In [62, 63] wurde dieses Verhalten untersucht. Dabei konnte für Fokusbereich, welche kleiner als $d_f = 200 \mu\text{m}$ sind, eine durch den Divergenzwinkel hervorgerufene Beeinflussung der Schweißnahtform festgestellt werden. Ein möglicher Erklärungsan-

satz beruht dabei auf der Verteilung der Isophoten. Insbesondere für Stahlwerkstoffe wird angenommen, dass die Begrenzung des Schmelzebades von der Form der Dampfkapillare vorgegeben wird und diese wiederum von den Isophoten abhängt [64]. Für einen Gaußstrahl lässt sich der Verlauf dieser Isophoten rechnerisch aus dem festen Quotienten I/I_0 bestimmen.

$$\frac{I}{I_0} = \left(\frac{w_0}{w(z)} \right)^2 \cdot e^{\left[-\frac{2(x^2+y^2)}{w^2(z)} \right]} \quad (4.2)$$

Hierbei entspricht I_0 der Intensität im Fokus und I der Intensität der gesuchten Isophote. Somit kann der Radius r einer Isophote an der Stelle z in Abhängigkeit des Verhältnisses I/I_0 , des Strahltaillenradius w_0 und der Rayleigh-Länge z_R nach Gleichung (4.3) berechnet werden:

$$r(z) = \sqrt{-\frac{1}{2} \cdot w_0^2 \cdot \left[1 + \left(\frac{z}{z_R} \right)^2 \right] \cdot \ln \left[\frac{I}{I_0} \cdot \left[1 + \left(\frac{z}{z_R} \right)^2 \right] \right]} \quad (4.3)$$

In Bild 4.10 sind nach Formel (4.3) die Isophotenverläufe für die fokussierten Strahlen des für die Schweißversuche verwendeten Scheibenlasers dargestellt.

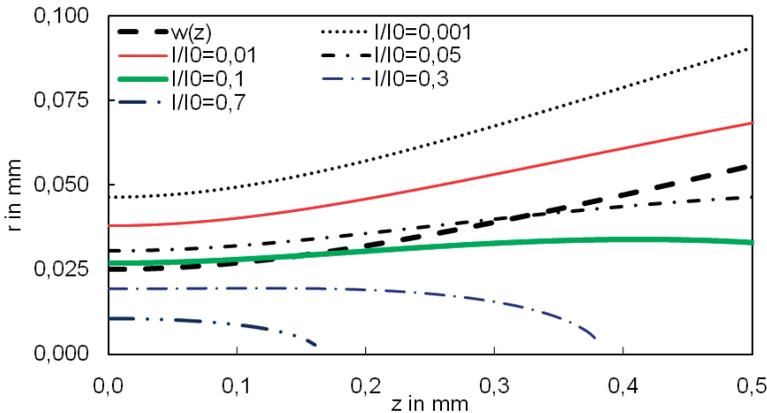


Bild 4.10: Berechneter Verlauf des Strahlradius und der Isophoten für $d_f = 50 \mu\text{m}$ eines Scheibenlasers mit einem LLK-Durchmesser von $50 \mu\text{m}$ und einer $NA \approx 0,1$.

Neben den auf I_0 normierten Isophoten ist der Strahlradius $w(z) = d(z)/2$ nach Formel (2.12) im Diagramm als gestrichelte Linie angegeben. Der Strahlradius wird nur für z kleiner 0,5 mm betrachtet. Dies entspricht der Materialstärke welche für die vorausgegangenen Versuche verwendet wurde. Dabei wurde die Fokusslage immer auf die Materialoberfläche gelegt.

Aufgrund des relativ großen Divergenzwinkels und der damit einhergehenden kleinen Rayleighlänge von $z_R = 0,25$ mm kommt es, wie in Bild 4.9 rechts dargestellt, zu einer größeren Ausbauchung, welche mit den Schweißversuchen korreliert.

In Bild 4.11 ist der berechnete Verlauf des Strahlradius $w(z)$ und verschiedener Isophoten für den Faserlaser aufgetragen, wie er für die Schweißversuche verwendet wurde. Im Bereich des Bleches mit einer Stärke von 0,5 mm kommt es bei den verschiedenen Intensitätsverhältnissen zu nur sehr kleinen Änderungen beim Strahlradius. Vergleicht man dazu die Naht aus Bild 4.9 links, so ist hier eine sehr gute Korrelation zu den geraden Flanken der Nahtgeometrie aus den Schweißversuchen zu erkennen.

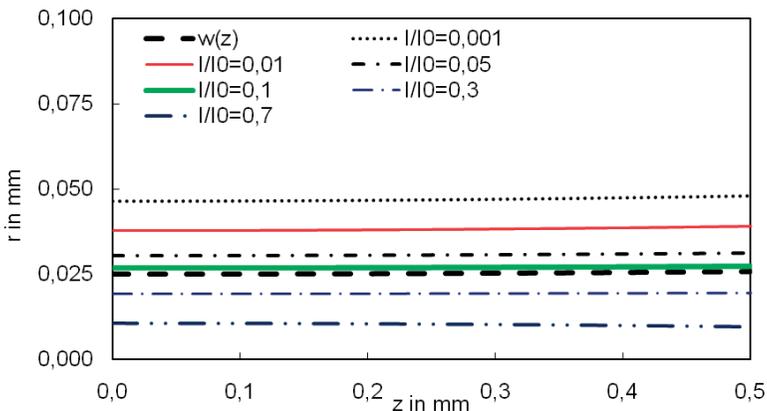


Bild 4.11: Berechneter Verlauf des Strahlradius und der Isophoten für $d_f = 50 \mu\text{m}$ eines Faserlasers mit einem LLK-Durchmesser von $14 \mu\text{m}$ und einer $NA \approx 0,05$.

Eine sehr gute Annäherung des frei propagierenden Laserstrahls findet bei einem Intensitätsverhältnis von $I/I_0 = 0,1$ statt. Legt man die Annahme zu Grunde, dass bei dem hier vorliegenden Stahlwerkstoff, dieses Verhältnis gerade ausreicht den Werkstoff zu verdampfen, scheint die Kapillarform der Nahtgeometrie zu entsprechen.

Allerdings sollte hierbei stets beachtet werden, dass die Isophotenverläufe einen gaußförmigen Strahl und eine freie Propagation voraussetzen. Beides ist in betrachtetem

Fall nur teilweise gegeben. Zudem ist zu berücksichtigen, dass der Strahlauftreffwinkel nicht konstant ist. Folglich kann mit Hilfe der Isophotenverläufe ohne zusätzliche Betrachtung der genannten Einflussfaktoren kein exaktes Grenzintensitätsverhältnis erwartet werden. [65, 66, 67]

4.5 Zusammenfassung Verzugsminimierung

Führt man die Ergebnisse der Untersuchungen zusammen, so wird deutlich, dass alle Bestrebungen die zu einer kleineren Nahtquerschnittsfläche führen, auch einen kleineren Querverzugswinkel mit sich bringen. Bei der Verwendung von kleineren Fokusdurchmessern und Nahtformen, die wiederum zu einer reduzierten aufgeschmolzenen Nahtfläche bei konstanter Einschweißtiefe führen, muss die Festigkeit berücksichtigt werden. Eine kleinere Nahtbreite kann bei konstanter Einschweißtiefe, je nach Anwendungsfall, zu einer geringeren Festigkeit führen. In Bild 4.12 sind Nahtquerschliffe dargestellt die diesen Sachverhalt wiedergeben. Dabei geht die Nahtquerschnittsfläche von links nach rechts zusammen mit dem maximalen Querverzugswinkel zurück.

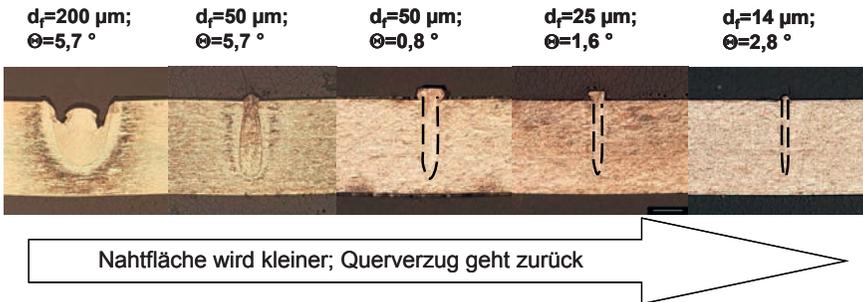


Bild 4.12: Querschliffe bei konstanter Einschweißtiefe und kleiner werdender Nahtquerschnittsfläche.

Es zeigt sich also, dass eine bessere Strahlqualität durchaus zu einem geringeren Verzug führt. Da mit hochbrillanten Strahlquellen

- kleinere Fokusdurchmesser,
- höhere Vorschubgeschwindigkeiten und/oder
- kleinere Divergenzwinkel realisiert werden können.

5 Schmelzebadströmungen beim Hochgeschwindigkeitsschweißen

In Kapitel 2.1.2 wurden die Vorteile brillanter Strahlquellen herausgearbeitet. Welche Auswirkungen kleine Fokusdurchmesser und hohe Vorschubgeschwindigkeiten auf die Schmelzebaddynamik haben, soll nun in diesem Kapitel diskutiert werden. Ergebnisse aus diesem Kapitel sind sehr interessant für neudesignte Werkstoffe bei denen unterschiedliche Materialien in einem Werkstück zusammen geführt werden. So ist in [68, 69] beispielhaft ein Produkt aus Aluminium vorgestellt welches mit unterschiedlichen Kern- und Randschichtlegierungen gegossen wird, um heißbrissfreies Scannerschweißen zu ermöglichen. Im Folgenden werden die Eigenschaften von Stahlwerkstoffen untersucht, doch auch hier ist es denkbar je nach Anwendungsfall maßgeschneiderte Produkte herzustellen. Zusätzlich spielt der Einsatz von Zusatzwerkstoffen in Form von Draht und Pulver und deren Durchmischung mit dem Grundmaterial eine wichtige Rolle.

Im Folgenden wurden Schmelzebadströmungen mit Hilfe von Hochgeschwindigkeitskameras aufgenommen, so dass oberflächennahe Schmelzebewegungen visualisiert werden können. Tiefer gelegene Schmelzebewegungen wurden im Anschluss daran mittels Indikatormaterialversuchen in Kapitel 5.2 untersucht und ein Modell für die Schmelzeströmungen vorgestellt.

5.1 Externe Beobachtung mit Hochgeschwindigkeitskameras

Sehr hohe Vorschubgeschwindigkeiten und kleine Fokusdurchmesser stellen extreme Anforderungen an die Prozessbeobachtung. Einerseits muss die Aufnahmefrequenz entsprechend hoch sein, damit die Schmelzebadbewegungen zwischen zwei aufeinander folgenden Bildern nicht allzu groß sind, andererseits sollte die Auflösung nicht zu gering sein, um zum Beispiel bei der Beobachtung der Kapillare noch Details erkennen zu können. Eine höhere Framerate kann durch Reduzierung der Pixelzeilenzahl erzielt werden, was jedoch eine schlechtere Auflösung zur Folge hat. Da die Bildfre-

quenz der verwendeten Hochgeschwindigkeitskamera lediglich von der Zeilenanzahl abhängig ist, bringt eine Reduzierung der Spalten keine Frequenzerhöhung mit sich. Des Weiteren ist auf möglichst kurze Belichtungszeiten zu achten, um Bewegungsunschärfen bei sehr schnellen Schmelzebewegungen bzw. bei ablösenden Spritzern zu vermeiden. Das wiederum erfordert eine optimale gleichmäßige Ausleuchtung des zu beobachtenden Bereiches. Untersuchungen haben gezeigt, dass bei einer Beleuchtungswellenlänge von 808 nm und einem entsprechenden Filter vor dem Kameraobjektiv das Prozessleuchten weitgehend ausgeblendet werden kann [70, 71].

Für die Beleuchtung wurde ein Diodenlaser mit einer maximalen Ausgangsleistung von 40 W verwendet. Bei einem Fokusbereich von 25 bis 50 μm wird ein hoher Vergrößerungsfaktor des Beobachtungsobjektivs notwendig, was bei den verwendeten Objektiven, trotz weit verschlossener Blende, eine sehr geringen Schärfentiefe zur Folge hat.

Nachfolgend werden Schweißversuche mit einem nominellen Fokusbereich von $d_f = 50 \mu\text{m}$ und einer konstanten Streckenenergie von $E = 600 \text{ J/m}$ beschrieben. Durch die konstante Streckenenergie soll eine möglichst einheitliche Einschweißtiefe sichergestellt werden. Dabei wird in Kauf genommen, dass bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten die auftretenden konduktiven Wärmeverluste kleiner sind und somit zu einer höheren Einschweißtiefe führen.

Die folgenden Bilder sind Hochgeschwindigkeitsfilmen entnommen. Dabei entspricht die Länge des Bildes 2.6 mm und die Breite des Bildes 0.9 mm auf dem Probenblech. Bei den Bildern handelt es sich um Momentaufnahmen, daher wurde darauf geachtet, dass die gewählten Bilder für die jeweilige Geschwindigkeit repräsentativ sind, so dass das Verhalten des Schmelzebades an der Oberfläche mit zunehmender Geschwindigkeit diskutiert werden kann [72, 73].

In Bild 5.1 ist der Schweißprozess bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $v = 20 \text{ m/min}$ dargestellt.

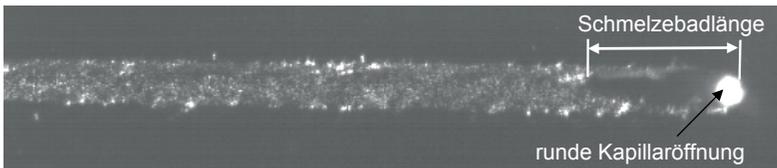


Bild 5.1: Aufnahme einer Hochgeschwindigkeitskamera bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 20 \text{ m/min}$ und einer Leistung von $P = 200 \text{ W}$.

Die Kapillaröffnung ist als heller kreisförmiger Bereich zu erkennen und das Schmelzebad erscheint auf den ersten Blick sehr ruhig. Bei einer Erhöhung der zeitlichen Auflösung zeigen sich jedoch Spritzer, die durch eine kleine vor- und zurück oszillierende Schmelzewelle verursacht werden. Die Spritzerablösung erfolgt immer dann, wenn die Schmelzewelle des Schmelzebades auf den Wechselwirkungsbereich des Laserstrahls trifft.

Erhöht man die Schweißgeschwindigkeit auf $v = 40$ m/min, beginnt sich die Kapillare in Schweißrichtung aufzuweiten und das Schmelzebad wird länger. In Bild 5.2 ist zudem nach der Kapillare eine stehende Schmelzewelle zu erkennen. Bei dieser Geschwindigkeit können auch mit sehr hohen Frameraten und kurzen Belichtungszeiten keine Spritzer mehr ausgemacht werden.

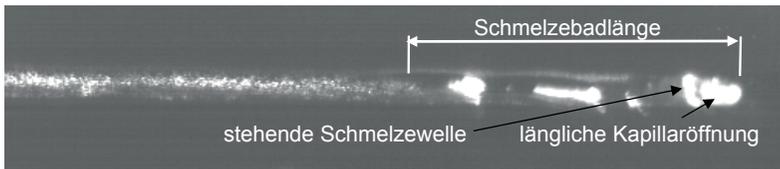


Bild 5.2: Aufnahme einer Hochgeschwindigkeitskamera bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 40$ m/min und einer Leistung von $P = 400$ W.

In Bild 5.3 ist ein Schweißprozess bei einer Geschwindigkeit von $v = 50$ m/min zu sehen. Die Kapillaröffnung vergrößert sich weiter. Es bilden sich lange flache Wellen aus dem Schmelzebad, welche am Ende des Schmelzebades erstarren. Die Erscheinung dieser langen Wellen ist periodisch und wird im Folgenden als Übergangsbereich bis zu der „typischen“ Humpingerscheinung ab ca. $v = 60$ m/min angesehen.

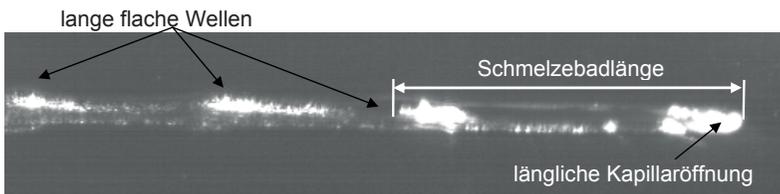


Bild 5.3: Aufnahme einer Hochgeschwindigkeitskamera bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 50$ m/min und einer Leistung von $P = 500$ W.

Wird die Vorschubgeschwindigkeit weiter gesteigert, so bildet sich die typische Humpingform aus. In Bild 5.4 ist dies bei einer Vorschubgeschwindigkeit von

$v = 60$ m/min dargestellt. Die einzelnen „Humps“ beginnen direkt nach der Kapillare zu wachsen, bis sie schließlich erstarren.



Bild 5.4: Aufnahme einer Hochgeschwindigkeitskamera bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 60$ m/min und einer Leistung von $P = 600$ W.

Für die folgenden Aufnahmen wurde der Bildmaßstab angepasst. Der betrachtete Bildausschnitt entspricht einem Bereich auf dem Probenbleche von 4.1×1.5 mm. In Bild 5.5 entstehen die Humps nicht mehr direkt hinter der Kapillare, sondern in einem größeren Abstand zur Kapillare. Zusätzlich ist im Vergleich zu den vorherigen Geschwindigkeiten die Kapillare bei $v = 70$ m/min sehr weit geöffnet.

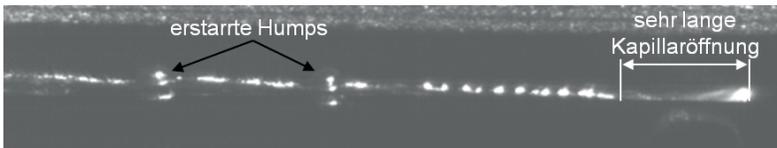


Bild 5.5: Aufnahme einer Hochgeschwindigkeitskamera bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 70$ m/min und einer Leistung von $P = 700$ W.

Mit einer weiteren Geschwindigkeitserhöhung verringert sich der Abstand der einzelnen Humps, wobei deren Entstehungsort weiterhin weit hinter der Kapillare liegt. Dies ist in Bild 5.6 bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 80$ m/min dargestellt. Bei Geschwindigkeiten von über $v = 80$ m/min wird der Abstand der einzelnen Humps so klein, dass diese ineinanderfließen und somit unregelmäßig große Schmelzetropfen auf der Schweißnaht ausbilden.

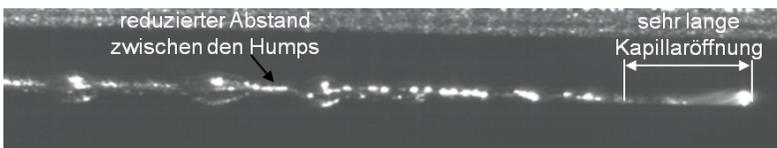


Bild 5.6: Aufnahme einer Hochgeschwindigkeitskamera bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 80$ m/min und einer Leistung von $P = 800$ W.

Bei Schweißgeschwindigkeiten bis zu $v = 100$ m/min konnten keine weiteren Veränderungen festgestellt werden.

Um einen Überblick geben zu können, wie sich die Schmelzebadlänge mit steigender Vorschubgeschwindigkeit ändert, werden verschiedene Längen definiert. In Bild 5.7 ist eine Abfolge von Bildern einer Schweißung bei $v = 60$ m/min nach unterschiedlichen Zeiten dargestellt. Dabei wird der Humpentstehungsanfang als der Punkt definiert an dem ein Hump zu wachsen beginnt und die Schmelze über die Blechoberfläche tritt. Es folgt ein Bereich in dem der Hump wächst bis er schließlich erstarrt. Dieser Erstarrungsort, wird als Humpentstehungsende bezeichnet. Von der Humpentstehung bis zu seiner vollständigen Erstarrung findet keine Bewegung des Humps relativ zum Werkstück statt.

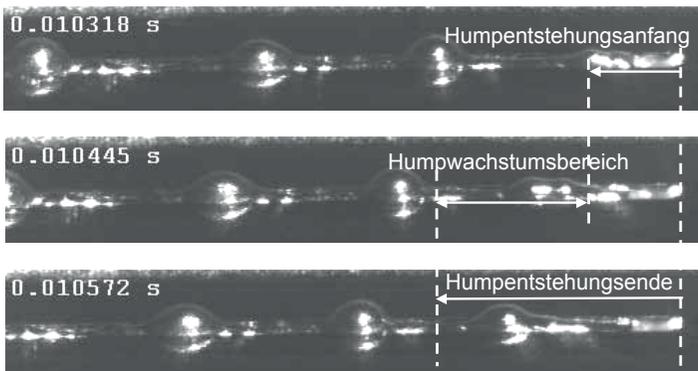


Bild 5.7: Definition von Humpentstehungsanfang, Humpwachstumsbereich und Humpentstehungsende.

Bild 5.8 zeigt die Schmelzebadlänge bis zu einer Geschwindigkeit von $v = 40$ m/min, es folgt der Bereich in dem Humping entsteht. Dieser ist gekennzeichnet durch zwei Linien von Humpentstehungsanfang bis Humpentstehungsende. Bei $v = 50$ m/min befindet man sich im Übergangsbereich in welchem lange flache Wellen auftreten. Der Rückgang der Schmelzebadlänge, welcher dem Humpentstehungsende bei $v = 60$ m/min entspricht, fällt mit der Entstehung der Humps direkt nach der Kapillare zusammen. Bis dorthin vergrößert sich auch der Humpwachstumsbereich. Bei weiter ansteigender Geschwindigkeit bleibt die Länge des Humpwachstumsbereichs Δs konstant, auch wenn sich der Bereich insgesamt zunächst noch weiter von der Kapillare entfernt. Ein konstanter Humpwachstumsbereich bedeutet, dass die Erstarrungszeit mit höherer Vorschubgeschwindigkeit kürzer wird. Für die verwendeten Parameter erhält

man einen Humpwachstumsbereich von $\Delta s = 800 \mu\text{m}$. Dies führt bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 60 \text{ m/min}$ zu einer Erstarrungszeit von $t = 800 \mu\text{s}$ und zu $t = 480 \mu\text{s}$ bei $v = 100 \text{ m/min}$. Mit höheren Vorschubgeschwindigkeiten werden sowohl die Humps als auch deren Abstände zueinander kleiner. Die Schmelze in den kleinen Humps kann Ihre Energie somit schneller an das Werkstück überführen, wodurch die Humps schneller erstarren.

