Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

A. Heider
Erweitern der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer mit Einschweißtiefen zwischen 1 mm und 10 mm

Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

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

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

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

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

Erweitern der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer mit Einschweißtiefen zwischen 1 mm und 10 mm

von Dr.-Ing. Andreas Heider
Universität Stuttgart

Herbert Utz Verlag · Wissenschaft
München

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

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

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

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2018

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 2018

ISBN 978-3-8316-4738-5

Printed in Germany

Herbert Utz Verlag GmbH, München
Tel.: 089-277791-00 · www.utzverlag.de

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis **5**

Formelzeichen und Abkürzungen **7**

Kurzfassung der Arbeit **9**

Extended Abstract **11**

1 Einleitung **15**

1.1 Motivation und Zielsetzung der Arbeit 15
1.2 Aufbau der Arbeit 16

2 Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer **18**

2.1 Prozessgrenze der Einschweißtiefe 20
2.2 Prozessgrenze der Schweißnahtqualität 21
2.2.1 Spritzer und Schmelzauswürfe 22
2.2.2 Poren 24
2.2.3 Schwankungen in der Einschweißtiefe 26
2.2.4 Unregelmäßige Nahtzeichnung 27
2.2.5 Klassifizierung und Quantifizierung von Nahtdefekten 27
2.3 Werkstoffspezifische Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen 29
2.3.1 Wärmeleitfähigkeit 32
2.3.2 Absorption 33
2.3.3 Oberflächenbeschaffenheit und Werkstoffzustand 35
2.3.4 Zusammenführung der werkstoffspezifischen Einflussgrößen 36
2.4 Verfahrensspezifische Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen 36
2.4.1 Einfluss des Fokusdurchmessers 37
2.4.2 Einfluss der Fokuslage 43
2.4.3 Einfluss der Schweißgeschwindigkeit und Laserleistung 43
2.4.4 Wirkungsgrade und Prozesseffizienz 48
2.5 Bewertung der Prozessgrenzen 52

3 Verhalten der Kapillare beim Laserstrahlschweißen **56**

3.1 Röntgen-Systemtechnik für die Bewertung des Kapillarverhaltens 57
3.2 Charakteristische Geometrien der Dampfkapillare beim Schweißen 59
3.3 Verhalten der Dampfkapillare beim Prozessbeginn 61
3.4 Verhalten der Dampfkapillare während des Schweißprozesses 63
3.5 Verhalten der Dampfkapillare bei der Spritzerbildung 66
3.5.1 Bildung von kleinen Spritzern 67

3.5.2 Verhalten der Dampfkapillare bei der Entstehung von Schmelzauswürfen ... 69
3.5.2.1 Modellvorstellung ... 71
3.6 Verhalten der Dampfkapillare bei der Bildung von Poren ... 73
3.7 Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf das Verhalten der Dampfkapillare ... 75
3.8 Einfluss der Laserleistung auf das Verhalten der Dampfkapillare ... 77
3.9 Einfluss der Streckenenergie auf das Verhalten der Dampfkapillare ... 79
3.10 Auswirkung des Kapillarverhaltens auf die Nahtgeometrie ... 81
3.11 Interpretation zum Kapillarverhalten hinsichtlich der Prozessgrenzen ... 85

4 Erweitern der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen ... 88

4.1 Zeitliche Änderung der Laserleistung (Leistungsmodulation) ... 89
4.1.1 Begriffsbestimmung ... 91
4.1.2 Verhalten der Kapillare bei der Leistungsmodulation ... 92
4.1.2.1 Zulässige Einschweißtiefenschwankung ... 95
4.1.2.2 Einfluss der Modulationsfrequenz auf die Einschweißtiefe ... 97
4.1.3 Einfluss der Leistungsmodulation auf die Anzahl der Nahtdefekte ... 99
4.1.3.1 Einfluss der Modulationsfrequenz ... 100
4.1.3.2 Einfluss der Modulationstiefe ... 101
4.1.3.3 Einfluss der Schweißgeschwindigkeit ... 102
4.1.3.4 Einfluss des Fokusdurchmessers ... 103
4.1.4 Auswirkungen der Leistungsmodulation auf die Nahtzeichnung ... 104
4.1.5 Zusammenführung der Ergebnisse der Leistungsmodulation ... 109
4.2 Steigerung der Laserleistung ... 114
4.2.1 Verhalten der Kapillare beim Schweißen mit Leistungen P > 5 kW ... 115
4.2.2 Einfluss der Laserleistung (> 5 kW) auf die Anzahl an Nahtdefekten ... 120
4.2.3 Ausbildung der Nahtform beim Schweißen mit Leistungen > 5 kW ... 124
4.2.4 Zusammenführung der Ergebnisse mit Laserleistungen > 5 kW ... 125

5 Übertragung der Ergebnisse zur Erweiterung der Prozessgrenzen ... 130

6 Zusammenfassung ... 132

7 Literaturverzeichnis ... 136

8 Danksagung ... 145

Formelzeichen und Abkürzungen

Symbol	Bedeutung	Einheit
A	Absorptionsgrad	%
c_p	Spezifische Wärmekapazität	kJ/(kg·K)
c_{p_m}	Mittlere spezifische Wärmekapazität	kJ/(kg·K)
d_f	Fokusdurchmesser	m
E	Streckenenergie	kJ/m
F	Aufgeschmolzene Fläche	m²
f	Frequenz	Hz
f_M	Modulationsfrequenz	Hz
h_s	Spezifische Schmelzenthalpie	J/kg
L_{Diff}	Thermische Diffusionslänge	m
l_M	Modulationslänge	m
P	Leistung	W
P_A	Absorbierte Leistung	W
P_{ampl}	Amplitude der Leistungsmodulation	W
P_{av}	Mittlere Leistung	W
P_{max}	Maximalleistung	W
P_{min}	Minimalleistung	W
P_v	Verlustleistung	W
r	Strahlradius	m
s	Einschweißtiefe	m
s_{max}	Maximale Einschweißtiefe	m
s_{min}	Minimale Einschweißtiefe	m
T	Temperatur	K
t	Wechselwirkungszeit	s
T_0	Umgebungstemperatur	K
T_{Liq}	Liquidustemperatur	K
T_P	Prozesstemperatur	K
T_s	Schmelzpunkt	K
T_{Sol}	Solidustemperatur	K
T_v	Verdampfungstemperatur	K
v	Schweißgeschwindigkeit	m/min

V_E	Energiespezifische Volumen	m³/kJ
Δ_{mod}	Normierte Einschweißtiefenschwankung	-
η_A	Einkoppelgrad	%
η_{th}	Thermischer Wirkungsgrad	%
Λ	Normierte Frequenz	-
λ	Wärmeleitfähigkeit	W/(m·K)
Π	Modulationstiefe	-
ρ	Dichte	kg/m³
ρ_m	Mittlere Dichte	kg/m³
κ	Temperaturleitfähigkeit	m²/s

Cu-ETP	zähgepoltes Elektrolytkupfer (electrolytic tough-pitch)
CuSn6	Kupfer-Bronze-Legierung
STAW	Standardabweichung
cw	Continous wave, Dauerstrichbetrieb

Kurzfassung der Arbeit

Kupfer ist aufgrund seiner besonderen Materialeigenschaften (wie einer hohen Wärmeleitfähigkeit) in allen Bereichen der Elektromobilität, Elektrik und Elektronik ein unverzichtbarer Werkstoff. Damit einhergehend spielt die Fügetechnologie dieser Werkstoffe eine Schlüsselrolle für eine nachhaltige, effiziente und kostengünstige Produktion. Der Laserstrahl als Fügewerkzeug zum Schweißen hat sich bereits in zahlreichen industriellen Applikationen im Bereich der Stahl- und Aluminiumwerkstoffe etabliert. Die Prozessstabilität und die Reproduzierbarkeit beim Laserstrahlschweißen von Kupfer sind dahingegen insbesondere durch die stetig wachsenden Anforderungen an die Schweißverbindungen, wie einer reduzierten Wärmeeinbringung, einer geringen Spritzerbildung und steigenden Nahtquerschnittsflächen, derzeit noch unzureichend und einigen Prozessgrenzen ausgesetzt. Eine Prozessgrenze ist dabei immer dann erreicht, wenn die zuvor definierten Anforderungen an die Schweißnaht nicht mehr erfüllt werden. Als wesentliche Prozessgrenzen wurden eine Limitierung der erzielbaren Einschweißtiefe und eine geminderte Schweißnahtqualität identifiziert.

Das Hauptaugenmerk dieser Arbeit liegt im Erarbeiten eines grundlegenden Prozessverständnisses insbesondere im Hinblick auf die Prozessgrenzen, deren Einflussgrößen und Wirkzusammenhänge und dem Identifizieren der Ursachen der Prozessgrenzen. Mit Hilfe von Online-Hochgeschwindigkeits-Röntgenuntersuchungen wurde das Kapillarverhalten während des Schweißvorgangs analysiert und hinsichtlich der Prozessgrenzen bewertet.

Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse wurden aus den prozesstechnischen und physikalischen Ursachen für die Prozessgrenzen Strategien zur Erweiterung abgeleitet, entwickelt und umgesetzt.

Im Rahmen der Untersuchungen wurden werkstoffspezifische Eigenschaften (Absorption, Wärmeleitfähigkeit) und verfahrenstechnische Aspekte (Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit) als Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen identifiziert. Dabei wirken sich die Einflussgrößen in Form einer Limitierung auf die erzielbare Einschweißtiefe aus, welche maßgeblich durch die Laserleistung und die Schweißgeschwindigkeit bestimmt wird. Darüber hinaus äußern sich die Einflussgrößen durch die Bildung von Nahtdefekten (Spritzer, Schmelzauswürfe, Poren) in einer geminderten Schweißnahtqualität.

Es konnte eine Korrelation zwischen allen Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen (Einschweißtiefe und Nahtqualität) und dem Kapillarverhalten während des Schweißvorgangs beobachtet werden. Aus diesem Grund besteht die plausible Vermutung, dass

größtenteils das Kapillarverhalten für die ermittelten Prozessgrenzen verantwortlich ist.

Mit dieser Kenntnis lassen sich die Strategien einer Leistungsmodulation und die Verwendung von hohen Laserleistungen (>> 5 kW) zum Erweitern der Prozessgrenzen ableiten. Mit den umgesetzten Strategien ist es möglich qualitativ hochwertige Schweißnähte in Kupfer mit Einschweißtiefen bis zu 10 mm zu erzeugen.

Die Ergebnisse dieser Arbeit tragen dazu bei das grundlegende Prozessverständnis beim Schweißen von Kupfer zu erweitern und stellen somit Grundlage für das Ableiten und die Entwicklung zukünftiger Strategien für einen zuverlässigen und robusten Laserstrahlschweißprozess in Kupfer dar.

Extended Abstract

The strong growth in electrification and the trend towards the electro mobility significantly increase the need for materials with high electrical and thermal conductivity such as pure copper (e.g. Cu-ETP) and many copper alloys. Beside the material properties an efficient and reliable joining technology combined with a high quality of the resulting joints is required for an economic production. Furthermore future trends show continuously enhanced requirements on the joints such as an increase of transferred currents (> 100 A). Therefore the joint cross sections and penetration depth of the joints have to be increased. In the recent years laser beam welding has become an established joining process especially for steel and aluminum materials. However, welding of copper is generally considered to be difficult, particularly due to its high heat conductivity and low absorptivity using laser sources with a wavelength of 1 µm. With the currently commercially available laser sources with a maximum output power of ≤ 5 kW, welds in copper with penetration depths of several millimeters and a high quality (regarding the number of generated weld defects) of the resulting welds (without weld defects) are bounded by several process limits. Thereby a process limit is reached if the defined requirements cannot be satisfied.

The development of new process strategies to overcome the challenges of laser welding of copper requires a sound process understanding. Therefore the main focus in the present work is to identify the process limits of copper welding and to develop a fundamental process understanding of the influencing parameters and cause-effect relations on the process limits. With this background strategies to expand the process limits are developed and transferred.

To analyze the influence of heat conduction, a copper alloy (bronze, CuSn6) and a pure copper (Cu-ETP) with high heat conductivity were used for the experiments.

As one result of the present work the main process limits could be identified as the penetration depth and the resulting weld quality. Two determining factors on the process limits were figured out. On the one hand the absorptivity and the heat conductivity (material dependent factors) were identified as influencing parameters on the process limit. On the other hand the welding process is affected by the laser power and the welding speed (procedural factors). One result of the influencing factors is the generation of weld defects (spatters, pores, melt ejections) which is directly correlated to the resulting weld quality. Thereby a permanent interaction of the determined influencing factors can be seen.

With the results of the fundamental investigations regarding the process limits the major influencing factors were analyzed and evaluated separately. The deep-penetration

threshold limits the required penetration depth. The deep-penetration threshold is strongly related to the low absorptivity and high heat conductivity of copper. The power threshold to exceed the deep-penetration threshold was investigated as a function of the focal diameter and the welding speed. To reach penetration depths of several millimeters using currently commercially available laser sources with an output power of $P \leq 5$ kW it was found that focal diameters $d_f \leq 200$ µm are necessary. Using focal diameters of $d_f \geq 600$ µm in combination with a laser power of $P \leq 5$ kW only heat conduction welding with penetration depth $s << 1$ mm can be reached. The achievable penetration depth is given due to a combination of the used laser power and the welding speed. Furthermore the relation of laser power and welding speed directly influences the resulting weld quality (regarding the amount of generated weld defects) and affects the process limit, respectively.

With the results of the investigations it could be shown that with a given laser power ($P < 5$ kW) welding speeds of less than $v = 10$ m/min are necessary to produce welds with penetration depths of $s > 1$ mm. However, laser welding of copper at welding speeds of less than $v = 10$ m/min frequently shows numerous weld defects such as pores, spatter formation, fluctuations in penetration depth and holes in the weld seam. Therefore the welding speed and the laser power could be identified as influencing parameter on the process limit. The higher the welding speed and the higher the laser power, the lower the number of generated weld defects.

Capillary instabilities during welding are known to be one cause for weld defects. In addition the welding depth in deep-penetration welding is mainly determined by the capillary depth. Hence the process limits (weld quality and penetration depth) seem to be influenced by the capillary. With this background in combination with the results of this work the central hypotheses of this work can be expressed:

The main reason for the process limits imposed by the seam quality and the welding depth is attributed to the behavior of the capillary.

One of the central approaches of the present work is to identify the reasons of the process limits and therefore to verify the hypotheses. With the use of online X-ray investigations the reasons of the process limits could be related to the temporal and special behavior of the capillary. With X-ray imaging it could be shown that the formation of bubbles at the tip of the capillary is correlated to the formation of melt ejections and pores. In addition the formation of spatters, the fluctuation in penetration depth and the resulting shape of the cross section of the weld seam could also be correlated to the behavior of the capillary.

With the enhanced fundamental process understanding it was possible to derive suitable approaches to expand the process limits of copper welding and to derive strategies to reach high quality welds with penetration depth of $s > 1$ mm. In this work two dif-

ferent approaches were followed. On the one hand using a fast temporal oscillation of the laser power (laser power modulation) to stabilize the welding of copper and therefore to reduce weld defects was investigated. On the other hand the approach of using a higher laser power of up to 16 kW was adopted.

It is demonstrated that the modulation of the laser power with the appropriate parameters significantly improves the weld quality and therefore expands the process limit. High-speed X-ray imaging of power-modulated welds was used to investigate the keyhole dynamics and bubble formation during power-modulation. The formation of bubbles at the tip of the capillary could be prevented by power-modulation leading to almost defects free welds. The influence of the average power, the modulation amplitude, welding speed, focal diameter, and modulation frequency on the welding quality is discussed. It is shown that a simple modulation of the laser power with an appropriate normalized modulation frequency (ratio between modulation frequency, focal diameter and welding speed) of about $\Lambda = 0.2$ to $\Lambda = 0.4$ and power modulation depths (ration between amplitude and average power) of $\Pi > 80\%$ very effectively reduces the number of weld defects. In addition the penetration depth could be increased by up to 30 % using laser power modulation.

The second approach to reach high quality welds with penetration depth of $s > 1$ mm was using a higher laser power of up to 16 kW. High quality welds with penetration depth of up to 10 mm could be achieved with the use of a laser power of > 5 kW. With these investigations a precise process limit between poor-quality welds and high-quality welds could be identified. The boundary value was found as the ratio of 2.2 kW laser power for one millimeter penetration depth. Above this threshold high-quality welds without weld defects can be produced. Below this boundary only welds with poor-quality are achieved. For welding of copper a suitable approach to reach high quality welds in combination with penetration depth of $s > 1$ mm could be shown with the use of laser power of > 5 kW.

With the results of this work it is possible to weld copper with penetration depths of several millimeters in combination with high-quality weld results. Furthermore this work contributes to an enhanced process understanding of the welding of copper and to expand the process limits. This work provides a basis to derive and develop future strategies for an effective, reliable and robust laser welding process of copper.

1 Einleitung

1.1 Motivation und Zielsetzung der Arbeit

Der stetig wachsende Grad an Elektrifizierung, der Trend hin zur Elektromobilität und das Energiemanagement in allen Bereichen des täglichen Alltags erfordern den Einsatz von Werkstoffen mit höchster elektrischer und thermischer Leitfähigkeit, guter Verarbeitbarkeit bei gleichzeitig moderaten Kosten und ausreichend vorhandenen Rohstoffressourcen [1]. Der Kupferwerkstoff stellt hierbei einen der wichtigsten Werkstoffe dar, welcher diesen Eigenschaften gerecht werden kann. Aktuelle und zukünftige Einsatzbereiche des Kupferwerkstoffs reichen von Batteriesystemen (Zellverbinder, Ableiter), Leistungselektronik (Stromschienen, Ableitern an DCB), Elektromotoren (Steckwicklungen) bis hin zur Aufbau- und Verbindungstechnik (Litzen, Kabel, Bänder). Neben den Werkstoffeigenschaften spielt die Fügetechnologie dieses Werkstoffes eine Schlüsselrolle für eine wirtschaftliche und serientaugliche Fertigung.

Der Laserstrahl als Fügewerkzeug zum Schweißen hat sich aufgrund seiner Flexibilität, Präzision, Effizienz und seines wirtschaftlichen Einsatzes bereits in zahlreichen industriellen Applikationen im Beriech der Stahl- und Aluminiumwerkstoffe etabliert. Mit der Weiterentwicklung der Laserstrahlquellen zu höheren Ausgangsleistungen (~6 kW) und brillanteren Strahlqualitäten ist es seit einigen Jahren auch möglich Kupferwerkstoffe zu bearbeiten [2][3][4][5][6].

Neben den mechanischen Anforderungen an die Fügeverbindung ist ein eindeutiger Trend zur Übertragung immer höherer Stromstärken (> 100 A) ersichtlich [1], wodurch die geforderten Anbindungsquerschnitte und damit die Einschweißtiefen (> 1 mm) der Fügeverbindung ansteigen. Insbesondere durch diese Anforderungen sind beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen mit handelsüblichen Laserstrahlquellen (Laserleistungen ≤ 5 kW) im Wellenlängenbereich von 1 µm die Prozessstabilität und die Reproduzierbarkeit der Schweißverbindungen derzeit noch unzureichend und durch unterschiedlichste Prozessgrenzen, wie einer unzureichenden Einschweißtiefe oder einer vermehrten Spritzerbildung limitiert.

Die Entwicklung neuartiger Prozessstrategien, um den Anforderungen an die Schweißverbindung (Einschweißtiefen > 1 mm, hohe Nahtqualität) gerecht zu werden, setzt dabei ein fundiertes Prozessverständnis voraus. Vor diesem Hintergrund ist das Ziel dieser Arbeit, die Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer bei Einschweißtiefen > 1 mm zu identifizieren und durch ein grundlegendes Prozessverständnis die Einflussgrößen und Wirkzusammenhänge zu erarbeiten. Mit der Identifizierung der Prozessgrenzen in Kombination mit der Erarbeitung der zugrundeliegenden pro-

zesstechnischen und physikalischen Einflussgrößen und Ursachen werden in dieser Arbeit Strategien zur Erweiterung der Prozessgrenzen entwickelt und umgesetzt.

1.2 Aufbau der Arbeit

Im Hinblick auf einen sicheren und reproduzierbaren Laserstrahlschweißprozess von Kupfer ist es Ziel dieser Arbeit, die bestehenden Prozessgrenzen zu identifizieren und aufzuzeigen. Mit der Erarbeitung eines grundlegenden Prozessverständnisses über die Einflussgrößen und Wirkzusammenhänge sollen schließlich geeignete Maßnahmen zur Erweiterung der Prozessgrenzen abgeleitet und umgesetzt werden.

Inhalt des zweiten Kapitels ist deshalb die Analyse, Beschreibung und Bewertung aller relevanten werkstoff- und verfahrenstechnischen Einflüsse auf den Schweißprozess von Kupfer und die daraus resultierenden Prozessgrenzen. Dazu gehören neben den Werkstoffeigenschaften wie der Absorption und der Wärmeleitfähigkeit auch die beim Laserstrahlschweißen relevanten Prozessparameter wie Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit und Fokusdurchmesser. Darüber hinaus werden Wirkzusammenhänge der ermittelten Prozessgrenzen und Einflussgrößen hinsichtlich den Anforderungen an die Schweißnaht wie Einschweißtiefe und Schweißnahtqualität beschrieben und bewertet. Die Beschreibung der Prozessgrenzen bildet dabei gleichermaßen den Stand der Technik beim Laserstrahlschweißen von Kupfer ab.

Aus den gewonnenen Erkenntnissen abgeleitet lässt sich die zentrale Hypothese dieser Arbeit formulieren:

Die Ursache für die durch die Schweißnahtqualität und Einschweißtiefe bestimmten Prozessgrenzen bildet eine instabile Dampfkapillare.

Vor dem Hintergrund der formulierten Hypothese wird diese in Kapitel 1 geprüft und bestätigt. Kapitel 1 bildet damit den zentralen Bestandteil dieser Arbeit. Inhalt des Kapitels stellt die Analyse und Beschreibung des Kapillarverhaltens beim Schweißen von Kupfer dar. Zentrales prozessdiagnostisches Messmittel zur Analyse des Kapillarverhaltens hinsichtlich der Prozessgrenzen bildet das IFSW-Online-Hochgeschwindigkeits Röntgenvideosystem.

Nach der Verifizierung der aufgestellten Hypothese werden in Kapitel 1 aus den gewonnenen Erkenntnissen Strategien zur Erweiterung der Prozessgrenzen entwickelt und umgesetzt. Eine der Strategien befasst sich mit einer zeitlichen Änderung der Laserleistung mit einer Modulationsfrequenz im unteren Kiloherzbereich, während des Schweißprozesses. In diesem Kapitel werden die relevanten Prozessgrößen der Leistungsmodulation, deren Einfluss und Wirkzusammenhänge auf das Schweißergebnis beschrieben. Anschließend werden konkrete Handlungsanweisungen mit Parametervorgaben zum Erzeugen von qualitativ hochwertigen Schweißnähten in Kupfer formu-

liert. Die zweite Strategie beruht auf der Verwendung einer erhöhten Laserleistung. In Abschnitt 4.2 werden die Ergebnisse unter Verwendung eines Lasers mit bis zu 16 kW Ausgangsleistung zum Erzeugen von qualitativ hochwertigen Schweißnähten mit Einschweißtiefen von bis zu 10 mm beschrieben. In Kapitel 5 werden die Strategien zum Erweitern der Prozessgrenzen zusammengeführt und bewertet.

Abschließend werden in Kapitel 6 die wichtigsten Ergebnisse der Arbeit zusammengefasst.

2 Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer

Mit der steigenden Nachfrage und dem erhöhten Einsatz von Kupferwerkstoffen wächst auch die Forderung an zuverlässigen und wirtschaftlichen Fügeverfahren kontinuierlich an. Der Laserstrahl als Fügewerkzeug bietet dabei eine zunehmend an Bedeutung gewinnende Alternative gegenüber konventionellen Fügeverfahren wie dem Löten, Ultraschall-, Gas-, Lichtbogen-, Elektronenstrahl- oder dem Widerstandsschweißen. Der Laserstrahlschweißprozess bringt neben den funktionellen Vorteilen, wie der berührungslosen und der gezielten Wärmeeinbringung auch wirtschaftliche Vorteile mit sich. Zu nennen sind hierbei eine hohe Flexibilität, kurze Prozesszeiten, gute Zugänglichkeit und eine gute Automatisierbarkeit. Einhergehend mit den wirtschaftlichen Gesichtspunkten der Elektromobilität und dem Energiemanagement, wachsen ebenso die Anforderungen an die Fügeverbindung stark an. Beispielsweise geht der Trend hin zur Übertragung immer größerer Stromdichten bei gleichzeitig hohen Wirkungsgraden. Um diesen Ansprüchen gerecht zu werden, müssen größere Querschnittsflächen der Fügeverbindung und damit verbunden oft größere Nahtbreiten und höhere Einschweißtiefen realisiert werden. Die Zielsetzung einer verbesserten Schweißnahtqualität (geringe Spritzerbildung, robuste Einschweißtiefe) bei gleichzeitiger wirtschaftlicher Fertigung führt jedoch beim Laserstrahlschweißen von Kupfer zu prozesstechnischen Grenzen, welche unterschiedlichen Einflussgrößen unterliegen. Eine Prozessgrenze ist immer dann erreicht, wenn die zuvor definierten Anforderungen an die Schweißnaht nicht mehr erfüllt werden.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden diese Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer mit hohen Einschweißtiefen (s >> 1 mm) identifiziert und die jeweiligen Einflussgrößen detailliert untersucht. Es konnten zwei Prozessgrenzen ermittelt werden, welche die Erfüllung der Anforderungen an die Schweißnaht limitieren. Die ermittelten Prozessgrenzen setzen sich aus der

- *Limitierung der erzielbaren **Einschweißtiefe** und einer*
- *Geminderten **Schweißnahtqualität***

zusammen. Die dominierenden Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer sind:

- *Die **Werkstoff**eigenschaften,*
- *Die **verfahren**sspezifischen Parameter.*

Die identifizierten Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen stehen in direktem Zusammenhang mit der geforderten Nachhaltigkeit und Wirtschaftlichkeit in der Produktion

von elektrischen Verbindungen. Ziel dabei ist es, eine effiziente Strom- oder Wärmeübertragung durch ein wirtschaftliches Fügeverfahren bei gleichzeitig höchster Qualität der Fügeverbindung zu gewährleisten. Wie in Abbildung 1 gezeigt, stehen die genannten Prozessgrenzen und die Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen stets in Wechselwirkung miteinander und beeinflussen sich teilweise gegenseitig.