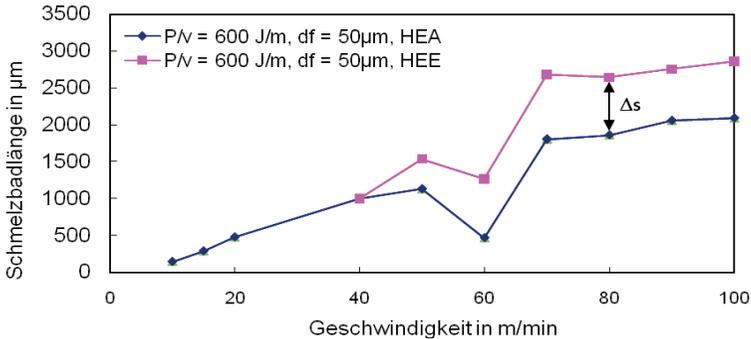


Bild 5.8: Schmelzebadlänge über der Vorschubgeschwindigkeit, Aufteilung in Humpentstehungsanfang (HEA) und Humpentstehungsende (HEE).

Neben der Betrachtung der Schmelzebadlänge geben die Beobachtungen mit der Hochgeschwindigkeitskamera auch einen Einblick über die Längenveränderung der Kapillaröffnung an der Oberfläche. In Bild 5.9 sind die Kapillarlängen für einen Fokussdurchmesser von $d_f = 50 \mu\text{m}$ bei drei unterschiedlichen Streckenenergien dargestellt. Für den Graph mit der Streckenenergie von $P/v = 800 \text{ J/m}$ können ab einer Geschwindigkeit von 70 m/min keine vergleichbaren Kapillarlängen zugeordnet werden, da ab hier eine Durchschweißung vorliegt.

Dabei ist für die Streckenenergien von $E = 600 \text{ J/m}$ und $E = 800 \text{ J/m}$ bei einer Vorschubgeschwindigkeit zwischen $v = 60$ bis 70 m/min ein „Sprung“ in der Kapillarlänge auszumachen. Dieser Sprung geht von einer Kapillarlänge von etwa $250 \mu\text{m}$ aus und erreicht ungefähr $850 \mu\text{m}$, was dem 17-fachen des nominellen Fokussdurchmessers entspricht. Mit dem Sprung in der Kapillarlänge wird wie in Bild 5.4 und Bild 5.5 dargestellt der Humpentstehungsanfang nach hinten verlagert. Daraus lassen sich zwei unterschiedliche Entstehungsmechanismen von Humping ableiten.

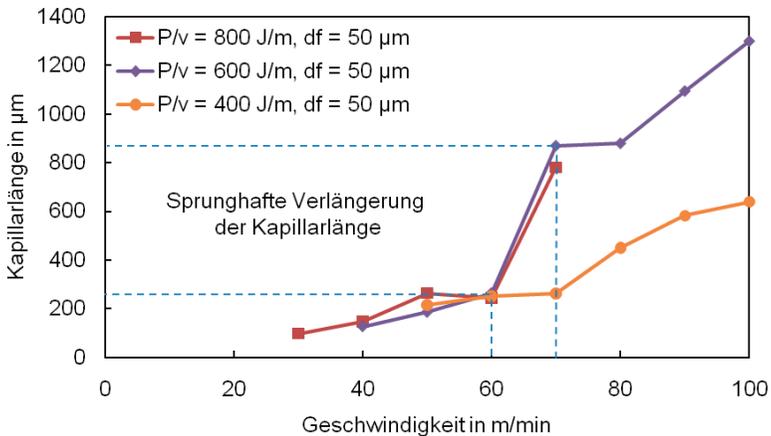


Bild 5.9: Kapillarlänge über der Vorschubgeschwindigkeit für $d_f = 50 \mu\text{m}$.

Bei den Humps, welche direkt nach der Kapillare entstehen scheint der ausströmende Metalldampf die treibende Kraft für die Schmelze zu sein. Dieser beschleunigt die Schmelze durch Reibung an der Kapillarrückwand nach oben und überlagert sich mit der Schmelzeströmung welche um die Kapillare herum beziehungsweise unter der Kapillare hindurch fließt. Bei diesen relativ langsamen Vorschubgeschwindigkeiten liegt ein kurzes Schmelzebad vor, in welchem die Erstarrungsfront dicht hinter der Kapillare liegt. Erst bei Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit wird der Abstand der Erstarrungsfront zur Kapillare größer. Der um sowie unter der Kapillare fließende Schmelzestrom wird am Schmelzebadgrund beziehungsweise an der Erstarrungsfront nach oben abgelenkt und es kommt zum Humpwachstum. Durch die sprunghafte Kapillarverlängerung und dem Humpwachstum erst weit nach der Kapillare spielt der Effekt des Metalldampfes eine kleinere Rolle für den Antrieb der Schmelze [74]. Stattdessen dürfte die Form des Schmelzebadgrundes eine entscheidendere Rolle einnehmen.

Die bisherigen Beobachtungen mit den Hochgeschwindigkeitskameras sollen im folgenden Kapitel durch Indikatormaterialversuche ergänzt werden.

5.2 Interne Beobachtung mittels Indikatormaterial

In bisherigen Untersuchungen konnte ein Beitrag zum Prozessverständnis entwickelt werden, welcher ausschließlich aus der Beobachtung der Schmelzebadoberfläche resultiert. In den folgenden Untersuchungen wurde ein Tracer- bzw. Indikatormaterial in den Schweißprozess eingebracht und die Verteilung dieses Indikatormaterials nach der Erstarrung der Schmelze durch entsprechende metallografische Analyseverfahren visualisiert. Anhand der Verteilung des an verschiedenen Stellen platzierten Indikatormaterials wurden Rückschlüsse gezogen, wie der Schmelzeverlauf während des Schweißvorgangs bis zur Erstarrung stattgefunden haben muss.

Dazu wurde wie folgt vorgegangen:

- Auswahl eines geeigneten Indikatormaterials;
- Variation der Dicke und Platzierung des Indikatormaterials;
- Metallografische Analyse/Untersuchung der Schweißprobe;
- Rückschluss auf die Schmelzebadströmung und Modellbildung.

5.2.1 Auswahl des Indikatormaterials

Um das optimale Indikatormaterial zu ermitteln, wurden Schweißversuche mit verschiedenen Materialien wie Messing, Aluminium, Kupfer und unlegiertem Stahl durchgeführt. Dabei wurde das Indikatormaterial in „Sandwich“- Bauweise, wie in Bild 5.10 dargestellt, zwischen das Grundmaterial gelegt.

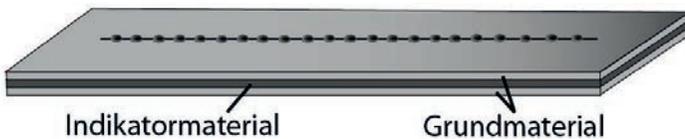


Bild 5.10: „Sandwich“- Bauweise der verwendeten Schweißproben mit Indikatormaterial.

Zwei Kriterien zur Auswahl des geeigneten Indikatormaterials sind besonders wichtig. Zum einen muss sich das Indikatormaterial nach erfolgter Schweißung mit EDX (Energy - Dispersive X-ray spectroscopy) nachweisen lassen und zum anderen darf der Schweißprozess nicht wesentlich beeinflusst werden. Dazu wurde der Schweißprozess mit einer Hochgeschwindigkeitskamera aufgezeichnet und mit dem ursprünglichen Schweißprozess ohne Indikatormaterial verglichen. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5.1 aufgeführt. Es zeigt sich, dass die Nachweisbarkeit und die Prozessvergleichbarkeit am besten durch den unlegierten Stahl erfüllt werden. Auch bei der umgekehrten Variante,

bei der der Edelstahl als Indikatormaterial verwendet wurde, ist die Nachweisbarkeit gegeben, allerdings zeigten sich Unterschiede im Prozess.

| Indikatormaterial | Vergleichbarkeit Prozess | Nachweisbarkeit |
|----------------------------|--------------------------|-----------------|
| Aluminium | ☹ | ☹ |
| Messing | ☹ | ☹ |
| Kupfer | ☹ | ☺ |
| Unlegierter Stahl (1.1274) | ☺ | ☺ |
| Edelstahl (1.4310) | ☹ | ☺ |

Tabelle 5.1: Bewertungstabelle verschiedener Indikatormaterialien.

Für die durchgeführten Schweißversuche wurde ein Fokusdurchmesser von $d_f = 50 \mu\text{m}$ verwendet. Die Schweißgeschwindigkeit lag bei allen Versuchen bei $v = 60 \text{ m/min}$ und die Durchschweißgrenze bei etwa 700 W . Aus diesem Grund wurden Einschweißungen bei einer Leistung von $P = 600 \text{ W}$ und Durchschweißungen bei $P = 800 \text{ W}$ realisiert. Zusätzlich wurden Versuche genau an der Durchschweißgrenze bei $P = 700 \text{ W}$ gefahren.

5.2.2 Durchführung der Schweißversuche mit Indikatormaterial

Um Aussagen über den Fluss der Schmelze treffen zu können, wurden die mit Indikatormaterial geschweißten Proben anhand von drei unterschiedlichen Schliffarten metallografisch aufbereitet. Diese Schliffarten sind in Bild 5.11 schematisch dargestellt.

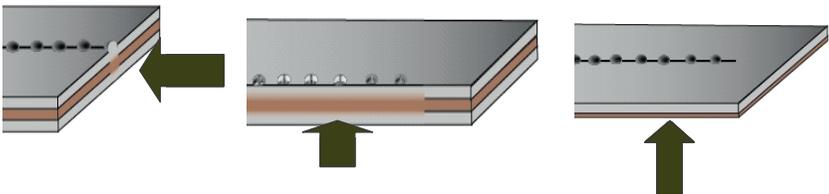


Bild 5.11: unterschiedliche Schliffarten: Links: Querschliff; Mitte: Längsschliff; Rechts: Flachschliff.

Es ist zu berücksichtigen, dass die Anfertigung eines Querschliffs mit einem geringen zeitlichen Aufwand verbunden ist, dafür aber auch nur eine Momentaufnahme des

Prozesses wiedergeben kann. Die Herstellung eines Längsschliffes hingegen ist mit einem sehr hohen zeitlichen Aufwand verbunden, da die Nahtgeometrie sehr klein ist, diese liegt bei einer Probenbreite im Bereich von 50-80 μm . Dafür lässt der Längsschliff Aussagen über den zeitlichen Verlauf des Schweißprozesses zu.

Im Folgenden werden zuerst die Ergebnisse der Querschliffe, dann die Ergebnisse der Längsschliffe und abschließend die Flachschliffproben diskutiert.

Von den Nahtquerschliffen wurden EDX-Aufnahmen angefertigt. Dabei entsprechen die hellen (gelben) Bereiche dem chromhaltigen Grundmaterial und die dunklen (blauen) Bereiche dem Eisen des unlegierten Stahls. Die Indikatormaterialfolie, die in unterschiedlichen Folienstärken Verwendung fand, wurde in verschiedenen Tiefen in den Grundwerkstoff eingelegt. Im Folgenden werden einzelne, wenige Versuche beispielhaft herausgegriffen, anhand derer wesentliche Aussagen verdeutlicht werden können. Beachtet werden sollte, dass der Querschliff an einer beliebigen Stelle in der Schweißnaht durchgeführt wurde, so dass sich von der Höhe der Nahtberraupe nicht auf die maximale Humphöhe des jeweiligen Parametersatzes schließen lässt. In Bild 5.12 wurde die Indikatorfolie mit einer Stärke von $s = 50 \mu\text{m}$ in einer Tiefe von $t = 50 \mu\text{m}$ unter der Oberfläche platziert. Die Laserleistung wurde dabei von 600 W bis 800 W erhöht, um die Durchmischung des Indikatormaterials bei einer Ein- und Durchschweißung bewerten zu können.

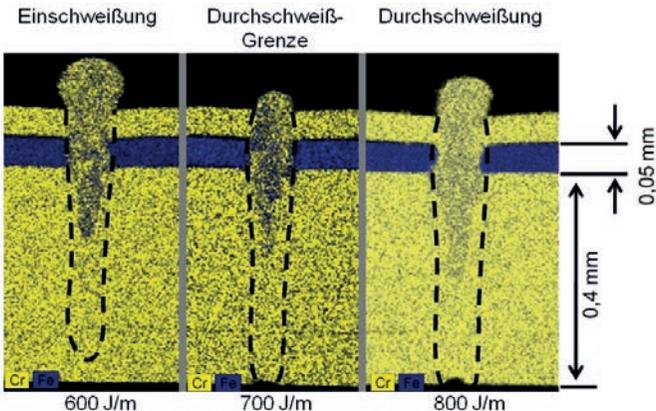


Bild 5.12: EDX-Analyse von Querschliffen mit Indikatormaterial in einer Tiefe von 50 μm bei unterschiedlichen Laserleistungen.

Die Nahtgeometrie zum Grundmaterial ist durch schwarze gestrichelte Linien verdeutlicht. Es ist zu erkennen, dass es im oberen Bereich der Schweißnaht zu einer gleich-

portanteil des Indikatormaterials nach unten, als dies eine Indikatorfolie zeigt, die im oberen Bereich der Probe platziert wurde. So kann kein Indikatormaterial an der Oberfläche nachgewiesen werden, wenn es vor dem Schweißversuch unterhalb von etwa 0,2 mm platziert wurde. Aufgrund der Impulserhaltung muss es für den nach oben ausströmendem Metall Dampf zu einem nach unten gerichteten Impuls auf die Schmelze kommen, welcher für die Schmelzebewegung nach unten verantwortlich ist. Aus [75, 76] geht hervor, dass der gesamte Bereich der Kapillarvorderwand, auf den der Laserstrahl auftrifft, einer ständigen hochfrequenten Fluktuation unterliegt. Die Absorption des Laserstrahls und die Oberflächengeometrie der Schmelze korrelieren stark miteinander ab. Es wird deutlich, dass aufgrund der Impulserhaltung bei der Verdampfung des Metalls, an den Stellen der Kapillare ein höherer Impuls auf die Schmelze ausgeübt wird, an denen der Absorptionsgrad besonders hoch ist. Der Grund hierfür ist die an diesen Stellen wesentlich höhere Verdampfungsrate.

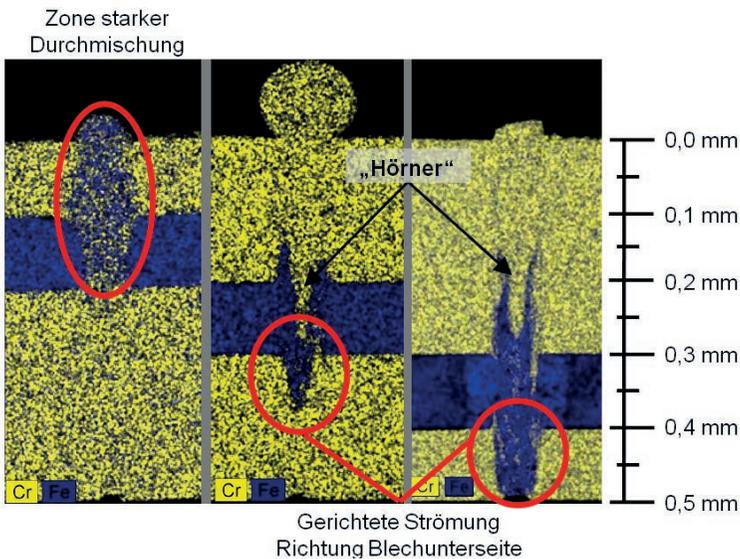


Bild 5.14: Zusammenfassung der Indikatormaterialverteilung aus Querschliffen mit verschiedenen Indikatorpositionen und $E = 700 \text{ J/m}$.

Die Erkenntnisse aus den Momentaufnahmen der Querschliffe sollen nun durch Längsschliffe erweitert werden, die über mehrere Millimeter Schweißnahtlänge erstellt werden können. Bei der Untersuchung der Längsschliffe zeigte sich, dass neben den

aufwendig erstellten EDX-Analysen die Verteilung des Indikatormaterials gleichermaßen an geätzten Längsschliffen nachgewiesen werden kann.

Zur Verdeutlichung ist in Bild 5.15 ein Längsschliff dargestellt bei dem in der Bildmitte eine EDX-Analyse mit einer geätzten Probe verglichen wird. Die Strukturen der Trennlinien zeigen dieselben Verläufe. Dadurch können zur weiteren Auswertung die geätzten Proben für die Untersuchung der Durchmischung des Indikatormaterials herangezogen werden. Beim Betrachten der geätzten Proben mit dem Lichtmikroskop, treten sogar deutlichere Trennungslinien auf und erleichtern die Auswertung, welche zu einer Rekonstruktion des Schmelzeflusses führen soll.

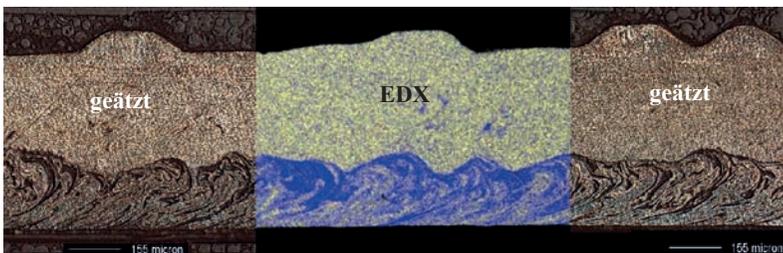


Bild 5.15: Überlagerung einer EDX-Analyse (Mitte) und einer mit dem Lichtmikroskop aufgenommenen geätzten Schweißprobe (links und rechts) zeigen eine Korrelation der Trennlinien auf.

In Bild 5.16 ist eine Schweißprobe dargestellt, bei der eine 100 μm starke Indikatormaterialfolie in einer Tiefe von 300 μm platziert wurde.

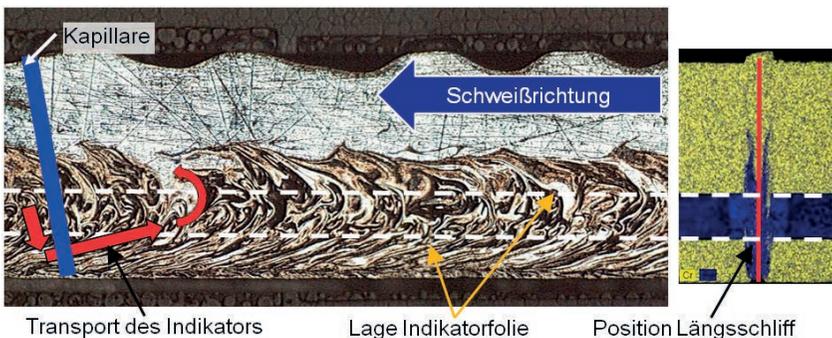


Bild 5.16: Indikatormaterialtransport anhand eines geätzten Längsschliffes einer Durchschweißung mit einer Lage Indikatormaterial.

Bei der Auswertung der Trennlinien und dem Versuch eine mögliche Strömung des Indikatormaterials zu rekonstruieren wird deutlich, dass die Schmelze mit dem Indikator bei vorliegender Durchschweißung zuerst einen starken Antrieb nach unten erfahren haben muss. Von der Blechunterseite verlaufen die Linien unter einem Winkel nach oben-hinten, dieser Anstellwinkel verläuft senkrecht zur geneigten Kapillare und deutet auf eine Strömung um die der Kapillare hin. Diese nach hinten gerichtete Strömung scheint sich anschließend in der Richtung umzukehren, bis der Schmelzeffluss in Richtung Kapillare verläuft. In Bild 5.17 ist der Verlauf der Schmelzeströmung mit Pfeilen und einer angestellten Kapillare schematisch dargestellt.

Nachfolgend wird eine Einschweißung betrachtet, bei der zwei Indikatormaterialfolien eingelegt wurden. Die Folien haben eine Stärke von jeweils 50 μm und wurden in einer Stapeltiefe von 100 μm und 250 μm eingebracht. In Bild 5.17 ist der Längsschliff einer Einschweißung abgebildet.

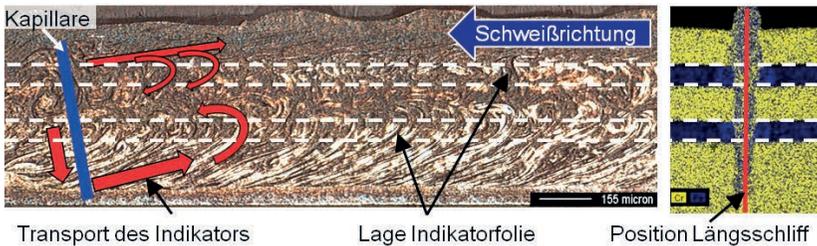


Bild 5.17: Indikatormaterialtransport anhand eines geätzten Längsschliffes einer Einschweißung mit zwei Lagen Indikatormaterial.

Deutlich zu erkennen ist dabei, dass die Anordnung der Trennlinien im unteren Bereich der Schweißprobe denselben Verlauf wie bei der bereits diskutierten Durchschweißung zeigt. Dabei wird erneut Schmelze mit Indikatormaterial entlang der Kapillare nach unten bis zum Nahtgrund transportiert. Von dort scheint der Transport des Indikatormaterials nach hinten oben abgelenkt zu werden und dreht dann wieder in Richtung Kapillare. Mit Hilfe der oberen Indikatormaterialfolie kann zusätzlich eine Aussage über den Schmelzeffluss im oberflächennahen Bereich getroffen werden. Hier sind lange parallel zur Oberfläche verlaufende Trennlinien zu erkennen. Dies lässt direkt unter der Schmelzebadoberfläche auf eine nach hinten gerichtete Strömung schließen. Zwischen der von der Kapillare weg gerichteten und der von unten kommenden Strömung gibt es noch einen weiteren Bereich, in dem die Trennlinien in einem Bogen verlaufen. Es scheint, als ob sich diese in Bögen verlaufenden Trennungs-

linien von der nach hinten gerichteten Strömung abspalten und diese nach unten abgelenkt wird.

Trennlinien bei Durch- sowie Einschweißungen zeigen einen vergleichbaren Verlauf auf, daher lässt sich aussagen, dass in beiden Fällen kaum noch Schmelze unter der Kapillare hindurch strömt, sondern die Schmelze den Weg um die Kapillare herum nimmt.

Ergänzend zu Bild 5.16 und Bild 5.17 wird anhand eines Längsschliffes der Zeitpunkt des Schweißvorgangs betrachtet, an dem der Laser abgeschaltet wurde. In Bild 5.18 ist ein Längsschliff einer Einschweißung am Schweißnahtende dargestellt. Die Indikatorfolien besitzen eine Stärke von jeweils 50 μm und wurden in einer Stapeltiefe von 100 μm und 250 μm eingelegt. Die Trennlinien des Indikatormaterials zeigen vor dem Ende der Schweißnaht das gleiche Muster wie in Bild 5.17 bereits visualisiert werden konnte. Betrachtet man den Bereich direkt an der Stelle an der noch aufgeschmolzen wurde, dann können relativ große Bereiche ohne Trennlinien, also ohne eine starke Durchmischung durch das Indikatormaterial ausgemacht werden. Das lässt den Rückschluss zu, dass die Durchmischung des Indikatormaterials erst weit nach der Kapillare stattfindet. Dabei muss beachtet werden, dass während des Abschaltzeitraumes die Schmelzemenge die um bzw. unter der Kapillare hindurch fließt geringer wird und einen immer kleineren Impuls auf das hinter der Kapillare gelegene Schmelzebad ausüben kann. Des Weiteren kann aus Bild 5.18 kein Rückschluss auf die Kapillareneigung getroffen werden, da der Abschaltvorgang des Lasers einige hundert Mikrosekunden dauert und der Rückgang der Leistung zu einem Rückgang in der Einschweißtiefe führt.



Bild 5.18: Längsschliff einer Einschweißung mit zwei Indikatorfolien während des Laserabschaltzeitraumes.

In den bisher vorgestellten Untersuchungen wurden ausschließlich Quer- und Längsschliffe betrachtet. Weitere Informationen zur Schmelzeströmung werden durch die Erstellung von Flachschnitten (siehe Bild 5.11) gewonnen. Dabei wurde die Probe von der Probenwurzel angeschliffen bis die zu untersuchende vertikale Position erreicht war.

In Bild 5.19 ist ein Flachschliff in der Probenmitte nach 250 μm dargestellt. Zu erkennen sind dabei Trennlinien, die einen vermutlichen Indikatormaterialtransport in horizontaler Ebene wiedergeben. Demzufolge bewegte sich die Schmelze um die Kapillare in Richtung Schmelzebadende, wo vermutlich aufgrund der Erstarrungsfront eine Ablenkung in Richtung Nahtmitte erfolgte und die Schmelze in Richtung Kapillare weiterströmte. Dieser wahrscheinliche aber offenbar nicht kontinuierliche Verlauf ist mit Pfeilen in Bild 5.19 gekennzeichnet.

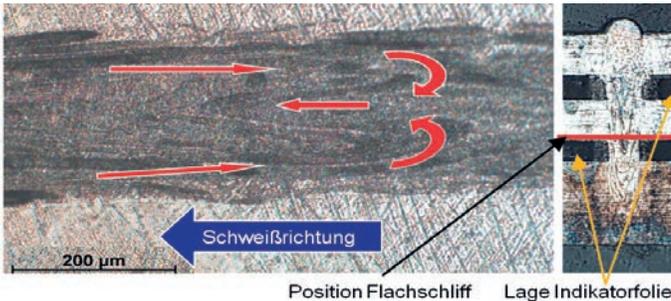


Bild 5.19: Flachschliff in Probenmitte einer Einschweißung mit zwei Indikatormateriallagen und den wahrscheinlichen Schmelzebewegungen.

In einer Tiefe von etwa 200 μm wurde der in Bild 5.20 dargestellte Flachschliff ausgeführt. Auf der linken Seite ist unten die Nahtberraupe mit den bei $v = 60 \text{ m/min}$ typischen Humpingtropfen dargestellt. Darüber ist der Flachschliff als EDX-Bild zu erkennen. Die aus den Querschliffen bekannten „Hörner“ sind als durchgehende Konzentrationslinien wiederzufinden. Dazwischen können Ansammlungen von Indikatormaterial ausgemacht werden. Die Humpingerscheinungen an der Nahtberraupe gehen mit Ansammlungen des Indikatormaterials in der Schliffebene einher. Das Auftreten von Humping korreliert demnach mit Veränderungen der Schmelzeströmung in dieser Tiefe.

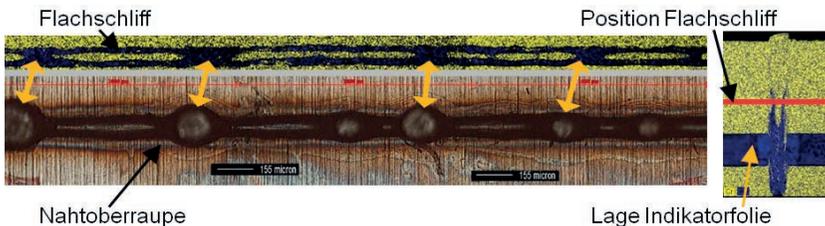


Bild 5.20: Oben: EDX-Analyse eines Flachschliffes, rechts: Position des Flachschliffes; Unten: Schweißnahtberraupe mit Korrelation zur EDX-Analyse.

Anhand der Indikatormaterialverteilungen wurde ein Modell für Schmelzebadströmungen entwickelt, welches für das Schweißen bei hohen Vorschüben und kleinem Fokusbereich gilt. [77, 78]

Die Schmelzebadströmungen werden in Bild 5.21 durch Pfeile dargestellt. Hierfür werden die Ergebnisse aus Quer-, Längs- und Flachschnitten zusammengeführt. Eine Einteilung in drei Strömungsbereiche, einen oberen, einen mittleren und einen unteren Bereich kann nach Auswertung der Längsschnitte vorgenommen werden. Dabei gibt es zwischen oberem und unterem Bereich einen Misch- beziehungsweise Übergangsbereich, in dem Strömungskomponenten beider Bereiche zu finden sind.

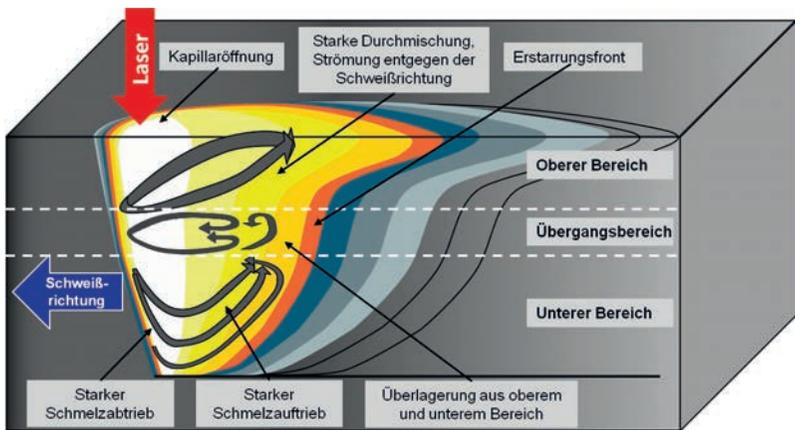


Bild 5.21: Modell der Schmelzeströmungen entwickelt aus den Beobachtungen mit Hochgeschwindigkeitskameras und den Indikatormaterialversuchen in Edelstahl für $d_f = 50 \mu\text{m}$ und $v = 60 \text{ m/min}$.

Im oberen Bereich sind keine regelmäßigen Strukturen im erstarrten Material zu erkennen. Dies deutet auf eine starke Durchmischung während des Schweißprozesses hin. Wohingegen der untere Bereich zunächst durch einen starken Materialtransport in Richtung Schmelzebadgrund gekennzeichnet ist. In Folge der nach unten gerichteten Beschleunigung des Materials erfolgt nach Umlenkung ein Aufströmen der Schmelze unter einem Winkel von ca. 30° zur Horizontalen. Dieser Winkel fällt mit der Orthogonalen der geneigten Kapillare während des Schweißvorgangs zusammen. Diese nach oben gerichtete Strömung lässt sich bis ungefähr zur Mitte des Werkstücks verfolgen. In der Mitte des Werkstücks erfährt der nach oben-hinten gerichtete Schmelzestrom, eine weitere Umlenkung und verläuft anschließend in Schweißrichtung. Im Übergangsbereich sind Einflüsse sowohl aus oberem und unterem Bereich erkennbar. Es ist

eine weitere Strömung der Schmelze Richtung Werkstückoberseite ersichtlich, allerdings unter einem anderen Winkel als im unteren Bereich. Der flachere Aufströmwinkel ist im oberen Bereich in Bild 5.21 zu erkennen.

In Kapitel 2.1.3 wurden bereits Strömungen im Schmelzebad betrachtet und erläutert. Dabei wurde die Strömung, welche um die Kapillare strömt ebenso berücksichtigt, wie die Schmelze die an der Kapillarwand nach oben transportiert wird. Allerdings wurde keine Strömung diskutiert, welche an der Kapillarvorderwand nach unten führt, wie aus den Indikatormaterialversuchen nun abzuleiten und in Bild 5.21 visualisiert wird. Es ist anzunehmen, dass der Antrieb für die nach unten gerichtete Strömung auf den Impuls des abströmenden Metaldampfes zurückzuführen ist. Der Laserstrahl trifft auf der Kapillarvorderwand auf, so dass das Metall verdampft. Der Metaldampf strömt dabei vor allem nach oben aus der Kapillare heraus. Durch einen kontinuierlichen Impulsübertrag auf die Schmelze an der Kapillarvorderwand wird diese bis zum Nahtgrund weiter beschleunigt. Mit ansteigender Einschweißtiefe geht daher eine stärkere Strömung an der Kapillarfront nach unten einher, welche auch aus den Querschliffen zu den Indikatormaterialversuchen abgeleitet und durch diese bestätigt werden kann.

Mit Hilfe der Indikatormaterialversuche konnte eine wahrscheinliche Schmelzeströmung rekonstruiert werden. Eine neu installierte Röntgenanlage des IFSW [79] sollte es in absehbarer Zeit ermöglichen die herausgearbeiteten Schmelzeströmungen zu validieren. Durch den geringeren Aufwand, sollte es zudem möglich sein die in diesem Kapitel nicht veränderten Parameter wie Fokusbereich und Vorschubgeschwindigkeit zu variieren und das Prozessverständnis entsprechend zu erweitern. Auch könnten zusätzlich die Strömungen der zu Beginn beschriebenen Kern- und Rand-schichtlegierungen quali- und quantifiziert werden.

6 Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen

Die Herausforderung beim Fügen von Kupferwerkstoffen mit einem Laserstrahl im Dauerstrichbetrieb liegt, in der verglichen mit Stahl sehr viel höheren Wärmeleitfähigkeit, der größeren Wärmeausdehnung und im geringeren Absorptionsgrad der Laserstrahlung. Die Wellenlängenabhängigkeiten des Absorptionsgrades sind in Bild 2.1 dargestellt. Diese Materialeigenschaften können, je nach Anwendungsfall, durch das Hinzufügen anderer Elemente wie z. B. Zinn (Bronze) oder Zink (Messing) angepasst werden. Für das Laserstrahlschweißen stellen diese Legierungen aufgrund der unterschiedlichen Schmelz- und Siedepunkte eine weitere Herausforderung dar. Aufgrund dieser physikalischen Eigenschaften wurde der Werkstoff Kupfer bisher vor allem mit gepulsten Laserstrahlquellen gefügt, welche kurzzeitig eine sehr hohe Intensität zur Verfügung stellen. Bei den resultierenden Schweißnähten konnten allerdings nur relativ kleine Aspektverhältnisse realisiert werden. Neuentwicklungen von Laserstrahlquellen mit sehr guter Strahlqualität bei mehreren Kilowatt Ausgangsleistung erlauben nun ein Tiefschweißen von Kupferwerkstoffen, welches sich durch ein hohes Aspektverhältnis auszeichnet und in diesem Kapitel näher betrachtet werden soll.

6.1 Eigenschaften von Kupferwerkstoffen

Vor allem zu Prozessbeginn, ist der Absorptionsgrad der Laserstrahlung bei $1\ \mu\text{m}$ Wellenlänge sehr gering, und liegt nach [6] bei etwa 5%, so dass ein großer Teil der Laserleistung zurückreflektiert wird und zu Systemschäden führen kann. Mit der Einstrahlzeit wärmt sich der Kupferwerkstoff lokal auf, was mit einem höheren Absorptionsgrad und einer geringen Wärmeleitfähigkeit einhergeht. Beide Effekte führen zum Überhitzen der Schmelze, da zum einen der erhöhte Absorptionsgrad dem Prozess mehr Energie zuführt und zum anderen weniger Energie durch die geringere Wärmeleitung in das Werkstück abgeführt wird.

Einen erheblichen Einfluss auf die Absorption von Laserstrahlung an einer Oberfläche haben die Oxidation und die Rauigkeit der Oberfläche [19]. Für die Rauigkeit nimmt die Absorption bei kleiner werdender Strukturperiode von Riefen auf einer ebenen

Oberfläche stark zu [80]. Nach [81] wird ein Maximum der Absorption erreicht, wenn die Oberflächenrauigkeit im Bereich der doppelten Wellenlänge liegt. Erklärt wird diese Zunahme mit auftretender Vielfachreflexion im Rauigkeitsprofil der Oberfläche. Deshalb kann hierbei auch vom Einkoppelgrad und nicht mehr vom Absorptionsgrad gesprochen werden, da dieser nur für eine Reflektion mit der Oberfläche definiert ist. Eine relativ aufwendige Möglichkeit stellt die Beschichtung der Oberflächen dar. Dadurch kann die Rauigkeit der Oberfläche und die Entstehung der Oxidschicht beeinflusst werden. Vorwiegend werden zur Beschichtung Zinn- und Nickelschichten eingesetzt [82, 83].

Für die im Folgenden beschriebenen Versuche wird der stationäre Tiefschweißprozess mit blanke Kupferoberfläche betrachtet. Eine schlechtere Einkopplung der Laserleistung am Schweißnahtanfang oder ein sich zu einem späteren Zeitpunkt einstellender stationärer Prozess spielt dabei keine Rolle. Aus diesem Grund wurden Querschliffe für die Auswertung angefertigt, welche nach mindestens 20 mm Schweißnahtlänge durchgeführt wurden.

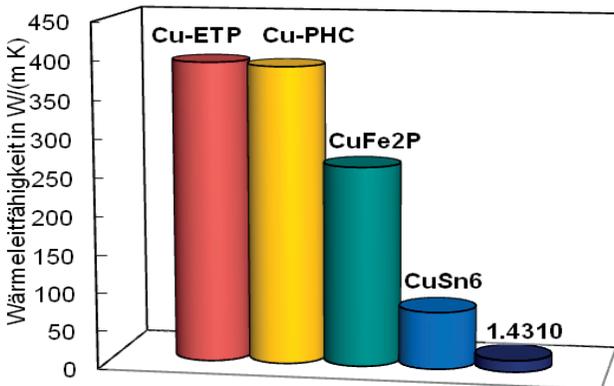


Bild 6.1: Wärmeleitfähigkeiten verschiedener Kupferwerkstoffe im Vergleich zu Edelstahl bei Raumtemperatur.

Aus der sehr großen Vielfalt an Kupferwerkstoffen wurden vier unterschiedliche Kupferwerkstoffe ausgewählt, die sich vor allem in Ihrer Wärmeleitfähigkeit, wie in Bild 6.1 dargestellt, unterscheiden. Beim Cu-ETP handelt es sich um ein günstiges Reinkupfer welches sauerstoffhaltig ist. Problematisch beim Schweißen ist dabei der restliche Sauerstoffgehalt der zur Versprödung (Wasserstoffkrankheit) führen kann [84]. Der Werkstoff findet vor allem in der allgemeinen Elektrotechnik, bei Transformator-

spulen, Stanzbiegeteilen, Heatsinks und Kabeln Anwendung. Für dieselben Anwendungen geeignet, aber besser zum Fügen ist das mit Phosphor desoxidierte Reinkupfer SE-Cu-PHC. Ein weiterer niedriglegierter Kupferwerkstoff ist der CuFe2P. Dieser erfährt eine Festigkeitssteigerung durch die Ausscheidung von Eisen und Eisenphosphiden (Fe_2P). CuFe2P bietet eine gute Relaxations- und Verschleißbeständigkeit und wird unter anderem für Steckverbinder, Halbleiterträger und Stanzbiegeteile eingesetzt. Als vierter Werkstoff wurde ein Bronzewerkstoff CuSn6 gewählt. Dieser erfährt eine Festigkeitssteigerung durch Mischkristallhärtung. So besitzt er zwar eine sehr hohe Festigkeit, allerdings bei einer stark reduzierten elektrischen Leitfähigkeit. Anwendung findet dieser Werkstoff vor allem in Steckverbindern, Kontaktfedern und Stanzbiegebauteilen. Die Bronze besitzt ein breites Erstarrungsintervall ($\Delta T \approx 150^\circ\text{K}$), weshalb Seigerungen beim Erstarrungsvorgang eine wichtige Rolle spielen dürften [84, 85, 86, 87, 88].

Für die verwendeten Kupferwerkstoffe wurden die Schwellleistungen bei einer Vorhubgeschwindigkeit von $v = 25 \text{ m/min}$ ermittelt. Also die Leistungen bei denen mit einem IR-Laser bei einem Fokusdurchmesser von $d_f = 100 \mu\text{m}$ erstmals Tiefschweißen auftritt. In Bild 6.2 sind diese Schwellleistungen über der Wärmeleitfähigkeit aufgetragen.

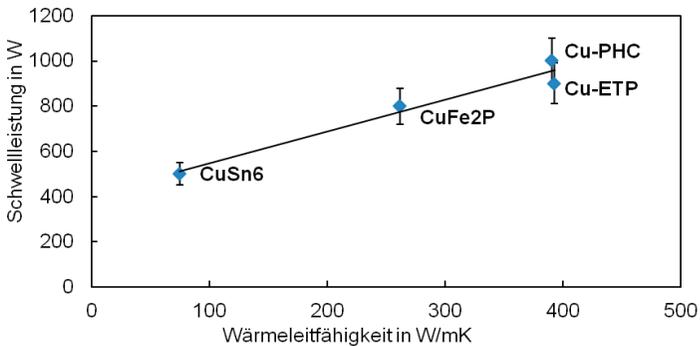


Bild 6.2: Gemessene Übergangsleistung als Funktion der Wärmeleitfähigkeit bei unterschiedlichen Kupferwerkstoffen.

Entsprechend der Wärmeleitfähigkeit nimmt die notwendige Schwellleistung für den Tiefschweißprozess zu. Für CuSn6 liegt diese bei etwa 500 W, für CuFe2P bei etwa 800 W und für die reinen Kupferwerkstoffe bei ungefähr 1000 W. Im Bild 6.2 ist eine lineare Trendlinie, die Gleichung (6.1) folgt, für die untersuchten Kupferwerkstoffe eingezeichnet. Die Trendlinie gibt den Zusammenhang von Schwellleistung und

Wärmeleitfähigkeit wieder. Dabei entspricht P_{Schwelle} der Schwellleistung und x einem Wärmeleitfähigkeitswert.

$$P_{\text{Schwelle}} = 1,41x + 405 \quad (6.1)$$

6.2 Beschränkungen beim Schweißen von Kupferwerkstoffen

Beschränkungen für das Fügen von Kupferwerkstoffen stellen zum einen bei sehr langsamen Vorschubgeschwindigkeiten von wenigen Metern/Minute die sehr starken Spritzer und Auswürfe dar, die zu Löchern in der Nahtoberraupe bis in den Nahtgrund führen können. Bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten und hohen Leistungen kommt es beim Fügen von Kupferwerkstoffen zudem zum Auftreten von Humping, welches bisher vor allem beim Laserstrahlschweißen von Stahlwerkstoffen (vgl. Kapitel 5.1) beobachtet werden konnte. In Bild 6.3 ist oben auf der linken Seite eine Nahtoberraupe mit vielen Löchern abgebildet, welche bei den angegebenen Parametern durch Schmelzeauswürfe und Spritzer entstanden sind. Betrachtet man den im Bild darunter angeordneten Längsschliff der Probe, so wird deutlich, dass die Fehlstellen bis in den Nahtgrund reichen. Auf der rechten Seite in Bild 6.3 ist eine Nahtoberraupe einer Schweißprobe dargestellt bei der Humping aufgetreten ist ($d_f = 100 \mu\text{m}$).

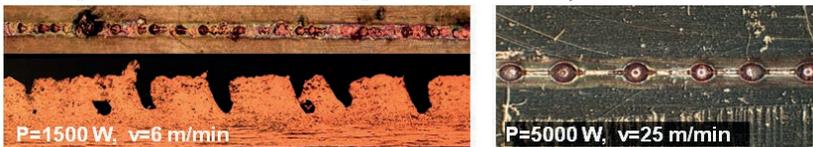


Bild 6.3: Links oben: Nahtoberraupe mit vielen Löchern $d_f = 100 \mu\text{m}$ [89];
Links unten: Längsschliff durch Schweißnaht mit Löchern bis in den Nahtgrund;
Rechts: perlenschnurartige Schmelzeansammlungen auf der Nahtoberraupe.

Eine für die Anwendung sehr wichtige Größe ist die maximal erreichbare Einschweißtiefe. Diese Größe ist neben Fokussierbedingungen vor allem von der Vorschubgeschwindigkeit und der maximal zur Verfügung stehenden Laserleistung abhängig. In diesem Kapitel sollen die, mit den zur Verfügung stehenden Laserstrahlquellen, bei maximaler Leistung erzielbaren Einschweißtiefen dargestellt werden. Des Weiteren wird auf die jeweilige Humpinggrenze bei verschiedenen Kupferwerkstoffen eingegangen. Auf das Thema Entstehung und Vermeidung von Spritzern und Auswürfen bei

langsamen Vorschubgeschwindigkeiten wird in dieser Arbeit nicht näher eingegangen. Aktuelle Ergebnisse hierzu können in [89] und [90] eingesehen werden.