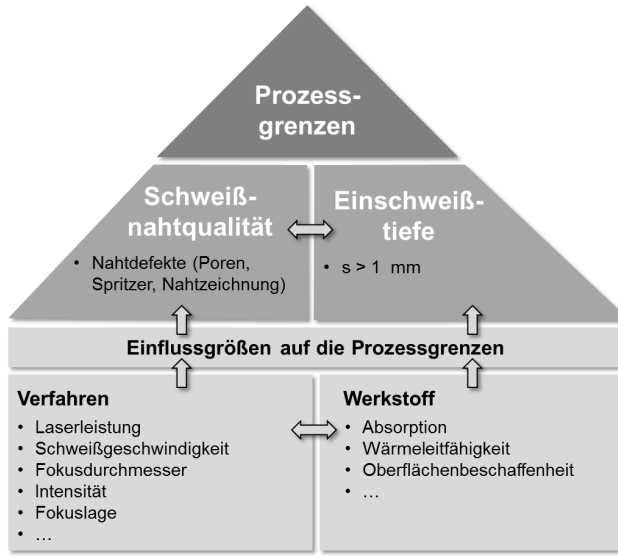


Abbildung 1: Identifizierte Prozessgrenzen und Einflussgrößen auf die Prozessgrenze beim Laserstrahlschweißen von Kupfer.

Die werkstoffspezifischen Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen sind beim Schweißen von Kupfer vor allem durch die besonders geringe Absorption bei Laserwellenlängen von 1 µm und die hohe Wärmeleitfähigkeit, gegeben. Mit den heute in der Regel eingesetzten Laserstrahlquellen mit Ausgangsleistungen bis 5 kW ist die Verwendung von geringen Schweißgeschwindigkeiten ($v < 10$ m/min) zum Erreichen großer Einschweißtiefen (> 1 mm) unumgänglich. Hierheraus ergeben sich die verfahrensspezifischen Einflussgrößen, welche wiederum direkte Auswirkung auf die resultierende Schweißnahtqualität haben. Gerade im genannten Geschwindigkeitsbereich sind die Schweißnähte durch das vermehrte Auftreten von Nahtdefekten wie Spritzern, Schmelzauswürfen oder einer schwankenden Einschweißtiefe gekennzeichnet. Dies führt zu Löchern in der Schweißnaht und bringt eine ungleichmäßige Nahtoberfläche sowie einen reduzierten Anbindungsquerschnitt mit sich, welches sich somit direkt auf die resultierende Schweißnahtqualität auswirkt.

Für ein prozesssicheres und wirtschaftliches Schweißen von Kupfer ist die Kenntnis über die jeweiligen Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen und deren Ursachen und Wirkungen demnach von großer Bedeutung. Ein fundiertes Grundlagenverständnis über den Kupferschweißprozess und dessen Grenzen bildet die Basis zum Erweitern der Prozessgrenzen und somit für eine wirtschaftliche Produktion.

Die in Abbildung 1 dargestellten Prozessgrenzen und deren Einflussgrößen werden in den folgenden Abschnitten detailliert beschrieben und die Wirkzusammenhänge und Ursachen diskutiert.

2.1 Prozessgrenze der Einschweißtiefe

Eine der Grundvoraussetzungen für die meisten Schweißverbindungen ist es, eine zuverlässige und dauerhafte Verbindung zwischen den Fügepartnern mit bestimmten mechanischen und/oder elektrischen Eigenschaften zu schaffen. Diese Verbindung wird maßgeblich durch den Anbindungsquerschnitt der Fügepartner in der Fügezone vorgegeben. Die Festigkeit der Verbindung, sowie der elektrische Widerstand der Schweißnaht stehen in direktem Zusammenhang zum Anbindungsquerschnitt, welcher oftmals wiederum von der Einschweißtiefe bzw. der Einschweißtiefenschwankung abhängt [2][4][7][8]. Bei Stumpfstoßverbindungen ergibt sich der Anbindungsquerschnitt durch die Schweißnahtlänge und die Einschweißtiefe. In Überlappverbindungen darf die Einschweißtiefe nicht geringer als der obere Fügepartner ausfallen, um einen konstanten Anbindungsquerschnitt zu gewährleisten. Um den mechanischen und elektrischen Anforderungen an die Schweißverbindung gerecht zu werden, wurde in der hier vorliegenden Arbeit das Ziel von Einschweißtiefen von $s > 1$ mm definiert.

Die Erzeugung von Schweißnähten in Kupfer mit Einschweißtiefen von $s > 1$ mm ist jedoch durch unterschiedlichste Einflussgrößen limitiert und stellt somit eine Prozessgrenze beim Schweißen von Kupfer dar. Einige der relevantesten Einflussgrößen auf die Einschweißtiefe sind:

- Die Laserleistung,
- Die Schweißgeschwindigkeit,
- Der Fokusdurchmesser,
- Die Intensität,
- Die Fokuslage,
- Die Laserwellenlänge,
- Die Werkstoffeigenschaften (Wärmeleitfähigkeit, Absorption…),
- Die Nahtdefekte.

Die jeweiligen Auswirkungen der Einflussgrößen auf die Einschweißtiefe und somit auf die Prozessgrenze werden in den Abschnitten 2.3 und 2.4 detailliert diskutiert.

2.2 Prozessgrenze der Schweißnahtqualität

Die beim Schweißen resultierende Nahtqualität wird maßgeblich durch die Bildung von Nahtdefekten beeinflusst. Wie bereits aus der Literatur bekannt, ist der Kupferwerkstoff einer der „anfälligsten“ metallischen Werkstoffe hinsichtlich der Bildung von Nahtdefekten beim Schweißen mit einer Wellenlänge von 1 µm [2][9] - [24]. Für die Bewertung des Einflusses der verfahrensspezifischen Parameter auf die Prozessgrenzen wird in der vorliegenden Arbeit unter anderem die Anzahl an generieten Nahtdefekten herangezogen.

Als Nahtdefekte werden in dieser Arbeit durch den Schweißprozess induzierte Nahtfehler definiert, welche ausschlaggebend für die resultierende Nahtqualität sind. Charakteristische Nahtdefekte beim Schweißen von Kupfer sind:

- Schmelzauswürfe (Löcher in der Schweißnaht),
- Prozessporen,
- Spritzer,
- Schwankungen in der Einschweißtiefe,
- Humping,
- unregelmäßige Nahtzeichnung (Schweißgutüberläufe).

Im Folgenden wird die Summe der aufgezählten Phänomene als „Nahtdefekte“ zusammengefasst. In diesem Abschnitt werden die einzelnen Nahtdefekte und ihre Auswirkungen auf die Schweißnahtqualität behandelt. Auf weitere (genormte) Nahtdefekte, wie z.B. einer Nahtüberhöhung, Risse oder einen Wurzeldurchhang wird im Zusammenhang dieser Arbeit aufgrund ihres verhältnismäßig seltenen Auftretens und ihrer geringen Auswirkung auf die Nahtqualität nicht näher eingegangen.

Um allgemeingültige Aussagen über die Qualität der Schweißnähte treffen zu können, wurde ein Qualitätskriterium für die Bewertung eingeführt. Die Qualität einer Schweißnaht wird in dieser Arbeit über die Anzahl an Nahtdefekten pro Zentimeter Schweißnaht definiert. Generierte Nahtdefekte, welche die Festigkeit, den Übergangswiderstand und die Nahtzeichnung negativ beeinflussen, mindern die Qualität der Schweißnaht. Die Anzahl an Nahtdefekten ist demzufolge eine Quantifizierung der Qualität. Schweißnähte ohne Schmelzauswürfe, ohne anhaftende kleine Spritzer und einer regelmäßigen Nahtzeichnung werden als „qualitativ hochwertig“ bezeichnet, wohingegen Schweißnähte mit mehr als einem Schmelzauswurf pro 10 mm Schweißnahtlänge und/oder anhaftenden kleinen Spritzern und/oder einer unregelmäßigen Nahtzeichnung als „qualitativ minderwertig“ bezeichnet werden.

An dieser Stelle sei vorweggenommen, dass generell beim Schweißen von Kupfer in dem in dieser Arbeit untersuchten Parameterbereich ein vermehrtes Aufkommen an

Nahtdefekten beobachtet wird. Die Konsequenz hieraus besteht in einer geminderten Schweißnahtqualität. Daraus abgeleitet erfolgt in dieser Arbeit die Bewertung der Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen (verfahrensspezifische Parameter und werkstofftechnische Einflussgrößen) zum Teil anhand der Anzahl an generierten Nahtdefekten. Im Folgenden werden die einzelnen Nahtdefekte detailliert beschreiben.

2.2.1 Spritzer und Schmelzauswürfe

Das Auftreten von Spritzern und Schmelzauswürfen stellen eine große Herausforderung während und nach dem Schweißprozess insbesondere beim Schweißen von Kupfer dar. In der vorliegenden Arbeit wird zwischen kleinen Spritzern (Durchmesser < 100 µm) und großen Spritzern (im Folgenden als „Schmelzauswürfe“ bezeichnet, Durchmesser > 100 µm) unterschieden. In Abbildung 2 sind Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen von Schmelzauswürfen einer Kupferschweißung dargestellt. Zu erkennen ist die nahezu runde Form der Schmelzauswürfe nach dem Erstarren. In manchen Fällen können mehrere Schmelzauswürfe nach dem Verlassen der Wechselwirkungszone oder beim Auftreffen auf das Werkstück oder Spannmittel erneut zusammenhaften, wie es in Abbildung 2 (b) dargestellt ist.

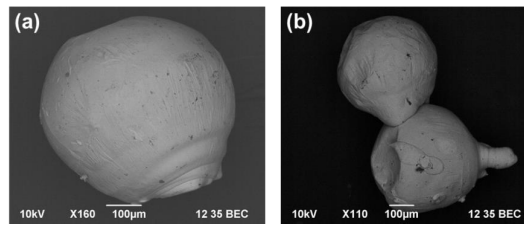


Abbildung 2: Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen von Schmelzauswürfen einer Schweißung in Kupfer. (a) einzelner großer Schmelzauswurf, (b) zwei vereinte ebenfalls große Schmelzauswürfe.

Grundsätzlich unterscheiden sich diese Spritzerarten in ihrem Entstehungsmechanismus und je nach Anwendungsfall in der Auswirkung [25][26]. Ungeachtet dessen haben große sowie kleine Spritzer eine negative Auswirkung auf das Schweißergebnis und die Systemtechnik, und bedingen oft aufwendige Nachbearbeitungsschritte, welche die Produktionskosten stark in die Höhe treiben.

Als kritisch für die Systemtechnik kann das Anhaften von Schweißspritzer in der Schweißanlage z.B. an Führungselementen angesehen werden. Am stärksten gefährdet sind Funktionsflächen, insbesondere in gekapselten Gehäusen, aber auch die Kontamination von Sichtflächen und Spannmitteln ist oft sehr problematisch. Weiterhin können Optiken und Sensoren durch die Spritzerbildung kontaminiert werden und somit negative Folgen für die weitere Produktion haben. Die wohl bedeutendsten Beein-

trächtigungen durch die Spritzerbildung erleiden jedoch die Schweißnähte selber. Gerade bei Kupferwerkstoffen, welche oft die Funktion haben, hohe Stromdichten zu übertragenen, können Löcher in der Schweißnaht in Folge von Schmelzauswürfen zur lokalen Erwärmung, zur Minderung der mechanischen Festigkeit und teilweise zur Zerstörung des Bauteils führen. Eine nicht zu unterschätzende Auswirkung haben Schweißspritzer auf benachbarte Bauteilgruppen oder Komponenten. Besonders in der Elektro- oder Batterietechnik können Schweißspritzer Kurzschlüsse oder mechanische Beschädigungen von benachbarten Bauteilen verursachen und zum Versagen des Bauteils führen.

Aus den genannten Gründen ist es von großer Bedeutung, Spritzer und Schmelzauswürfe zu minimieren, um ein optimales Schweißergebnis zu erzielen.

Kleine Spritzer sind schmelzflüssige Tropfen, welche die Wechselwirkungszone zwischen Laser und Werkstück im Bereich der Kapillaröffnung ohne Vorzugsrichtung mit Geschwindigkeiten von 1 m/s bis 8 m/s verlassen [26][27][28][29][30]. Sie haben nahezu keine Beeinträchtigung auf die Nahtzeichnung, Festigkeit und Funktion der Naht. Ein erneutes Anhaften der Spritzer an der Schweißnaht kann zu Funktionseinschränkungen führen. In den meisten Fällen können diese kleinen Spritzer durch Crossjets, Absaugungen oder einem nachgelagerten Bürstprozess entfernt werden.

Schmelzauswürfe dahingegen sind sehr große Spritzer, welche sowohl für reines Kupfer (Cu-ETP) als auch bei Legierungen wie z.B. Bronze (CuSn6) auftreten können. Sie entstehen durch ein explosionsartiges Auswerfen der Schmelze aus der Wechselwirkungszone [3][21][24][26][31]. Es resultieren Löcher in der Schweißnaht, welche sich bis zur kompletten Einschweißtiefe erstrecken können. Eine detaillierte Beschreibung der Bildung von Schmelzauswürfen beim Schweißen von Kupfer wird in Abschnitt 3.5 gegeben. In Abbildung 3 ist eine typische Schweißnaht in Cu-ETP dargestellt (Schweißgeschwindigkeit v = 6 m/min, Laserleistung P = 1500 W).

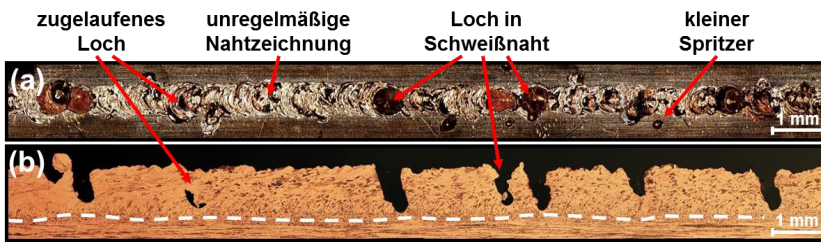


Abbildung 3: Nahtoberraupe (a) und Längsschliff (b) einer Schweißnaht in Cu-ETP; Schweißgeschwindigkeit v = 6 m/min, Laserleistung P = 1500 W, Anstellwinkel stechend 10°, Fokusdurchmesser d_f = 100 µm. Die gestrichelte weiße Linie verdeutlicht die Einschweißtiefe im Längsschliff.

Abbildung 3 (a) zeigt die Nahtoberraupe mit durch Schmelzauswürfe generierten Löchern in der Schweißnaht, einer unregelmäßigen Nahtzeichnung und kleinen Spritzern. Abbildung 3 (b) zeigt den zugehörigen Längsschliff. Die gestrichelte Linie kennzeichnet die Einschweißtiefe. Der Längsschliff verdeutlicht, dass sich die durch Schmelzauswürfe entstandenen Löcher bis zur kompletten Einschweißtiefe erstrecken können. Zusätzlich ist ein erneut durch nachlaufende Schmelze zugelaufenes Loch im Längsschliff und an der Nahtoberraupe zu erkennen.

Die erzeugten Löcher bilden eine Fehlstelle im Nahtquerschnitt und mindern somit die Festigkeit, erhöhen die Kerbwirkung, erhöhen den Übergangswiederstand und senken die Wärme- und Stromübertragung in diesem Bereich. Die resultierende Schweißnahtqualität wird infolge dessen in erheblichem Maße beeinträchtigt. Aus diesem Grund sind Schmelzauswürfe im Vergleich zu kleinen Spritzern (meist) als wesentlich kritischer zu bewerten und werden in der vorliegenden Arbeit detaillierter betrachtet.

Inzwischen ist bekannt, dass die Ursache für Schmelzauswürfe beim Schweißen von Aluminium in Zusammenhang mit Kapillarinstabilitäten gebracht werden kann. Hohenberger führt die Ursache von Schmelzauswürfen beim Schweißen von Aluminium auf ein Einschnüren der Kapillare im oberen Bereich und ein damit verbundenes Kollabieren der Kapillare zurück. Es folgt ein schlagartiger Druckanstieg in der Kapillare, was zum explosionsartigen Auswerfen der Schmelze führt [31].

Da diese Schmelzauswürfe maßgeblich die resultierende Nahtqualität beeinträchtigen, führt ein vermehrtes Auftreten dieser Schmelzauswürfe direkt zu einer Prozessgrenze beim Schweißen von Kupfer. Durch den von Aluminium bekannten Zusammenhang wird auch für Kupfer das Kapillarverhalten als Ursache für die Bildung von Schmelzauswürfen und folglich der resultierenden Prozessgrenze vermutet. In Abschnitt 3.5 wird diese aufgestellte Hypothese anhand von Ergebnissen von Hochgeschwindigkeits-Röntgen Untersuchungen beim Schweißen von Kupfer diskutiert und bestätigt.

2.2.2 Poren

Neben der Spritzerbildung zählen Poren ebenfalls zu häufigen Nahtdefekten in der Schweißnaht. Nach der DIN EN ISO 6520-1 werden Poren als kugelförmige Gaseinschlüsse im Schweißgut bezeichnet [32]. Das Auftreten von Poren ist nicht immer mit einer schlechteren Qualität der Nahtoberraupe verknüpft. Dies ist in dem meist in der Tiefe der Naht zurückzuführenden Entstehungsort begründet, welches einen Nachweis von Poren im Schweißgut erschwert. Generell wird zwischen *metallurgischen Poren* und *Prozessporen* unterschieden. Die Einteilung erfolgt nach ihrer Entstehungsart und dem Entstehungsort.

Metallurgische Poren sind meist Resultate aus den unterschiedlichen Gaslöslichkeiten in der festen und flüssigen Phase von Metallen. Metalle können im flüssigen Zustand

größere Mengen von Gasen lösen als im festen Zustand. Beim Erstarren der Schmelze kann es somit zu einer Entgasung kommen. Kann das entstandene Gas die Erstarrungszone nicht rechtzeitig verlassen, verbleibt es als Pore im erstarrten Schweißgut [33]. Der Entstehungsort ist demnach an der Phasengrenze zwischen fest und flüssig im hinteren Schmelzbad. Metallurgische Poren sind im Vergleich zu den Prozessporen relativ klein (Durchmesser << 100 µm) und stellen bei begrenztem Auftreten keine kritische Güteminderung der Schweißverbindung dar. Der Tatsache geschuldet, dass metallurgische Poren durch z.B. eine verunreinigte Oberfläche oder durch Gasaufnahme aus der Umgebungsluft hervorgerufen werden und somit durch eine sorgfältige Probenvorbereitung und reinlichen Schweißatmosphäre weitestgehend verhindert werden können, wird diese Porenart in der vorliegenden Arbeit nicht näher betrachtet.

Prozessporen dahingegen entstehen in der Wechselwirkungszone zwischen Dampfkapillare und Schmelze meist am Kapillargrund [7][31]. Sie sind deutlich größer und können die gesamte Schmelzbadbreite einnehmen. Zwischenzeitlich existieren zahlreiche Erklärungsansätze für die Entstehungsmechanismen von Prozessporen, jedoch sind die physikalischen Vorgänge bei der Porenentstehung noch nicht vollständig verstanden. Ein möglicher Erklärungsansatz besteht in der Kapillarinstabilität.

Hohenberger beschreibt die Porenbildung ausgehend von Instabilitäten der Kapillare, vor allem der Kapillarrückwand. Diese Instabilitäten führen zum Kollaps der Kapillare, wodurch sich Blasen an der Kapillarspritze abschnüren, welche im weiteren Verlauf von der Erstarrungsfront eingeholt werden und später im Schweißgut als Poren zurückbleiben [31]. Prozessporen verbleiben in der Schweißnaht vermehrt im Kapillargrund. Durch eine starke aufwärts Strömung im Schmelzbad können Prozessporen auch in die Mitte der Naht oder an die Oberfläche gelangen [34][35][36][37][38]. In Abbildung 4 sind Schliffbilder mit Prozessporen in CuSn6 dargestellt.

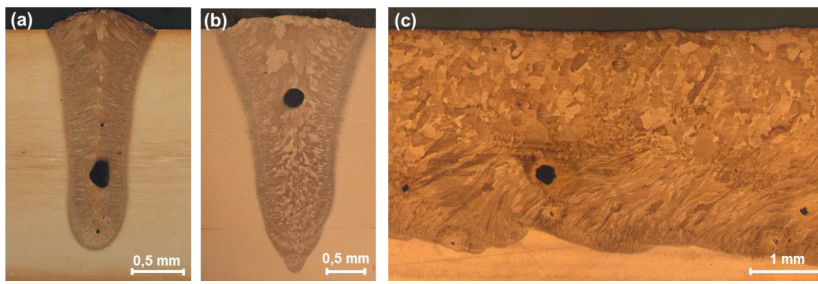


Abbildung 4: Schliffbilder mit Prozessporen. (a) Querschliff in CuSn6, P = 2400 W, v = 4 m/min; (b) Querschliff in CuSn6, P = 2400 W, v = 2 m/min; (c) Längsschliff in CuSn6, P = 3000 W, v = 6 m/min; Anstellwinkel stechend 10°, Fokusdurchmesser d_f = 100 µm.

Bild (a) zeigt ein Querschliff mit einer Pore im unteren Drittel der Schweißnaht, wohingegen die Pore in Bild (b) im oberen Drittel erstarrt ist. Zusätzlich ist in Abbildung 4 (c) ein porenbehafteter Längsschliff in CuSn6 gezeigt.

Wie auch bei der Spritzerbildung besteht bei der Porenbildung die Vermutung, dass auch beim Kupferwerkstoff die Ursache der Prozessporenbildung mit Kapillarinstabilitäten in Zusammenhang gebracht werden können. Damit stellt auch hier die Kapillare eine mögliche Ursache für diese Nahtdefekte dar. Es sei auch hier vorweggenommen, dass diese Hypothese in Abschnitt 3.5 bestätigt werden kann.

2.2.3 Schwankungen in der Einschweißtiefe

Eine prozessbedingte Einschweißtiefenschwankung kann zu einem unzureichenden Anbindungsquerschnitt und damit im schlimmsten Fall zum Ausfall des Bauteils führen. Neben der Festigkeit werden oft hohe Anforderungen an das Fügeverfahren hinsichtlich einer maximal zulässigen Temperatur der umliegenden Bauteile gestellt. Eine lokale Erhöhung der Einschweißtiefe und damit eine erhöhte Wärmeeinbringung kann zur Zerstörung umliegender Bauteile führen und stellt somit eine weitere kritische Größe für die Fügestelle dar. Eine zulässige Einschweißtiefenschwankung ist für Stahl- und Aluminiumwerkstoffe in der EN ISO 13919-1/2 genormt [39][40]. Für Kupfer existiert bislang noch keine genormte Vorschrift diesbezüglich. Aus diesem Grund werden für die vorliegende Arbeit die Werte für Stahl und Aluminium ebenfalls für den Kupferwerkstoff herangezogen. In der DIN-Norm ist eine zulässige Einschweißtiefenschwankung von maximal 15% akzeptabel.

Als Maß für die Schwankung der Einschweißtiefe wird die normierte Einschweißtiefenschwankung

$$\Delta_{mod} = 1 - \frac{s_{min}}{s_{max}} \tag{1}$$

definiert, wobei s_{min} die minimale Einschweißtiefe und s_{max} die maximale Einschweißtiefe ist. In Abbildung 5 ist ein Längsschliff einer geschweißten Probe in CuSn6 mit der minimalen und maximalen Einschweißtiefe dargestellt.

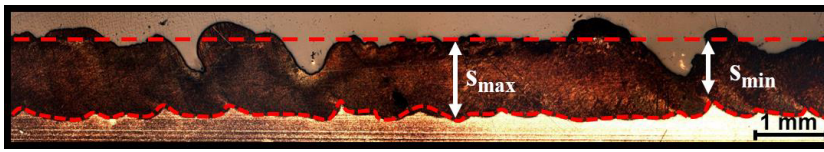


Abbildung 5: Darstellung der Einschweißtiefenschwankung anhand eines Längsschliffs. CuSn6, Schweißgeschwindigkeit v = 6 m/min, Laserleistung P = 1000 W, Anstellwinkel stechend von 10°, Fokusdurchmesser d_f = 100 µm.