Für die Ermittlung der Einschweißtiefe sind Querschliffe der Schweißprobe erforderlich. Diese erlauben ein Ausmessen der geätzten Probe unter dem Mikroskop. Aufgrund der epitaktischen Erstarrung sind diese Größen aber teilweise nur sehr schwer zu ermitteln. Dabei beginnt die Kristallisation an den Orten höchster Abkühlgeschwindigkeit, also an der Schmelzgrenze. Die Kristalle wachsen aufgrund der Richtungsabhängigkeit der Wärmeabfuhr von der Schmelzgrenze senkrecht zu den Erstarrungsisothermen. Bei steigender Wärmeeinbringung und Schweißgeschwindigkeit entsteht im Bereich der Schweißnahtmitte durch heterogene Keimbildung ein feinkörnigeres Gefüge. Das tropfenförmige Schmelzbad und die Feinkornzone in der Nahtmitte sind links in Bild 6.4 schematisch dargestellt.

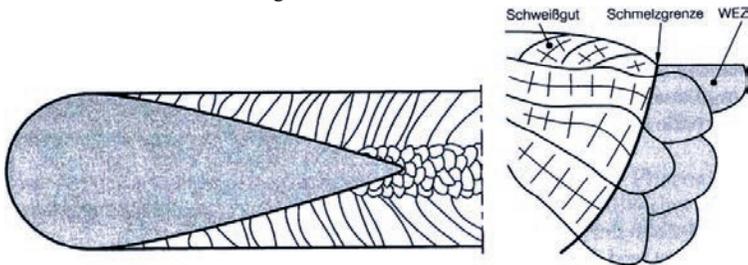


Bild 6.4: Links: Tropfenförmiges Schmelzbad und Feinkornzone der erstarrten Naht. Rechts: Epitaktische Erstarrung bei nichtpolymorphen Metallen [91].

Der unbeeinflusste Korngrenzenübergang an der Schmelzbadgrenze ist auf der rechten Seite in Bild 6.4 schematisch abgebildet. Bei nichtpolymorphen Metallen wie Kupfer, beginnt das Kristallwachstum an der Schmelzgrenze und orientiert sich an den Korngrenzen des nicht aufgeschmolzenen Bereichs, also der Wärmeinflusszone. Das bedeutet, dass die Korngrenzen der Wärmeinflusszone die Korngrenzen des Schweißguts bestimmen. Dieser Mechanismus wird als „epitaktische Erstarrung“ oder auch „epitaktisches Wachstum“ bezeichnet [91].

Bild 6.5 zeigt einen Querschliff einer Schweißnaht in Kupfer. Dabei wird die epitaktische Erstarrung deutlich. Bei der Auswertung von Querschliffen hinsichtlich der Einschweißtiefe, Nahtbreite oder Nahtfläche kommt es bei reinem Kupfer teilweise zu keiner eindeutigen Trennlinie zwischen aufgeschmolzenem und nicht aufgeschmolzenem Material, was die Auswertung erschwert beziehungsweise mehrfaches Überätzen erfordert.

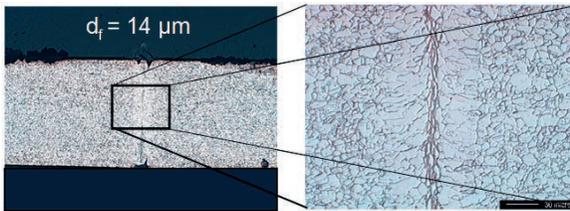


Bild 6.5: Links: Querschnitt einer Schweißnaht, rechts: vergrößerter Bereich der epitaktischen Erstarrung.

Bei kommerziell erwerblichen Laserstrahlquellen stehen heute hohe Laserleistungen mit guter Fokussierbarkeit zur Verfügung. Mit diesen werden die benötigten Leistungsdichten auch für das Tiefschweißen von Kupfer erreicht. Damit können besonders einfach Durchschweißungen realisiert werden. Eine Blindnaht in einem 5 mm starken Kupferblech (Cu-ETP) kann mit einem 6 kW - Scheibenlaser, mit einem Fokussdurchmesser von 200 μm und bei einem Vorschub von 1 m/min realisiert werden. Grundsätzlich lässt sich feststellen, dass es deutlich einfacher ist, eine stabile Durchschweißung herzustellen, da hier die Kapillare auf beiden Seiten des Werkstücks geöffnet ist. Dabei wirkt der Austritt des Metaldampfes auf der Ober- und Unterseite prozessstabilisierend [92]. Einschweißungen hingegen sind nicht so einfach zu realisieren. Beim Einschweißen führt das einseitige Ausgasen zu einer Kapillare welche weniger stabil ist und die Dynamik des Schmelzbadest verstärkt. Daraus resultieren die bereits diskutierten Inhomogenitäten der Nahtoberfläche wie beispielsweise Schmelzeauswürfe. Um 5 mm tief in den Kupferwerkstoff einzuschweißen, ist aufgrund der ins Bauteil abfließenden Wärme, mehr Laserleistung notwendig. Zusätzlich kann die Zweistrahltechnik, bei der der Laserstrahl in zwei Strahlen aufgeteilt wird, angewendet werden. In Vorschubrichtung „hintereinander“ angeordnet, führt dies zu einer länger stabil geöffneten Kapillare welche eine bessere Ausgasung des Metaldampfes gewährleistet.

Um eine Einschweißtiefe von 5 mm zu realisieren, wurden in [93] drei Scheibenlaser miteinander kombiniert. Dazu wurden Scheibenlaser mit jeweils 8, 6 und 4 kW über einen Faserkoppler zusammengeschaltet. Dieser koppelt drei Fasern mit einem Kerndurchmesser von 200 μm in eine 600 μm Faser ein. Mit diesem Aufbau konnten 16,5 kW auf das Werkstück übertragen werden. Auf der linken Seite in Bild 6.6 ist die schematische Kopplung der drei Scheibenlaser über den Faserkoppler dargestellt. Der Fokussdurchmesser betrug bei der durchgeführten Schweißung $d_f = 600 \mu\text{m}$ und die Vorschubgeschwindigkeit wurde auf 1,8 m/min eingestellt. Rechts in Bild 6.6 ist das Schweißergebnis der genannten Parameter ersichtlich, mit welchen sich eine Ein-

schweißtiefe und eine Nahtbreite von etwa 5 mm bei guter Nahtqualität realisieren lässt. Mit einer weiteren Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit konnte zwar die Einschweißtiefe erhöht werden, allerdings waren damit wieder sehr starke Auswürfe verbunden.

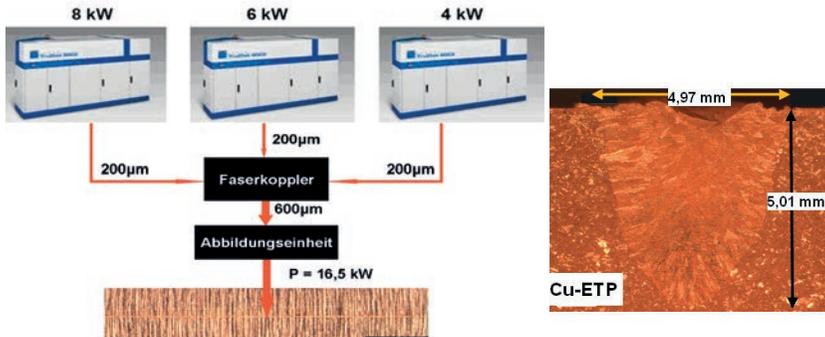


Bild 6.6: Links: Schematische Kopplung von Scheibenlasern zur Einschweißtiefensteigerung. Rechts: Querschnitt $P = 16,5$ kW, $v = 1,8$ m/min, $d_f = 600$ µm [92, 93].

Im Folgenden werden Ansätze beschrieben, bei denen Schweißnähte mit höheren Aspektverhältnissen bei kleinerer Laserleistung und kleinerer Fokusbildung hergestellt werden. Die Realisierung eines Fokusbildungsdurchmessers von $d_f = 14$ µm ist durch die Verwendung des Faserlasers möglich. Weitere Eigenschaften der Laserstrahlquelle können Tabelle 3.1 entnommen werden. Bild 6.7 zeigt die Strahlquelle und die Bearbeitungsoptik. Eine Anstellung der Optik um etwa 12° ist für reproduzierbare Schweißversuche eine wichtige Voraussetzung: Aufgrund der geringen Absorption der Laserleistung von Kupferwerkstoffen kommt es vor allem am Prozessbeginn, zu einem großen Anteil an zurückreflektierter Laserleistung, welche die Laserstrahlquelle bzw. das Faserende beschädigen. Ein Sensor im Lasersystem führt bei einem zu hohen Anteil an zurückreflektierter Laserstrahlung zum Abschalten. Aus diesem Grund konnten die Schweißnähte in Kupfer nicht mit der maximal möglichen Ausgangsleistung von $P = 1000$ W, sondern nur bis zu einer Laserleistung von etwa $P = 900$ W stabil und reproduzierbar durchgeführt werden. Messungen zeigen, dass das Intensitätsprofil annähernd einem Gaußprofil entspricht. Für das Bearbeiten von Kupferwerkstoffen sollte diese Intensitätsverteilung von Vorteil sein, da die hohe Intensität in der Strahlmitte zu einem schnelleren Aufheizen des Werkstücks auf Schmelztemperatur führt. Die damit nach Bild 2.2 einhergehende höhere Absorption, führt somit zu einer sich schneller ausbildenden Dampfkapillare. Hingegen wirken sich die Randbereiche des

Gaußprofils negativ aus, da aufgrund der geringen Intensität in den Randbereichen von einem hohen zurückreflektierten Leistungsanteil vor und seitlich der Kapillare auszugehen ist.

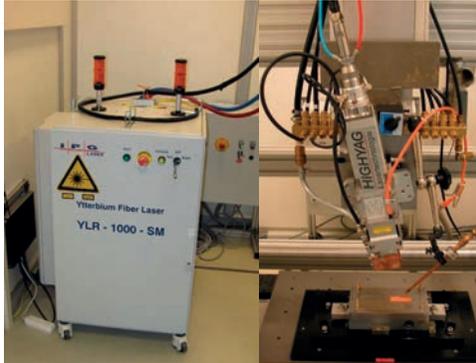


Bild 6.7: Links: Singlemode Faserlaser YLR – 1000 –SM von IPG.
Rechts: Angestellte Abbildungsoptik zur Bearbeitung von Kupferproben.

In Bild 6.8 ist die Einschweißkurve für einen Fokusbereich bei $d_f = 14 \mu\text{m}$ und einer Leistung von $P = 900 \text{ W}$ dargestellt. Als Kupferwerkstoff wurde ein desoxidiertes Reinkupfer (Cu-DHP) verwendet, vergleichbar mit dem oben bereits vorgestellten Cu-PHC.

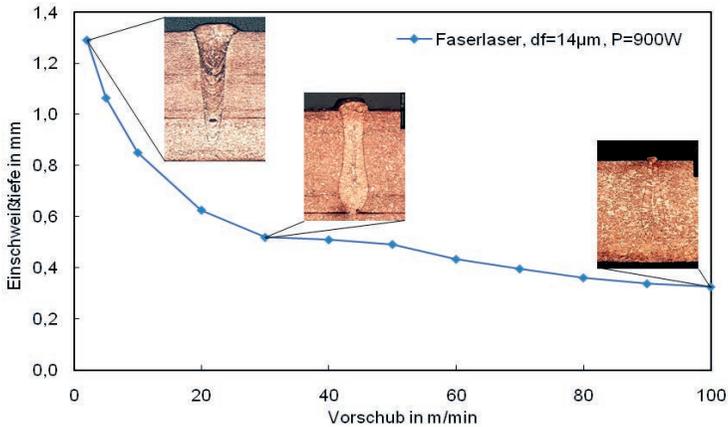


Bild 6.8: Einschweißtiefe über der Vorschubgeschwindigkeit eines desoxidierten Reinkupfers.

Bei einer eingestellten Ausgangsleistung von $P = 900 \text{ W}$ konnte so bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $v = 2 \text{ m/min}$ eine maximale Einschweißtiefe von $1300 \mu\text{m}$ erzielt werden [94]. Mit zunehmender Geschwindigkeit nahm die Einschweißtiefe nur noch relativ langsam ab. Dies wurde rechnerisch für kleine Fokusbereiche bereits in Bild 2.9 gezeigt und hier nun experimentell bestätigt. Bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 100 \text{ m/min}$ lag die Einschweißtiefe dabei immer noch bei über $300 \mu\text{m}$. Mehr Laserleistung konnte mit dem Einsatz des TruDisk 5001 (siehe Tabelle 3.1) auf das Werkstück gebracht werden. Dabei wurde ein Fokusbereich von $d_f = 100 \mu\text{m}$ auf dem Werkstück realisiert. In Bild 6.9 ist auf der linken Seite die damit erzielte Einschweißtiefe über der Vorschubgeschwindigkeit aufgetragen. So konnten bei CuSn6 und CuFe2P die höchsten Einschweißtiefen von etwa 5 mm erreicht werden. Für die beiden reinen Kupferwerkstoffe wurden noch Einschweißtiefen von etwa 4 mm erreicht.

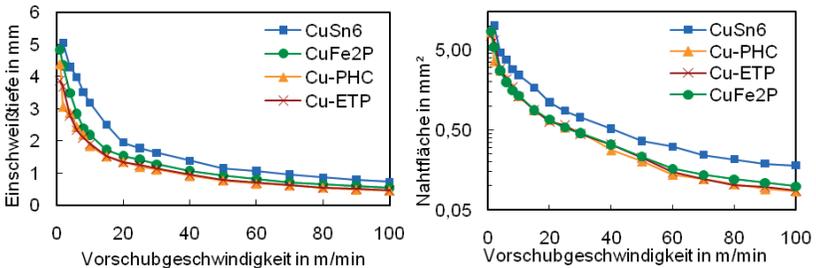


Bild 6.9: Links: Einschweißtiefe über der Geschwindigkeit ($P = 5 \text{ kW}$, $d_f = 100 \mu\text{m}$)
Rechts: Nahtfläche über der Geschwindigkeit bei ($P = 5 \text{ kW}$, $d_f = 100 \mu\text{m}$).

Die Einschweißtiefe geht mit steigender Geschwindigkeit zurück und erreicht bei $v = 100 \text{ m/min}$ für alle Kupferwerkstoffe Werte, die im Bereich zwischen $0,4$ und $0,8 \text{ mm}$ liegen. Des Weiteren ist eine flachere Abnahme der Einschweißtiefen ab etwa $v = 20 \text{ m/min}$ auszumachen. Deutlich ist im Diagramm zu erkennen, dass die Einschweißtiefe für Werkstoffe mit größerer Wärmeleitfähigkeit geringer ist als für Werkstoffe mit kleinerer Wärmeleitfähigkeit. Bei größer werdendem Vorschub geht ein Rückgang der Einschweißtiefe mit einem Rückgang der aufgeschmolzenen Nahtfläche einher. Auf der rechten Seite in Bild 6.9 ist die Nahtfläche logarithmisch über der Vorschubgeschwindigkeit aufgetragen. Auch hier zeigt sich, dass eine geringere Wärmeleitfähigkeit des Kupferwerkstoffes zu einer größeren aufgeschmolzenen Fläche führt. Für Cu-ETP geht dabei bei einer Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit von 2 auf 100 m/min die aufgeschmolzene Nahtfläche von über 5 mm^2 auf $0,1 \text{ mm}^2$ zurück.

Neben den erzielbaren Einschweiß­tie­fen tritt bei der eingestellten Leistung von $P = 5000 \text{ W}$ ab einer bestimmten Vorschubgeschwindigkeit Humping auf. Dazu sind in Tabelle 6.1 die Nahtberrau­pen der verwendeten Werkstoffe bei unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten in den Zeilen dargestellt.

| | ohne Humping | Humpinggrenze | Humping | Raue Ober­raupe |
|--------|---|---|---|---|
| CuSn6 |  |  |  |  |
| | $v = 10 \text{ m/min}$ | $v = 15 \text{ m/min}$ | $v = 25 \text{ m/min}$ | $v = 80 \text{ m/min}$ |
| CuFe2P |  |  |  |  |
| | $v = 10 \text{ m/min}$ | $v = 15 \text{ m/min}$ | $v = 25 \text{ m/min}$ | $v = 80 \text{ m/min}$ |
| Cu-PHC |  |  |  |  |
| | $v = 15 \text{ m/min}$ | $v = 20 \text{ m/min}$ | $v = 25 \text{ m/min}$ | $v = 80 \text{ m/min}$ |
| Cu-ETP |  |  |  |  |
| | $v = 15 \text{ m/min}$ | $v = 20 \text{ m/min}$ | $v = 25 \text{ m/min}$ | $v = 80 \text{ m/min}$ |

Tabelle 6.1: Nahtberrau­pen verschiedener Kupferwerkstoffe und das Auftreten von Humping bei $d_f = 100 \mu\text{m}$ und $P = 5000 \text{ W}$.

In der ersten Spalte wurde eine Vorschubgeschwindigkeit gewählt, welche unter der Humpinggrenze liegt. Die Nahtberraupe hat dabei eine relativ gleichmäßige Schup­pung. Mit Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit beginnen sich, wie in Kapitel 5.1 für Edelstahl diskutiert, lange Wellen auszubilden, die bei einer weiteren Geschwin­digkeitserhöhung zu gleichmäßigen, perlenschnurartigen Schmelzeansammlungen führen. Interessant ist jedoch, dass bei einer weiteren Steigerung der Vorschub­geschwindigkeit kein typisches Humping mehr auszumachen ist. Ab etwa $v = 80 \text{ m/min}$ zeigte sich eine schmale Nahtberraupe welche nur bei sehr genauem betrachten einzelne sehr kleine Inhomogenitäten in Form einer raueren Nahtberraupe und von klei­nen Schmelzetröpfchen erkennen lässt. Zu beachten ist dabei, dass die Leistung kon-

stant gehalten wird und somit die Einschweißtiefe wie links in Bild 6.9 dargestellt ist für alle Kupferwerkstoffe auf unter einen Millimeter Einschweißtiefe zurückgeht.

Die Entstehung von Humping ist allerdings nicht allein von der Geschwindigkeit abhängig. Dass auch die Leistung und die Einschweißtiefe eine wichtige Rolle spielt, ist in Bild 6.10 dargestellt. Dazu wurden Versuche durchgeführt, bei denen die Leistung in Stufen von 500 W und die Geschwindigkeit in 5 m/min-Schritten variiert wurde. Es lassen sich dabei zwei Bereiche unterscheiden. Im ersten Bereich unterhalb der Grenzlinie tritt kein Humping auf. Dabei muss berücksichtigt werden, dass bei kleinen Laserleistungen, kleiner etwa 500 W nur noch Wärmeleitungsschweißen erfolgte und somit nur sehr kleine Einschweißtiefen erreicht wurden. Erst mit Steigerung der Laserleistung stellte sich ein Tiefschweißprozess mit hohen Einschweißtiefen ein. Im zweiten Bereich welcher oberhalb der Grenzlinie, also bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten und hohen Laserleistungen, angesiedelt ist tritt Humping auf.

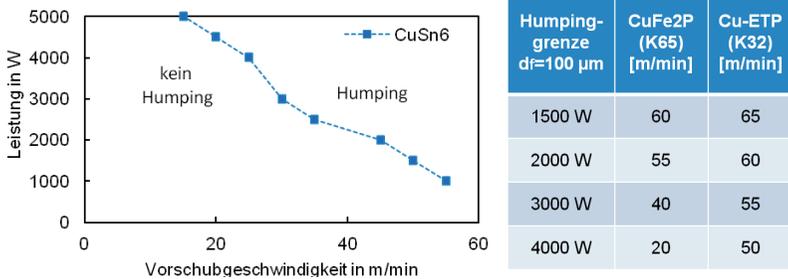


Bild 6.10: Links: Humpinggrenze für CuSn6 bei $d_f=100\ \mu\text{m}$,
Rechts: Humpinggrenzen für CuFe2P und Cu-ETP bei $d_f=100\ \mu\text{m}$.

Geschwindigkeiten die größer sind als $v = 65\ \text{m/min}$ und bei denen nach Tabelle 6.1 wieder kein Humping auftritt, werden hier aufgrund der geringen Einschweißtiefe und der sehr rauen Nahtberraupe nicht weiter betrachtet und finden daher in Bild 6.10 auch keine weitere Beachtung.

Zur besseren Übersichtlichkeit ist in Bild 6.10 nur der Bronzewerkstoff dargestellt. Bei CuFe2P und den reinen Kupferwerkstoffen tritt ebenfalls Humping auf, allerdings ist die Abgrenzung von Nahtberraupen ohne Inhomogenitäten bis zum Auftreten von Humping nicht eindeutig, da der Prozess vor auftretendem Humping eine sehr starke Spritzerbildung mit sich bringt. Die Spritzer lösen sich an der Kapillarrückwand ab [95] und treffen dann wieder auf die erstarrte Schweißnahtberraupe auf. In Bild 6.11 sind sechs Bilder aus einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme dargestellt, welche mit einer Frequenz von über 20 kHz aufgenommen wurden [96].

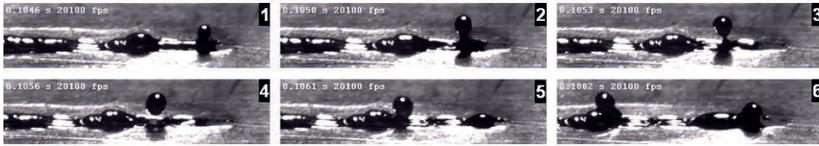


Bild 6.11: Spritzerablösung an der Kapillarrückwand und Auftreffen auf erstarrte Nahtober-
raupe. (Cu-PHC; $P = 4500$ W; $v = 30$ m/min; $d_f = 100$ μ m).