Ausgenommen aus der Einschweißtiefenschwankung ist die Einschweißtiefenminderung durch Schmelzauswürfe, welche in Löchern in der Schweißnaht resultieren.

Eine Einschweißtiefenschwankung hat direkt Auswirkung auf den lokalen Anbindungsquerschnitt. Die Erzeugung einer Schweißnaht mit definiertem Anbindungsquerschnitt stellt eine Hauptanforderung an die Schweißnaht dar. Die Höhe der Einschweißtiefenschwankung wird folglich in dieser Arbeit als weiteres Bewertungskriterium für die Einflussgrößen (verfahrenstechnische Parameter und werkstofftechnische Einflussgrößen) auf die Prozessgrenzen herangezogen.

2.2.4 Unregelmäßige Nahtzeichnung

Die Nahtzeichnung ist ein optisches Merkmal der Schweißnahtoberraupe und wird im Wesentlichen durch die Regelmäßigkeit der Nahtschuppung bestimmt. Die Nahtzeichnung hat keinen signifikanten Einfluss auf die Funktion, Festigkeit oder den Übergangswiederstand der Schweißnaht. Eine unregelmäßige Nahtzeichnung kann z.B. durch Schweißgutüberläufe, Humping, Schwankungen in der Nahtoberraupenbreite oder einer Nahtüberhöhung entstehen. In Abbildung 6 sind unterschiedliche Nahtoberraupen gezeigt, welche die gängigsten Merkmale einer unregelmäßigen Nahtzeichnung aufweisen. Zum Vergleich ist in Abbildung 6 (a) eine Nahtoberraupe mit einer regelmäßigen Nahtzeichnung dargestellt. Die Nahtoberraupe in Abbildung 6 (b) weist Schweißgutüberläufe auf. In (c) ist eine Schweißnaht mit Humping dargestellt und Abbildung 6 (d) zeigt eine Nahtoberraupe mit Schwankung in der Breite.

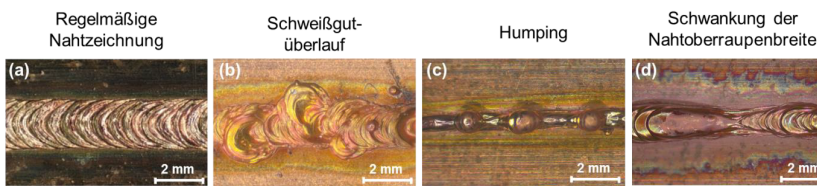


Abbildung 6: Aufnahmen von Nahtoberraupen mit (a) und ohne (b-d) regelmäßige Nahtzeichnung. (b) Nahtoberraupe mit Schweißgutüberläufen, (c) Nahtoberraupe mit Humping, (d) Nahtoberraupe mit Schwankungen in der Breite.

An dieser Stelle sei angemerkt, dass die bereits diskutierten Nahtdefekte die Nahtzeichnung ebenso beeinflussen können, jedoch in der vorliegenden Arbeit getrennt betrachtet werden.

2.2.5 Klassifizierung und Quantifizierung von Nahtdefekten

Mit einer Bewertung der einzelnen Nahtdefekte soll eine Einschätzung der Folgen für das Schweißergebnis erfolgen. Bewertet werden die Nahtdefekte anhand der Auswirkung auf die entstandene Nahtqualität. Die einzelnen vorgestellten Nahtdefekte, ihre

Auswirkungen und Folgen auf das Schweißergebnis und die anschließende Bewertung ist in Tabelle 2.1 zusammengefasst dargestellt. Je höher die Anzahl an Bewertungspunkten („minus“ in Tabelle 2.1), desto gravierender die negativen Auswirkung auf das Prozessergebnis. An dieser Stelle sei jedoch darauf hingewiesen, dass die vorliegende Bewertung eine subjektive Einschätzung aus persönlichen Erfahrungswerten des Autors und aus der Diskussion mit Vertretern aus dem wissenschaftlichen und industriellen Umfeld des Laserstrahlschweißens von Kupfer darstellt.

Nahtdefekt	Auswirkung	Folge	Bewertung
Unregelmäßige Nahtzeichnung	Minderung des optischen Erscheinungsbildes	Einschränkung der Qualitätssicherung	-
Schwankung in der Einschweißtiefe	Minderung des Anbindequerschnitts Unzureichende Einschweißtiefe	Minderung der Festigkeit	- -
Poren	Minderung des Anbindequerschnitts	Erhöhung des Übergangswiderstands Senkung der Leitfähigkeit Teilweise Minderung der Festigkeit	- -
Kleine Spritzer	Kontiminiation der Systemtechnik Nahteinfall	Kurzschlüsse in elektrischen Bauteilen Beschädigung der Spanntechnik	- -
Schmelzauswürfe	Minderung des optischen Erscheinungsbildes Minderung des Anbindequerschnitts Kontiminiation von Systemtechnik Erhöhung der Kerbwirkung Unzureichende Einschweißtiefe	Erhöhung des Übergangswiderstands Senkung der Leitfähigkeit Minderung der Festigkeit Kurzschlüsse in elektrischen Bauteilen Beschädigung der Spanntechnik	- - -

Tabelle 2.1: Bewertung der Nahtdefekte anhand ihrer Auswirkungen und Folgen.

Anhand der (subjektiven) Bewertung der jeweiligen Nahtdefekte wird ersichtlich, dass Schmelzauswürfe beim Schweißen von Kupfer die kritischsten Nahtdefekte darstellen. Aus diesem Grund wurden in der vorliegenden Arbeit die Schmelzauswürfe in gesondertem Umfang betrachtet. Jedoch ist beim Schweißen oft ein Zusammenspiel aus mehreren Nahtdefekten gleichzeitig zu beobachten. Ungeachtet dessen ist die Bewertung der Nahtdefekte in der späteren Produktion auf den jeweiligen Anwendungsfall anzupassen. Hier kann sich die Gewichtung der Bewertung durchaus unter anderen Gesichtspunkten verschieben.

An dieser Stelle sei vorweggenommen, dass sowohl beim Werkstoff Cu-ETP als auch bei der untersuchten Bronzelegierung (CuSn6) die beschriebenen Nahtdefekte in gleicher Weise, wenn auch nicht in gleicher Anzahl auftreten. Die beschriebenen Nahtdefekte sind charakteristisch für alle Kupfersorten und stellen keinen Einzelfall für den Werkstoff Cu-ETP dar.

Eine Reduktion dieser Nahtfehler, ist demnach zentrales Ziel für eine wirtschaftliche Produktion. Bevor jedoch Maßnahmen zur Reduktion von Nahtdefekten entwickelt werden können, ist es entscheidend, die Entstehungsmechanismen grundlegend zu ver-

stehen, um aus diesen Erkenntnissen Gegenmaßnahmen ableiten und entwickeln zu können, um eine Erweiterung der Prozessgrenzen beim Schweißen von Kupfer zu ermöglichen.

Die Quantifizierung der Nahtdefekte erfolgte für die vorliegende Arbeit anhand des Zählens und Aufsummierens der beobachteten Nahtdefekte. Für die Ermittlung der Anzahl an generierten Nahtdefekten wurden die Proben unter dem Mikroskop untersucht und die entstandenen Löcher in der Nahtoberraupe, die Anzahl an Schweißgutüberläufen, sowie deutliche Unregelmäßigkeiten in der Nahtschuppung gezählt und Aufsummiert.

Aufgrund der aufwendigen Nachweisverfahren von Poren, wurden diese in der vorliegenden Arbeit getrennt betrachtet und gehen nicht direkt in die Quantifizierung der Nahtqualität und die Anzahl an Nahtdefekten ein. Nichtsdestotrotz ist bekannt, dass die Kapillarstabilität maßgeblich die Porenbildung beeinflusst. In Abschnitt 2.4.3 wird auf die Porenbildung näher eingegangen.

Im Rahmen des öffentlich geförderten Forschungsprojekts „ZeSAR“ wurde die Spritzerbildung in Abhängigkeit der Spritzergröße beim Schweißen von Kupfer detailliert untersucht [26]. Hierbei wurden die Spritzer kamerabasiert erfasst und als Funktion ihrer Größe in Abhängigkeit von Prozessparametern ausgewertet. Es hat sich gezeigt, dass die Bildung von kleinen Spritzern (Spritzerdurchmesser < 100 µm) dasselbe Verhalten ausweist wie es bei großen Spritzern (Schmelzauswürfen) der Fall ist. Aus diesem Grund und dem verhältnismäßig großen Aufwand der Erfassung der kleinen Spritzer werden in der vorliegenden Arbeit kleine Spritzer nicht in der Anzahl an Nahtdefekten gewertet. In Abschnitt 2.4.3 wird auf diesen Sachverhalt detaillierter eingegangen.

Für alle hier beschriebenen Nahtdefekte besteht Grund zur Annahme, dass diese größtenteils durch Kapillarinstabilitäten verursacht werden. Zur Verifizierung dieser Hypothese werden die Bildung der genannten Nahtdefekte und deren Entstehungsmechanismen detailliert in Abschnitt 1 diskutiert.

2.3 Werkstoffspezifische Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen

Der vermehrte Einsatz an Kupferwerkstoffen in allen industriellen Bereichen ist auf die besonderen Werkstoffeigenschaften von Kupfer zurückzuführen. Reines Kupfer besitzt nach Silber die zweithöchste elektrische Leitfähigkeit aller metallischen Werkstoffe [1]. Durch den nahezu linearen Zusammenhang von elektrischer und thermischer Leitfähigkeit (Wiedemann-Franz´sches-Gesetz [7]) verfügt Kupfer ebenso über die zweithöchste Wärmeleitfähigkeit nach Silber. Sauerstoff wird zur Oxidation von

Verunreinigungen, welche die Leitfähigkeit mindern, während der Raffination zugegeben und ist vorrangig in den elektrisch hochleitfähigen Kupfer-Sorten zu finden, die in der Elektrotechnik und Elektronik genutzt werden. Reines, zähgepoltes Elektrolytkupfer (electrolytic tough-pitch copper, Cu-ETP) besitzt im Allgemeinen ein Restsauerstoffgehalt von 0,02% bis 0,04%, welcher nur einen sehr geringen Einfluss auf die elektrischen, physikalischen und mechanischen Eigenschaften hat, jedoch die Schweißeignung des Werkstoffs herabsetzt [41]. Zur Herstellung von sauerstofffreiem Kupfer müssen dem geschmolzenen Metall besondere Reduktionsmittel, wie z.B. Phosphor, zugesetzt werden. Diese Reduktionsmittel mindern jedoch die physikalischen Eigenschaften wie die Wärmeleitfähigkeit. Um den Restsauerstoffgehalt und die Reduktionsmittel dennoch aus dem Kupfer zu entfernen, sind aufwändige und kostenintensive Verfahren notwendig. Diese spiegeln sich letztlich in erhöhten Materialkosten wieder. Aus diesem Grund wurden die Untersuchungen für reines Kupfer in der vorliegenden Arbeit auf den Werkstoff Cu-ETP beschränkt.

Werkstoff	Eigenschaft	Einheit	Temperatur (K)	Wert	Referenz
Cu-ETP	Absorption	$\%$	293	7	[42]
			1358	14	[42]
	Schmelzpunkt, T_s	K	-	1356	[43]
	Verdampfungstemperatur, T_v	K	-	2835	[44]
	Spez. Wärmekapazität, c_p	$\frac{kJ}{kg \cdot K}$	293	0,386	[43]
			1358	0,470	[45]
	Dichte, ρ	$\frac{g}{cm^3}$	293	8,93	[43]
			1358	8,02	[44]
			2855	6,792	[46]
	Wärmeleitfähigkeit, λ	$\frac{W}{m \cdot K}$	293	394	[43]
			1385	157	[47]
			2550	167	[48]
	Schmelzenthalpie, h_s	$\frac{J}{g}$	293	203,5	[44]

Tabelle 2.2: Werkstoffkennwerte von Cu-ETP.

Cu-ETP zeichnet sich durch höchste physikalische und mechanische Materialeigenschaften bei moderaten Kosten jedoch mit Restsauerstoffgehalt aus. Dadurch findet dieser Werkstoff in der Elektrik und Elektronik einen stetig wachsenden Einsatz. Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von Cu-ETP sind in Tabelle 2.2 zusammengefasst.

Zusätzlich wurde eine Bronzelegierung, CuSn6, mit einem Zinngehalt von ca. 6% als Vergleichswerkstoff untersucht. Die physikalischen Eigenschaften von CuSn6 liegen näherungsweise zwischen denen von reinem Kupfer und von Stahl. Damit stellt CuSn6 ein optimaler Vergleichswerkstoff dar. Der Bronzewerkstoff zeichnet sich durch eine besonders günstige Kombination von Kaltumformbarkeit, Festigkeit (350 – 730 N/mm²) und Härte (80 – 230 HV) aus. Weiterhin verfügt CuSn6 über eine gute Korrosionsbeständigkeit und eine gute mechanische Verarbeitbarkeit. Er findet hauptsächlich in Steckverbinder, Federn und Stanzteilen Anwendung [1][49]. Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von CuSn6 sind in Tabelle 2.3 zusammengefasst.

Werkstoff	Eigenschaft	Einheit	Temperatur (K)	Wert	Referenz
CuSn6	Absorption	%	293	8	[2]
			1173	16	Annahme*
	Solidustemperatur, T_{sol}	K	-	1173	[49]
	Liquidustemperatur, T_{Liq}	K	-	1323	[49]
	Spez. Wärmekapazität, c_p	$\frac{kJ}{kg \cdot K}$	293	0,377	[49]
			733	0,414	[50]
	Dichte, ρ	$\frac{g}{cm^3}$	293	8,82	[49]
	Wärmeleitfähigkeit, λ	$\frac{W}{m \cdot K}$	293	75	[49]
	Schmelzenthalpie, h_s	$\frac{J}{g}$	293	158	[50]
*Extrapolierter Wert in Anlehnung an die Werte von Cu-ETP					

Tabelle 2.3: Werkstoffkennwerte von CuSn6.

Die besonderen Materialeigenschaften von Kupfer stellen zugleich eine große Herausforderung an das Schweißen dar. Die zum Schweißen eingebrachte Energie wird dabei rasch in Form von Wärme an das umliegende Material oder angrenzende Komponenten abgeleitet. Daher sind hohe Leistungsdichten I notwendig, um das Material in den schmelzflüssigen Zustand ($I \sim 10^5$ W/cm²) und für das Laserstrahltiefschweißen in den dampfförmigen Zustand ($I \sim 10^7$ W/cm²) zu bekommen. Der Laserstrahl als Fügewerkzeug bringt gerade diese Eigenschaft einer lokal konzentrierten Wärmeeinbringung mit sich und prädestiniert sich folglich für den Schweißprozess. Demgegenüber steht jedoch die geringe Absorption der Laserstrahlung von Kupfer von ca. 7% mit den heute standardmäßig eingesetzten Laserstrahlquellen mit einer Wellenlänge von 1 µm (bei Raumtemperatur und senkrechtem Strahleinfall). Dadurch ist der Schweißprozess gleichzeitig durch die hervorragenden Werkstoffeigenschaften limitiert. Auf den Ein-

fluss einiger spezieller Werkstoffeigenschaften auf den Schweißprozess wird in den folgenden Abschnitten gesondert eingegangen.

2.3.1 Wärmeleitfähigkeit

Die wohl bedeutendste Materialeigenschaft von Kupfer bildet die sehr hohe Wärmeleitfähigkeit und die daran linear gekoppelte hohe elektrische Leitfähigkeit. Kupfer besitzt unter den metallischen Werkstoffen im Periodensystem nach Silber die höchste Wärmeleitfähigkeit mit 394 W/(m·K) [43]. Diese besondere Materialeigenschaft ist für viele Anwendungsgebiete sehr vorteilhaft. Beim Schweißen erweist sie sich jedoch als nachteilig. Beim Bearbeitungsprozess führt die hohe Wärmeleitfähigkeit zu einem starken Abfluss der Energie in Form von Wärme aus der Bearbeitungszone. Zusätzlich wird das restliche Material stärker aufgeheizt und kann zu großen Verformungen führen. Dadurch können Schädigungen im Bauteil oder an umliegenden Bauteilen oder Komponenten entstehen. Die Wärmeleitfähigkeit von Kupfer nimmt von Raumtemperatur bis zur Schmelztemperatur leicht mit steigender Temperatur ab und erfährt bei Schmelztemperatur (1356 K) einen Sprung zu geringeren Werten. Die Wärmeleitfähigkeit von Kupfer als Funktion der Temperatur ist in Abbildung 7 (a) dargestellt.

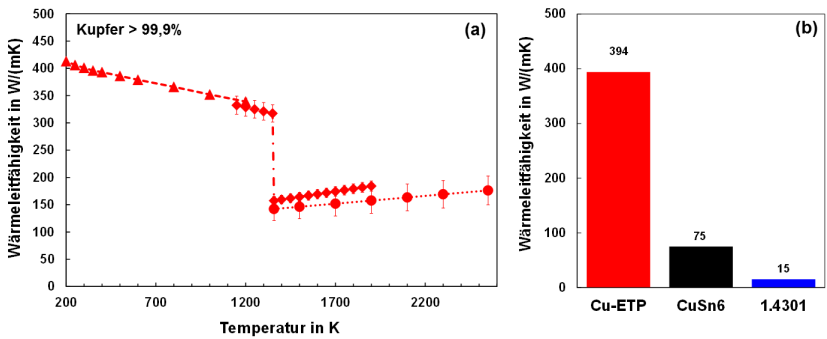


Abbildung 7: (a) Experimentell ermittelte Werte der Wärmeleitfähigkeit von Kupfer als Funktion der Temperatur [44][47][48]. (b) Vergleich von Wärmeleitfähigkeiten bei Raumtemperatur für Cu-ETP, CuSn6 und Edelstahl (1.4301) [43][49][51].

Deutlich wird der außergewöhnlich hohe Wert der Wärmeleitfähigkeit beim Vergleich mit anderen Werkstoffen. Abbildung 7 (b) zeigt den Vergleich der Wärmeleitfähigkeiten bei Raumtemperatur von Cu-ETP, CuSn6 und Edelstahl (1.4301). Kupfer weist eine um den Faktor 26 höhere Wärmeleitfähigkeit auf als Edelstahl.

Um für den Schweißprozess ein Aufschmelzen des Kupferwerkstoffes trotz der durch die hohe Wärmeleitfähigkeit bedingte Ableitung der eingebrachten Energie in das umliegende Werkstück zu gewährleisten, muss sichergestellt sein, dass die Intensität an der Werkstückoberfläche genügend hoch ist. Zum Schweißen von Kupfer mit Strahl-

quellen mit Ausgangsleistungen von $P < 6$ kW sind daher kleine Fokusdurchmesser (< 600 µm, vgl. Abschnitt 2.4.1) zu verwenden.

2.3.2 Absorption

Eine der zentralen Materialeigenschaften, welche sich direkt auf die Wechselwirkung zwischen Laserstrahl und Werkstück auswirkt, bildet der Absorptionsgrad. Er beschreibt das Verhältnis der vom Werkstoff, bei einmaligem Auftreffen der Laserstrahlung, absorbierten Leistung P_A, zu der gesamt eingestrahlten Leistung P. Dieser ist je nach Werkstoff unterschiedlich und ist winkel-, temperatur-, polarisations- und wellenlängenabhängig [7][52].

Im Wellenlängenbereich der heute bevorzugt eingesetzten Festkörperlaser mit 1 µm Laserwellenlänge ist ein deutlich geringerer Absorptionsgrad für Kupfer im Vergleich zu Stahlwerkstoffen festzustellen [53]. Dieser mit ca. 7% (bei senkrechtem Strahleinfall, Raumtemperatur und einmaligem Auftreffen) verhältnismäßig geringe Absorptionsgrad von Kupfer stellt insbesondere beim Schweißprozessbeginn eine kritische Größe dar. Es resultiert eine geringe Reproduzierbarkeit der Ergebnisse mit einer starken Schwankung in der Einschweißtiefe und der Energieeinkopplung, welche ein unzureichendes Schweißergebnis zur Folge haben. Insbesondere beim gepulsten Laserstrahlschweißen mit Pulsen im Millisekunden Bereich, bei welchem jeder einzelne Puls als erneuter Prozessstart angesehen werden kann, wirkt sich der Effekt des geringen Absorptionsgrades äußerst negativ auf das Prozessergebnis hinsichtlich der Reproduzierbarkeit und Schweißnahtqualität aus [2][9][10][11][12]. Abbildung 8 (a) zeigt das Absorptionsspektrum als Funktion der Wellenlänge für Kupfer (> 99,9%) und Bronze (CuSn6) bei Raumtemperatur, senkrechtem Strahleinfall und einmaligem Auftreffen. Die entsprechenden Absorptionsgrade von Palik (Linie) wurden rechnerisch anhand des wellenlängenabhängigen komplexen Brechungsindex bestimmt [53], wohingegen die Absorptionswerte von Engler kalorimetrisch im Experiment ermittelt wurden [2]. Die Ergebnisse beider Untersuchungen zeigen eine sehr gute Übereinstimmung. Einen starken Anstieg des Absorptionsgrades ist im Wellenlängenbereich unterhalb 600 nm festzustellen. Mit der Verwendung einer „grünen“ Laserstrahlung mit einer Wellenlänge von 515 nm durch z.B. einen frequenzverdoppelten Festkörperlaser wird in Kupfer ein Absorptionsgrad von ca. 40% erreicht, welches eine Absorptionsgradsteigerung um den Faktor sechs gegenüber der bei einer Wellenlänge von 1 µm darstellt. Diese Eigenschaft bildet die Grundlage für aktuelle Forschungsthemen zum Schweißen von Kupfer mit frequenzverdoppelten Festkörperlasern. Jedoch sind die Leistungsklassen der momentan verfügbaren frequenzverdoppelten cw-Laser auf mehrere 100 W begrenzt. In diesem Leistungsklassenbereich ist es nicht möglich, Einschweißtiefen von mehreren Millimetern zu erzeugen [9] - [16].

Beim Vergleich der Absorptionsgrade der unterschiedlichen Werkstoffe Kupfer und Bronze (CuSn6) aus Abbildung 8 (a) fallen nahezu identische Werte für die beiden Werkstoffe auf. Dies lässt darauf schließen, dass der Unterschied in der Schweißbarkeit der zwei Werkstoffe vielmehr in den unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeiten der Materialien als im Absorptionsgrad begründet ist.

Abbildung 8 (b) zeigt den Absorptionsgrad von Kupfer bei einer Wellenlänge von 1 µm als Funktion der Temperatur. Mit steigender Temperatur nimmt der Absorptionsgrad von Kupfer zu. Zusätzlich wird mit Überschreiten des Phasenübergangs von fest zu flüssig bei ca. 1350 K ein sprunghafter Anstieg im Absorptionsgrad von 8% auf ca. 13% beobachtet. Mit einer weiteren Steigerung der Temperatut wird eine weitere Erhöhung des Absorptionsgrades vermutet.

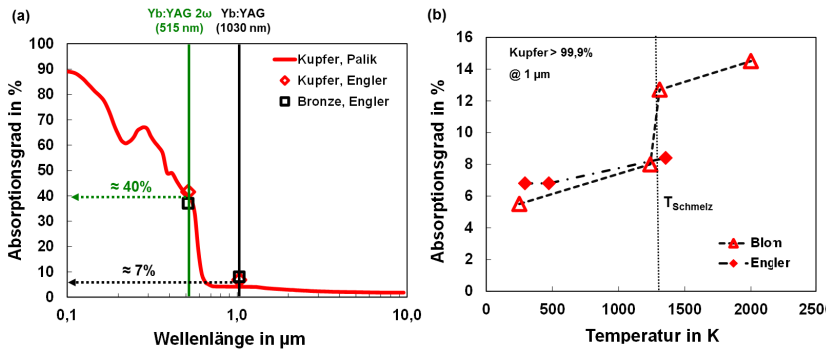


Abbildung 8: Berechneter (Linie, aus experimentell ermittelten komplexen Brechungsindizes) und experimentell ermittelter (Markierungen) Absorptionsgrad von Kupfer als Funktion der Wellenlänge bei Raumtemperatur und senkrechtem Strahleinfall für Kupfer (> 99,9%) und Bronze (CuSn6) bei blanker Bauteiloberfläche (a) [53]. Experimentell ermittelter Absorptionsgrad als Funktion der Temperatur für reines Kupfer (> 99,9%) bei einer Wellenlänge von 1 µm (b) [2][42].

Die beschriebenen Eigenschaften können durch die Verwendung einer Kombination zweier Laserstrahlquellen beim Schweißen von Kupfer ausgenutzt werden. Dabei dient ein frequenzverdoppelter, örtlich vorgelagerter oder koaxial überlagerter Laserstrahl mit verhältnismäßig geringer Leistung dem Aufschmelzen des Materials und begünstigt somit durch den erhöhten Absorptionsgrad in der Schmelze die Energieeinkopplung des leistungsstärkeren „Schweißlasers“ mit einer Wellenlänge von 1 µm [3][9][12][14][15][16][17][18][19][20]. Die beschriebenen Herausforderungen beim Prozessbeginn können somit weitestgehend minimiert werden. Nachteilig wirken sich die komplexe Prozessführung der Laserstrahlen, die aufwendige Kombinationsoptik und die erhöhten Kosten durch die zweite Strahlquelle und Optik aus. Weiterhin bleibt die Problematik der geringen Verfügbarkeit der frequenzverdoppelten Strahlquellen im beschriebenen Leistungsklassenbereich bestehen, weshalb in der vorliegenden Arbeit

die Verwendung von frequenzverdoppelten Lasern zum Schweißen von Kupfer nicht näher diskutiert wird.

Die erforderliche Schwellleistung zum Überschreiten der Tiefschweißschelle ist ebenfalls stark vom Absorptionsgrad abhängig. Dieser Sachverhalt wird in Abschnitt 2.4.1 detailliert diskutiert.

An dieser Stelle sei angemerkt, dass nach dem Überschreiten der Tiefschweißschwelle und der damit verbundenen Bildung einer Dampfkapillare der Einkoppelgrad für die Energieeinkopplung entscheidend ist [7][52]. Durch Mehrfachreflexion in der Dampfkapillare wird im Gegensatz zum Absorptionsgrad ein wesentlich größerer Anteil der eingesetzten Laserleistung in das Werkstück eingekoppelt. Nichtsdestotrotz wird in Kupfer aufgrund des geringeren Absorptionsgrades ein geringerer Einkoppelgrad im Vergleich zu Stahl erzielt [4].

Durch den geringen Absorptionsgrad (Einkoppelgrad) und der damit verbundenen Energieeinkopplung wird ein erhöhter Leistungsbedarf zum Erreichen der geforderten Einschweißtiefe im Vergleich zu Stahlwerkstoffen benötigt. Im Umkehrschluss werden bei selber eingesetzter Laserleistung geringere Einschweißtiefen erzielt. Zusammenfassend kann formuliert werden:

Der geringe Absorptionsgrad in Kombination mit der hohen Wärmeleitfähigkeit stellt eine zentrale Einflussgröße auf die Prozessgrenze für das Laserstrahlschweißen von Kupfer dar.

2.3.3 Oberflächenbeschaffenheit und Werkstoffzustand

Inzwischen ist bekannt, dass die Oberflächenbeschaffenheit (Oxidbildung, Beschichtung, Rauigkeit…) und der Werkstoffzustand (Reinheit, Vorbehandlungen) der zu untersuchenden Bauteile einen wesentlichen Einfluss auf den Schweißprozess, das Prozessergebnis und die resultierende Qualität ausüben kann [42][54][55][56]. Zum Beispiel können Oxidationsprozesse zu einer starken Schwankung der Energieeinkopplung durch unterschiedliche Absorptionsgrade der Oberflächen führen. Die Absorptionsgradschwankungen können dabei im Bereich von $0{,}07 < A < 0{,}50$ liegen [42][8]. In Anlehnung an die Untersuchungen von Schellenberg [56] wurde dieser Einfluss im Rahmen der vorliegenden Arbeit zusätzlich untersucht. Bezogen auf den relativ geringen Aufwand zur Vermeidung der von Schellenberg [56] ermittelten negativen Prozessauswirkungen durch im Vorfeld getroffene Vorkehrungen und Maßnahmen, wird der Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf den Schweißprozess und das Schweißergebnis hier aber nicht näher diskutiert. Solche im Vorfeld getroffenen Maßnahmen sind z.B. die Befreiung der Oberflächen der Proben von Schmutz und Ölrückständen, das Richten der Proben oder die Verwendung von Proben aus derselben Herstellungscharge mit einheitlichem Temperzustand. Um den Einfluss der Oberflächenbe-

schaffenheit und Werkstoffzustand für die Untersuchungen zu eliminieren, wurden alle in dieser Arbeit verwendeten Proben in einem walzharten Zustand, mit blanker Oberfläche, ohne visuell sichtbare Oxidschicht und ohne weitere Oberflächenbehandlungen geschweißt und analysiert. Die Proben wurden zuvor mit Ethanol gereinigt, um den Einfluss möglicher Verunreinigungen der Oberfläche zu vermeiden.

2.3.4 Zusammenführung der werkstoffspezifischen Einflussgrößen

Neben den einzelnen werkstoffspezifischen Einflüssen auf die Prozessgrenzen beim Schweißen von Kupfer ist ein Zusammenspiel dieser Effekte zu beobachten. Gerade beim Phasenübergang von fest zu flüssig weisen die behandelten Werkstoffeigenschaften (Wärmeleitfähigkeit und Absorption) eine sprunghafte Änderung in ihren temperaturabhängigen Werkstoffkennwerten auf. Beim Phasenwechsel zeigt die Wärmeleitfähigkeit einen sprunghaften Abfall um den Faktor 2, wohingegen die Absorption sprunghaft um den Faktor 2 ansteigt. Dies hat zu Folge, dass beim Phasenwechsel weniger Energie in das umliegende Bauteil abfließt bei gleichzeitig erhöhter Einkopplung. Dieser Sachverhalt hat zusätzlich Auswirkungen auf die Stabilität des Schweißprozesses und wird im weiteren Verlauf der Arbeit detailliert betrachtet.

2.4 Verfahrensspezifische Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen

Neben den werkstoffspezifischen Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen ist der Laserstrahlschweißprozess durch verfahrenstechnischen Parameter limitiert. Die verfahrensspezifischen Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen unterliegen denselben Kriterien wie den werkstoffspezifischen Einflussgrößen. Die Ermittlung und Bewertung der Grenzen erfolgt anhand der resultierenden Nahtqualität und erzielbaren Einschweißtiefe. Die verfahrenstechnischen Grenzen werden maßgeblich durch die momentan zur Verfügung stehende System- und Anlagentechnik bestimmt. Zu den system- und anlagentechnischen Eigenschaften zählen die Bearbeitungsoptik, die Bearbeitungsgeschwindigkeit und die Laserstrahlquelle mit ihren Eigenschaften (Strahlqualität, Laserleistung, Laserwellenlänge). Eine direkte Abgrenzung der verfahrenstechnischen Einflussgrößen gegenüber den werkstoffspezifischen Einflussgrößen hinsichtlich der Prozessgrenzen ist aufgrund der Wechselwirkung dieser untereinander nicht immer möglich. Die verfahrenstechnischen Grenzen wurden mit derzeit handelsüblichen Laserstrahlquellen, Bearbeitungsoptiken und Analgentechniken ermittelt. Alle in diesem Abschnitt vorgestellten Untersuchungen wurden mit einem Scheibenlaser (TruDisk 5001) mit einer maximalen Ausgangsleistung von 5000 W in Kombination mit Lichtleitkabeln mit Faserkerndurchmessern von 100 µm, 200 µm, 400 µm und 600 µm bei einer Laserwellenlänge von 1030 nm durchgeführt. Die Fokussierung der Laser-

strahlung auf das Werkstück erfolgte mit einer Bearbeitungsoptik mit einem Abbildungsverhältnis von 1:1 mit einer Fokussierbrennweite von 200 mm. Mit dieser Systemtechnik können Fokusdurchmesser von 100 µm bis 600 µm realisiert werden. Die Bearbeitungsoptik wurde um einen Winkel von 10° in stechender Anordnung angestellt, um Rückreflexe des Laserlichts in die Bearbeitungsoptik zu vermeiden. Es wurde ohne Schutzgas geschweißt. Als verfahrensspezifische Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen unter den oben genannten Aspekten wurden

- Der Fokusdurchmesser,
- Die Fokuslage,
- Die Schweißgeschwindigkeit und
- Die Laserleistung

eingehend untersucht und werden in den nächsten Abschnitten detailliert beschrieben und diskutiert. Es sei hier erwähnt, dass neben den hier diskutierten Einflussgrößen noch weitere verfahrenstechnische Einflussgrößen wie z.B. die Laserwellenlänge, der Bearbeitungswinkel relativ zur Werkstückoberfläche, der Umgebungsdruck oder die Verwendung von Schutzgasen, bestehen. Diese werden hier jedoch aufgrund des eher geringen Einflusses nicht näher diskutiert.

2.4.1 Einfluss des Fokusdurchmessers

Der Laserstrahlschweißprozess ist in zwei charakteristische Regime, dem Wärmeleitungsschweißen und dem Tiefschweißen unterteilt. Die erzielbaren Einschweißtiefen beider Regime sind stark vom verwendeten Fokusdurchmesser in Kombination der verwendeten Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit abhängig. Beim Wärmeleitungsschweißen erfolgt die Energieübertragung in das Werkstück durch Wärmeleitung. Hierbei wird lediglich die Oberfläche des Werkstücks aufgeschmolzen. Die Temperatur an der Werkstückoberfläche ist dabei unterhalb der Verdampfungstemperatur des Materials. Es resultieren vergleichsweise geringe Einschweißtiefen mit meist linsenförmigen Nahtquerschnitten. Die Energieeinkopplung in das Werkstück wird dabei maßgeblich durch den Absorptionsgrad des Materials bestimmt. Hierheraus ergibt sich zusätzlich der verhältnismäßig geringe Wirkungsgrad dieses Schweißregimes [7]. Inwieweit die geforderte Einschweißtiefe von $s > 1$ mm in Abhängigkeit des Fokusdurchmessers, der Laserleistung und der Schweißgeschwindigkeit beim Wärmeleitungsschweißen erzielt werden kann, wird im Folgenden diskutiert.

Die beim Wärmeleitungsschweißen erzielbare Einschweißtiefe in Abhängigkeit vom Fokusdurchmesser und der Schweißgeschwindigkeit kann anhand der Schmelzisothermen durch die stationäre, analytische Lösung der Wärmeleitungsgleichung nach Cline und Anthony abgeschätzt werden [57][58]. In der vorliegenden Arbeit wurde der in der Lösung von Cline und Anthony verwendete Strahlradius durch den in der Norm

definierten Strahlradius überführt ($r_{Norm} = 4 \cdot r_{Cline\&Anthony}$) [59]. Der Temperaturverlauf *T(x,y,z,v,r)* kann beschrieben werden durch

$$T(x,y,z,v,r) = \frac{A \cdot P}{\pi \cdot \rho \cdot c_p} \int_0^t \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot \kappa \cdot t} \cdot (0{,}5 \cdot r^2 + L_{Diff}(t)^2)} \cdot e^{-\left[\frac{z^2}{L_{Diff}{}^2} + \frac{(x+v \cdot t)^2 + y^2}{0{,}5 \cdot r^2 + L_{Diff}(t)^2}\right]} dt, \qquad (2)$$

wobei x, y und z die Raumrichtungen, r der Strahlradius, A der Absorptionsgrad, P die Leistung, ρ die Dichte, c_p die Wärmekapazität, κ die Temperaturleitfähigkeit, v die Schweißgeschwindigkeit, $L_{Diff} = 2 \cdot \sqrt{\kappa \cdot t}$ die Diffusionslänge und t die Wechselwirkungszeit ist. Der Temperaturverlauf *T(x,y,z,v,r)* in der Strahlmitte im Bauteilinneren mit einer gaußförmigen Oberflächenquelle für Strahldurchmesser von 100 µm, 200 µm und 600 µm, bei einer Schweißgeschwindigkeit von 3 m/min und einem Absorptionsgrad A von 14% mit den Materialwerten aus Tabelle 2.2 ist in Abbildung 9 als Funktion der Tiefe dargestellt.

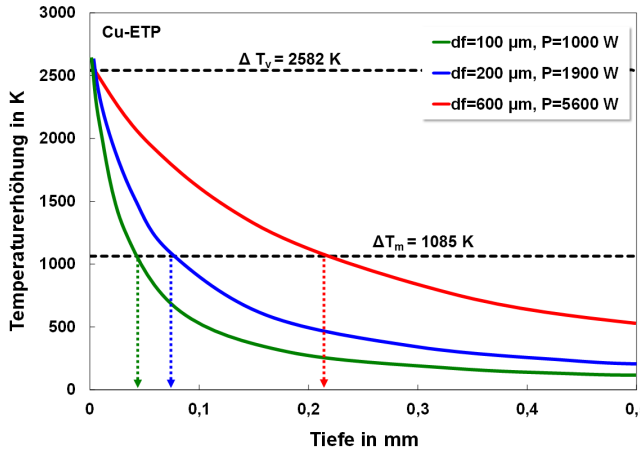


Abbildung 9: Berechnete Temperaturerhöhung als Funktion der Tiefe für unterschiedliche Fokusdurchmesser und Laserleistungen nach Cline und Anthony [58]. Cu-ETP, v = 3 m/min.

Der Wert von 14% für den Absorptionsgrad A entspricht dem Mittelwert zwischen dem Absorptionsgrad bei Schmelztemperatur und dem Absorptionsgrad bei Verdampfungstemperatur (vgl. Abbildung 8). In der Rechnung wurden für die temperaturabhängigen Materialwerte vereinfacht konstante Mittelwerte angenommen, welche sich aus den jeweiligen Werten bei Raumtemperatur und den Werten bei Schmelztemperatur ergeben.

Bei einem Fokusdurchmesser von 600 µm und einer Laserleistung von 5,6 kW (rote Linie) hat sich die Schmelzisotherme, welche der maximalen Einschweißtiefe entspricht, um 0,22 mm ins Material ausgebreitet. Für kleinere Fokusdurchmesser sind ohne Erreichung der Verdampfungstemperatur an der Bauteiloberfläche geringere Einschweißtiefen zu erreichen.

Aus diesen einfachen Abschätzungen wird deutlich, dass die geforderten Einschweißtiefen in Kupfer von mehreren Millimetern nicht durch Wärmeleitungsschweißen zu erzielen sind. Der Laserstrahlschweißprozess von Kupfer mit Einschweißtiefen von mehreren Millimetern ist folglich nur mit dem Tiefschweißprozess zielführend.

Aus diesem Grund ist die Kenntnis über die für das Tiefschweißen (Prozessgrenze der Einschweißtiefe $s > 1$ mm) notwendige minimale Laserleistung (Schwellleistung) in Abhängigkeit des Fokusdurchmessers und der Schweißgeschwindigkeit von entscheidender Bedeutung. Die Ermittlung der Schwellleistung erfolgt dabei anhand der notwendigen Leistung zum Überschreiten der Tiefschweißschwelle.

Der Übergang zum Tiefschweißen erfolgt durch das Überschreiten der Tiefschweißschelle, bei welcher Verdampfungstemperatur an der Werkstückoberfläche erreicht wird und die Ausbildung einer Dampfkapillare stattfindet. Die Tiefschweißschwelle ist dabei durch einen sprunghaften Anstieg in der Einschweißtiefe gekennzeichnet [7]. Durch Mehrfachreflexion wird der Großteil der aufgebrachten Laserleistung in das Werkstück eingekoppelt, weshalb sich dieser Schweißprozess im Verglich zum Wärmeleitungsschweißen wesentlich effizienter gestaltet [2][7][52]. Die Energieeinkopplung beim Tiefschweißen steigt im Gegensatz zum Wärmeleitungsschweißen (Absorptionsgrad) schlagartig durch Mehrfachreflexion in der Kapillare an [7]. In Anlehnung an die Untersuchungen von Wagner [60] ist in Abbildung 10 am Beispiel von CuSn6 der Übergang vom Wärmeleitungsschweißen zum Tiefschweißen dargestellt.

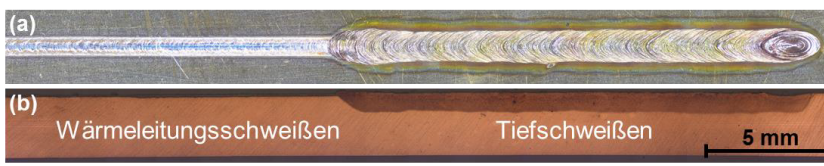


Abbildung 10: Ausschnitt einer Nahtoberraupe (a) und zugehöriger Längsschliff (b) einer Schweißprobe in CuSn6. Übergang vom Wärmeleitungsschweißen (links) zum Tiefschweißen (rechts). Leistungsrampe von links nach rechts $P_{min} = 3{,}1$ kW, $P_{max} = 4$ kW, $d_f = 600$ µm, $v = 6$ m/min, CuSn6 [60].

Abbildung 10 (a) zeigt die Nahtoberraupe einer geschweißten Probe, welche mit einer Leistungsrampe von 3,1 kW auf 4 kW bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min und einem Fokusdurchmesser von 600 µm erzeugt wurde. In Abbildung 10 (b) ist der zugehörige Längsschliff gezeigt. Der Bereich des Wärmeleitungsschweißens ist durch

eine homogene, schmale Nahtoberraupe mit geringer Einschweißtiefe gekennzeichnet. Beim Überschreiten der Tiefschweißschwelle erfolgt ein sprunghafter Anstieg der Einschweißtiefe bei gleichzeitiger Vergrößerung der Nahtbreite.

Die Schwellleistung zum Erreichen der Tiefschweißschwelle wurde für unterschiedliche Fokusdurchmesser bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten anhand von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen mit einer Aufnahmerate von 10.000 Bildern/Sekunde empirisch ermittelt. Ziel der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen war es, Veränderungen im Prozess, insbesondere das Entstehen der Dampfkapillare mit einer hohen Zeitauflösung zu beobachten, um somit den Zeitpunkt bzw. die korrelierende Laserleistung in Abhängigkeit des Fokusdurchmessers beim Überschreiten der Tiefschweißschwelle zu ermitteln. Die somit ermittelten Schwellleistungen geben Auskunft darüber, welche Laserleistung in Abhängigkeit des Fokusdurchmessers mindestens benötigt wird, um ein Tiefschweißen zu gewährleisten. Dadurch ist es möglich den maximal möglichen Fokusdurchmesser (bei gegebener maximaler Laserleistung von 5 kW) zu ermitteln, um Einschweißtiefen $s > 1$ mm zu erreichen.

Die Kamera wurde dabei senkrecht zur Schweißrichtung in einem Winkel von ca. 30° zur Oberflächennormalen der Probe positioniert. Um die Aufnahmen nicht durch auftretendes Prozessleuchten, sowie einfallendes Umgebungslicht zu verfälschen und gleichzeitig ausreichend Ausleuchtung des Kamerachips zu gewährleisten, kam ein zusätzlicher Diodenlaser zur Beleuchtung mit einer Wellenlänge von $\lambda = 808$ nm in Kombination mit einem Bandpassfilter (808 ±10 nm) vor der Kamera zum Einsatz.

Bei allen Experimenten wurde bei konstanter Schweißgeschwindigkeit die Laserleistung kontinuierlich in Form einer linearen Leistungsrampe gesteigert. In Abbildung 11 sind Einzelbilder einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme vom Schweißprozess in CuSn6 dargestellt. Die Bilder zeigen den Übergang vom Wärmeleitungsschweißen (300 ms – 550 ms) zum Tiefschweißen (650 ms – 700 ms) und die Tiefschweißschwelle (~600 ms) für CuSn6 bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min und einem Fokusdurchmesser von 600 µm. Bevor die Tiefschweißschwelle erreicht wird, bildet sich im flüssigen Schmelzbad durch den Rückstoßdruck des abströmenden Metalldampfes mit Steigerung der Laserleistung eine Mulde im Schmelzbad aus (Abbildung 11, 400 ms). Bei weiterer Steigerung der Laserleistung steigt der Rückstoßdruck des Metalldampfes durch eine erhöhte Verdampfungsrate weiter an, wodurch die Tiefe der Mulde anwächst und Mehrfachreflexion der Laserstrahlung stattfinden kann, welches schließlich zu Bildung der Dampfkapillare führt [61].

Die Ermittlung der Schwellleistung erfolgte durch die Bestimmung der Sequenz im Video, in welcher sich eine Dampfkapillare in Kombination mit einer abrupten Verbreiterung der Nahtoberraupe ausgebildet hat. Die visuelle Beobachtung einer Kapillare im Hochgeschwindigkeitsvideo ist dadurch gekennzeichnet, dass sich eine helle,

nahezu Runde, homogene Fläche ausbildet. Mit der Zuordnung der entsprechenden Bildsequenz, der Aufnahmerate und der Schweißgeschwindigkeit bei gleichzeitiger Kenntnis über die aktuell anliegende Laserleistung kann die jeweilige Schwellleistung bestimmt werden.

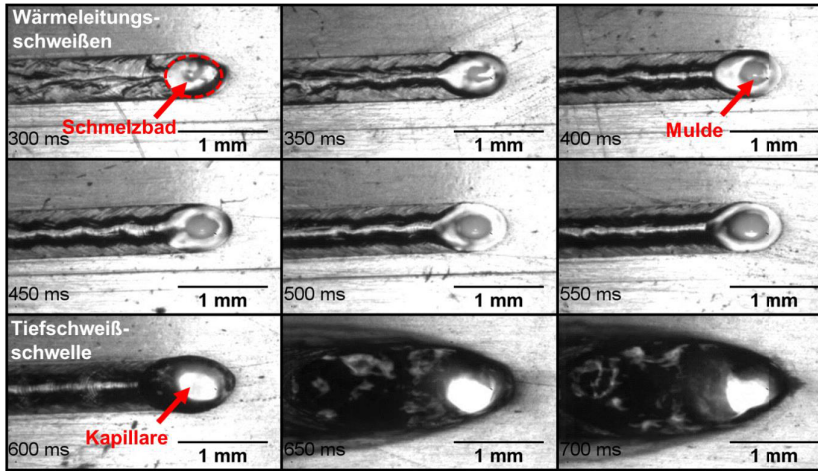


Abbildung 11: Einzelbilder einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme vom Schweißprozess in CuSn6. Übergang vom Wärmeleitungsschweißen zum Tiefschweißen. Leistungsrampe von P = 1800 W - 4000 W, v = 6 m/min, d_f = 600 µm.

Die ermittelten Schwellleistungen an der Tiefschweißschwelle für unterschiedlichen Fokusdurchmesser sind in Abbildung 12 als Funktion der Schweißgeschwindigkeiten für Cu-ETP (links) und CuSn6 (rechts) dargestellt.

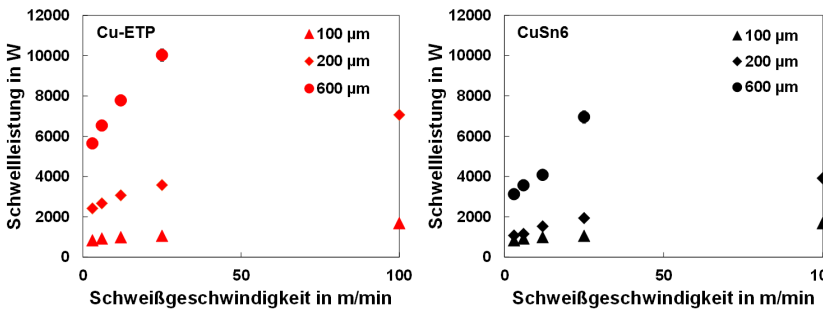


Abbildung 12: Experimentell ermittelte notwendige Schwellleistung zum Erreichen der Tiefschweißschwelle als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Fokusdurchmesser. Links: Cu-ETP, rechts: CuSn6, Anstellwinkel 10° stechend.

Aufgrund des geringfügig höheren Absorptionsgrades und der geringeren Wärmeleitfähigkeit von CuSn6 liegen die Schwellleistungen bei CuSn6 unterhalb der Werte von

Cu-ETP. Mit einem Fokusdurchmesser von 100 µm und einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min wurde für Cu-ETP eine Schwellleistung von 930 W ermittelt. Dieser Wert stimmt sehr gut mit den von Heß ermittelten Werten überein. Auch die Werte für CuSn6 ($P_{Schwell_100µm_6mpmin}$ = 492 W) zeigen eine sehr gute Übereinstimmung zu den Werten von Heß ($P_{Schwell_Heß}$ = 500 W) [4].

Bei einer Schweißgeschwindigkeit von 3 m/min und einem Fokusdurchmesser von 600 µm liegt die Tiefschweißschwelle für Cu-ETP bei 5600 W.

Die experimentell bestimmten Schwellleistungen stehen zudem in guter Übereinstimmung mit den aus Gleichung 2 rechnerisch ermittelten notwendigen Leistungen zum Erreichen der Verdampfungstemperatur an der Werkstückoberfläche in Abhängigkeit des Fokusdurchmessers (vgl. Abbildung 9). Dabei entspricht die Leistung zum Erreichen der Verdampfungstemperatur an der Werkstückoberfläche der Schwelleistung für die Tiefschweißschelle.

Weiterhin bestätigen die Ergebnisse die generell bekannten Zusammenhänge zwischen der Tiefschweißschwelle und dem Fokusdurchmesser sowie der Schweißgeschwindigkeit und benötigter Schwellleistung. Für kleinere Fokusdurchmesser sind die Schwellleistungen nahezu unabhängig von der Schweißgeschwindigkeit, wie es ebenfalls aus der Literatur bekannt ist [7][27][57][62].

Eine weitere Stellgröße für die Schwellleistung bildet die Laserwellenlänge. Untersuchungen bezüglich der Tiefschweißschwelle mit frequenzverdoppelten Festkörperlasern mit Laserwellenlänge im grünen Spektralbereich (515 nm – 532 nm) haben gezeigt, dass die nötige Schwellleistung mit diesen Laserstrahlquellen deutlich reduziert werden kann [4][12][14][15][16][63][64]. Aufgrund der genannten Nachteile der momentan kommerziell erhältlichen Strahlquellen mit Wellenlängen im grünen Spektralbereich sind die hier vorgestellten Ergebnisse auf Strahlquellen mit 1 µm Wellenlänge beschränkt.