Anhand der Bilder wird deutlich, wie sich ein Teil der Schmelze direkt an der Kapillarrückwand nach oben aufwärts. Ob die Schmelze nun tatsächlich als Tropfen das Schmelzebad verlässt liegt am nach oben gerichteten Impuls der Schmelze, welcher durch Metalldampfreibung übertragen wird. Ist der Impuls nicht groß genug, zieht die Oberflächenspannung des Schmelzebades den Tropfen wieder in das Schmelzebad zurück. Betrachtet man nur die erstarrte Nahtoberraupe, so lässt sich dieser anhaftende Spritzer nicht vom gewöhnlichen Humping unterscheiden. Die Nahtoberraupe erscheint etwas unregelmäßiger, was damit erklärt werden kann, dass sich nicht alle Spritzer komplett aus dem Schmelzebad herauslösen, sondern teilweise nur auf die erstarrte Nahtoberraupe „kippen“. Einzelne Grenzwerte für das Auftreten des typischen Humpings für CuFe2P und die reinen Kupferwerkstoffe können rechts in Bild 6.10 abgelesen werden. Demnach steigt die Grenze für das Auftreten von Humping mit der Wärmeleitfähigkeit des verwendeten Werkstoffes an. Begründet wird dies durch ein breiteres aber kürzeres Schmelzebad welches sich bei höheren Wärmeleitfähigkeiten und damit höheren Wärmeleitungsverlusten einstellt. Unbedingt beachtet werden muss dabei, dass unterhalb der Grenzwerte noch keine qualitativ gute Schweißnaht vorliegt, sondern eine Nahtoberraupe mit Inhomogenitäten.

Grundsätzlich lässt sich festhalten, dass Humping wie bei Stahl auch bei Kupferwerkstoffen auftritt. In vielen Fällen beschränkt dies die Produktivität. Eine vielversprechende Möglichkeit diese zu steigern ist die Verwendung eines zweiten Laserstrahls, welcher hinter den ersten Laserstrahl platziert wird und die Schmelzeströmung so positiv beeinflusst, dass die Grenzgeschwindigkeit gesteigert werden kann. Dies kann zum Beispiel mit einer Bifokaloptik, welche den Strahl in zwei Strahlen aufteilt, erreicht werden. Zu beachten ist dabei, dass eine gute Strahlqualität auch nach Verwendung einer solchen Optik erhalten bleibt und somit das Aspektverhältnis der Schweißnaht konstant gehalten werden kann [97].

6.3 Schweißnahtgeometrien bei Kupferwerkstoffen

In diesem Kapitel werden Schweißnahtgeometrien untersucht, welche sich anhand von Querschliffen der durchgeführten Schweißproben ergeben. Für den Bronzwerkstoff CuSn6 sind die sich ändernden Nahtgeometrien in Bild 6.12 dargestellt. Dabei wurde bei einer konstanten Leistung von $P = 5000 \text{ W}$ und einem Fokusbereich von $d_f = 100 \mu\text{m}$ die Geschwindigkeit sukzessiv von 10 auf 100 m/min gesteigert. Deutlich zu erkennen ist bei einer Geschwindigkeit von $v = 10 \text{ m/min}$ eine tiefe Einschweißung bei einer U-förmigen Nahtgeometrie. Bei Erhöhung des Vorschubes auf $v = 30 \text{ m/min}$ kommt es zu einer sehr starken Ausbauchung der Nahtgeometrie, welche im Folgenden als tropfenförmig beschrieben wird. Eine weitere Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit führt zu einer geringeren Einschweißtiefe und auch die Ausprägung der Tropfenform wird schwächer.

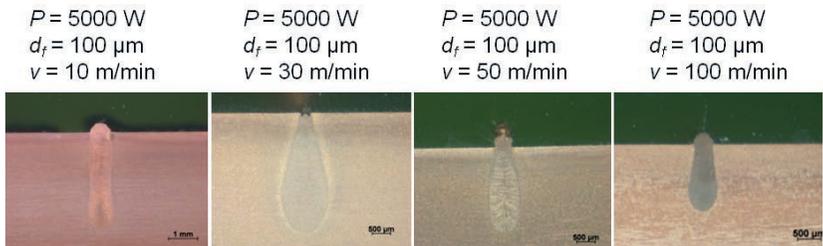


Bild 6.12: Änderung der Schweißnahtgeometrie durch Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit [98].

Eine mögliche Erklärung für dieses Verhalten könnte zum einen sein, dass die hohe Wärmeleitfähigkeit eine erhöhte Reflektivität des Laserstrahls in der Kapillare mit sich bringt. Durch Mehrfachreflexion in der Kapillare wird die eingekoppelte Leistung lokal erhöht und führt zu den beschriebenen Nahtgeometrien. Eine weitere mögliche Erklärung könnte sein, dass durch die erhöhten Vorschubgeschwindigkeiten die Strömung um die Kapillare zu einem „Auswaschen“ und somit zu einer tropfenförmigen Nahtgeometrie führt. Als dritte Möglichkeit könnte auch die Kapillarform, in Folge einer sich mit der Geschwindigkeit verändernden Dampfabströmung, verantwortlich für die Tropfenform sein. Im Folgenden soll nun untersucht werden welche der drei aufgeführten Möglichkeiten tatsächlich ausschlaggebend für die Nahtgeometrie ist.

Werden die unterschiedlichen Kupferwerkstoffe bzw. Kupferlegierungen aus Kapitel 6.2 auf das Auftreten der Tropfenform untersucht, so kann diese Erscheinungsform in Korrelation zur Wärmeleitfähigkeit gebracht werden. In Tabelle 6.2 sind die minima-

len Vorschubgeschwindigkeiten zusammengefasst für die sich eine tropfenförmige Nahtgeometrie ergibt. Diese werden umso kleiner je höher die Wärmeleitfähigkeit ist.

| Material | Wärmeleitfähigkeit λ_{th} | Geschwindigkeit für Tropfenform |
|---------------|--------------------------------------|------------------------------------|
| CuSn6 | 75 W/(mK) | > 15 m/min |
| CuFe2P | 262 W/(mK) | > 8 m/min |
| Cu-PHC | 390 W/(mK) | > 6 m/min |
| Cu-ETP | 394 W/(mK) | > 6 m/min |

Tabelle 6.2: Minimale Vorschubgeschwindigkeiten für eine tropfenförmige Nahtgeometrie für $P = 5000$ W und $d_f = 100$ μ m (Anstellwinkel der Optik 18°).

Welche Rolle die Kapillarform dabei spielt, kann durch Betrachtungen der Schmelzbadoberfläche anhand von Hochgeschwindigkeitskameras nicht beantwortet werden. Mit Hilfe eines neuen und in seinen Eigenschaften einmaligem Hochgeschwindigkeits-Röntgen-Diagnostiksystems [79, 99] kann das Prozessverständnis für das Laserstrahlschweißen weiterentwickelt werden. Während des Schweißprozesses ermöglicht das System die Visualisierung von Dichteunterschieden, was die Betrachtung der Kapillargeometrie und deren Dynamik zulässt. Bei Bildwiederholraten von bis zu 5000 Hz wird das „Prozessinnere“ zeitlich so aufgelöst, dass zum Beispiel das Ablösen von Poren oder eine Änderung der Kapillarform sichtbar gemacht werden kann. In Bild 6.13 ist die Röntgenanlage des IFSW dargestellt. Dabei propagiert der Laserstrahl durch die Fokussieroptik und trifft von oben auf die schmale Seite des eingespannten Bleches auf. Senkrecht dazu durchstrahlt die von der Röntgenröhre emittierte Strahlung das zu bearbeitende Blech. Die durchgehende Strahlung wird auf dem Szintillator aufgefangen. Das erzeugte Bild wird verstärkt und durch ein optisches System auf den Kamerachip einer Hochgeschwindigkeitskamera abgebildet. Die so erzeugten Hochgeschwindigkeitsfilme können nun hinsichtlich ihrer Bildqualität optimiert werden. Dazu werden verschiedene Filter eingesetzt bei denen es teilweise zu einer zeitlichen Mittelung kommt und somit die Darstellung der Dynamik reduziert wird. Es ist stets darauf zu achten, dass keine wesentlichen Informationen bezüglich der Kapillardynamik verloren gehen.

Für die Schweißparameter die im Folgenden mit der Röntgenanlage beschrieben werden, wurde aufgrund der besseren Darstellbarkeit ein Fokusdurchmesser mit $d_f = 150$ μ m bei einer Laserleistung von $P = 5000$ W eingestellt. Als Material wurde der Bronzwerkstoff CuSn6 verwendet. Die Optik war nicht angestellt, da die für die

Versuche verwendete maximale Laserleistung von 5 kW sofort zur Ausbildung einer tiefen Kapillare führt und nur noch sehr geringe Rückreflexe zu erwarten sind. Für die Auswertung der Hochgeschwindigkeits-Röntgenaufnahmen wurden mehrere Einzelbilder übereinander gelegt und abgespeichert. Dadurch lassen sich zum einen kurze zeitliche Inhomogenitäten ausmitteln, zum anderen kann die Bildqualität optimiert werden.

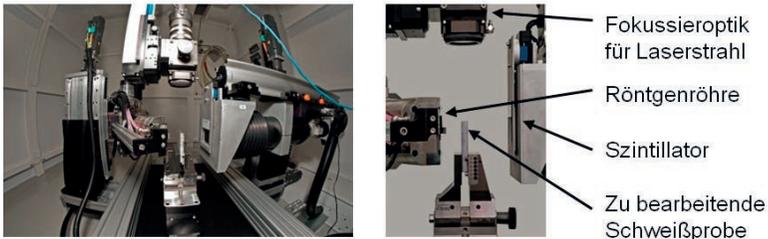


Bild 6.13: Röntgenanlage am IFSW zur Visualisierung der Kapillarform und Kapillardynamik während des Schweißprozesses [99].

In Bild 6.14 sind in der oberen Zeile drei zeitlich gemittelte Bilder aus Hochgeschwindigkeitsröntgenfilmen dargestellt. Die Geschwindigkeit nimmt von links nach rechts zu. Helle Bereiche entsprechen dabei Gebieten mit geringerer Dichte. Obwohl schmelzflüssiges Kupfer im Vergleich zum festen Kupfer eine um etwa zehn Prozent geringere Dichte aufweist lassen sich die Trennlinien in den Hochgeschwindigkeitsaufnahmen nur erahnen. Hingegen deutlich zu erkennen sind die sich ausbildenden Kapillaren. Bei einer kleinen Vorschubgeschwindigkeit von $v = 6$ m/min bildet sich eine tiefe, schlanke Kapillare aus wie links in Bild 6.14 zu erkennen ist. Betrachtet man den dazugehörigen Querschliff, kann man eine tiefe U-förmige Einschweißung erkennen. Aufgrund der für das Röntgen notwendigen kleinen Probenbreite wurde die Oberseite vollständig aufgeschmolzen. Erklärt werden kann dies durch die begrenzte Wärmeleitung der kleinen Probenbreiten bei geringen Vorschubgeschwindigkeiten. Einschweißungen in breitere Probengeometrien zeigen diese Erscheinung nicht vgl. links in Bild 6.12.

Wird die Vorschubgeschwindigkeit auf $v = 10$ m/min gesteigert, zeigt sich eine geringere Einschweißtiefe, was bei einer konstanten Leistung auch zu erwarten ist. Allerdings erstreckt sich der helle Bereich auf den Röntgenbildern nicht mehr senkrecht zur Probenoberfläche in die Tiefe. Es bildet sich eine nach hinten gerichtete Blase aus. Dass diese kugelförmig ist, lässt sich aus dem sehr hellen Bereich der nach hinten gerichteten Blase schließen. Dabei weist die Helligkeitsverteilung auf die laterale Ausdehnung der Kapillare hin.

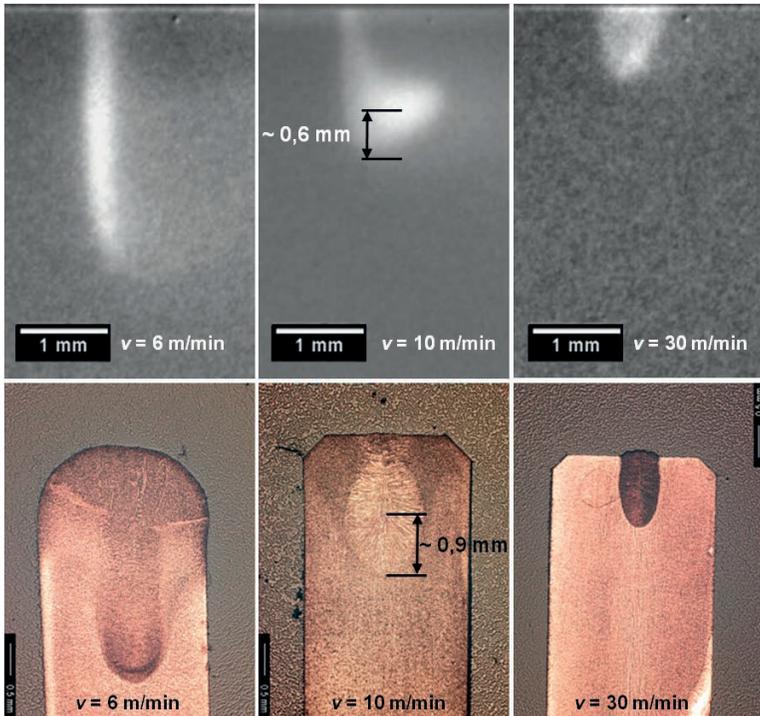


Bild 6.14: Allgemein: Bronze CuSn6; $P = 5000 \text{ W}$; $d_f = 150 \mu\text{m}$;
 Oben: Einzelbilder aus Röntgenhochgeschwindigkeitsaufnahmen;
 Unten: Querschliffe zu darüber liegenden Kapillareinzelbildern.

In der Röntgenaufnahme liegt der hellste Punkt der Kapillare etwa $0,6 \text{ mm}$ über dem in der Röntgenaufnahme auszumachenden Kapillargrund. Der dazugehörige Querschliff zeigt eine tropfenförmige Nahtgeometrie. Ein Vergleich der breitesten Stelle der Naht bis zum Nahtgrund ergibt etwa $0,9 \text{ mm}$. Die Differenz von $0,3 \text{ mm}$ resultiert aus der Tatsache, dass die Schmelzeströmung die unter der Kapillare hindurchfließt nicht auf der Röntgenaufnahme sichtbar gemacht werden kann. Somit führt der Schmelzestrom der unter und sicherlich auch um die Kapillare herum fließt zu einem weiteren „auswaschen“ der Naht. Dabei wird allerdings die tatsächliche Schweißnahtgeometrie durch die der Kapillarform vorgegeben. Bei einer weiteren Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit auf $v = 30 \text{ m/min}$ ist auf den Röntgenbildern nur noch eine Dreiecksform auszumachen. Auch in dem dazugehörigen Querschliff ist kaum noch eine Tropfenform auszumachen.

Eine Erklärung für die sich plötzlich verändernde Nahtgeometrie bei Kupferwerkstoffen kann ebenfalls aus Röntgenfilmen abgeleitet werden. Für Stahlwerkstoffe ist bereits bekannt, dass es mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit zu einer Neigung der Kapillarfront kommt [99, 100].

Dieses Verhalten kann auch für den Kupferwerkstoff beobachtet werden. In Bild 6.15 sind schematisch fünf Kapillargeometrien dargestellt, wie diese bei konstanter Laserleistung und steigendem Vorschub vorzufinden sind.

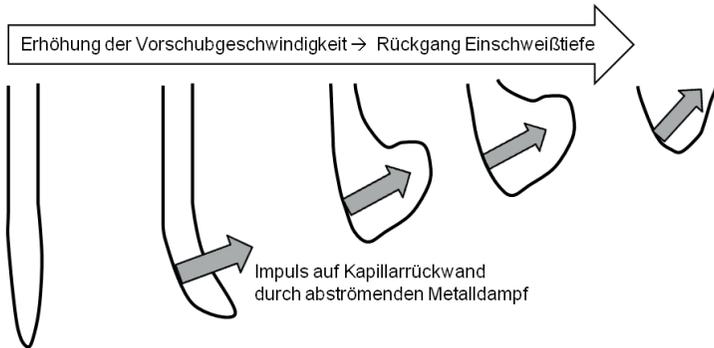


Bild 6.15: Änderung der Kapillarform durch Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit.

Bei langen tiefen Kapillaren kann ein Abknicken des unteren Kapillarteils, bei Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit beobachtet werden. Das Abknicken könnte dazu führen, dass zum einen der nur teilweise absorbierte Laserstrahl von der Kapillarrückwand unter einem kleineren Einfallswinkel an die Kapillarrückwand reflektiert wird und dort zu einer stärkeren Wechselwirkung zwischen dem Laserstrahl und der Schmelze führt. Zum anderen ist nach heutigen Kenntnissen davon auszugehen, dass der abströmende Metalldampf einen Impuls auf die Kapillarrückwand ausübt. Die hier postulierte Modellvorstellung ist, dass bei langsamen Vorschüben, also bei tiefen Kapillaren der Laserstrahl hauptsächlich im Kapillargrund absorbiert wird, wobei der Metalldampf vor allem nach oben durch die Kapillare abströmt. Mit dem Abknicken der Kapillare und einer aufgrund der Fresnelabsorption wahrscheinlich gesteigerten absorbierten Intensität an diesem Bereich der Kapillarfront erfolgt eine erhöhte Verdampfungsrate des senkrecht zur Kapillarfront abströmenden Metalldampfes, weshalb ein nach hinten gerichteter Impulsübertrag auf die Kapillarrückwand hinzu kommt. Die Impulsübertragung auf die Kapillarrückwand und somit auf die dahinter befindliche Schmelze führt zu der beschriebenen Kapillargeometrie. In Bild 6.15 ist durch die eingezeichneten Pfeile der Metalldampfimpuls auf die Kapillarrückwand skizziert, welcher für die Ausbildung einer kugelförmigen Kapillargeometrie verantwortlich sein könnte.

Eine Steigerung der Vorschubgeschwindigkeit bei konstanter Laserleistung bringt eine reduzierte Einschweißtiefe mit sich. Das führt dazu, dass der obere Teil der bauchigen Kapillare sich an die Werkstückoberfläche annähert bis der Metaldampf direkt ausströmen kann.

Für eine tropfenförmige Nahtgeometrie bei Kupferwerkstoffen sind also zwei Kriterien zu erfüllen. Zum einen muss eine Mindesteinschweißtiefe erreicht werden, und zum anderen muss die Vorschubgeschwindigkeit einen gewissen Wert überschreiten, so dass es zum „Abknicken“ des unteren Kapillarteils kommt. Diese Werte variieren mit den verwendeten Werkstoffen. Wie in Tabelle 6.2 dargestellt, ist die Geschwindigkeit unter anderem auch von der Wärmeleitfähigkeit abhängig. Bei Stahlwerkstoffen würde dies tropfenförmige Schweißnahtgeometrien erst ab sehr hohen Vorschubgeschwindigkeiten erwarten lassen. Erste Versuche die mit einem 1 kW-Faserlaser und mit bis zu einer Vorschubgeschwindigkeit von $v = 100$ m/min in einem Stahl- und einem Kupferwerkstoff durchgeführt wurden, bestätigen diese Aussage und es zeigte sich unter Anwendung der genannten Laserstrahlquelle nur bei den verwendeten Kupferwerkstoffen eine tropfenförmige Nahtgeometrie. Leider konnte ein abschließender Vergleich mit weiteren Materialien wie Aluminium und weiteren Stahlwerkstoffen und derselben Laserstrahlquelle im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt werden, was weitere Untersuchungen in der Zukunft notwendig macht.

6.4 Absorptionserhöhung durch „grüne“ Laserstrahlquelle

Mit dem Einsatz einer kürzeren Wellenlänge geht eine höhere Absorption von Metallen einher wie es in Bild 2.1 in Kapitel 2.1.1 dargestellt ist. Für Kupfer lässt sich bei Verwendung einer frequenzverdoppelten Festkörperlaserstrahlquelle eine um bis zu Faktor sieben höhere Absorption erzielen. Dies gilt zwar nur bei kalten Materialien, also bei Raumtemperatur, trifft dort jedoch bei jedem Prozessstart zu.

Wird Gleichung (2.4) in Gleichung (2.3) eingesetzt und nach der Leistung aufgelöst dann ergibt sich für eine rechteckförmige Intensitätsverteilung ein Leistungsschwellwert für den sich Verdampfungstemperatur im Fokusbereich einstellt. Dieser Leistungsschwellwert kann gesenkt werden, indem die Temperatur des zu bearbeitenden Materials erhöht wird. Dadurch erhöht sich nach Bild 2.2 der Absorptionsgrad für einen Laserstrahl mit einer Wellenlänge von $1 \mu\text{m}$. Da das Laserstrahlschweißen nach dem Prozessstart sehr schnell hohe Temperaturen mit sich bringt gilt dieser Leistungs-

schwelligkeit natürlich nur direkt während des Prozessstarts und gibt eine Abschätzung der notwendigen Laserleistung wieder. In Bild 6.16 sind Berechnungen für verschiedene Fokussdurchmesser im Bereich von 15 bis 600 μm dargestellt. Dabei wurde zum einen immer eine rechteckige Intensitätsverteilung im Fokussdurchmesser angenommen obwohl bei den kleineren Fokussdurchmessern eine Intensitätsverteilung zu erwarten wäre, welche immer gaußähnlicher wird. Des Weiteren wurden für die Berechnungen die temperaturabhängigen Größen wie Wärmeleitfähigkeit, Dichte und Wärmekapazität als konstant angenommen. Daher geben die errechneten Leistungswerte lediglich einen qualitativen Vergleich unterschiedlicher Fokussdurchmesser wieder.