Aus den Ergebnissen geht hervor, dass zum Erreichen der geforderten Einschweißtiefe von s > 1 mm es erforderlich ist, oberhalb der Tiefschweißschwelle zu Schweißen. Um der Anforderung an die Schweißnaht mit der Verwendung von Laserleistungen ≤ 5 kW gerecht zu werden, sind Fokusdurchmesser < 600 µm unumgänglich. Weiterhin hat die Wahl eines kleineren Fokusdurchmessers den Vorteil einer nahezu schweißgeschwindigkeitsunabhängigen Tiefschweißschelle. Um dennoch einen ausreichend großen Anbindungsquerschnitt der Schweißnaht in Überlappschweißkonfiguration gewährleisten zu können wurden die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit weitestgehend mit Fokusdurchmessern von 100 µm und 200 µm erzeugt.

2.4.2 Einfluss der Fokuslage

Aus den Ergebnissen zur Abhängigkeit der Schwellleistung vom Fokusdurchmesser kann abgeleitet werden, dass die Wahl der Fokuslage entscheidend für das Prozessergebnis ist. Eine Defokussierung (Verschiebung der Fokuslage oberhalb der Bauteiloberfläche oder ins Bauteilinnere) bewirkt eine Vergrößerung des Brennfleckdurchmessers auf der Bauteiloberfläche. Dadurch sinkt die Intensität an der Bauteiloberfläche und die notwendige Schwellleistung zum Überschreiten der Tiefschweißschwelle steigt mit der Vergrößerung des Brennfleckdurchmessers an. Ferner geht die Einschweißtiefe bei Variation der Fokuslagenposition relativ zur Bauteiloberfläche zurück. Dies wurde anhand einer Variation der Fokuslage bei sonst konstanten Parametern ermittelt. Abbildung 13 zeigt die Einschweißtiefe in Cu-ETP als Funktion der Fokuslage bei einer Laserleistung von 5 kW und einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min bei einem Fokusdurchmesser von 200 µm.

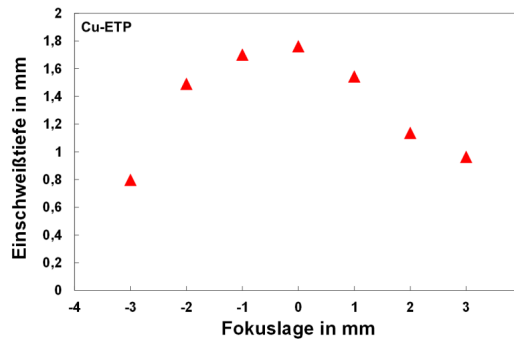


Abbildung 13: Einschweißtiefe als Funktion der Fokuslage bei einer Laserleistung von P = 5 kW, einer Schweißgeschwindigkeit von v = 6 m/min und einem Fokusdurchmesser von d_f = 200 µm. Cu-ETP, Anstellwinkel 10° stechend.

Die größte Einschweißtiefe wird bei einer Fokuslage auf der Bauteiloberfläche (z = 0) erreicht. Eine Verschiebung der Fokuslage ins Bauteil (z = Minus), sowie die Verschiebung über die Bauteiloberfläche (z = Plus) bewirkt ein Rückgang in der Einschweißtiefe. Aus diesem Grund wurden alle weiteren Untersuchungen mit einer Fokuslage auf der Bauteiloberfläche (z = 0) durchgeführt.

2.4.3 Einfluss der Schweißgeschwindigkeit und Laserleistung

Wie bereits in den vorigen Abschnitten beschrieben, sind die erzielbaren Einschweißtiefen maßgeblich durch die Laserleistung und die Schweißgeschwindigkeit bestimmt. Inwieweit eine Prozessgrenze bezogen auf die Laserleistung und die Schweißgeschwindigkeit ermittelt werden kann, wurde anhand von Schweißversuchen untersucht. Die Ergebnisse diesbezüglich sind Gegenstand dieses Kapitels. Zur Ermittlung

der realisierbaren Einschweißtiefen für Schweißgeschwindigkeiten von 1 m/min bis 20 m/min mit Laserleistungen von 1,5 kW bis 5 kW wurden Schweißversuche in Cu-ETP und CuSn6 durchgeführt. Alle in diesem Abschnitt vorgestellten Ergebnisse wurden mit einem Faserkerndurchmesser von 100 µm, einer Bearbeitungsoptik mit einem Abbildungsverhältnis von 1:1 und einer Fokussierbrennweite von 200 mm erzeugt. Dadurch ergibt sich ein verwendeter Fokusdurchmesser von 100 µm.

Oberhalb einer Schweißgeschwindigkeit von 25 m/min (mit $P = 5$ kW und $d_f = 100$ µm) sind die Schweißnähte durch das Humping-Phänomen gekennzeichnet [4]. Aus diesem Grund sind alle Untersuchungen in diesem Abschnitt bis zu einer Schweißgeschwindigkeit von maximal 20 m/min (bei Laserleistungen bis 5 kW) durchgeführt worden. Die Einschweißtiefen wurden nach den Schweißversuchen aus Querschliffen ermittelt. Bei den untersuchten Werkstoffen nimmt die Einschweißtiefe mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit mit einem hyperbolischen Verlauf, wie es von Stahl- und Aluminiumwerkstoffen bekannt ist ab [7]. Abbildung 14 zeigt die ermittelten Einschweißtiefen als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen für Cu-ETP (links) und CuSn6 (rechts).

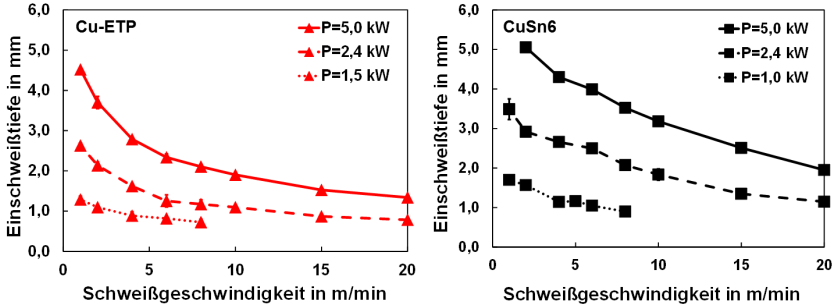


Abbildung 14: Einschweißtiefen als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen. Links: Cu-ETP, rechts: CuSn6, d_f = 100 µm, Anstellwinkel 10° stechend.

Aufgrund der geringfügig höheren Absorption und der geringeren Wärmeleitfähigkeit des Bronzewerkstoffs (CuSn6) ergeben sich generell höhere Einschweißtiefen bei denselben Parametern im Vergleich zum reinen Kupfer (Cu-ETP). Aus den Ergebnissen in Abbildung 14 geht eindeutig hervor, dass mit Laserleistungen von $P \leq 5$ kW und einem Fokusdurchmesser von $d_f = 100$ µm die geforderten Einschweißtiefen in Kupfer von 1 mm bis 10 mm lediglich mit Schweißgeschwindigkeiten unterhalb 10 m/min erzielt werden können. Die größte Einschweißtiefe in Cu-ETP von 4,5 mm wurde bei einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min und einer Laserleistung von 5 kW erzielt.

Wie bereits aus der Literatur bekannt, treten gerade in diesem Schweißgeschwindigkeitsbereich (< 10 m/min) vermehrt Nahtdefekte beim Schweißen von Kupfer auf

[2][3][4][7] [8][24][26][65]. In Abbildung 15 ist die Anzahl an Nahtdefekte pro Zentimeter Schweißnaht als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für Cu-ETP (links) und CuSn6 (rechts) für unterschiedliche Laserleistungen dargestellt. Für beide Werkstoffe ist eine deutliche Abhängigkeit der Anzahl an Nahtdefekten von der Schweißgeschwindigkeit zu verzeichnen. Beide Werkstoffe zeigen dieselben Tendenzen:

- Je höher die Schweißgeschwindigkeit, desto geringer die Anzahl an Nahtdefekten und
- Je höher die Laserleistung, desto geringer die Anzahl an Nahtdefekten.

CuSn6 weist generell eine geringere Anzahl an Nahtdefekten auf.

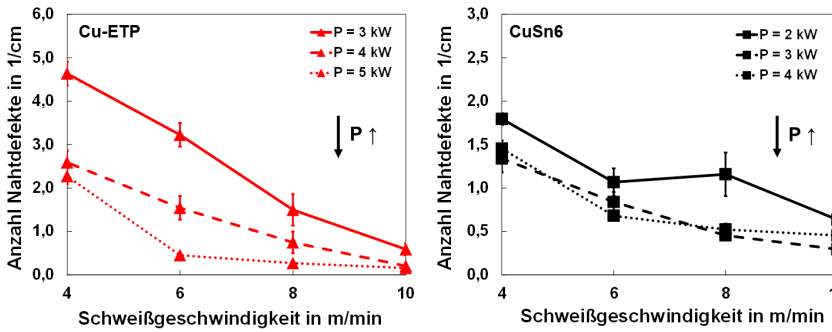


Abbildung 15: Anzahl an Nahtdefekten pro cm Schweißnaht als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für Cu-ETP (links) und für CuSn6 (rechts) für unterschiedliche Laserleistungen. Anstellwinkel 10° stechend, $d_f = 100$ µm.

Untersuchungen innerhalb des öffentlich geförderten Projektes „ZeSAR“ haben gezeigt, dass sich die Bildung kleiner Spritzer in Abhängigkeit der Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit gleich verhält wie die Bildung von großen Spritzern [26]. Exemplarisch sind in Abbildung 16 die Ergebnisse der Untersuchungen aus dem genannten Projekt dargestellt. Das Schaubild zeigt die Anzahl an Spritzern in Abhängigkeit der Spritzergröße (Spritzerdurchmesser) für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten für Cu-ETP. Je geringer die Schweißgeschwindigkeit, desto mehr kleine Spritzer werden erzeugt. Weiterhin wird deutlich, dass die Häufigkeit der Spritzerbildung stark von der Schweißgeschwindigkeit abhängt, wie es mit Abbildung 15 diskutiert wurde. Oberhalb einer Schweißgeschwindigkeit von 8 m/min ist nahezu kein Spritzeraufkommen zu verzeichnen.

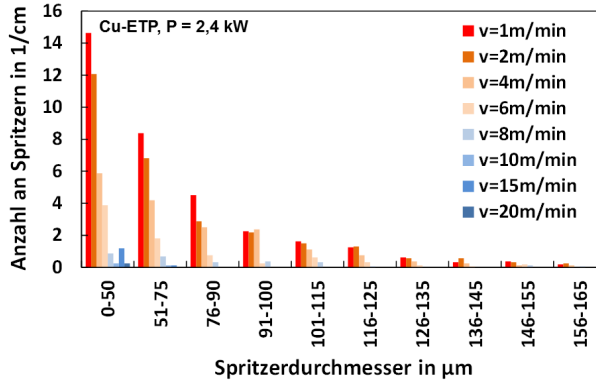


Abbildung 16: Anzahl Spritzer als Funktion der Größe für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten für Cu-ETP, P = 2,4 kW. Cu-ETP, Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 100 µm.

In Anlehnung an die Untersuchungen von Arnold [66] sei an dieser Stelle erwähnt, dass ebenso die Anzahl an generierten Poren (hier nicht in der Anzahl an Nahtdefekten enthalten) dieselben Kurvenverläufe in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit und der Laserleistung ausweist wie für die Anzahl an Nahtdefekten aus Abbildung 15 der Fall ist.

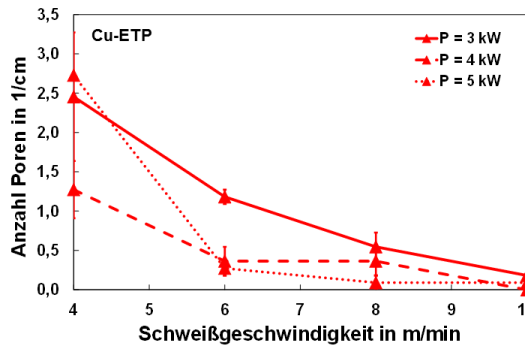


Abbildung 17: Anzahl an Poren als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen. Cu-ETP, Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 100 µm.

In Abbildung 17 sind die generierten Poren als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen in Cu-ETP dargestellt. Auch hier zeigt sich ein nahezu linearer Anstieg der Porenbildung mit Reduktion der Schweißgeschwindigkeit und bestätigt die Ergebnisse aus Abbildung 15.

Aus diesem Grund scheint es zulässig im Rahmen dieser Arbeit weiterhin die Anzahl an Nahtdefekten ohne das Porenaufkommen und ohne die Anzahl an kleinen Spritzern

zu betrachten. Die Kurvenverläufe der Anzahl an Nahtdefekten repräsentieren dadurch qualitativ die Gesamtheit aller Nahtdefekte.

Das Erzeugen von qualitativ hochwertigen Schweißnähten in Kupfer ist demnach stark durch die Laserleistung und die Schweißgeschwindigkeit begrenzt. Oberhalb einer Schweißgeschwindigkeit von 10 m/min lassen sich qualitativ hochwertige Schweißnähte in Cu-ETP erzeugen. Zur Veranschaulichung sind in Abbildung 18 Nahtoberraupen von Schweißnähten in Cu-ETP für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten dargestellt. Unterhalb einer Schweißgeschwindigkeit von 10 m/min sind die Nahtoberraupen durch das vermehrte Auftreten von Schmelzauswürfen (Löcher in der Schweißnaht) und einer unregelmäßigen Nahtzeichnung gekennzeichnet.

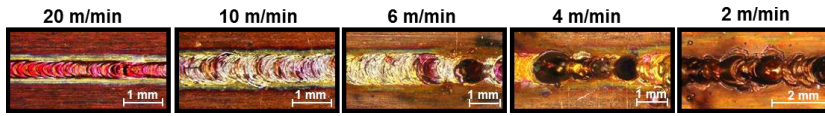


Abbildung 18: Nahtoberraupen geschweißter Proben in Cu-ETP für unterschiedliche Geschwindigkeiten. P = 2,4 kW, Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 100 µm.

Bei der Verwendung handelsüblicher Laserstrahlquellen mit maximalen Laserleistungen von $P \leq 5$ kW ist es jedoch nicht möglich, die geforderten Einschweißtiefen von 1 mm bis 10 mm bei Schweißgeschwindigkeiten v >10 m/min zu erreichen (vgl. Abbildung 14).

Es entsteht ein Dilemma zwischen geforderter Einschweißtiefe und geforderter Nahtqualität, welchem ohne eine geeignete Prozessstrategie nicht begegnet werden kann. Aus den Ergebnissen können erneut weitere aus der Praxis allgemein bekannte Einflussgrößen auf die Prozessgrenze formuliert werden:

Der Fokusdurchmesser, die Fokuslage, die Laserleistung und die Schweißgeschwindigkeit stellen eine Einflussgröße auf die Prozessgrenze für das Laserstrahlschweißen von Kupfer dar.

An dieser Stelle sei erwähnt, dass der Zusammenhang zwischen Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit und resultierender Einschweißtiefe sowie Schweißnahtqualität auch bei z.B. Stahl- oder Aluminiumwerkstoffen allgemein bekannt ist. Die hier dargestellten Ergebnisse und Zusammenhänge beim Schweißen von Kupfer zeigen jedoch ein deutlich ausgeprägteres Verhalten hinsichtlich der Prozessgrenzen (Einschweißtiefe, Nahtqualität), welches in dieser Form bei Stahl- und Aluminiumwerkstoffen nicht bekannt ist.

2.4.4 Wirkungsgrade und Prozesseffizienz

Eine weitere, für Schweißprozesse relevante Größe stellt die Effizienz des Prozesses dar. Anhand dieser Prozesseffizienz lassen sich Verluste z.B. durch Wärmeleitung abschätzen. Die beim Schweißen auftretenden Verluste begrenzen ebenfalls das Prozessergebnis und stellen einen weiteren Indikator für die erzielbare Schweißnahtqualität und erzielbare Einschweißtiefe dar. Die Prozesseffizienz kann daher zur Beschreibung und Veranschaulichung der Prozessgrenzen genutzt werden und wird aus diesem Grund in diesem Anschnitt behandelt. Anhand der Prozesseffizienz können Rückschlüsse auf Einflussgrößen wie Prozess- und Materialparameter auf die Prozessgrenzen gezogen werden. Zur Abschätzung der Effizienz von Schweißprozessen wird ein vereinfachtes Modell von Gouffé [67], Graf [68] und Beck [69] zur Beschreibung des Einkoppelgrades η_A und zur Beschreibung des thermischen Wirkungsgrades η_{th} das Modell von Swift-Hook und Gick [70] herangezogen. Das hier verwendete Modell von Gouffé, Graf und Beck beruht auf der Methode zur Berechnung des Einkoppelgrades durch Vielfachreflexion in der Kapillare in Abhängigkeit der Fresnel-Absorption mit der Annahme einer rotationssymmetrischen kegelförmigen Kapillargeometrie [67][68][69]. Mit der Annahme einer kegelförmigen Kapillare und $d_f/(2 \cdot s) << 1$ kann der Einkoppelgrad mit

$$\eta_A \approx A \cdot \frac{1 + (1 - A) \cdot \left(\frac{d_f}{2s} - \left(\frac{d_f}{2s}\right)^2\right)}{A \cdot \left(1 - \frac{d_f}{2s}\right) + \frac{d_f}{2s}} \tag{3}$$

genähert werden (exakte Herleitung siehe [6]). A ist der materialabhängige Absorptionsgrad, d_f der Fokusdurchmesser und s die Einschweißtiefe. Die Einschweißtiefe und die Nahtfläche wurden aus Querschliffen der geschweißten Nähte entnommen. Für die Berechnung des Einkoppelgrades wurde eine Absorption bei Schmelztemperatur für Cu-ETP von 14% und für CuSn6 von 16% (vgl. Abschnitt 2.3.2) angenommen.

Der thermische Wirkungsgrad η_{th} nach Swift-Hook und Gick beschreibt inwieweit die vom Werkstück absorbierte Laserleistung nutzbringend zur Erzeugung der Schweißnaht umgesetzt wird [70]. Er setzt sich aus dem Quotienten von Nutzvolumen und spezifischen Wärmebedarf zu absorbierter Energie zusammen. Das Nutzvolumen entspricht dabei dem Volumen der Schweißnaht. Die absorbierte Energie ergibt sich aus dem Einkoppelgrad, der Prozessleistung P_L und der Schweißzeit. Mit diesem Zusammenhang kann der thermische Wirkungsgrad

$$\eta_{th} = \frac{Nutzvolumen \cdot spez.Wärmebedarf}{absorbierte\ Energie} = \frac{v \cdot F \cdot \rho_m \cdot \left[c_{p_m} \cdot (T_P - T_0) + h_{Schmelz}\right]}{\eta_A \cdot P_L} \tag{4}$$

berechnet werden [52]. Dabei ist v die Schweißgeschwindigkeit, F die aufgeschmolzene Querschnittsfläche der Schweißnaht, ρ_m die mittlere Dichte, c_{p_m} die mittlere Wärmekapazität, T_P die Prozesstemperatur, T_0 die Umgebungstemperatur und $h_{Schmelz}$ die Schmelzenthalpie. Die temperaturabhängigen Stoffwerte (ρ_m und c_{p_m}) beschreiben hierbei die mittleren Größen von Raumtemperatur bis Prozesstemperatur (Tabelle 2.2 und Tabelle 2.3). In Abbildung 19 ist der thermische Wirkungsgrad als Funktion der Leistung pro Einschweißtiefe für unterschiedliche Laserleistungen und Schweißgeschwindigkeiten für Cu-ETP (a) und für CuSn6 (b) dargestellt.

Die ermittelten thermischen Wirkungsgrade aus Abbildung 19 zeigen jeweils eine starke Abhängigkeit von der Laserleistung und der Schweißgeschwindigkeit. Je höher die Laserleistung desto größer der thermische Wirkungsgrad und je höher die Schweißgeschwindigkeit desto größer der thermische Wirkungsgrad. Demnach können die Verluste beim Schweißen von Kupfer durch eine gesteigerte Laserleistung und hohen Schweißgeschwindigkeiten minimiert werden. Im Bereich geringer Werte der benötigten Leistung pro Millimeter Einschweißtiefe (für Cu-ETP < 2,2 kW/mm und für CuSn6 < 1,5 kW/mm) werden geringe thermische Wirkungsgrade erreicht. Die thermischen Wirkungsgrade in diesem Bereich steigen nahezu linear mit größeren Werten der Leistung pro Einschweißtiefe an.

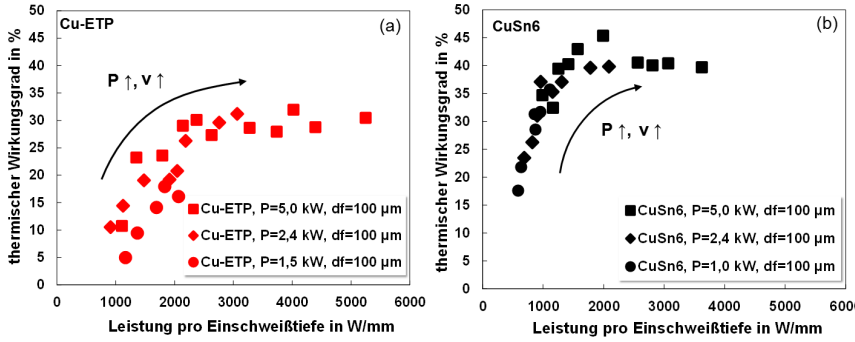


Abbildung 19: Thermischer Wirkungsgrad als Funktion der Leistung pro Einschweißtiefe für unterschiedliche Laserleistungen und Schweißgeschwindigkeiten. (a) Cu-ETP; (b) CuSn6, d_f = 100 µm, Anstellwinkel 10° stechend.

In dem untersuchten Leistungs- und Schweißgeschwindigkeitsbereich erreicht Cu-ETP oberhalb von 2,2 kW/mm eine Sättigung bei einem thermischen Wirkungsgrad von ca. 30%. Die Sättigung bei CuSn6 wird oberhalb von 1,5 kW/mm bei einem thermischen Wirkungsgrad von ca. 40% erreicht. Diese Werte stehen in guter Übereinstimmung zu den berechneten thermischen Wirkungsgraden von Dausinger [52], Berger [59] und Ganser [71]. Durch den Vergleich der Schaubilder aus Abbildung 19 wird zusätzlich die Werkstoffabhängigkeit des thermischen Wirkungsgrades ersichtlich. Der Bronze-

werkstoff (CuSn6) aus Abbildung 19 (b) weist generell höhere Werte des thermischen Wirkungsgrades auf, was auf die wesentlich geringere Wärmeleitfähigkeit und demnach geringeren Verlusten gegenüber Cu-ETP zurück zu führen ist. Die gezeigten Zusammenhänge konnten bereits für Stahl- und Aluminiumwerkstoffe nachgewiesen werden und stehen in guter Übereinstimmung mit den hier vorgestellten Ergebnissen für Kupfer [2][27][31][52].

Eine weitere Beschreibung der Effizienz von Schweißprozessen kann mit dem Prozesswirkungsgrad η_P vorgenommen werden [52]. Der Prozesswirkungsgrad gibt an, welcher Anteil der aus dem Prozess zur Verfügung gestellten Energie in Schmelzvolumen umgesetzt wird. Bei einem vorgegebenen Werkstoff kann der Prozesswirkungsgrad, unter Vernachlässigung der Verlustleistung P_v und unter der Annahme eines konstanten Einkoppelgrades, vereinfacht durch das energiespezifische Volumen

$$V_E = \frac{F \cdot v}{P} = \frac{F}{\frac{P}{v}} \propto \eta_P \tag{5}$$

bestimmt werden [7]. Dabei beschreibt F die aufgeschmolzene Querschnittsfläche, P die eingesetzte Laserleistung und v die Schweißgeschwindigkeit. Der Quotient aus Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit wird als Streckenenergie P/v bezeichnet und stellt für viele Werkstoffe ein Skalierungsparameter dar [7].

Bei der Betrachtung der jeweils aufgeschmolzenen Nahtquerschnittsflächen als Funktion der Streckenenergie für die hier durchgeführten Schweißversuche, ist eine lineare Abhängigkeit zu beobachten. Unterschiedliche Laserleistungen haben unterschiedliche Steigungen zur Folge. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 20 für Cu-ETP (oben) und CuSn6 (unten) dargestellt.

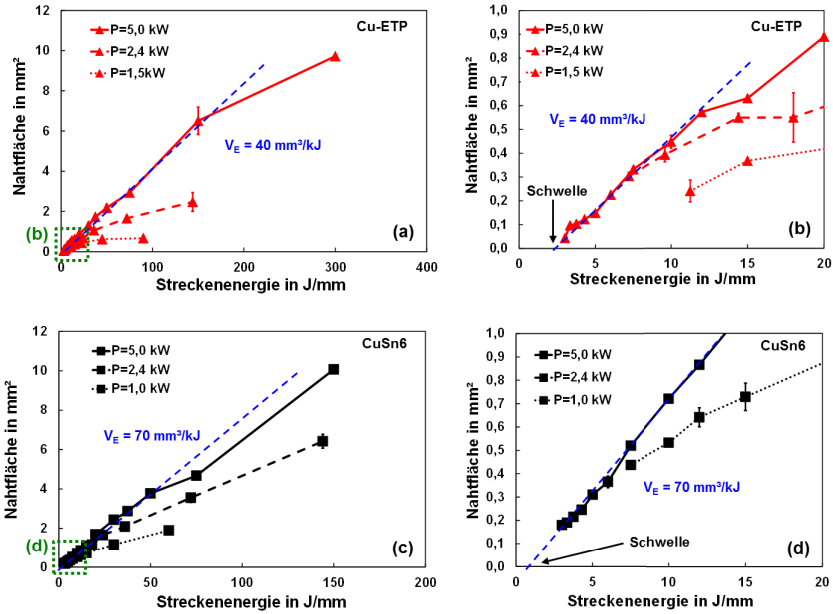


Abbildung 20: Nahtfläche als Funktion der Streckenenergie für unterschiedliche Laserleistungen. (a) - (b): Cu-ETP, (c) – (d): CuSn6. Rechts jeweils vergrößerte Darstellung der Datenpunkte bei geringen Streckenenergien. d_f = 100 µm, Anstellwinkel 10° stechend.

Nach Gleichung 5 entsprechen die Steigungen der Geraden in Abbildung 20 dem energiespezifischen Volumen und verhält sich analog zum Prozesswirkungsgrad. Eine geringere Steigung ist somit gleichbedeutend mit einem geringeren Prozesswirkungsgrad.

Aus den Diagrammen in Abbildung 20 geht hervor:

- Je geringer die Leistung, desto geringer die aufgeschmolzene Fläche bei derselben Streckenenergie und
- Je geringer die Laserleistung, desto geringer die Steigung der Geraden und somit auch der Prozesswirkungsgrad.

Mit anderen Worten formuliert steigen die Verluste mit Reduzierung der Laserleistung.

In den vergrößerten Darstellungen der Ergebnisse bei geringen Streckenenergien aus Abbildung 20 (b) und (d) wird die durch Wärmeleitungsverluste hervorgerufene Schwelle ersichtlich. Der Schwellwert ist bei Cu-ETP deutlicher ausgeprägt im Vergleich zum CuSn6.

Im Gegensatz zu Stahlwerkstoffen, jedoch äquivalent zu Aluminium, lassen sich die Ergebnisse beim Schweißen von Kupferwerkstoffen nicht strikt mit der Streckenenergie skalieren. Dieser Zusammenhang wird in Abschnitt 3.9 detailliert beschrieben. Die Ergebnisse zeigen weiterhin, dass mit einer Laserleistung von 5 kW für Cu-ETP ein maximales energiespezifisches Volumen V_E von 40 mm³/kJ und für CuSn6 von 70 mm³/kJ erreicht wird (jeweils blaue Linie in Abbildung 20).

2.5 Bewertung der Prozessgrenzen

Mit den vorangegangenen Abschnitten konnte gezeigt werden, dass der Laserstrahlschweißprozess von Kupfer mit einigen Prozessgrenzen verbunden ist. Eine Übersicht der Prozessgrenzen, deren Einflussfaktoren und Abhängigkeiten ist in Abbildung 21 dargestellt. Das Schaubild zeigt die zum Erreichen von qualitativ hochwertigen Schweißnähten in Cu-ETP mit Einschweißtiefen >1 mm ermittelten Prozessgrenzen (Nahtqualität und Einschweißtiefe) bis zu einer Laserleistung von 5 kW.

Die Ergebnisse sind für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten und Fokusdurchmesser als Funktion der Laserleistung doppeltlogarithmisch aufgetragen. Die Datenpunkte sind in hochwertige (grüne Markierungen) und minderwertige (rote Markierungen) Schweißnahtqualitäten eingeteilt. Die Zahlenwerte neben den Datenpunkten repräsentieren die erzielten Einschweißtiefen, welche mit den jeweiligen Parametern der Datenpunkte und einem Fokusdurchmesser von $d_f = 100$ µm (links der Datenpunkte) und einem Fokusdurchmesser $d_f = 200$ µm (rechts der Datenpunkte) erzielt wurden. Innerhalb der blauen Bereiche wird je nach Fokusdurchmesser lediglich Wärmeleitungsschweißen (WLS) erzielt. Innerhalb der roten, gestrichelten Umrahmung ist die Einschweißtiefe unterhalb dem geforderten Wert von 1 mm und stellt somit die Prozessgrenze hinsichtlich der Einschweißtiefe dar. Innerhalb der durchgezogenen Umrahmung werden lediglich minderwertige Schweißnahtqualitäten, dementsprechend Schweißnähte mit einer großen Anzahl an Nahtdefekten, erzielt. Diese Umrahmung gibt die Prozessgrenze für das erzielen der geforderten hochwertigen Nahtqualität an. Aus dem Schaubild wird ebenso ersichtlich, dass es nicht möglich ist, mit einem Fokusdurchmesser von 600 µm und Laserleistungen bis 5 kW qualitativ hochwertige Schweißnähte in Kupfer mit Einschweißtiefen > 1 mm zu erzielen.

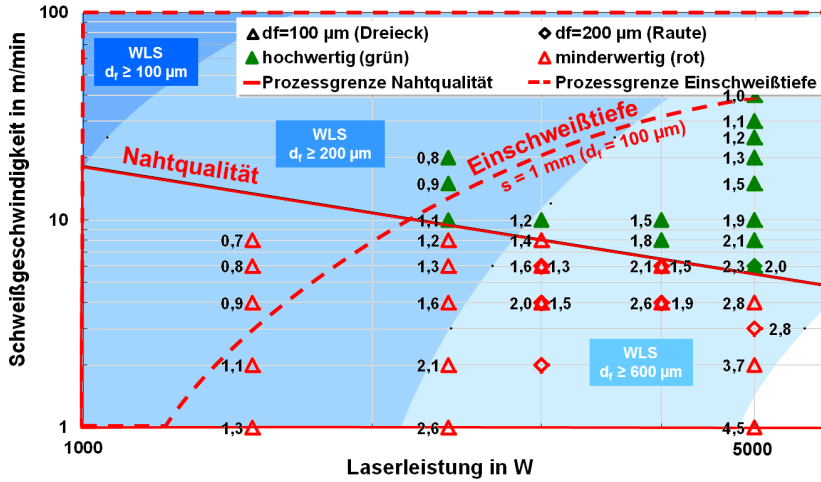


Abbildung 21: Prozessgrenzen mit P ≤ 5 kW Laserleistung für Cu-ETP. Schweißergebnisse für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten und Fokusdurchmesser eingeteilt in hochwertige (grüne Markierungen) und minderwertige (rote Markierungen) Schweißnahtqualität. Innerhalb der blauen Bereiche wird je nach Fokusdurchmesser nur Wärmeleitungsschweißen (WLS) erzielt. Innerhalb der rot gestrichelten Umrahmung ist die Einschweißtiefe unterhalb 1 mm. Innerhalb der durchgezogenen Umrahmung werden nur minderwertige Schweißnahtqualitäten erzielt. Die Zahlenwerte neben den Datenpunkten repräsentieren die erzielten Einschweißtiefen (links: $d_f = 100$ µm, rechts: $d_f = 200$ µm), welche mit den jeweiligen Parametern der Datenpunkte erzielt wurden.

Zusammengefasst existieren zwei übergeordnete Prozessgrenzen beim Schweißen von Kupfer, welche zum einen die Nahtqualität und zu anderen die Einschweißtiefe begrenzen. Die Prozessgrenze der Nahtqualität ist dabei gegeben durch die Anzahl an generierten Nahtdefekten wie Schmelzauswürfen, Spritzern, Poren und einer unregelmäßigen Nahtzeichnung.

Die Prozessgrenze der Nahtqualität beschreibt dabei die minimal zulässige Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Laserleistung, um qualitativ hochwertige Schweißnähte zu erzeugen (vgl. Abschnitt 2.2).

Die Prozessgrenze der Einschweißtiefe ist abhängig vom Fokusdurchmesser, der Fokuslage, der Laserleistung und der Schweißgeschwindigkeit. Sie gibt die maximal zulässige Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Laserleistung und dem Fokusdurchmesser an, um Einschweißtiefen von s > 1 mm erzielt zu können.

Ein Grenzwert für qualitativ hochwertige Schweißnähte lässt sich mit einem minimal erforderlichen Wert des thermischen Wirkungsgrades in Verbindung bringen. In Abbildung 22 ist der ermittelte thermische Wirkungsgrad als Funktion der notwendigen Leistung pro Millimeter Einschweißtiefe für Cu-ETP dargestellt. Die Datenpunkte sind

dabei erneut in minderwertige (rot) und hochwertige (grün) Schweißnahtqualitäten eingeteilt. Es ist eine deutliche Abgrenzung der hochwertigen zu minderwertigen Schweißungen zu erkennen. Oberhalb eines thermischen Wirkungsgrads von ca. 25% konnten alle Schweißungen als qualitativ hochwertig bewertet werden. Eine hochwertige Schweißnaht kann demnach oberhalb einem Leistung-pro-Einschweißtiefe-Verhältnis von ca. 2,2 kW/mm erreicht werden. Es sei jedoch erwähnt, dass der thermische Wirkungsgrad vielmehr ein Ergebnis als eine Ursache für die Abgrenzung zwischen hochwertigen und minderwertigen Schweißnähten angesehen werden kann und dieser Zusammenhang noch weiterer Untersuchungen bedarf. Weiterhin gilt der ermittelte Grenzwert von 2,2 kW/mm nicht für die Skalierung mit der Schweißgeschwindigkeit. Zur Erzeugung von Schweißnähten mit höheren Einschweißtiefen und hoher Nahtqualität muss die Laserleistungen erhöht werden und darf nicht durch die Reduktion der Schweißgeschwindigkeit erfolgen.

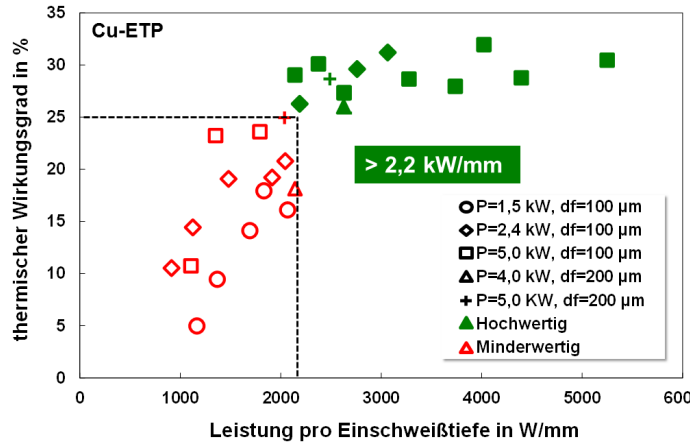


Abbildung 22: Thermischer Wirkungsgrad als Funktion der Leistung pro Millimeter Einschweißtiefe. Cu-ETP. Einteilung zwischen qualitativ minderwertigen und hochwertigen Schweißnähten, angenommener Absorptionsgrad von A = 14% und gemittelte Stoffwerte zwischen Umgebungstemperatur und Schmelztemperatur (Tabelle 2.2).

In den vorangegangenen Abschnitten konnten die Prozessgrenzen und Einflussgrößen beim Schweißen von Kupfer identifiziert werden. Dabei sind die Ursachen der Prozessgrenzen und Einflussgrößen bislang noch ungeklärt. Die Klärung dieser Fragestellung wird in den nächsten Kapiteln behandelt.

Wie bereits in den vorangegangenen Abschnitten diskutiert, besteht die Vermutung, dass die Prozessgrenzen maßgeblich durch die Dampfkapillare bestimmt werden. Instabilitäten der Dampfkapillare können zu Nahtdefekten führen und somit die Nahtqualität und damit die Prozessgrenze beeinflussen. Die Existenz der Dampfkapillare ist

für die Tiefschweißschwelle ausschlaggebend. Darüber hinaus ergibt sich die erzielbare Einschweißtiefe aus der Kombination zwischen Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit und wird maßgeblich durch die Kapillartlänge bestimmt. Hieraus kann geschlussfolgert werden, dass die Kapillare ebenfalls für die durch die Einschweißtiefe bestimmte Prozessgrenze verantwortlich ist. Aus diesen Vermutungen wird die Hypothese aufgestellt:

Die Dampfkapillare ist für die durch die Einschweißtiefe und Nahtqualität festgelegten Prozessgrenzen beim Schweißen von Kupfer verantwortlich.

Mit dieser Hypothese und der Kenntnis über die Prozessgrenzen beim Schweißen von Kupfer lassen sich Maßnahmen zum Erweitern der Prozessgrenzen ableiten. Mögliche Ansätze sind:

- *Gezielte Beeinflussung der Kapillarstabilität,*
- *Erhöhung der Laserleistung.*

Durch eine gezielte Beeinflussung der Kapillarstabilität soll die Bildung von Nahtdefekten minimiert werden und somit die Nahtqualität gesteigert werden. Ziel hierbei ist es, das Prozessfenster der Nahtqualität zum Erzeugen hochwertiger Schweißnahtqualitäten zu geringeren Schweißgeschwindigkeiten und geringeren Leistungen zu verschieben. Mit der Erhöhung der Laserleistung soll der Ansatz verfolgt werden, das Prozessfenster zu größeren Einschweißtiefen bei gleichzeitig hochwertigeren Nahtqualitäten zu erweitert. Aus Abbildung 21 wird vermutet, dass durch eine Erhöhung der Laserleistung qualitativ hochwertige Schweißnähte bei gleichzeitig reduzierter Geschwindigkeit und somit größeren Einschweißtiefen erzeugt werden können.

Im nächsten Kapitel soll geklärt werden, in wieweit die aufgestellte Hypothese bestätigt werden kann. Dabei liegt das Haupfaugenmerk auf dem Verhalten der Kapillare beim Schweißen von Kupfer.

3 Verhalten der Kapillare beim Laserstrahlschweißen

Inzwischen ist bekannt, dass das Zusammenspiel von Dampfkapillare und Schmelzbad sehr komplexen Zusammenhängen unterliegt. Dabei konnte gezeigt werden, dass die Kapillare beim Laserstrahlschweißen maßgeblich für die Prozessstabilität und die daraus resultierende Nahtqualität verantwortlich ist [6][27][31][69][72][73].

Eine über den Schweißprozess stabile Kapillare wird durch das Kräftegleichgewicht zwischen dem Dampfdruck und dem Verdampfungsdruck in der Kapillare, welcher die Kapillare aufrecht erhält und den Kräften der umliegenden Schmelze, welche versuchen die Kapillare zu schließen, bestimmt. Dabei wirkt die resultierende Kraft aus dem Rückstoßdruck des verdampften Materials den Kräften aus der Oberflächenspannung der Schmelze und dem hydrostatischen Druck der Schmelze entgegen. Erfährt eine dieser Kräfte eine Änderung durch einen geometrischen oder physikalischen Störeinfluss ist das Kräftegleichgewicht gestört und es kann zu Kapillarinstabilitäten kommen [6][34][38][74][75][76][77].

Es besteht die Vermutung, dass die beim Kupferschweißen beschriebenen Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen ebenfalls durch das Kapillarverhalten bestimmt werden. Inwieweit sich jedoch die Kapillarstabilität beim Schweißen von Kupfer auf die jeweiligen Einflussgrößen auswirkt, konnte bislang nicht gezeigt werden. Zur Klärung dieser Fragestellung ist ein fundiertes Prozessverständnis über die Ausbildung und das Verhalten der Kapillare beim Schweißen von elementarer Bedeutung. Erschwert wird die Ermittlung des Kapillarverhaltens durch das Eindringen der Kapillare in das Werkstück. Damit bleibt diese dem Betrachter generell verborgen. Eine mögliche Technik, um das Kapillarverhalten dennoch detailliert zu untersuchen, bietet die Online-Röntgentechnologie. Mit Hilfe dieser Technik soll die Hypothese:

Beim Laserstrahlschweißen von Kupfer besteht eine Korrelation zwischen den ermittelten Prozessgrenzen und dem Verhalten der Dampfkapillare

verifiziert werden. Hierfür wurde das am IFSW vorhandene Online-Röntgensystem verwendet. Im folgenden Anschnitt werden die mit der IFSW-Röntgenanlage gewonnenen Ergebnisse zum Verhalten der Kapillare beim Schweißen von Kupfer erörtert.

Exemplarisch werden in den folgenden Abschnitten der Prozessbeginn und der quasistationäre Prozessverlauf anhand einer für Kupfer charakteristischen Schweißung näher diskutiert. Es wird vermehrt auf die zeitliche und geometrische Ausbildung der Dampfkapillare und den damit verbundenen Auswirkungen eingegangen. Die hier gewählten Schweißungen sind dabei repräsentativ für Schweißungen in Kupfer mit La-

serleistungen ≤ 5 kW, Schweißgeschwindigkeiten ≤ 10 m/min und Fokusdurchmessern von 100 µm und 200 µm.

3.1 Röntgen-Systemtechnik für die Bewertung des Kapillarverhaltens

Um das Kapillarverhalten und die Ursache der Prozessgrenzen beim Schweißen von Kupfer detailliert analysieren zu können und somit die aufgestellte Hypothese zu verifizieren, kamen Hochgeschwindigkeitskameras im sichtbaren Wellenlängenspektrum, sowie das am IFSW zur Verfügung stehende Hochgeschwindigkeits-Röntgenvideosystem zum Einsatz. Das Röntgenvideosystem dient hierbei als zentrales prozessdiagnostisches Werkzeug zur Visualisierung der Dampfkapillar- und Schmelzbaddynamik. Mit diesem System ist es möglich, online, während des Schweißprozesses die Kapillare und somit die Vorgänge im Inneren des Bauteils zu beobachten.

Der wesentliche Teil der Röntgenanlage besteht aus der Röntgenquelle, dem Röntgendetektor und der Laseroptik. Die Bearbeitung erfolgt über eine Laseroptik oberhalb des Werkstücks. Abbildung 23 (a) zeigt die Hauptansicht dieses Systems und die Anordnung der wichtigsten Komponenten.

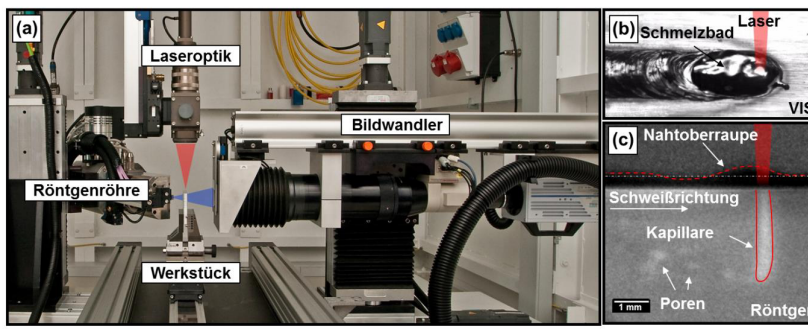


Abbildung 23: Hauptansicht des IFSW-Röntgensystems mit Röntgenröhre, Laseroptik, Werkstück und Bildwandler. Der Laserstrahl trifft von oben auf das Werkstück, während dieses seitlich von der Röntgenstrahlung durchstrahlt wird [79][80][81][82].

Durch die Röntgentechnik können Rückschlüsse auf Strömungsverhältnisse im Schmelzbad und auf Instabilitäten der Dampfkapillare gewonnen werden [79][80][81][82]. Ein typisches Einzelbild eines solchen Röntgenvideos ist in Abbildung 23 (c), dargestellt. Zusätzlich ist das zugehörige Einzelbild einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme der Probenoberfläche gezeigt (Abbildung 23 (b)). In der Dampfkapillare wird die Röntgenstrahlung aufgrund der geringeren Dichte im Vergleich zum Grundwerkstoff wesentlich weniger abgeschwächt und kann somit als heller Bereich

im erzeugten Video identifiziert werden. Zusätzlich ist es möglich, Nahtdefekte wie z.B. Poren, welche mit Umgebungsgas gefüllt sind, zu beobachten. Die Visualisierung des Schmelzbades dahingegen ist aufgrund des geringen Dichteunterschiedes ohne zusätzliche Maßnahmen nicht vom Grundwerkstoff zu unterscheiden. Die Schmelzbadgeometrie und –Strömungen können mit zusätzlich zugeführten Tracerpartikeln (meist aus Wolframcarbid) analysiert werden [79][80][81][82].

Aufgrund der exponentiellen Abschwächung der Röntgenstrahlung im Bauteil ist es notwendig die Probendicke (in Röntgendurchstrahlrichtung) auf das maximal notwendige Maß zu reduzieren, um einen möglichst hohen Kontrast im Röntgenbild bei gleichzeitig hoher Röntgendosis auf dem Szintillator zu erhalten. Daraus ergibt sich eine vertikale Probeneinspannung, bei welcher in die dünne Seite der Probe geschweißt und seitlich mit der Röntgenstrahlung durchleuchtet wird. Eine schematische Darstellung der Einspannsituation und der Röntgendurchstrahlung ist in Abbildung 24 (a) abgebildet. Aufgrund der beschriebenen Einspannsituation liegt eine veränderte Wärmeabfuhr im Material vor. Um dennoch einen Vergleich zu herkömmlichen Bauteilkonfigurationen ziehen zu können, wurden die Proben zwischen zwei Aluminiumplatten gespannt (siehe Abbildung 24 (b)).

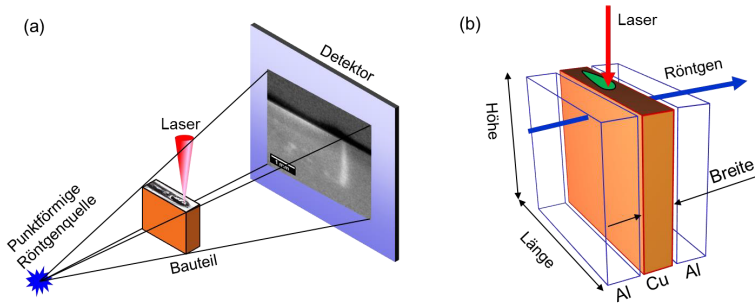


Abbildung 24: Schematische Darstellung der Einspannsituation der Proben und der Röntgendurchstrahlung (a). Schematische Darstellung der Probenanordnung bei der Röntgenvideografie mit seitlichen Wärmesenken aus Aluminium in Anlehnung an [66].

Aluminium verfügt über eine wesentlich geringere Kernladungszahl als Kupfer, wodurch die Röntgenstrahlung (bei eingestellten Röntgenparametern für Kupfer) nur geringfügig abschwächt wird. Zudem weist Aluminium eine hohe Wärmeleitfähigkeit auf, weshalb davon ausgegangen werden kann, dass eine ähnliche Schweißsituation wie bei einer „herkömmlichen“ Schweißung vorliegt. Die Versuche wurden zum Vergleich sowohl mit, als auch ohne zusätzliche Aluminiumplatten zur Wärmeabfuhr durchgeführt. Arbeiten von Arnold haben eindeutig gezeigt, dass die Probengeometrie und die Einspannsituation mit den zusätzlichen Wärmesenken keinen signifikanten

Einfluss auf die Ergebnisse hinsichtlich der Einschweißtiefe und Nahtqualität ausüben [66].

3.2 Charakteristische Geometrien der Dampfkapillare beim Schweißen

Mit der aufgestellten Hypothese wird als Ursache für die Prozessgrenzen beim Schweißen von Kupfer eine zeitliche und örtliche Änderung der Kapillare während des Schweißprozesses vermutet. Grundlage für die Analyse des Kapillarverhaltens während des Schweißens ist die Kenntnis über die quasistationäre Geometrie der Kapillare.

Für die Ermittlung der charakteristischen Geometrien der Dampfkapillare wurden jeweils Mittelwertbilder aus den Einzelbildern eines Röntgenvideos erstellt. Die sich ergebenden „mittleren" Kapillaren für Kupfer für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten und unterschiedliche Laserleistungen sind in Abbildung 25 (links) dargestellt.

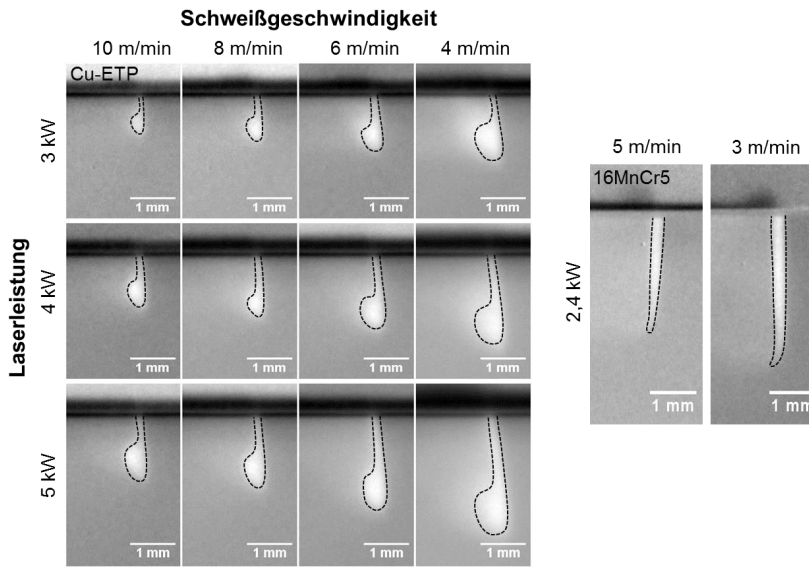


Abbildung 25: Mittelwertbilder von Dampfkapillaren von Schweißungen in Kupfer bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten und unterschiedlichen Leistungen. Cu-ETP, d_f = 100 µm (links). Rechts: Mittelwertbild von zwei Schweißungen in 16MnCr5 bei einer Laserleistung von P = 2,4 kW und einer Schweißgeschwindigkeit von v = 3 m/min und 5 m/min (d_f = 200 µm).