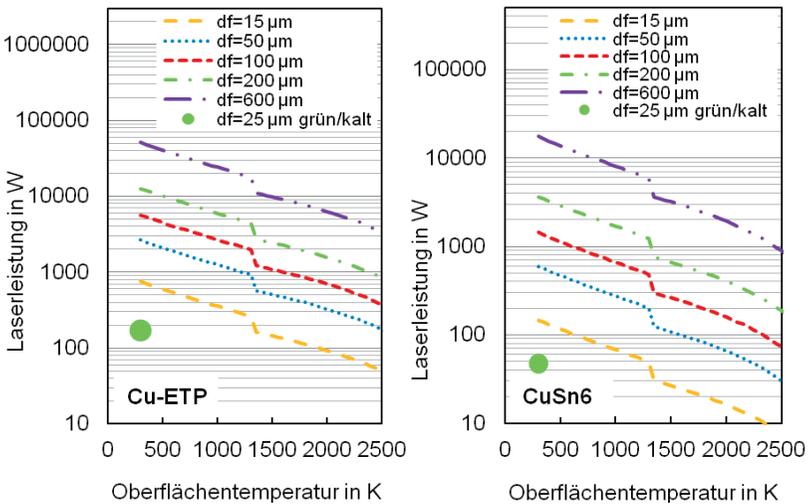


Bild 6.16: Notwendige Leistung zum Erreichen der Verdampfungstemperatur. Rechts für CuSn6 und links für Cu-ETP bei Variation der Fokussdurchmesser unter Berücksichtigung des temperaturabhängigen Absorptionsgrades für $\lambda = 1 \mu\text{m}$.

Auf der linken Seite in Bild 6.16 sind die Berechnungen für den reinen Kupferwerkstoff Cu-ETP und auf der rechten Seite die für den Bronzewerkstoff CuSn6 dargestellt. Klar ersichtlich ist, dass für den Fokussdurchmesser von $d_f = 600 \mu\text{m}$ Laserleistungen von über 10 kW notwendig sind, um den Prozess im kalten Kupferwerkstoff zu starten. Die für den Prozessstart notwendige Laserleistung für einen Laser mit der Wellenlänge von einem Mikrometer kann also durch einen kleineren Fokussdurchmesser oder aber mit einer Erhöhung der Oberflächentemperatur reduziert werden. Eine Erhöhung der Oberflächentemperatur kann sehr lokal, also nur an dem Bereich an dem der IR-Laserstrahl auftrifft, erfolgen. Diese lokale Erwärmung ist beispielsweise durch einen

grünen Laser mit kleiner Laserleistung realisierbar. Lässt man einen solchen Laser dem IR-Strahl vorauslaufen, trifft dieser auf einen vorgewärmten Bereich auf und senkt somit die für den Prozessstart notwendige Schwellleistung. In Bild 6.16 stellen die ausgefüllten Kreise die, zur Erreichung von Verdampfungstemperatur, notwendigen Laserleistungen für einen grünen Laser dar, welcher mit einem Fokusbereich von $d_f = 25 \mu\text{m}$ auf das „kalte“ Werkstück auftrifft. Dabei wurde nach Bild 2.1 ein Absorptionsgrad von 37 % zu Grunde gelegt. Durch Verwendung eines vorauslaufenden grünen Laserstrahls kann somit die für den Tiefschweißprozessbeginn notwendige Leistung stark reduziert werden.

Bevor näher auf diesen Kombinationsprozess eingegangen wird, sollen die Vorteile einer „grünen“ Laserstrahlquelle aufgezeigt werden. In [101] wurde eine neuentwickelte, frequenzverdoppelte und fasergeführte Strahlquelle auf Basis eines Scheibenlasers eingesetzt. Mit einer Ausgangsleistung von $P = 325 \text{ W}$ und einem Fokusbereich von $d_f = 50 \mu\text{m}$ konnte ein direkter Vergleich zu einem Singlemode-Faserlaser gezogen werden. Dabei bestätigt sich eine höhere Absorption für die „grüne“ Wellenlänge bei den untersuchten Kupferwerkstoffen, welche mit einer geringeren Tiefschweißschwelleistung einher geht. Für die im Folgenden beschriebenen Versuche wurde der Prototyp eines frequenzverdoppelten Scheibenlasers (vgl. Tabelle 3.1) eingesetzt. Eine gemessene Beugungsmaßzahl von 1,1 lässt eine gaußförmige Intensitätsverteilung erwarten. In Bild 6.17 ist links die gemessene Intensitätsverteilung des frequenzverdoppelten Systems im Bereich der Fokussage abgebildet. Rechts daneben ist die Intensitätsverteilung eines TruDisk5001 mit einer Beugungsmaßzahl von $M^2 \approx 15$ dargestellt, welche eher einem Tophat-Profil entspricht. Für das schnelle Erreichen der Schmelz- bzw. Verdampfungstemperatur ist wegen der hohen Intensität in der Strahlmitte die gaußförmige Verteilung von Vorteil.

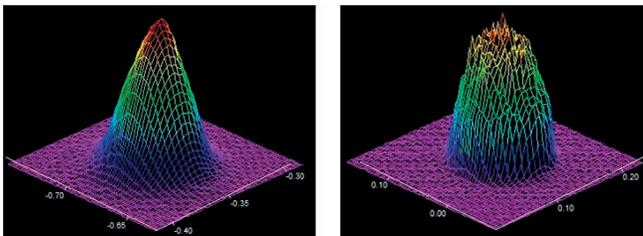


Bild 6.17: Links: Gaußförmiges Intensitätsprofil eines „grünen“ Scheibenlasers $M^2 \approx 1,1$; Rechts: Tophat-förmiges Intensitätsprofil eines Scheibenlasers $M^2 \approx 15$.

Die Verwendung eines frequenzverdoppelten Systems, welches im Dauerstrichbetrieb eingesetzt wird, bringt neue Herausforderungen mit sich. So sind die verfügbaren optischen Komponenten teilweise nicht für die hohe cw-Leistung geeignet, um die Laserstrahlung ohne nennenswerten Einfluss auf das Werkstück zu übertragen. In Bild 3.17 wurde bereits ein sich einstellender Fokus-Shift diskutiert, weshalb im Folgenden nur auf den während des Schweißprozesses aufsteigenden Metaldampf eingegangen wird. Dieser bringt vor allem für die grüne Laserstrahlquelle einen gravierenden Einfluss auf die Nahtqualität mit sich. In [102] wird rechnerisch dargelegt, dass Streuung und Abschwächung der Laserstrahlung bei einer „grünen“ Wellenlänge sehr stark zunehmen. Dabei verursacht die Streuung einen größeren Brennfleckdurchmesser auf dem Werkstück, was zusammen mit Extinktion zu einem Rückgang der Intensität am Werkstück führt und sich direkt auf den Prozess auswirkt. In [103] konnte gezeigt werden, dass der aufsteigende Schweißrauch durch einfaches absaugen oder wegblasen aus der Wechselwirkungszone des Laserstrahls entfernt werden kann und somit keinen Einfluss auf die Einschweißtiefe mit sich bringt. Für die folgenden Versuche mit der „grünen“ Wellenlänge stellt eine luftdurchflossene Kupferdüse die Entfernung der Rauchsäule und somit eine konstante Einschweißtiefe sicher.

Wie die in Bild 6.18 dargestellte Einschweißkurve in Cu-DHP zeigt, sind bei $P = 100 \text{ W}$ trotz der hohen Absorption bei $\lambda = 515 \text{ nm}$ lediglich sehr kleine Einschweißtiefen von maximal $110 \mu\text{m}$ in reinem Kupfer möglich [94].

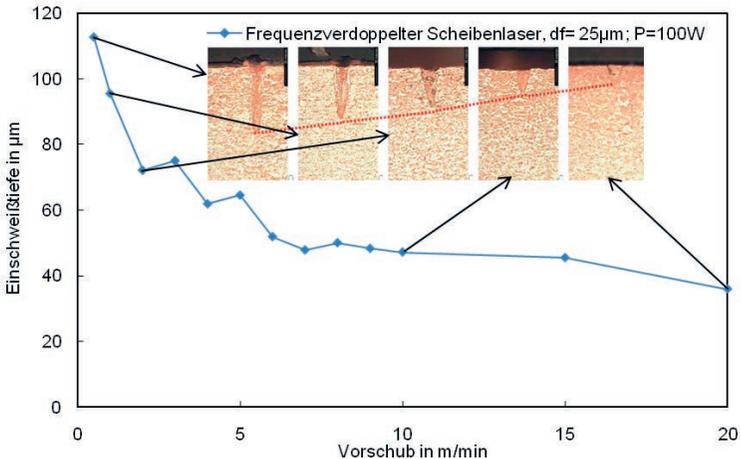


Bild 6.18: Einschweißtiefe über der Vorschubgeschwindigkeit eines desoxidierten Reinkupfers (Cu-DHP).

Ab etwa 7 m/min Vorschub nimmt die Einschweißtiefe mit steigender Vorschubgeschwindigkeit nur noch langsam ab. Wie aus Bild 2.9 für kleine Fokussdurchmesser von $d_f = 25 \mu\text{m}$ ersichtlich, reichen etwa 11 W an absorbiertes Leistung aus, um bei $v = 100 \text{ m/min}$ Schmelztemperatur an der Kupferoberfläche zu erreichen.

Für viele Anwendungen sind Einschweißiefen von mehr als $100 \mu\text{m}$ erforderlich, weshalb die zur Verfügung stehende frequenzverdoppelte Laserstrahlquelle alleine nicht ausreichend ist. Aus diesem Grund wurde diese für Kupfer sehr gut geeignete Strahlquelle mit einem Multikilowatt-Laser ($\lambda = 1030 \text{ nm}$) kombiniert. Für gepulste Laserstrahlquellen welche bei $\lambda = 1064 \text{ nm}$ und $\lambda = 532 \text{ nm}$ betrieben wurden konnte in [104] bereits gezeigt werden, dass durch die Kombination der beiden Wellenlängen, sowohl eine Steigerung der Schweißeffizienz als auch eine erhöhte Einschweißtiefe realisiert werden kann.

Im Folgenden werden die Untersuchungen vorgestellt durch die geprüft wurde ob eine Erhöhung der Schweißeffizienz auch für den cw-Betrieb zutrifft. Der zur Verfügung stehende frequenzverdoppelte Scheibenlaser welcher im Dauerstrich emittiert, wurde mit einem ebenfalls im Dauerstrich emittierenden TruDisk 5001 ($\lambda = 1030 \text{ nm}$) kombiniert und Schweißversuche durchgeführt. In Bild 6.19 ist in der Mitte die 3D CAD-Zeichnung der Kombinationsoptik dargestellt, welche die beiden Einzeloptiken miteinander verbindet. Zu erkennen ist dabei, dass der grüne Laserstrahl senkrecht auf das Werkstück auftrifft. Wo hingegen die Optik für den IR-Strahl zum Schutz vor Rückreflexen und aus Konstruktionsgründen um etwa 18° stechend angestellt ist.

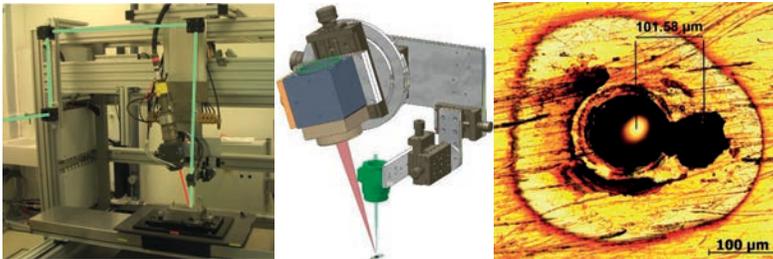


Bild 6.19: Links: experimenteller Aufbau mit frei propagierendem grünen Laserstrahl;
Mitte: Optikkombination von grün und IR [105];
Rechts: Abstand der kombinierten Fokusse (links IR, rechts grün).

Beide Einzeloptiken sind über Verschiebetische mit der Anlage verbunden, so dass sich die relative Position der einzelnen Fokussdurchmesser bis auf etwa $10 \mu\text{m}$ genau einstellen lässt. Kontrolliert werden kann der Abstand durch Ausmessen der Einbrän-

de, wie es auf der rechten Seite in Bild 6.19 ersichtlich ist. Auf der linken Seite ist die Bearbeitungsanlage mit der Kombioptik dargestellt. Dabei ist der Verlauf des Freistrahls der „grünen“ Laserstrahlung und der Auftreffpunkt auf dem Magnetspannmittel (Kapitel 3.2) zu erkennen. Ebenfalls ist der über ein Lichtleitkabel geführte Strahl der IR Strahlung nach der Fokussierlinse bis zum Spannmittel zu erkennen.

Der Abstand zwischen den beiden Strahlen wurde bewusst so groß gewählt, da sich bei dem vorauslaufenden grünen Laserstrahl eine Kapillare ausbildet. Um den Einfluss auf die Absorption des IR-Strahls ableiten zu können, soll das Auftreffen auf eine bereits durch den „grünen“ Laserstrahl geöffnete Kapillare vermieden werden. Diese würde sonst zu einer höheren Einkopplung des IR-Strahles durch Vielfachreflexion führen. In Bild 6.20 ist auf der linken Seite ein Simulationsergebnis für den Werkstoff CuSn6 aufgezeigt bei dem nur die Wechselwirkung des grünen Laserstrahles berücksichtigt wurde. Der durchgezogene Kreis markiert den Auftreffpunkt des grünen Lasers, wohingegen die gestrichelte Linie den Wechselwirkungsbereich des IR-Lasers wiedergibt. Dieser wird im Abstand von $100\ \mu\text{m}$ hinter dem grünen Laserstrahl positioniert und nimmt einen Fokussdurchmesser von $d_f = 100\ \mu\text{m}$ ein. Für den berechneten Fall wurde ein grüner Laserstrahl mit einer Laserleistung von $P = 70\ \text{W}$ und einem Fokussdurchmesser von $d_f = 25\ \mu\text{m}$ bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $v = 25\ \text{m/min}$ verwendet. Für den gerechneten und in Bild 6.20 dargestellten Absorptionsverlauf wurde lediglich das Aufheizen bzw. Aufschmelzen durch den grünen Laserstrahl berücksichtigt. Dabei kommt es für die IR-Strahlung wegen der erhöhten Oberflächentemperatur zu einer Absorptionserhöhung nach Bild 2.2.

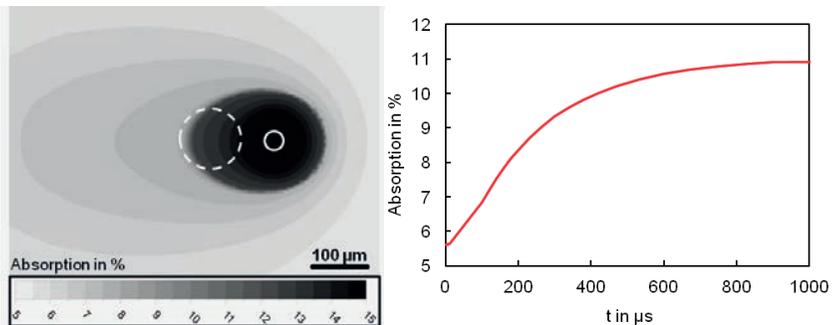


Bild 6.20: Links: Absorptionserhöhung für IR durch vorauslaufenden grünen Strahl [28];
Rechts: Mittlerer Absorptionsanstieg für den Auftreffbereich des IR-Strahles [106].

Auf der rechten Seite in Bild 6.20 ist die mittlere Absorption für den Auftreffbereich des IR-Laserstrahls über der Zeit dargestellt. Deutlich zu erkennen ist dabei nach dem

Einschalten des grünen Lasers (bei $t = 0 \mu\text{s}$) ein Anstieg der mittleren Absorption im Auftreffbereich des IR-Strahls von etwa 5 auf über 11%. Bei $t = 0,5 \text{ ms}$ wird ein Wert von etwa 11% erreicht, was im dargestellten Simulationsbeispiel weitgehend dem stationären Fall und somit der links ersichtlichen Grafik aus Bild 6.20 entspricht. Eine Verdopplung der Absorption führt nach Gleichung (2.3) zu einer Halbierung der Laserleistung die für den Prozessstart notwendig ist.

Im Folgenden wird ein Vergleich numerisch gerechneter Temperaturfelder vorgestellt. Aus Gründen unvollständiger Materialdaten sind die absoluten Temperaturen fehlerbehaftet. Jedoch sind durchaus Tendenzen ablesbar. Für die Berechnungen wurde immer von einer ebenen Oberfläche ausgegangen, sobald sich ein Tiefschweißprozess einstellt, entsprechen daher die Berechnungen nicht mehr den Experimenten.

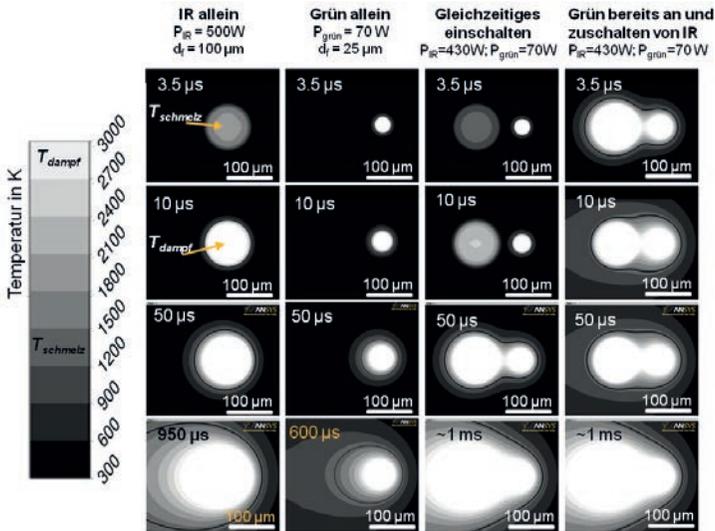


Bild 6.21: Vergleich von Temperaturfeldern für einen Schweißprozess zu unterschiedlichen Zeitpunkten (Zeilen) nach dem Einschalten ($t = 0 \text{ s}$). In den Spalten sind die unterschiedlichen Laserstrahlquellen und deren Kombinationen aufgereiht. Der Fokussdurchmesser des IR-Strahls beträgt $d_f = 100 \mu\text{m}$ und der des „grünen“ Laserstrahls $d_f = 25 \mu\text{m}$. Dabei bewegen sich die Laserstrahlen nach rechts [107].

In Bild 6.21 sind die Temperaturfelder für verschiedene Zeiten und Laserstrahlquellen dargestellt. In den Berechnungen wurde dabei für den IR-Strahl auch der sich mit der Temperatur ändernde Absorptionsgrad berücksichtigt. In der ersten Spalte ist das Temperaturfeld abgebildet, welches sich nach Einschalten eines IR-Laserstrahls ein-

stellt. Nach $3,5 \mu\text{s}$ wird im Fokus des IR Strahls Schmelztemperatur erreicht. Nach insgesamt $10 \mu\text{s}$ wird erstmals Verdampfungstemperatur in Teilen des IR-Auftreffbereiches erreicht und nach $50 \mu\text{s}$ ist der komplette Fokusbereich auf Verdampfungstemperatur. Der stationäre Zustand wird dabei nach etwa 1 ms erreicht. Für einen einfachen Vergleich werden die Zeiten in den Zeilen im Folgenden konstant gehalten. In der zweiten Spalte sind die Temperaturfelder für einen grünen Laser dargestellt. Dabei wurde punktuell schon vor Vollendung einer Mikrosekunde Verdampfungstemperatur in der Wechselwirkungszone des grünen Lasers erreicht. So dass zu dem in Bild 6.20 dargestellten Zeitpunkt nach $3,5 \mu\text{s}$ bereits die gesamte Auftreffzone des grünen Strahls Verdampfungstemperatur erreicht. Nach etwa $600 \mu\text{s}$ stellt sich der stationäre Zustand ein.

In Spalte 3 wird erstmals der Kombinationsprozess betrachtet bei dem der grüne und der IR-Strahl gleichzeitig eingeschaltet werden. Die Schmelztemperatur wird in diesem Fall im Bereich des IR-Strahls alleine (erste Spalte) erst zeitlich verzögert erreicht, da die Summe der Leistung konstant bei 500 W gehalten und somit die Leistung für IR von 500 auf 430 W reduziert wurde. Unterhalb von etwa $50 \mu\text{s}$ findet keine Beeinflussung des vom grünen Laserstrahl hervorgerufenen Temperaturfeldes im Auftreffbereich des IR-Strahls statt. Nach etwa $50 \mu\text{s}$ erreicht ein kleiner Teil des vom grünen Laserstrahl erwärmten Bereichs den Auftreffbereich des IR-Strahls und führt zu einer geringfügigen Absorptionserhöhung von etwa $0,5\%$ was zu einer Gesamtabsorption von etwa 6% führt. Nach $600 \mu\text{s}$ kann dieser Wert auf etwa 11% gesteigert werden, wie bereits aus Bild 6.20 ersichtlich ist. Bevor Verdampfungstemperatur im IR-Bereich erreicht wird hat der grüne Laser nahezu keinen Effekt auf den IR-Prozess.

Die vierte Spalte zeigt die Entwicklung eines Temperaturfeldes für den Kombiprozess, bei dem der grüne Laser bereits eingeschaltet wurde und für den IR-Auftreffbereich ein stationäres Temperaturfeld ausgebildet hatte. Durch zuschalten des IR-Laserstrahls kann nun innerhalb von $3 \mu\text{s}$ Verdampfungstemperatur im kompletten IR-Bereich erreicht werden.

Abschließend lässt sich zusammenfassen, dass Vorteile eines Kombiprozesses vor allem dann zum Tragen kommen, wenn sich das Temperaturfeld des grünen Laserstrahls vollständig ausgebildet hat und erst dann der IR-Strahl zugeschaltet wird. Ein Vergleich zwischen Spalte 1 und Spalte 4 zeigt, dass mit dem Vorwärmen durch den grünen Laser die Zeit bis über den kompletten IR-Auftreffbereich Verdampfungstemperatur erreicht wird um Faktor 15 reduziert werden kann.

Berechnungen haben ergeben, dass neben einer erhöhten Absorption für den IR-Strahl die eingekoppelte Leistung für eine ebene Oberfläche beim Kombiprozess etwa 91 W beträgt. Im Vergleich dazu konnten beim IR-Strahl alleine lediglich 73 W eingekoppelt werden. Dieser Anstieg um 25% führt zu einer Reduzierung des Zeitbedarfs bis ein stabiler Tiefschweißprozess gestartet werden kann.

Unter Berücksichtigung der diskutierten Simulationsergebnisse werden im Folgenden Schweißversuche beschrieben, bei denen der grüne Laser bereits eingeschaltet war bevor die IR-Strahlung hinzu geschaltet wurde. In Bild 6.22 sind Einzelbilder aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen entnommen, die während des Schweißprozesses aufgenommen wurden.