Für alle untersuchten Schweißgeschwindigkeiten und Laserleistungen bildet sich eine für den Kupferwerkstoff charakteristische Auswölbung am Kapillargrund aus. Je geringer die Schweißgeschwindigkeit und je höher die Laserleistung desto tiefer bildet sich die Kapillare im Material aus. Dieser Zusammenhang entspricht dem für Aluminium und Stahl bekannten Verhalten [4][25][83][84]. Zum Vergleich sind in Abbildung 25 (rechts) zwei typische Kapillargeometrien in Stahl (16MnCr5), welche keine Auswölbung am Kapillargrund aufweisen, dargestellt.

Inwieweit die Kapillartiefe (KT) mit der resultierenden Einschweißtiefe (EST) korreliert, wurde anhand von Mittelwertbildern aus dem Röntgenvideo (KT) und Schliffbildern (EST) ermittelt. Die Kapillartiefe stellt dabei die senkrecht zur Probenoberfläche gemessen Länge dar und ist nicht mit der Kapillarlänge (gemessen parallel zur Kapillarachse) gleichzusetzen. Abbildung 26 zeigt den Vergleich zwischen den gemessenen Kapillartiefen und den gemessenen Einschweißtiefen als Funktion der Laserleistung für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten.

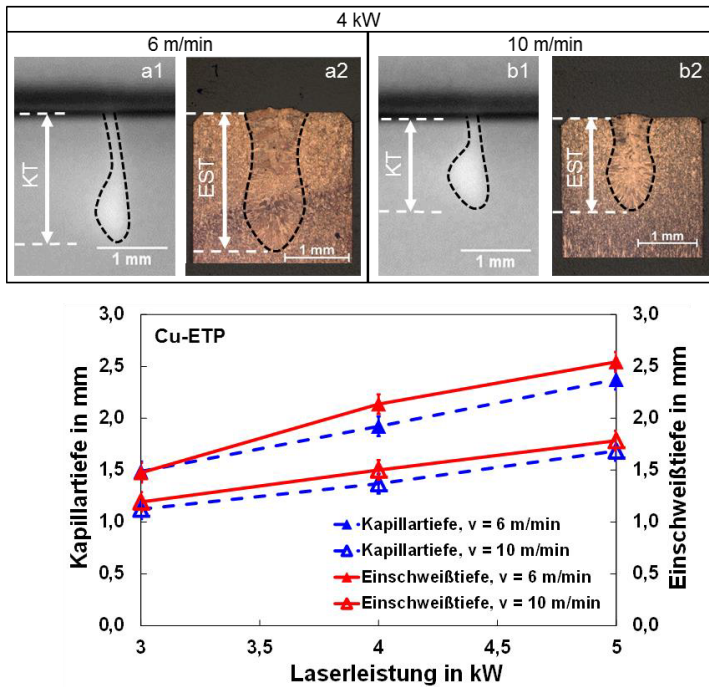


Abbildung 26: Oben: Gemittelte Kapillargeometrien aus Röntgenvideos (a1 und b1) und zugehörige Querschliffe (a2 und b2) für v = 6 m/min und v = 10 m/min bei einer Laserleistung von P = 4 kW Unten: Vergleich von Kapillartiefen (gestrichelt) zu Einschweißtiefen (durchgezogen) als Funktion der Laserleistung für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten von v = 6 m/min und v = 10 m/min, d_f = 100 µm.

Die Abweichungen zwischen Kapillar- und Einschweißtiefe ergeben sich aus den unterschiedlichen Messmethoden. Da im Röntgenvideo (Kapillartiefe) keine Schmelze sichtbar ist, wird für die Bestimmung der Kapillartiefe lediglich die Tiefe, in welcher noch Verdampfungstemperatur herrscht, erfasst (heller Bereich im Röntgenbild, vgl. Abbildung 26 a1 und b1). Die Einschweißtiefe ergibt sich aus der Tiefe im Schliffbild, in welcher Schmelztemperatur erreicht wurde und somit eine Gefügeumwandlung stattgefunden hat. Die sich unter der Kapillare befindende Schmelze, welche durch Wärmeleitung generiert wird, trägt somit zusätzlich zur Einschweißtiefe bei, welches die Unterschiede im Diagramm in Abbildung 26 erklärt. Da diese Abweichung jedoch unterhalb 10% liegen, wird diese im Folgenden vernachlässigt und die Kapillartiefe näherungsweise der Einschweißtiefe gleichgesetzt. Verdeutlicht ist dies in Abbildung 26 oben, mit den Kapillarbildern (a1 und b1) und den dazugehörigen Querschliffen (a2 und b2) bei einer Laserleistung von 4 kW bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min (a) bzw. 10 m/min (b) dargestellt.

An dieser Stelle sei erwähnt, dass der Anstellwinkel der Optik und damit die Ausbildung der Kapillare (im Winkelbereich von 8° bis 20° gegenüber der Normalen zum Werkstück) keinen nennenswerten Einfluss auf die resultierende Nahtqualität und die Einschweißtiefe ausübt und hier nicht weiter diskutiert wird [85].

3.3 Verhalten der Dampfkapillare beim Prozessbeginn

Das Ausbilden der Kapillare beim Prozessbeginn ist maßgeblich durch die beschriebenen Materialeigenschaften von Kupfer bestimmt. Aufgrund der geringen Absorption von Kupfer bei 1 µm Bearbeitungswellenlänge und der hohen Wärmeleitfähigkeit (vgl. Abschnitt 2.3) in Kombination mit der Energieeinkopplung in „kaltes“ Material (meist Raumtemperatur) kommt es beim Prozessbeginn regelmäßig zur Bildung von Nahtdefekten wie Spritzer und Auswürfe. Des Weiteren kann im Extremfall nahezu die komplette Laserleistung reflektiert werden, welches dazu führt, dass keine Schweißnaht erzeugt wird. Diese Ereignisse treten besonders häufig bei sehr kurzen Nähten, Punktschweißungen oder beim Schweißen nahe der Tiefschweißschwelle auf [2][12][54]. Die beschriebenen Herausforderungen am Prozessbeginn beziehen sich in der vorliegenden Arbeit auf die ersten ca. 5 mm der Schweißnaht. Bei den hier verwendeten Schweißgeschwindigkeiten von 1 m/min bis 20 m/min entspricht dies den ersten 15 ms bis 300 ms Schweißzeit. Dieselben Bedingungen des Prozessbeginns gelten ebenfalls für die Ausbildung der Kapillare nach einem Schmelzauswurf. Nach einem Schmelzauswurf muss sich die Kapillare neu im Material ausbilden und stellt somit einen neuen Prozessbeginn dar. Daher kann das Verhalten der Kapillare beim Prozessbeginn entscheidend für die komplette Schweißnaht sein.

Die Ausbildung der Dampfkapillare am Prozessbeginn wurde mit der IFSW-Röntgenanlage untersucht. Abbildung 27 zeigt Einzelbilder einer Röntgenaufnahme vom Prozessbeginn einer Schweißung in Cu-ETP. Die Laserleistung wurde dabei direkt, ohne Leistungsrampe, von 0 kW auf 4 kW erhöht. Die Bilderfolge zeigt die ersten 18 ms des Schweißprozesses mit einer Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min mit einem Fokusdurchmesser von 100 µm.

Innerhalb von 18 ms bildet sich die Dampfkapillare im Material vollständig in der Tiefe aus und erreicht ihre maximale Tiefe von ca. 2,2 mm. Der Kontrast zwischen Grundmaterial und Kapillare nimmt ebenfalls innerhalb der ersten 18 ms zu. Dies lässt darauf schließen, dass auch der Durchmesser der Dampfkapillare innerhalb dieses Zeitraums anwächst. Nach 18 ms wird ein quasi-stationärer Zustand erreicht, bei welche die Kapillare eine nahezu rechteckige (projizierte) Geometrie annimmt. Unter der Voraussetzung eines runden Strahlprofils des Bearbeitungslasers und einer projizierten (2D) rechteckigen Kapillargeometrie kann von einer dreidimensionalen zylindrischen Kapillargeometrie ausgegangen werden. Bei der hier verwendeten Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min bildet sich durch den eingestellten Anstellwinkel der Bearbeitungsoptik von 10° die Kapillare mit einer Neigung von ca. 8° in Schweißrichtung (stechend) aus (vgl. Abbildung 27, 18 ms).

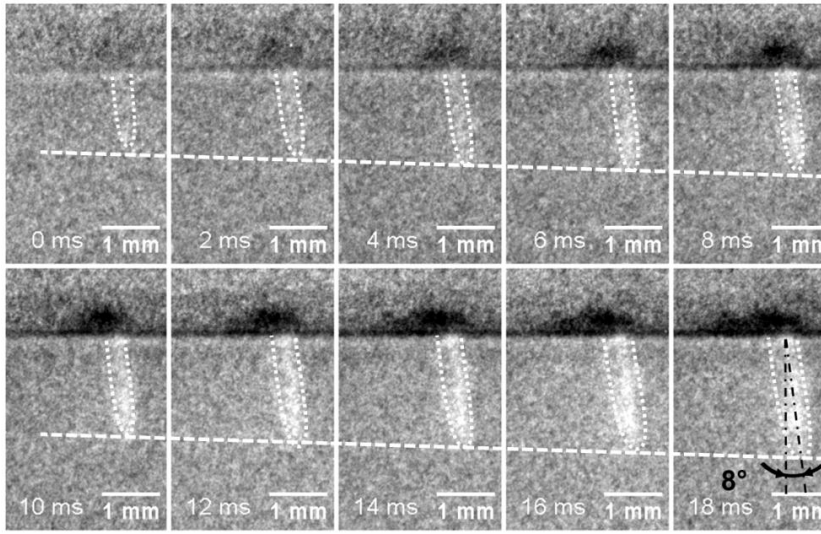


Abbildung 27: Kapillarausbildung am Prozessbeginn. Einzelbilder einer Röntgenaufnahme vom Schweißprozess in Cu-ETP, Anstellwinkel 10° stechend. Cu-ETP, P = 4 kW, v = 4 m/min, d_f = 100 µm.

Das hier gezeigte Kapillarverhalten und die Ausbildung einer nahezu zylinderförmigen Kapillargeometrie am Prozessbeginn sind charakteristisch für alle Schweißversuche in Kupfer mit Leistungen weit oberhalb der Tiefschweißschwelle. Mit der in diesem Abschnitt beschriebenen Ausbildung der zylinderförmigen Kapillargeometrie zum Prozessbeginn, wird deutlich, dass der Prozessbeginn bis zur vollständigen Ausbildung in der Tiefe durch eine stabile Kapillare gekennzeichnet ist. Dabei wird die Kapillarstabilität am Prozessbeginn über eine geometrisch und zeitlich konstante, sich lediglich in ihrer Tiefe ändernde, nicht kollabierende Kapillare definiert.

Die eingangs beschriebene regelmäßige Bildung von Nahtdefekten am Prozessbeginn muss sich demnach direkt im Anschluss an den Vorgang der Kapillarausbildung bis zum Erreichen der vollständigen Tiefe anschließen und wird in den nächsten Abschnitten diskutiert.

3.4 Verhalten der Dampfkapillare während des Schweißprozesses

Die resultierenden Schweißnahteigenschaften (Einschweißtiefe, Nahtqualität) werden maßgeblich durch die Kapillare und das Kapillarverhalten während des Schweißprozesses bestimmt. Aus diesem Grund ist die Analyse des Kapillarverhaltens während des Schweißprozesses von großer Bedeutung und wird in diesem Abschnitt diskutiert. Die Bewertung des Kapillarverhaltens erfolgt anhand eines in dieser Arbeit definierten Stabilitätskriteriums.

An den in Abschnitt 3.3 beschriebenen Prozessbeginn schließt sich der quasistationäre Schweißprozess an, bei welchem die Kapillare ihre maximale Tiefe bereits erreicht hat. In Abbildung 28 sind aufeinanderfolgende Einzelbilder mit einem Zeitintervall von 20 ms einer Röntgenaufnahme eines Schweißprozesses dargestellt. Deutlich zu erkennen ist eine sich zeitlich und geometrisch stark ändernde Kapillargeometrie. Bereits nach 40 ms findet ein Schmelzauswurf statt. Dies ist an dem hellen Bereich um die Kapillare, sowie dem dunklen Bereich über der Kapillare zu erkennen. Wird Schmelze aus der Wechselwirkungszone befördert kann dies im Röntgenbild als dunkler Bereich oberhalb der Probenoberfläche erkannt werden. Die Röntgenstrahlung wird durch den Schmelzaustrieb oberhalb der Probenoberfläche zusätzlich abgeschwächt, welches sich in einem dunkleren Bereich äußert. Es sei darauf hingewiesen, dass dieser Schmelzauswurf kein Loch in der Schweißnaht hinterlassen hat. Dies kann anhand des darauffolgenden Bildes (60 ms) erkannt werden. Ein Loch in der Schweißnaht kann eindeutig durch einen sich links der Kapillare (Schweißrichtung von links nach rechts) anschließenden hellen Bereich identifiziert werden. Die Röntgenstrahlung wird durch das fehlende Material im Loch im Vergleich zum Grundmaterial weniger abge-

schwächt, weshalb das Loch als heller Bereich zu beobachten ist. Aufgrund der verwendeten Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min hätte sich dieser Bereich innerhalb des nächsten Bildes (20 ms) um 1,33 mm entgegen der Schweißrichtung bewegt und müsste folglich im darauffolgenden Bild (60 ms) sichtbar sein. Im weiteren Verlauf der Schweißung sind solche hellen Bereiche neben der Kapillare zu erkennen (120 ms, 180 ms).

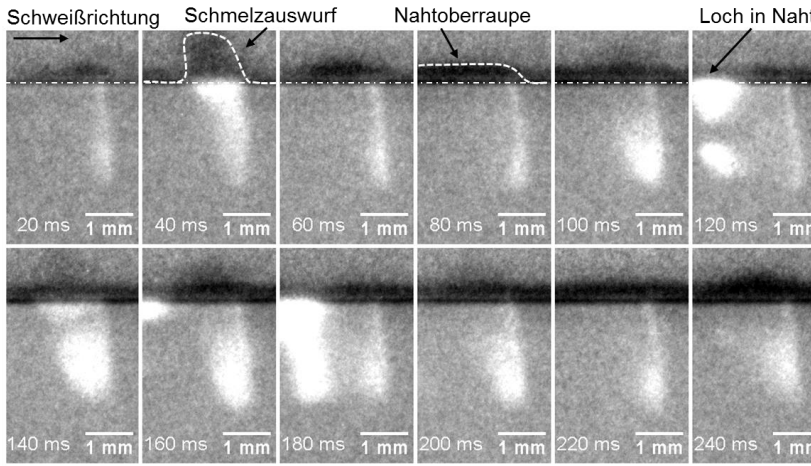


Abbildung 28: Kapillarverhalten während einer Schweißung. Einzelbilder einer Röntgenaufnahme vom Schweißprozess in Cu-ETP, P = 4 kW, v = 4 m/min, d_f = 100 µm, Anstellwinkel 10° stechend.

Deutlich zu erkennen ist die für Kupferschweißungen charakteristische Kapillarform mit einer Auswölbung am Kapillargrund, wie sie bereits in Abschnitt 3.2 diskutiert wurde (vgl. 100 ms, 160 ms, 200 ms). Die zeitliche und geometrische Änderung dieser Auswölbung wird in Abschnitt 3.5 näher diskutiert.

Zum Vergleich der Kapillarausbildung in Stahlwerkstoffen ist in Abbildung 29 eine Bilderreihe einer Schweißung in Stahl (16CrMn5) dargestellt. Ein stabiler Schweißprozess in Stahlwerkstoffen ist meist durch eine schmale und nadelförmige Dampfkapillare gekennzeichnet, welche keine nennenswerten zeitlichen und geometrischen Änderungen während des Schweißprozesses aufweist [25][26][86]. In der hier vorliegenden stabilen Schweißung in Stahl wird dies durch die Bilderreihe unterstützt. Es sind keine großen Unterschiede der Kapillargeometrien zwischen den einzelnen Zeitschritten von je 40 ms zu erkennen.

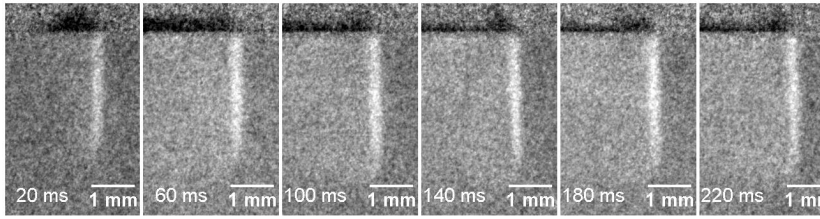


Abbildung 29: Kapillarausbildung während einer Schweißung in Stahl. Einzelbilder einer Röntgenaufnahme vom Schweißprozess in 16CrMn5, P = 2,4 kW, v = 3 m/min, d_f = 200 µm, Anstellwinkel 0°, Einschweißung. Framerate X-Ray = 1000 Hz.

Um Aussagen über die Stabilität der Dampfkapillare treffen zu können, wurde die Stabilität der Kapillare anhand der Schwankungen der projizierten Kapillarfläche aus Röntgenvideos ermittelt. Dabei wurde zunächst die Kapillare aus dem Röntgenvideo mittels Bildverarbeitung anhand eines Schwellwertes extrahiert, binarisiert und anschließend der mittlere Grauwert pro Bild aus dem Video ermittelt. Der Grauwert korreliert dabei in jedem Einzelbild näherungsweise mit der Anzahl an schwarzen Pixeln im Bild (Kapillare) und somit der projizierten Kapillarfläche pro Einzelbild. Als Maß zur Charakterisierung der projizierten Kapillarfläche wurde der mittlere Grauwert des Gesamtbildes gewählt. Je größer die projizierte Kapillarfläche, desto höher der mittlere Grauwert. Die mittleren Grauwerte der Einzelbilder wurden daraufhin auf den mittleren Grauwert des gesamten Videos normiert, um die Schwankungen der Kapillarflächen unterschiedlich großer Kapillaren untereinander verglichen zu können. Im Folgenden wird der normierte mittlere Grauwert pro Einzelbild als „normierter Grauwert" bezeichnet. Die Standardabweichung des normierten Grauwertes wurde als Stabilitätskriterium der Kapillare herangezogen. Es wurde eine Schwelle für die Standardabweichung von STAW > 5 festgelegt, oberhalb welcher die Kapillare als instabil bezeichnet wird. In Abbildung 30 sind die ermittelten normierten Grauwerte einer Schweißung in Cu-ETP mit einer Leistung von 3 kW und einer Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min mit den dazugehörigen Einzelbildern aus dem Röntgenvideo dargestellt. Für diese Schweißung wurde eine Standardabweichung der normierten Grauwerte von STAW = 17 ermittelt. Die Ausschläge im Signal der normierten Grauwerte bei 115 ms (b), 190 ms (g) und 220 ms (i) sind auf eine Auswölbung der Kapillarspitze zurückzuführen.

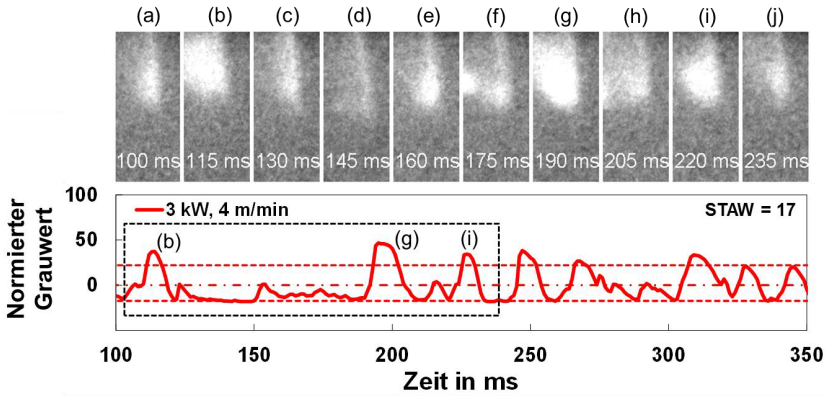


Abbildung 30: Zeitliche und örtliche Fluktuation der Grauwerte als Stabilitätskriterium für die Schweißnaht. Cu-ETP, P = 3 kW, v = 4 m/min. Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 100 µm.

In wieweit die zeitlichen und örtlichen Fluktuationen der Kapillare und somit ihre Stabilität Auswirkungen auf den Schweißprozess haben, wird in den folgenden Abschnitten diskutiert.

3.5 Verhalten der Dampfkapillare bei der Spritzerbildung

Inzwischen ist bekannt, dass die Spritzerbildung beim Schweißen von Stahl- und Aluminiumwerkstoffen unterschiedlichen Entstehungsmechanismen unterliegen. Als Ursachen der Spritzerbildung sind unregelmäßige bzw. turbulente Schmelzbadströmungen, Reibungseffekte zwischen dem aus der Kapillare ausströmendem Metalldampf und dem Schmelzbad, sowie Instabilitäten der Kapillare zu nennen [7][17][18][26][27][31][34] [37][38][69][72][73][74][75][76][77]. Die unterschiedlichen Antriebsmechanismen zur Spritzerbildung haben dabei unterschiedliche Spritzergrößen zur Folge [26]. Größtenteils ist die Abgrenzung der Antriebsmechanismen auf die Schweißgeschwindigkeit zurückzuführen. Schmelzbadströmungsbedingte Spritzer treten meist bei Schweißgeschwindigkeiten oberhalb 10 m/min auf [26][27] und werden deshalb in dieser Arbeit aufgrund der geforderten Einschweißtiefen von > 1 mm und den damit einhergehenden Schweißgeschwindigkeiten < 10 m/min nicht weiter betrachtet. In Anlehnung an die Unterteilung der Spritzergrößen aus Abschnitt 2.2.1 wird im Folgenden das Verhalten der Kapillare bei der Spritzerbildung beim Schweißen von Kupfer diskutiert. Da das Kapillarverhalten bei der Spitzerbildung der beiden Werkstoffe CuSn6 und Cu-ETP identisch ist, wird im Folgenden lediglich der Werkstoff Cu-ETP behandelt.

An dieser Stelle sei erwähnt, dass Untersuchungen von Nießner [85] gezeigt haben, dass die Strahlneigung (stechend oder schleppend) durchaus einen Einfluss auf die Spritzerbildung beim Schweißen von Kupfer hat. Eine stechende Strahlneigung führt zu einer geringeren Anzahl an Spritzern und Schmelzauswürfen, weshalb die in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Schweißungen durchgängig in stechender Anordnung durchgeführt wurden. Der Einfluss der Strahlneigung bezüglich der Bildung von Spritzern hat jedoch eine untergeordnete Rolle im Vergleich zu anderen Einflussgrößen wie Leistung und Schweißgeschwindigkeit und wird deshalb hier nicht weiter verfolgt [85].

3.5.1 Bildung von kleinen Spritzern

In Anlehnung an die Unterteilung der Spritzer in ihrer Größe aus Abschnitt 2.2.1 wird im Folgenden das Verhalten der Kapillare bei der Bildung von kleinen Spritzern (< 100 µm Durchmesser) diskutiert. In Abbildung 31 ist das Kapillarverhalten bei der Bildung von kleinen Spritzern dargestellt. Die Bilder (1b) und (3b) zeigen Einzelbilder einer Röntgenaufnahme (1 kHz) mit der Kapillargeometrie. Die zugehörigen Einzelbilder der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen (20 kHz) der Probenoberfläche sind in (1a) und (3a) dargestellt. In Bild (1a) und (1b) ist noch keine Spritzerbildung erkennbar. Die Kapillare weist die typische Auswölbung am Kapillargrund aus. Im Röntgenbild eine Millisekunde später (Bild (3b)) ist keine Veränderung in der Kapillargeometrie zu beobachten, wohingegen im zugehörigen Bild der Hochgeschwindigkeitsaufnahme (Bild (3a)) eine deutliche Spritzerbildung erkennbar ist. Zur Verdeutlichung sind die Spritzer rot umrahmt. Die Bilderfolge in der Mitte von Abbildung 31 (Bilder (2a) bis (2f)) zeigt Bilder der Probenoberfläche mit einer 20 fach höheren zeitlichen Auflösung im Vergleich zu den Röntgenbildern, Bilder (1) und (3). In Bild (2c) wird deutlich, dass sich die Kapillaröffnung an der Probenoberfläche aufweitet und anschließend wieder ihre ursprüngliche Größe annimmt (2e). Das Aufweiten der Kapillaröffnung korreliert zeitlich mit der Bildung der kleinen Spritzer. Die zeitliche Fluktuation der Kapillaröffnung ist demnach schneller, als die Aufnahmefrequenz der Röntgenvideos von 1000 Hz und kann in den Videos bzw. den Einzelbildern nicht beobachtet werden. Das zeitsynchrone Auftreten einer fluktuierenden Kapillaröffnung und die Bildung von kleinen Spritzern kann jedoch in den Hochgeschwindigkeitsaufnahmen vermehrt beobachtet werden. Hieraus lässt sich ableiten, dass die Bildung von kleinen Spritzern mit einer fluktuierenden Kapillaröffnung zeitlich korreliert. Dies kann allerdings mit der vorhandenen Röntgentechnik aufgrund der begrenzten zeitlichen Auflösung nicht nachgewiesen werden. Aus dem dynamischen Verhalten der Kapillaröffnung kann geschlossen werden, dass sich ebenfalls die Strömungsbedingungen des abströmenden Metalldampfes an der Kapillaröffnung zeitlich stark ändern. Unter der Voraussetzung eines gleichen Volumenstroms des abströmenden Metall-

dampfes aus der Kapillare und eine sich ändernde Querschnittsfläche der Kapillaröffnung muss sich folglich auch die Abströmgeschwindigkeit des Metalldampfes ändern. Dadurch ändern sich die Verhältnisse der Reibungskräfte zwischen Schmelze und abströmendem Metalldampf. Die Reibung bewirkt das „fingerartige“ Anheben der Schmelze (lokales Schmelzvolumen) an der Kapillaröffnung. Wenn dieses lokale Schmelzvolumen genügend kinetische Energie übertragen bekommt, um die Oberflächenspannung der Schmelze zu überwinden, führt dies zur Ablösung des Schmelzvolumens vom restlichen Schmelzbad und damit zur Spritzerbildung [27][28][29][30][77][87]. Somit können die Vorgänge in der Kapillare als wahrscheinliche Ursache für die Bildung kleiner Spritzer angesehen werden.

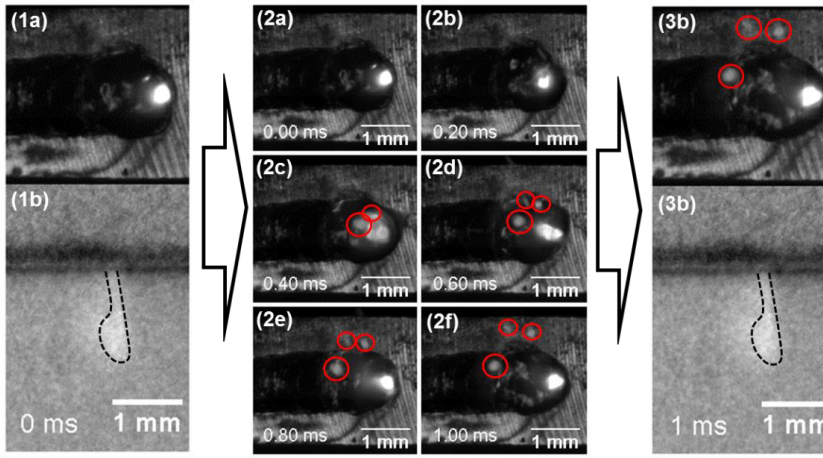


Abbildung 31: Kapillarverhalten bei der Bildung von kleinen Spritzern. (1b) und (3b) Einzelbilder einer Röntgenaufnahme (1 kHz) der Kapillargeometrie und zugehörige Einzelbilder einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme (20 kHz) der Probenoberfläche (1a) und (3a). (2a) – (2f) zeigt die Spritzerbildung mit Einzelbildern einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme (20 kHz) der Probenoberfläche. Cu-ETP, P = 3 kW, v = 4 m/min. Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 100 µm.

Die beschriebenen kleinen Spritzer haben nur eine nebensächliche Auswirkung auf die resultierende Schweißnahtqualität. Als Auswirkungen können die Kontamination von Schutzgläsern, der Bearbeitungsoptik und der Spanntechnik genannt werden. Sofern die entstandenen Spritzer nicht erneut an der Schweißnaht anhaften, haben diese keine Auswirkung auf die Nahtzeichnung, stellen jedoch für die Systemtechnik eine große Herausforderung dar.

Es konnte festgestellt werden, dass die Bildung von kleinen Spritzern mit einer zeitlich fluktuierenden Kapillare in Zusammenhang gebracht werden kann. Inwieweit die Spritzerbildung durch eine Kapillarinstabilität verursacht wird konnte im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht abschließend nachgewiesen werden.

3.5.2 Verhalten der Dampfkapillare bei der Entstehung von Schmelzauswürfen

Viele Forschungsergebnisse haben gezeigt, dass die Bildung von Schmelzauswürfen beim Schweißen von Aluminium weitgehend auf Instabilitäten der Kapillare zurückgeführt werden können [31][88][89]. Inwieweit sich diese Erkenntnisse auf den Kupferwerkstoff übertragen lassen ist bislang noch nicht vollständig geklärt und ist Gegenstand dieses Abschnitts.

Das Verhalten der Kapillare während der Bildung von Schmelzauswürfen wurde ebenfalls mit der IFSW-Röntgenanlage untersucht. Hierzu wurden Röntgenaufnahmen vom Schweißprozess erstellt und die zeitliche und geometrische Änderung der Dampfkapillare während der Bildung eines Schmelzauswurfs beobachtet. Abbildung 32 zeigt eine Sequenz aus Einzelbildern einer Röntgenaufnahme bei der Bildung eines Schmelzauswurfs in Cu-ETP.

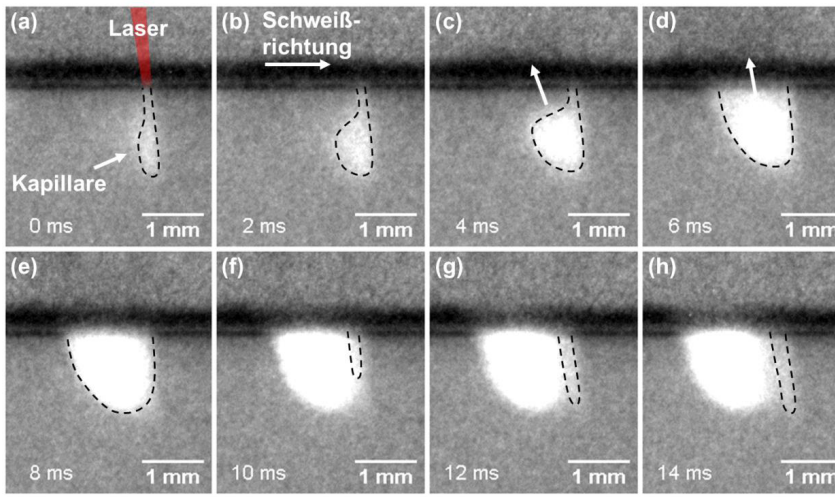


Abbildung 32: Einzelbilder einer Röntgenaufnahme vom Schweißprozess. Die Einzelbilder zeigen die Bildung eines Schmelzauswurfs beim Schweißen von Cu-ETP, P = 3 kW, v = 4 m/min, d_f = 100 µm, Anstellwinkel 10° stechend, Aufnahmefrequenz X-Ray 1000 Hz.

Zu Beginn ist in Bild (a) eine schmale, nahezu nadelförmige Dampfkapillare mit einer bereits kleinen Auswölbung an der Kapillarspitze zu erkennen (verdeutlicht mit einer gestrichelten Umrahmung). Nach 2 ms bildet sich die Auswölbung weiter am Kapillargrund aus (b), welche in ihrer Größe (Volumen) stark anwächst (b - d). Überschreitet die entstandene Auswölbung eine kritische (noch ungeklärte) Größe, wird die darüber liegende Schmelze explosionsartig ausgeworfen (verdeutlicht durch den Pfeil in

(d)). Dieser Schmelzauswurf führt direkt zu den für Kupferschweißungen charakteristischen Löchern in der erstarrten Schweißnaht (e). Anschließend bildet sich die Kapillare im Grundmaterial neu aus (f - h). Dieser Vorgang wird bei jedem Schmelzaufwurf sowohl für reines Kupfer (Cu-ETP) als auch für Bronze (CuSn6) beobachtet. Die Bildung von Schmelzauswürfen kann somit eindeutig in Zusammenhang mit der Auswölbung der Spitze der Dampfkapillare gebracht werden. An dieser Stelle sei vorweggenommen, dass die Auswölbung der Spitze der Dampfkapillare eine notwendige, jedoch keine hinreichende Bedingung für die Bildung eines Schmelzauswurfs darstellt. Eine Auswölbung der Spitze der Dampfkapillare führt nicht zwangsweise zu einem Schmelzauswurf, wohingegen die Bildung eines Schmelzauswurfs immer mit einer Auswölbung der Spitze der Dampfkapillare korreliert.

Obwohl im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht eindeutig der kausale Zusammenhang zwischen der Bildung eines Schmelzauswurfs und der Auswölbung der Kapillarspitze beweisen werden konnte, besteht die plausible Vermutung, dass die Kapillare für die Bildung von Schmelzauswürfen verantwortlich ist. Um diese Vermutung zu bestätigen, bedarf es jedoch noch über den Rahmen dieser Arbeit hinaus reichende Untersuchungen.

Die bei der Bildung eines Schmelzauswurfs im Röntgenvideo sichtbare große Flächenzu- und Abnahme der Kapillare führt zu großen Schwankungen im Signalverlauf der normierten Grauwerte (vgl. Abbildung 33) und somit zu einer großen Standardabweichung (STAW) der normierten Grauwerte. Mit der aufgestellten Definition für die Stabilität der Kapillare anhand der Standardabweichung der normierten Grauwerte wird ersichtlich, dass die Stabilität der Kapillare direkt mit der Bildung von Schmelzauswürfen korreliert. Je instabiler die Kapillare, desto größer die Anzahl an Schmelzauswürfen.

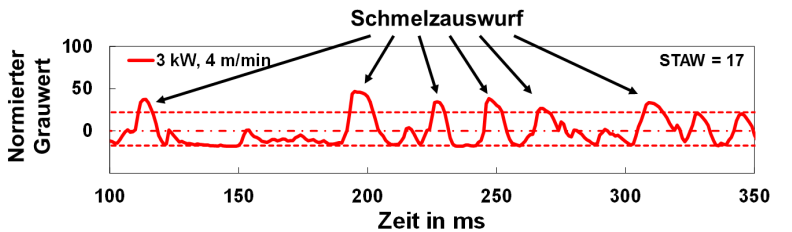


Abbildung 33: Zeitliche und örtliche Fluktuation der normierten Grauwerte (Kapillargeometrie) bei der Bildung eines Schmelzauswurfs. Cu-ETP, P = 3 kW, v = 4 m/min. Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 100 µm.

Das Verhalten des Schmelzbades an der Probenoberfläche bei der Bildung eines Schmelzauswurfs wurde zusätzlich mit Hochgeschwindigkeitsaufnahmen detailliert untersucht. In Abbildung 34 ist eine Bilderfolge einer solchen Hochgeschwindigkeits-

aufnahme der Probenoberfläche dargestellt. Die Bilderfolge zeigt die Entstehung eines Schmelzauswurfs beim Laserschweißen von Cu-ETP. Charakteristisch bei der Entstehung eines Schmelzauswurfs ist zunächst das Anschwellen des Schmelzbades in Richtung einfallender Laserstrahlung (b - c). Ca. 4 ms nach dem Anschwellen des Schmelzbades (b) wird die gesamte Schmelze aus der Wechselwirkungszone explosionsartig ausgeworfen (d). Dies führt zu einem Loch in der Schweißnaht (e - f). Anschließend bildet sich die Kapillare im Grundmaterial neu aus (g - i). Aufgrund der Verdrängung der Schmelze durch die Auswölbung der Kapillare, wie es zuvor anhand des Kapillarverhaltens beobachtet wurde (Abbildung 32), lässt sich das erkennbare Anschwellen der Schmelzbadoberfläche aus Abbildung 34 erklären.

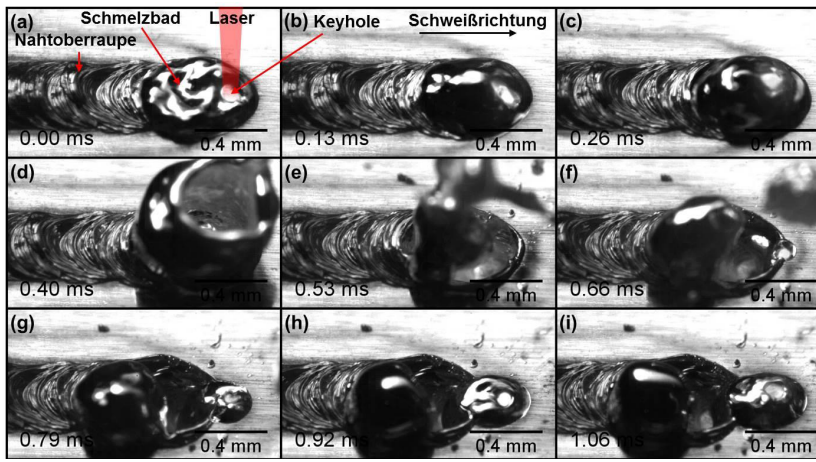


Abbildung 34: Bilderfolge einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme eines Schmelzauswurfs beim Schweißen von Cu-ETP. P = 3 kW, v = 6 m/min, d_f = 100 µm.

3.5.2.1 Modellvorstellung

Entgegen den publizierten Entstehungsmechanismen für Schmelzauswürfe, welche den Mechanismus durch einen Kapillarverschluss und einer anschließenden schlagartigen Erhöhung der Energieeinkopplung und somit einem Druckanstieg [7][31] erklären, wird diese These hier nicht gestützt. Eine Abschnürung der Kapillare bei der Bildung eines Schmelzauswurfs konnte in den Röntgenaufnahmen beim Schweißen von Kupfer zu keiner Zeit beobachtet werden. Ein abrupter Druckanstieg in der Kapillare als Ursache für Schmelzauswürfe stellt dennoch eine mögliche Erklärung dar und wird in der vorliegenden Arbeit anhand einer lokalen Änderung der Kapillarneigung begründet.

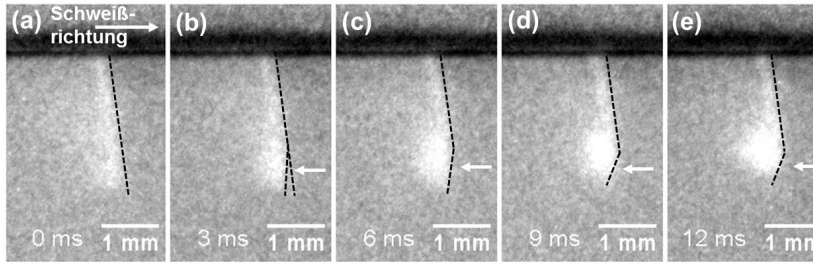


Abbildung 35: Abknicken der Kapillarspitze beim Schweißen von Kupfer. Sequenz aus Einzelbildern einer Röntgenaufnehme in Cu-ETP, P = 4 kW, v = 4 m/min, d_f = 100 µm, Anstellwinkel 10° stechend, Aufnahmefrequenz X-Ray 1000 Hz.

Die Hypothese für das Entstehen und Anwachsen der Auswölbung an der Spitze der Dampfkapillare, wird hier durch eine lokale Änderung der Neigung der Dampfkapillarfront erklärt. In Abbildung 35 ist eine Sequenz aus Einzelbildern einer Röntgenaufnahme dargestellt, welche das Abknicken der Kapillarspitze entgegen der Schweißrichtung und der anschließenden Bildung einer Auswölbung zeigt. Verdeutlicht ist dies durch die eingezeichneten gestrichelten Linien und den Pfeilen in den Einzelbildern.

Die Neigung der Kapillare kann dadurch begründet werden, dass die benötigte absorbierte Intensität der Laserstrahlung an der Kapillarspitze nicht ausreicht, um Verdampfungstemperatur zu erreichen. Dieser Vorgang ist dann zu beobachten, wenn durch Mehrfachreflexionen in der Kapillare und der damit verbundenen Reduktion der zur Verfügung stehenden Laserleistung im Kapillargrund der Verdampfungsprozess nicht aufrecht gehalten werden kann. Die Folge daraus besteht im Abknicken der Kapillare aufgrund der daraus folgenden erhöhten winkelabhängigen Absorption durch die Änderung des Einfallswinkels der Laserstrahlung relativ zur Kapillarfront. Der Anstieg der Absorption bewirkt eine lokal erhöhte absorbierte Intensität, welche die Verdampfung begünstigt. Dieser „selbstregulierende“ Mechanismus der Kapillare wurde bereits beim Schweißen mit unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten in Stahl von Weberpals und Fabbro gezeigt [27][77]. Die daraus resultierende Änderung der Verdampfungsrate im Bereich der Kapillarspitze kann somit zu der Auswölbung führen.

Durch das Abknicken der Kapillarspitze ändert sich ebenfalls die Richtung des abströmenden Metalldampfs von der Kapillarfront und somit der Rückstoßdrucks gegen die Kapillarrückwand. Dieser Sachverhalt ist in Abbildung 36 dargestellt. Die Pfeile demonstrieren die Richtung des Impulses des abströmenden Metalldampfes senkrecht zur Kapillarfront. Im Bereich der Kapillarspitze bündelt sich somit der Impuls des abströmenden Metalldampfes auf die Kapillarrückwand in einem Punkt. Dies bewirkt eine punktuelle Druckerhöhung und führt zu der charakteristischen runden (kugelförmigen) Auswölbung der Kapillarspitze. Inwieweit die beschriebene Modellvorstellung

den realen physikalischen Vorgängen entspricht, ist noch nicht vollständig geklärt, stellt jedoch einen möglichen Erklärungsansatz zur Bildung der Auswölbung dar.

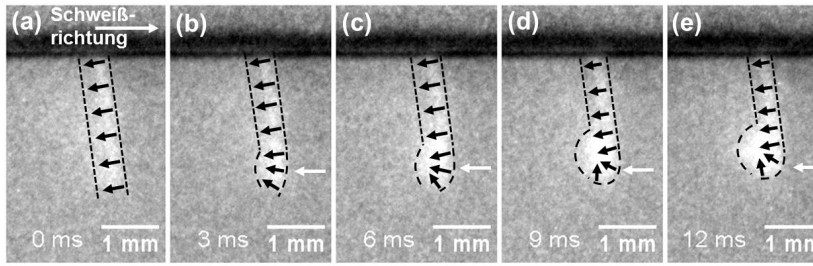


Abbildung 36: Abknicken der Kapillarspitze beim Schweißen von Kupfer und resultierender Rückstoßdruck gegen die Kapillarrückwand. Sequenz aus Einzelbildern einer Röntgenaufnahme. Die eingezeichneten Pfeile demonstrieren die Richtung des Rückstoßdrucks durch die Verdampfung an der Kapillarfont. Cu-ETP, P = 4 kW, v = 4 m/min, d_f = 100 µm, Anstellwinkel 10° stechend, Framerate X-Ray 1000 Hz.

Die vermutlich durch Kapillarinstabilitäten verursachten Schmelzauswürfe und resultierenden Löchern in der Schweißnaht beeinflussen die Nahtqualität und führen somit zu einer Prozessgrenze beim Schweißen von Kupfer. Es konnte eindeutig gezeigt werden, dass das Kapillarverhalten mit der Bildung von Schmelzauswürfen korreliert und somit die eingangs aufgestellte Hypothese bekräftigt:

Die zeitliche und örtliche Änderung der Dampfkapillare ist die wahrscheinlichste Ursache für die Bildung von Schmelzauswürfen und die resultierende Nahtqualität und somit für die Prozessgrenze.

3.6 Verhalten der Dampfkapillare bei der Bildung von Poren

Das im vorhergehenden Abschnitt beschriebene Auswölben der Kapillare ist jedoch keine hinreichende Bedingung, dass ein Schmelzauswurf generiert wird. Es ist ebenso möglich, dass sich diese Auswölbung zurückbildet oder eine Pore generiert wird.

Die Vorgänge bei der Porenbildung sind grundsätzlich ähnlich wie bei der Bildung eines Schmelzauswurfs. Wie bereits Hohenberger, Gref und weitere Autoren beim Schweißen von Aluminium berichten, ist die Porenbildung auf den Kollaps der Kapillare im unteren Bereich zurückzuführen [22][23][24][31][34][36][37][38][75][88][91][92][101]. Solch ein Kollaps kann durch das Abschnüren der Kapillare durch Schmelzströmungen oder durch ein schlagartiges Aussetzen der Verdampfung (z.B. durch einen Spritzer verursachte Blockierung des Laserstrahls) an der Kapillarfront hervorgerufen werden. Die Porenbildung beim

Schweißen von Kupfer hat jedoch stets ein Auswölben der Kapillarspitze als Ausgangspunkt.

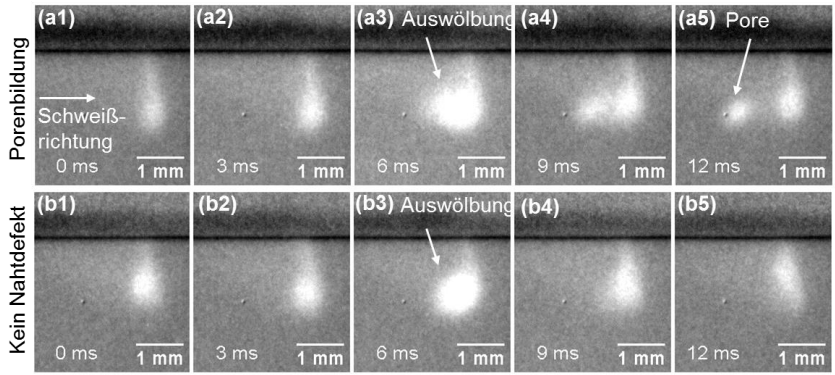


Abbildung 37: Porenbildung an der Kapillarspitze beim Schweißen von Kupfer (a1 - a5) und Rückbildung der Auswölbung ohne Entstehung eines Nahtdefekts (b1 - b5). Cu-ETP, P = 4 kW, v = 5 m/min, d_f = 100 µm, Anstellwinkel 10° stechend, Framerate X-Ray 1000 Hz.

In Abbildung 37 (a) sind Einzelbilder einer Röntgenaufnahme einer Porenbildung beim Kupferschweißen dargestellt. Deutlich zu erkennen ist die Auswölbung (a3) der Kapillarspitze und die anschließende Bildung einer Blase (a4 - a5). Sobald die Blase mit der restlichen Naht erstarrt, bleibt dies als Pore im Schweißgut zurück. Das Auswölben der Kapillarspitze ist somit auch eine notwendige Bedingung für die Entstehung von Poren. Dass auch dies keine hinreichende Bedingung für die Porenbildung ist, zeigt Abbildung 37 (b). Erneut ist eine Auswölbung der Kapillarspitze zu erkennen (b3), welche sich im weiteren Verlauf der Schweißung wieder ohne die Bildung eines Schmelzauswurfs oder einer Pore zurückbildet (b4 - b5). Das Zurückbilden der Auswölbung ohne Generierung eines Schmelzauswurfs oder einer Pore ist jedoch relativ selten zu beobachten, sei an dieser Stelle jedoch der Vollständigkeit halber erwähnt.

Das beschriebene Verhalten zur Porenbildung korreliert erneut mit einer starken Fluktuation der Kapillarfläche und somit mit der Stabilität der Kapillare. Je instabiler die Kapillare nach der Definition, desto höher ist die Anzahl an generierten Poren. Bereits in Arbeiten von Gref wurde die Porenbildung beim Schweißen von Aluminium als Maß für die Stabilität der Dampfkapillare herangezogen und bestätigt das hier definierte Stabilitätskriterium [88].

Wie auch Schmelzauswürfe werden Poren vermutlich durch Kapillarinstabilitäten verursacht und reduzieren die Nahtqualität. Erneut wird die Hypothese bekräftigt, indem gezeigt wurde, dass die Kapillarinstabilität mit der Bildung von Nahtdefekten korre-

liert, welches mit einer Minderung der Nahtqualität einhergeht und direkt zu einer Prozessgrenze führt.

3.7 Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf das Verhalten der Dampfkapillare

Wie bereits in Abschnitt 2.4.1 diskutiert wird der Laserstrahlschweißprozess von Kupfer stark durch die jeweilige Schweißgeschwindigkeit beeinflusst. Der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Kapillarausbildung wurde von Weberpals und weiteren Autoren bei Stahl- und Aluminiumwerkstoffen detailliert untersucht [4][25][27][72]. Darin wird berichtet, dass die Kapillarneigung bei Stahlwerkstoffen direkt von der Schweißgeschwindigkeit abhängt. Weiterhin konnte eine Abhängigkeit des Spritzerablösewinkels, der Laserleistung, der Intensität, des Anstellwinkels der Bearbeitungsoptik und der Einschweißtiefe zur Kapillarneigung festgestellt werden.

Da für das Kupferschweißen aufgrund der hohen Reflexion bei 1 µm Laserwellenlänge eine Anstellung der Bearbeitungsoptik unumgänglich ist, wurde mit den Erkenntnissen von Weberpals das Verhalten der Kapillare bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten untersucht. Die Bestimmung der Neigungswinkel der Kapillare erfolgte über gemittelte Bilder der Kapillaren aus Röntgenvideos vom Schweißprozess (vgl. Abbildung 27). Abbildung 38 zeigt die Ergebnisse der Untersuchungen zum Kapillarverhalten bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten beim Schweißen von Cu-ETP (links) und CuSn6 (rechts). Die Diagramme zeigen die Kapillarneigung (bei einem Anstellwinkel der Bearbeitungsoptik von 10° stechend) relativ zur Strahlachse in Grad als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen. Für beide Werkstoffe stellt sich heraus:

- Je höher die Schweißgeschwindigkeit, desto größer der Neigungswinkel relativ zur Strahlachse und
- Je höher die Laserleistung, desto geringer der Neigungswinkel relativ zur Strahlachse.

Die