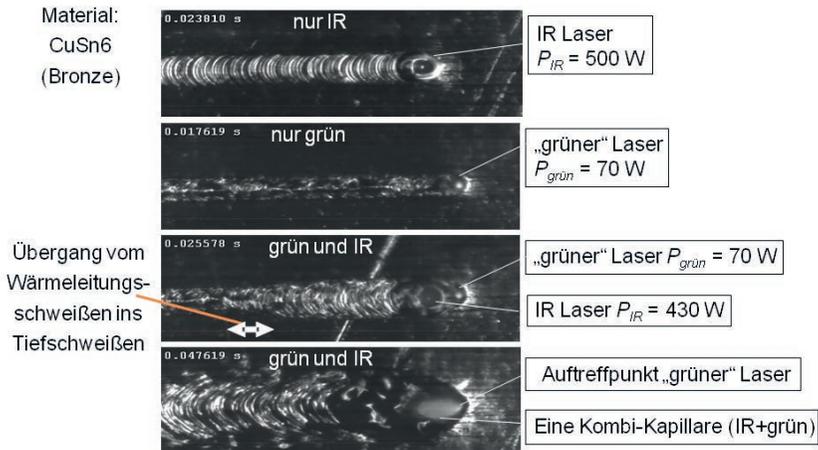


Bild 6.22: Einzelbilder aus einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $v = 25 \text{ m/min}$.

Bei den gewählten Aufnahmen wurde ein Bronzewerkstoff bearbeitet, wobei andere gewählte Kupferwerkstoffe ein ähnliches Verhalten aufweisen. Die Einzelbilder geben Aufschluss über die Schmelzebaddynamik an der Oberfläche und das Verhalten der Dampfkapillaren der einzelnen Laserstrahlquellen und des Kombiprozesses. Im oberen Bild ist ein stabiler Wärmeleitungsschweißprozess mit einer gleichmäßigen Oberraupenschuppung bei einer Leistung von $P_{IR} = 500 \text{ W}$ und einem Fokusdurchmesser von $d_f = 100 \mu\text{m}$ dargestellt. Im Auftreffbereich des Laserstrahls bildet sich eine kleine Mulde, jedoch keine tiefe Kapillare aus. Daraus lässt sich schließen, dass Verdampfungstemperatur in einem kleinen Bereich der Wechselwirkungszone zwar erreicht wurde aber noch kein Tiefschweißprozess gestartet werden konnte. Im zweiten Bild

von oben ist der Schweißprozess eines grünen Laserstrahles mit $P_{\text{grün}} = 70 \text{ W}$ und einem Fokusdurchmesser von $d_f = 25 \mu\text{m}$ abgebildet. Dabei wird aufgrund der hohen Absorption so viel Leistung in das Material eingekoppelt, dass dieses auf Schmelz- bzw. Verdampfungstemperatur aufgeheizt wird und eine Dampfkapillare ausbilden kann. Die Dampfkapillare ist im Bild als heller Punkt zu erkennen. Dass es sich dabei tatsächlich um einen Tiefschweißprozess handelt, wird im Folgenden mit Nahtquerschliffen bestätigt werden.

Die dritte Abbildung in Bild 6.22 zeigt den Kombiprozess nach Zuschaltung des IR-Strahls. Damit die Streckenenergie konstant gehalten werden kann, wird die Leistung des IR-Strahls auf $P_{\text{IR}} = 430 \text{ W}$ herabgesetzt, so ergibt sich eine addierte Leistung von $P_{\text{IR+grün}} = 500 \text{ W}$. Sofort nach dem Zuschalten des IR-Strahls ist eine Verbreiterung der Nahtberraupe erkennbar und es bildet sich neben der vorauslaufenden „grünen“ Kapillare eine weitere Kapillare aus. Diese öffnet sich innerhalb von 10 Einzelbildern was in etwa $680 \mu\text{s}$ entspricht. Im Bild wird dieser Übergang vom Wärmeleitungsschweißen in das Tiefschweißen mit einem weißen Pfeil verdeutlicht. Nach einer bestimmten Zeit vereinigen sich die beiden Kapillaren zu einer großen Kombikapillare, welche stabil bis zum Schweißnahtende bestehen bleibt. Die Zeitdauer bis sich beide Kapillare vereinigen, hängt vor allem vom Abstand der beiden Fokusdurchmesser, dem verwendeten Material und der Laserleistung ab. Ein typischer Wert liegt bei etwa 2 ms. Die große Kapillare führt zu einem Anstieg der Prozesseffizienz welche sich in Einschweißtiefe und Nahtbreite widerspiegelt.

In Bild 6.23 sind Querschliffe zu den in Bild 6.22 diskutierten Hochgeschwindigkeitsaufnahmen abgebildet. Betrachtet man den Schweißnahtquerschliff der durch den grünen Laserstrahl mit $P_{\text{grün}} = 70 \text{ W}$ entstanden ist, so wird ein Aspektverhältnis von mehr als eins erreicht, so dass man hier von einem Tiefschweißprozess sprechen kann. Wird lediglich eine IR-Laserleistung von $P_{\text{IR}} = 430 \text{ W}$ eingestellt, findet ausschließlich Wärmeleitungsschweißen statt und es bildet sich ein linsenförmiger Schweißnahtquerschnitt aus. Erhöht man die IR-Leistung auf $P_{\text{IR}} = 500 \text{ W}$ kommt es erneut zum Wärmeleitungsschweißen mit seinem charakteristischen linsenförmigen Schweißnahtquerschnitt. Erst durch den Kombinationsprozess mit einer gesamten Laserleistung von $P_{\text{IR+grün}} = 500 \text{ W}$ kommt es zum Tiefschweißen und ein Sprung in der Schweißnahtfläche und somit der Prozesseffizienz kann beobachtet werden. [108]

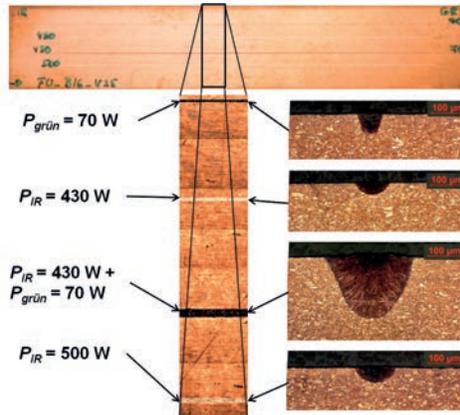


Bild 6.23: Nahtberraupung und Schweißnahtquerschliffe erzeugt durch Schweißprozesse mit dem „grünen“ Laser, dem IR-Laser und der Kombination beider Laser bei $v = 25$ m/min.

Zusammenfassend lässt sich für den Kombinationsprozess festhalten, dass ein grüner Laser durch eine bessere Absorption in Kupferwerkstoffen zu einer Herabsetzung der Tiefschweißschwelle für den Hauptprozess (IR-Strahl) führt und somit eine deutliche Prozesseffizienzsteigerung, im Bereich der Tiefschweißschwelle, hervorruft. Dabei kommt es durch den vorauslaufenden grünen Laserstrahl zu einer Erwärmung beziehungsweise zum Aufschmelzen des Werkstoffes, was eine höhere Absorption für die IR-Strahlung auf dem Kupferwerkstoff mit sich bringt. Für die Erwärmung des Kupferwerkstoffes muss jedoch nicht unbedingt eine grüne Laserstrahlquelle verwendet werden. So wäre beispielsweise auch an eine induktive lokale Erwärmung denkbar welche zur Absorptionserhöhung des IR-Strahles führt.

7 Zusammenfassung

Ziel dieser Arbeit war es, die Vorteile und Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen mit Strahlquellen höchster Fokussierbarkeit herauszuarbeiten.

Mit den neuentwickelten Laserstrahlquellen werden sehr niedrige Beugungsmaßzahlen von $M^2 < 10$ bis hinunter zur Beugungsgrenze ($M^2 = 1$) erreicht. Die Vorteile einer besseren Fokussierbarkeit können auf verschiedene Weise genutzt werden. So kann bei konstantem Fokussdurchmesser ein größerer Arbeitsabstand realisiert werden, was neben einer besseren Zugänglichkeit auch den Vorteil einer deutlichen Reduktion des Verschmutzens von Schutzgläsern durch Spritzer oder Schweißrauch mit sich bringt. Ein weiterer Vorteil ergibt sich durch gleichbleibende Fokussierung womit sich kleinere Fokussdurchmesser realisieren lassen und somit höhere Intensitäten. Bleiben der Fokussdurchmesser und der Divergenzwinkel konstant, können schlankere Optiken eingesetzt werden. Durch die damit einhergehende Gewichtsreduzierung können bestehende Anlagen höhere Geschwindigkeiten mit gesteigerter Konturtreue erzielen was zu einer höheren Wirtschaftlichkeit führt.

Sehr hohe Intensitäten führen bei beschichteten Linsen zu thermisch induzierten Effekten, welche einerseits zu einer schlechteren Strahlqualität und somit direkt zu einem größeren Fokussdurchmesser auf dem Werkstück führen. Die Intensitätsabnahme auf dem Werkstück wird andererseits negativ verstärkt durch eine Verschiebung der Fokusslage, dem thermisch induzierten Fokus-Shift. Besonders bei hoher Fokussierbarkeit können beide Effekte so stark ausgeprägt sein, dass ein stabiler Schweißprozess unmöglich wird. In der vorliegenden Arbeit werden transiente und stationäre Strahlqualitätsmessungen an Schweißoptiken beschrieben. Bei der Vermessung von Bearbeitungsoptiken wurden dabei um bis zu 88 % geringere Intensitäten am Werkstück ermittelt. Die Laserstrahlcharakterisierung am Werkstück ist daher eine wichtige und herausfordernde Voraussetzung für einen stabilen und reproduzierbaren Schweißprozess.

Aus diesem Grund wird in dieser Arbeit auch ein neuentwickeltes und neuartiges Verfahren vorgestellt, mit welchem das thermische Verhalten von Bearbeitungsoptiken mit allen Prozessstörungen ohne kostenintensive und hochentwickelte Messinstrumente beurteilt werden kann. Der sogenannte „Referenzprozess“ macht sich dazu Verände-

rungen der Intensität bzw. der Intensitätsverteilung auf dem Werkstück zunutze, die zu unterschiedlichen Schweißergebnissen führen, welche sich mittels Messschieber einfach auswerten lassen. Als Auswertungskriterium für den Referenzprozess wird die Tiefschweißschwelle herangezogen. Dabei kann der Übergang vom Wärmeleitungsschweißen zum Tiefschweißen eindeutig an der Schweißnahtberraupe identifiziert werden. Anhand von vier Schweißungen mit unterschiedlichen Parametern kann nun der Fokus-Shift mit adäquater Genauigkeit bestimmt werden.

Ein zuverlässig klein gehaltener Fokusbereich kann beispielsweise für sehr schnelle Fügeprozesse eingesetzt werden. Neben der Betrachtung der Schmelzoberflächen mit Hochgeschwindigkeitskameras wurde mit Hilfe von Indikatormaterialien ein Einblick in das Probeninnere ermöglicht. So konnte durch den Transport der Tracerpartikel bis zur Erstarrung der Schmelze ein Rückschluss auf die Schmelzeströmungen während des Schweißprozesses gewonnen werden. Ein Modell der Schmelzeströmungen bei hohen Geschwindigkeiten ($v = 60 \text{ m/min}$) und einem kleinen Fokusbereich ($d_f = 50 \mu\text{m}$) konnte entwickelt werden, welches unter anderem eine Strömung an der Kapillarfront nach unten aufzeigt.

Ein weiterer Vorteil der guten Fokussierbarkeit für industrielle Anwendungen ist das Fügen von dünnen Blechen von unter einem Millimeter Dicke. Dabei ist für einen reproduzierbaren und erfolgreichen Fügeprozess die Spanntechnik von großer Bedeutung. In dieser Arbeit wurde ein Magnetspannmittel entwickelt und aufgebaut, mit welchem auch nicht magnetische dünne Bleche bzw. Folien gespannt werden können.

Kleine Wechselwirkungszonen, realisiert durch kleine Fokusbereiche, lassen einen Tiefschweißprozess mit geringem Werkstückverzug zu. Eine Minimierung dieses Verzuges durch eine minimierte Wärmeeinbringung in das Werkstück wurde in dieser Arbeit herausgearbeitet. Als Versuchsmaterial wurden Edelstahlproben mit einer Stärke von $500 \mu\text{m}$ verwendet. Bestimmt wurde der Querverzugswinkel, also der gemittelte Winkel welcher links und rechts der Schweißnaht durch Verzug hervorgerufen wird, anhand eines Topografiemesssystems. Dabei wurden verschiedene Schweißparameter eingestellt und drei Laserstrahlquellen mit unterschiedlichen Strahlqualitäten verwendet. Unterschiedliche Fokusbereiche im Bereich zwischen $14 \mu\text{m}$ und $200 \mu\text{m}$ wurden mit verschiedenen Bearbeitungsoptiken realisiert. Es stellte sich heraus, dass ein geringerer Verzug mit kleineren Fokusbereichen, höheren Vorschubgeschwindigkeiten und kleineren Divergenzwinkel realisiert werden kann. Dabei wurde anhand von Querschliffen nachgewiesen, dass bei einer konstanten Einschweißtiefe alle genannten Maßnahmen zu einer kleineren aufgeschmolzenen Schweißnahtfläche führen und somit direkt zu einem kleineren gemessenen Querverzugswinkel.

Ein weiterer Vorteil der hohen Intensitäten von im infraroten emittierenden Laserstrahlquellen ist die Bearbeitung von Kupferwerkstoffen im Dauerstrichbetrieb. Dabei lassen sich mehrere Millimeter Einschweißtiefe erreichen. Bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten kommt es zu einer tropfenförmigen Nahtgeometrie. In dieser Arbeit konnte mit Hilfe von Röntgenfilmen gezeigt werden, dass die Form der Nahtgeometrie maßgeblich durch die Kapillarform vorgegeben wird.

Eine Herausforderung beim Schweißen von Kupfer ist die geringe Absorption von gerade einmal 5 % bei einem kalten Werkstück, also zu Prozessbeginn. Hohe Rückreflexe können dabei zu Schädigungen in den optischen Komponenten führen. Eine höhere Absorption kann mit einer kürzeren Wellenlänge, z. B. mit einem frequenzverdoppelten Lasersystem erreicht werden. Damit kann die Absorption beim Prozessstart etwa versiebenfacht werden, so dass die Rückreflexe stark reduziert werden. Allerdings zeigt die vorliegende Arbeit auch, dass diese neuartigen im „grünen“ emittierenden cw-Laser in ihrer Leistung noch sehr stark begrenzt sind, so dass in Kupfer bei einer maximalen Ausgangsleistung von $P = 100 \text{ W}$ und bei einem Fokusedurchmesser von $d_f = 25 \text{ }\mu\text{m}$ nur etwa $100 \text{ }\mu\text{m}$ Einschweißtiefe realisiert werden können. Diese Einschweißtiefe ist für die meisten industriellen Einsatzgebiete nicht ausreichend. Um eine größere Einschweißtiefe zu erreichen und trotzdem auf eine höhere Absorption bei Prozessstart nicht verzichten zu müssen, wird in dieser Arbeit ein Kombinationsprozess (auch Hybridprozess genannt) vorgestellt. Dieser kombiniert einen handelsüblichen Scheibenlaser ($\lambda = 1030 \text{ nm}$) mit einem frequenzverdoppelten Scheibenlaser ($\lambda = 515 \text{ nm}$). Der grüne Laserstrahl ($d_f = 25 \text{ }\mu\text{m}$) läuft in einem Abstand von $100 \text{ }\mu\text{m}$ vor dem IR Strahl ($d_f = 100 \text{ }\mu\text{m}$). Der große Abstand zwischen den Laserstrahlen wurde gewählt, um eine Wechselwirkung zwischen der durch den grünen Laserstrahl geöffneten Kapillare und der des IR Strahls auszuschließen. Der grüne Laserstrahl heizt oder schmilzt die Kupferoberfläche auf. Dabei steigt die Absorption im Auftreffbereich des IR Strahls an. Numerische Rechnungen zeigen, dass in der Wechselwirkungszone in welcher der IR-Strahl auftrifft, durch Aufheizen des grünen Laserstrahls eine Steigerung der Absorption von 5 % auf 11 % erfolgt. Schweißexperimente bestätigen die Vorhersagen und zeigen, dass mit dem Hybridprozess die Tiefschweißschwelle abgesenkt werden kann.

Für den beschriebenen Hybridprozess sind zwei Laserstrahlquellen sowie auch zwei sehr genau zueinander justierte Bearbeitungsköpfe notwendig. Die hohe Komplexität der Bearbeitungskopfpanordnung und die daraus resultierenden hohen Kosten beschränken den Einsatz des Hybridprozesses auf sehr wenige spezifische industrielle Applikationen. Trotzdem lassen die vielversprechenden Versuche mit dem Hybridpro-

zess weitere Forschungsarbeiten an Laserstrahlquellen sinnvoll erscheinen. Diese sollten zumindest am Prozessbeginn genügend „grüne“ Laserleistung zur Verfügung stellen, so dass ein gut kontrollierbarer Tiefschweißprozess in Kupferwerkstoffe gestartet werden kann.

Diese Arbeit zeigt, dass eine höhere Strahlqualität viele Vorteile mit sich bringt, die für industrielle Anwendungen entscheidend sind, wenn die Übertragung der Strahlung auf das Werkstück ohne eine Intensitätsabschwächung erfolgt.

8 Literatur- und Quellenverzeichnis

- [1] N.N.: *DIN EN 14610: Schweißen und verwandte Prozesse – Begriffe für Metallschweißprozesse*, Februar 2005.
- [2] N.N.: *DIN 1910-1: Schweißen – Begriffe, Einteilung der Schweißverfahren*. Berlin: Beuth Verlag, 1997.
- [3] N.N.: *DIN 1910-2: Schweißen – Schweißen von Metallen – Verfahren*. Berlin: Beuth Verlag, 1997.
- [4] BEHNISCH (HRSG.): *Kompodium der Schweißtechnik – Band 1: Verfahren der Schweißtechnik*. Düsseldorf: VDS-Verlag, 1997 (Fachbuchreihe Schweißtechnik Bd. 128/1).
- [5] PALIK, E.D.: *Handbook of Optical Constants of Solids*, Vol. 2, Orlando, Florida: Academic Press, 1991.
- [6] BLOM, A.; DUNIAS, P.; ENGEN P. VAN; HOVING, W.; KRAMER, J.: *Process spread reduction of laser micro-spot welding of thin copper parts using real-time control*. Proceedings SPIE, Vol. 4977, S.493, 2003.
- [7] HÜGEL, H.: *Strahlwerkzeug Laser: Eine Einführung*. Teubner Verlag, Stuttgart, 1992.
- [8] HÜGEL, H.: *New solid-state lasers and their application potentials*. Optics and Lasers in Engineering **34**, S.213, 2000.
- [9] BECK, M.: *Modellierung des Lasertiefschweißens*. Universität Stuttgart, Dissertation, Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, Teubner, 1996.

- [10] FABBRO, R.; SLIMANI, S.; COSTE, F.; BRIAND, F.: *Dynamic Control of Melt Pool Behaviour Using Gas Jet During CW Nd-Yag Laser Welding*. 4th International Congress on Laser advanced materials processing, Kyoto, Japan, S.92-99, 2006.
- [11] FABBRO, R.; SLIMANI, S.: *Melt pool dynamics during deep penetration CW Nd-Yag laser welding*. Proceedings of the 4th International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing, Munich, 2007.
- [12] FABBRO, R.; SLIMANI, S.; COSTE, F.; BRIAND, F.: *Experimental study of the humping process during Nd:Yag CW laser welding*. Proceedings of the 4th International WLTConference on Lasers in Manufacturing, Munich, 2007.
- [13] FABBRO, R.; CHARIM, K.: *Dynamical description of the keyhole in deep penetration laser welding*. Journal of laser applications, **12**, Nr. 4, S. 142-148, 2000.
- [14] ARATA, Y.; MARUO, H.; MIYAMOTO, I.: *Application of Laser for Material Processing – Heat Flow in Laser Hardening*. In: IIW Doc. IV-241-78, IIW Doc. 212-436-78, Osaka University, 1978.
- [15] ARATA, Y.: *Fundamental characteristics of high energy density beams in material processing*. In: Proceedings of the Materials Processing Conference ICALEO 86, Laser Institute of America (LIA), 1986.
- [16] CLINE, H. E.; ANTHONY, T. R.: *Heat treatment and melting material with a scanning laser or electron beam*. Journal of Applied Physics, Volume **48**, Number 9, S.3895-3900, 1977.
- [17] LANDOLT-BÖRNSTEIN: *Numerical data and functional relationships in science and technology*; New Series. Editor in Chief: W. Martienssen. Group VIII, Volume 1: Laser physics and applications. Subvolume C: Laser Applications Edited by R. Poprawe, H. Weber, G. Herzinger. Springer-Verlag, Berlin, 2004.
- [18] BERGER, P.: *Deep penetration treshold*. 13th International Workshop of Process diagnostic and control in laser beam welding and cutting, Hirschegg, 2011.
- [19] HÜGEL, H.; GRAF, T.: *Laser in der Fertigung*. Vieweg+Teubner Verlag, 2.Auflage, 2009.

- [20] DAUSINGER, F.; GREF, W.: *Braucht man zum Schweißen starke Fokussierbarkeit?* Tagungsband der Stuttgarter Lasertage (SLT'01), Stuttgart, 2001.
- [21] DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Prozessadäquate Systemtechnik als Schlüssel für das Aluminiumschweißen*. In: Geiger, M. (Hrsg.): Schlüsseltechnologie Laser: Herausforderungen an die Fabrik 2000 (Tagungsband des 12. Internationalen Kongresses LASER 95, München). Bamberg: Meisenbach, S.211, 1995.
- [22] MATSUNAWA, A.; KIM, J.-D.; KATAYAMA, S.: *Spectroscopic studies on laser induced plume of aluminium alloys*. In: Mazumder, J.; Matsunawa, A.; Magnusson, C. (Hrsg.): Proceedings of the Laser Materials Processing Conference (ICALEO), San Diego, S. 719, 1995.
- [23] DUMORD, E.; JOUVARD, J.-M.; GREVEY, D.: *Modelling of high power cw Nd:YAG laser welding*. In: Farrukh, U.O.; Basu, S. (Hrsg.): Proceedings of the Conference on Modeling and Simulation of Higher-Power Laser Systems IV, San Jose, 1997. Bellingham (WA): SPIE, Vol. **2989**, S. 236, 1997.
- [24] METZBOWER, E.A.: *Absorption in the keyhole*. In: Fabbro, R.; Kar, A.; Matsunawa, A. (Hrsg.): Proceedings of the Laser Materials Processing Conference (ICALEO), San Diego, S. G-16, 1997.
- [25] HÜGEL, H.; DAUSINGER, F.; BERGER, P.: *Modelling of physical mechanisms in laser keyhole welding*. In: Proceedings of the 3rd International Conference on Computational Modeling and Simulation of Materials (CIMTEC), Acireale (CT) Sicily, Italy, 2004.
- [26] DAUSINGER, F.: *Benefit of enhanced focusability of new YAG-Lasers*. Proceedings of the EALA, Bad Nauheim/Frankfurt, Januar 2002.
- [27] HEß, A.; HEIDER, A.; SCHUSTER, R.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Benefits from combining laser beams with different wavelength (green and IR) for copper welding*. In Proceedings of the 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), Anaheim, Californien, USA, 2010.
- [28] HEß, A.; WEBER, R.; HEIDER, GRAF, T.: *Forced deep-penetration welding with low-power second-harmonic assistance of cw copper welding with 1 µm wave-*

- length*. In Proceedings of 6th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering (LANE), Erlangen, 2010.
- [29] FUHRICH, T; BERGER, P.; HÜGEL, H.: *Marangoni effect in deep penetration welding of Steel*. Proceedings ICALEO 1999, ed. LIA, San Diego, CA 1999.
- [30] MAHRLE, A.; SCHMIDT, J.: *The influence of fluid phenomena on the laser beam welding process*. Int. J. Heat and Fluid Flow **23** (2002) 288.
- [31] YE, X.-H.; CHEN, X.: Three-dimensional modelling of heat transfer and fluid flow in laser full-penetration welding. J.Phys.D: Appl. Phys. **35** (2002) 1049.
- [32] GOUFFE, A.: Rev. Optique **24**, S.1, 1945.
- [33] BECK, M.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Studie zur Energieeinkopplung beim Tiefschweißen mit Laserstrahlung*. Laser und Optoelektronik **21** (1989) Nr. 3, S.80, 1989.
- [34] RAMSAYER, R.: *Experimentelle Bestimmung der Wirkungsgrade beim Nd:YAG Zweistrahlsschweißen von Stahl und Aluminium*. Universität Stuttgart, IFSW 00-15, 2000.
- [35] BEITZ, W.; GROTE, K.-H.: *DUBBEL, Taschenbuch für den Maschinenbau*, 19.Auflage, Springer Verlag, S. G9, 1997.
- [36] VINOKUROV, V.A.: *Welding Stresses and Distortion: Determination and Elimination*. The British Library Board, Boston, 1977.
- [37] SCHUMANN, H.: *Metallografie*. Wiley-VCH, Weinheim, 2005.
- [38] SCHULZE, G.; KRAFKA, H.; NEUMANN, P.: *Schweißtechnik: Werkstoffe - Konstruieren - Prüfen*. VDI Verlag GmbH, Düsseldorf, 1992.
- [39] SCHULZE, G.: *Die Metallurgie des Schweißens*. Berlin: Springer Verlag, 2004.
- [40] WOHLFAHRT H.; MACHERAUCH, E.: *Die Ursache des Schweißspannungszustandes*. Materialprüfung **19** (1977), Nr. 8, S. 272.

- [41] NITZSCHKE-PAGEL, T.; DILGER, K.: *Eigenspannungen in Schweißverbindungen – Teil 1: Ursachen der Eigenspannungsentstehung beim Schweißen*. Schweißen und Schneiden **58** (2006) Nr. 9, S. 466.
- [42] NITZSCHKE-PAGEL, T.; DILGER, K.: *Eigenspannungen in Schweißverbindungen – Teil 2: Bewertung von Eigenspannungen*. Schweißen und Schneiden **59**, Nr. 1, S. 23-32, 2007.
- [43] N.N.: *DIN 1011-6: Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe - Teil 6: Laserstrahlschweißen*. Technischer Bericht, Deutsches Institut für Normung, 2006.
- [44] N.N.: *Merkblatt 823: Schweißen von Edelstahl Rostfrei*. Technischer Bericht, Informationsstelle Edelstahl Rostfrei, 2004.
- [45] KITTEL, S.: *Verzugsarmes Laserstrahlschweißen an axialsymmetrischen Bauteilen*. Universität Stuttgart, Dissertation, Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, Herbert Utz Verlag, 2010.
- [46] MALISIUS, R.: *Schrumpfungen, Spannungen und Risse beim Schweißen*. DVS Verlag, Düsseldorf, 2002.
- [47] ZHANG, F.: *Beitrag zum schweißbedingten Verzug unter Berücksichtigung seiner Wechselbeziehung mit den Eigenspannungen*. Universität Stuttgart, Dissertation, Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, 1998.
- [48] KRAMER, T.; OLOWINSKY, A.; DURAND, F.: *Shadow - a new welding technique*. In: Photon Processing in Microelectronics and Photonics, S. 545–554, San Jose, USA, 2002.
- [49] DAUSINGER, F.: *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozesseffektivität*. Habilitation Universität Stuttgart, B. G. Teubner Verlag, Stuttgart, 1995.
- [50] MÄRTEN, O.; KRAMER, R.; SCHWEDE, H.; BRANDL, V.; WOLF, S.: *Determination of thermal focus drift with high power disk and fiber lasers*, in Proceedings of the 4th International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing, Munich, Germany, 2007.

- [51] ABT, F.; HEß, A.; DAUSINGER, F.: *Focusing of high power single mode laser beams*, in Proceedings of the 26th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, Orlando, Florida, USA, 2007.
- [52] ABT, F.; HEß, A.; DAUSINGER, F.: *Focusing High-Power, Single-Mode Laser Beams -Thermal effects in lenses and windows can have a dramatic effect on industrial applications*. In Photonics Spectra, A Laurin Publication, Mai 2008.
- [53] ABT, F.; HEß, A.; DAUSINGER, F.: *Temporal behaviour of the focal shift of beam forming optics for high power single mode lasers*. In Proceedings of the 27th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, Temecula, CA, USA, 2008.
- [54] KOTORZ, M.: *Schweißen von Kupferwerkstoffen mit brillanter Strahlqualität*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 08-10, 2008.
- [55] MÄRTEN, O.; KRAMER, R.; SCHWEDE, H.; WOLF, S.; BRANDL, V.: *Charakterisierung von Fokussiersystemen für Hochleistungslaser mit hoher Strahlqualität*. In: Laser+Photonik 7, Nr.2, S. 48, 2008.
- [56] PRIMES GMBH: *Opto-Mechanischer Aufbau des FocusMonitors*, Datenblatt FocusMonitor, Pfungstadt: www.primes.de, Stand: Mai .2011.
- [57] SCHÄFER, M.: *Entwicklung eines Referenzprozesses zur Optikqualifizierung*. Diplomarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 11-12, 2011.
- [58] HEß, A.; WEBER, R.; GRAF, T.; SCHÄFER, M.; THIEL, C.: *Reference Process for determination of thermal focus shift*. In Proceedings of the 30th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), Orlando, Florida, USA, 2011.
- [59] KOECHNER W.: *Solid-State Laser Engineering*. Berlin: Springer, 1999.
- [60] STRITT, P.; WEBER, R.; GRAF, T.; MÜLLER, S.; EBERT, C.: *Utilizing Laser Power Modulation to Investigate the Transition from Heat-Conduction to Deep-*

- Penetration Welding*. In Proceedings of Lasers in Manufacturing (LiM), München, 2011.
- [61] STRITT, P.; WEBER, R.; GRAF, T.; MÜLLER, S.; EBERT, C.: *Laser Power Modulation at the Threshold from Heat-Conduction to Deep-Penetration Welding*. In Proceedings of the 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), Anaheim, Californien, USA, 2010.
- [62] WEBERPALS, J.: *Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserschweißen*. Universität Stuttgart, Dissertation, Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, Herbert Utz Verlag, 2010.
- [63] WEBERPALS, J.; RUB, A.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Influence of the focus diameter in laser welding with thin disk laser*. In Proceedings of the 3rd Int. WLT-Conference on Lasers in Manufacturing, München, 2005.
- [64] IFFLÄNDER, R.: *Festkörperlaser zur Materialbearbeitung*. Berlin: Springer, 1990.
- [65] NICKOLAUS, M.: *Verzugsbestimmung beim Hochgeschwindigkeitsschweißen von Dünnblechen mit brillanten Strahlquellen*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 07-04, 2007.
- [66] VESENMAIER, D.: *Einfluss der Strahlqualität auf die Nahtgeometrie beim Hochgeschwindigkeits-Laserstrahlschweißen*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 07-14, 2007.
- [67] STRACHWITZ, N.: *Wirkungsgrad- und Verzugsbestimmung beim Laserstrahlschweißen mit brillanten Strahlquellen*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 07-29, 2007.
- [68] BEZENÇON, C.; ANDRÉ, P.-D.; BASSI, C.: *Remote Laser Welding of AA6xxx Multi-Layer FusionTM Material*. Latest 2 Joining Conference. Challenges for Joining Lightweight Dissimilar Materials for Automotive Applications. The University of Manchester, November 2011.
- [69] HEß, A.; SCHELLINGER, F.; BASSI, C.: *Heißrissfreies Remotelaserstrahlfügen von 6xxxer Aluminiumwerkstoffen*. In Laser Magazin, Magazin Verlag Hightech Publications KG, Bad Nenndorf, Ausgabe 2, Mai, 2011.

- [70] MÜLLER-BORHANIAN, J.: *Kamerabasierte In-Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen*. Universität Stuttgart, Dissertation, Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, Herbert Utz Verlag, 2008.
- [71] ABT, F.: *Online-Measurement of penetration depth for welding processes*. 12th International Workshop of Process stability in laser beam welding II, Hirschegg, 2010.
- [72] HEß, A.; DAUSINGER, F.: *Humping mechanisms during high-speed welding with brilliant lasers*. In proceedings of the 3rd Pacific International Conference on Application of Lasers and Optics (PICALO), Beijing, China, 2008.
- [73] NOVOTNY, K.: *Beobachtung der Schmelzebadynamik beim Laserstrahlschweißen mit Hilfe von Hochgeschwindigkeitskameras*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 07-28, 2007.
- [74] BERGER, P.; HÜGEL, H.; HEß, A.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Understanding of Humping Based on Conservation of Volume Flow*. In Proceedings of Lasers in Manufacturing (LiM), München, 2011.
- [75] SEMAK, V.; BRAGG, W. D.; DAMKROGER, B.; KEMPKA, S.: *Transient Model for the keyhole during laser welding*. Journal of Applied Physics, Volume **32**, Number 15, 1999.
- [76] MATSUNAWA, A.; SEMAK, V.: *The simulation of front keyhole wall dynamics during laser welding*. Journal of Applied Physics **30**, S.798-809, 1997.
- [77] MATIC, M.: *Untersuchung der Humpingentstehungsmechanismen durch Beobachtung der Schmelzebadströmung mittels Indikatormaterialien*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 07-27, 2007.
- [78] LEITZ, A.: *Ableitung eines Modells zur Schmelzebadströmung durch das Einbringen von Indikatormaterialien beim Schweißen mit brillanten Strahlquellen*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 08-14, 2008.
- [79] ABT, F.: *Dissertation in Vorbereitung*. Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, Herbert Utz Verlag.

- [80] RUF, A.: *Modellierung des Perkussionsbohrens von Metallen mit kurz- und ultrakurzgepulsten Lasern*. Dissertation, Universität Stuttgart, Herbert Utz Verlag, 2004.
- [81] CHEN, G.: *Verhalten unterschiedlicher Werkstoffe beim Schweißen mit dem Nd:YAG-Laser*. Dissertation Technische Universität Braunschweig, 1984.
- [82] SCHNEIDER, R.: *Untersuchung der Einflussgrößen beim Schweißen von Kupferwerkstoffen mit dem Nd:YAG-Laser*. Dissertation, Technischen Universität Carolo-Wilhelmina in Braunschweig. 1994.
- [83] RAMSAYER, R.: *Prozessstabilisierung beim gepulsten Laserstrahl-Mikroschweißen von Kupferwerkstoffen*. Technische Hochschule Aachen, Dissertation bei der Robert Bosch GmbH, 2005.
- [84] DEUTSCHES KUPFERINSTITUT: *Kupfer*, 2.Auflage, Saladruck Berlin, 1982.
- [85] DEUTSCHES KUPFERINSTITUT: *Werkstoffdatenblatt Cu-ETP – CW004A*. Düsseldorf: DKI, 2009.
- [86] DEUTSCHES KUPFERINSTITUT: *Werkstoffdatenblatt CuSn6 – CW452K*. Düsseldorf: DKI, 2009.
- [87] DEUTSCHES KUPFERINSTITUT: *Werkstoffdatenblatt CuFe2P – CW107C*. Düsseldorf: DKI, 2009.
- [88] WIELAND WERKE AG: *Werkstoffdatenblatt Wieland-K14 – C10300*. www.wieland.de, Februar 2011.
- [89] HEIDER, A.; STRITT, P.; HEB, A.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Process Stabilization at welding Copper by Laser Power Modulation*. In Proceedings of Lasers in Manufacturing (LiM), München, 2011.
- [90] HEIDER, A.: *Dissertation in Vorbereitung*. Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, Herbert Utz Verlag.
- [91] SCHULZE, G.: *Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe (3.neubearbeitete und erweiterte Auflage)*. Berlin: Springer, 2004.

- [92] HEß, A.; WEBER, R.: *Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen - Neu- und Weiterentwicklungen: grüner Scheibenlaser und Faserlaser*. „Fügen von Kupferwerkstoffen“, SLV Duisburg, 2009.
- [93] TRUMPF: *Prozesssicheres Schweißen von Kupferblech mit drei Scheibenlasern*. Redakteur/Autor: Rüdiger Kroh, Pressemitteilung vom 27.11.2006 in MaschinenMarkt, 2006.
- [94] BAYER, A.: *Ermittlung von Prozesswirkungsgraden beim Laserstrahlschweißen mit brillanten Strahlquellen in Stahl- und Kupferwerkstoffen*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 09-04, 2009.
- [95] BERGER, P.; SCHUSTER R.; HÜGEL, H.; GRAF, T.: *Moving humps at the capillary front in laser welding*. In Proceedings of the 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), Anaheim, Californien, USA, 2010.
- [96] SCHÄFER, M.: *Ermittlung der Verfahrensgrenzen für Kupfer und Edelstahl beim Schweißen mit einem hochbrillanten 5 kW-Scheibenlaser*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 10-20, 2010.
- [97] WELLER, D.: *Ermittlung und Erweiterung der Verfahrensgrenze Humping beim Kupferschweißen*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 11-07, 2011.
- [98] BAYER, A.: *Charakterisierung der Schweißnahtgeometrie für Kupfer- und Edelstahlwerkstoffe*. Diplomarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 09-18, 2009.
- [99] ABT, F.; BOLEY, M.; WEBER, R.; GRAF, T.; POPKO, G.; NAU, S.: *Novel X-ray System for in-situ Diagnostics of Laser Based Processes – First Experimental Results*. In Proceedings of Lasers in Manufacturing (LiM), München, 2011.
- [100] WEBERPLAS, J.; HERMANN, T.; BERGER, P.; SINGSPIEL, H.: *Utilisation of Thermal Radiation for Process Monitoring*. In Proceedings of Lasers in Manufacturing (LiM), München, 2011.

- [101] ENGLER, S.; RAMSAYER, R.; POPRAWA, R.: *Process Studies on Laser Welding of Copper with Brilliant Green and Infrared Lasers*. In Proceedings of Lasers in Manufacturing (LiM), München, 2011.
- [102] MICHALOWSKI, A.; HEß, A.; RUß, A.; DAUSINGER, F.: *Plume attenuation under high power Yb:YAG laser material processing*. In Proceedings of 4th International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing (LiM), München, 2007.
- [103] HEIDER, A.: *Einfluss des Schweißbrauches auf die Nahtgeometrie beim Schweißen in Kupfer und Stahl mit einem frequenzverdoppelten Scheibenlaser*. Diplomarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 09-30, 2009.
- [104] MOON, J. H.; MIZUTANI, M.; KATAYAMA, S.; MATSUNAWA, A.: *Melting characteristics of metals by combined laser beams with different wavelength*. Journal of laser applications, Volume 15, Number 1, Februar 2003.
- [105] HEIDER, A.: *Auslegung und Aufbau der Freistrahlführung eines frequenzverdoppelten Scheibenlasers inklusive Fokussiereinheit zum Schweißen von Kupferwerkstoffen*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 08-24, 2008.
- [106] SCHUSTER, R.: *Diagnostics with Temperature Fields*. 13th International Workshop of Process diagnostic and control in laser beam welding and cutting, Hirschegg, 2011.
- [107] HEß, A.; SCHUSTER, R.; HEIDER, A.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Continuous Wave Laser Welding of Copper with combined beams at Wavelengths of 1030 nm and of 515 nm*. In Proceedings of Lasers in Manufacturing (LiM), München, 2011.
- [108] FUNAR, A.: *Kombination zweier Laserwellenlängen zur Steigerung der Effizienz beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen*. Studienarbeit, Betreuung durch Heß, A., Universität Stuttgart, IFSW 10-32, 2010.

Danksagung

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

Bedanken möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel. Ohne seine mitreißenden Vorlesungen wäre ich nicht bei der Lasertechnik hängen geblieben. Ebenfalls bedanken möchte ich mich bei Dr. Friedrich Dausinger der mich an den Pfaffenwaldring geholt hat.

Ganz besonderer Dank gebührt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr. habil. Thomas Graf der auch in schwierigen Zeiten zu seinem Wort stand und mir dadurch ermöglichte meine Dissertation wie geplant durchzuführen.

Weiterer Dank gebührt Prof. Dr. rer. nat. Siegfried Schmauder für das Interesse an meiner Arbeit und für die Übernahme des Mitberichts.

Herrn Dr. Ruedi Weber möchte ich herzlichst dafür danken, dass er mir genügend Freiräume eingeräumt hat. Somit war es mir möglich trotz zahlreicher Aufgaben am Institut und der Gruppenleitung der Makrobearbeitung an meiner Dissertation zu arbeiten. Er stand mir immer mit wertvollem Rat tatkräftig zur Seite.

Meinen Kollegen Christiane Thiel, Felix Abt, Andreas Heider, Peter Stritt, Rainer Schuster und Volkher Onuseit möchte ich für die schöne und sehr produktive gemeinsame Zeit danken. Auch alle Kollegen der Laserentwicklung und der Präzisionsbearbeitungsgruppe leisteten wichtige Beiträge für meine fachliche Horizonterweiterung.

Ein ganz besonderer Dank geht an die zahlreichen Studenten, die mich im Rahmen ihrer Hiwi-Tätigkeiten, Studien- und Diplomarbeiten unterstützt haben. Ohne diese Zuarbeit würde die vorliegende Arbeit nicht in dieser Form existieren.

Nicht zuletzt möchte ich meiner Frau Simone danken. Ihr Verzicht, Ihre Geduld und Ihre Unterstützung waren die Basis zur zügigen Fertigstellung dieser Dissertation.

Schließlich möchte ich an dieser Stelle meinen Eltern Ilse und Heinz Heß ganz herzlich danken. Sie ermöglichten mein Studium und somit auch die vorliegende Arbeit.

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

Zoske, Uwe

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

Gorritz, Michael

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

Mohr, Ursula

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

Rudlaff, Thomas

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

Borik, Stefan

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

Paul, Rüdiger

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

Wahl, Roland

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

Frederking, Klaus-Dieter

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

Grünewald, Karin M.

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

Shen, Jialin

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

Arnold, Johannes M.

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

Holzwarth, Achim

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

Dausinger, Friedrich

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

Meiners, Eckhard

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

Beck, Markus

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

Breining, Klaus

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

Griebsch, Jürgen

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

Krepulat, Walter

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

Xiao, Min

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

Glumann, Christiane

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

Gross, Herbert

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

Rapp, Jürgen

Laserschweißtauglichkeit 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 3-519-06227-8

Grünenwald, Bernd

Verfahrensoptimierung und Schichtcharakterisierung beim einstufigen Cermet-Beschichten mittels CO₂-Hochleistungslaser
1996, 160 Seiten, ISBN 3-519-06229-4

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 CO₂-Laserstrahlung
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06231-3

Stöhr, Michael

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

Plaaß, Wilfried

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

Schaller, Markus K. R.

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

Hack, Rüdiger

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

Krupka, René

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

Pfeiffer, Wolfgang

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

Volz, Robert

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

Bartelt-Berger, Lars

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

Müller-Hummel, Peter

Entwicklung einer Inprozeßtemperaturmeßvorrichtung zur Optimierung der laserunterstützten 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 CO₂-Hochleistungslasersystemen zur Materialbearbeitung
1999, 121 Seiten, ISBN 3-519-06244-5

Callies, Gert

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

Schubert, Michael E.

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

Kern, Markus

Gas- und 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

Schinzel, Cornelius M.

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

Sebastian, Michael

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

Lücke, Bernd

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

Hohenberger, Bernd

Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokus-
technik – Steigerung von Prozeßsicherheit, 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 CO₂-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. habil. Thomas Graf, Universität Stuttgart

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

Thomas Fuhrich

Marangoni-effekt beim Laserstrahl-tiefschweißen von Stahl

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

Daniel Müller

Pulsenergiestabilität bei regenerativen Kurzpuls-verstärkern im Scheibenlaserdesign

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

Jiancun Gao

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

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

Wolfgang Gref

Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokusmatrixtechnik

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

Michael Weikert

Oberflächenstrukturieren mit ultrakurzen Laser-pulsen

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

Julian Sigel

Lasergenerieren metallischer Bauteile mit vari-ablem Laserstrahldurchmesser in modularen Fer-tigungssystemen

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 Getriebe-
bau – 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

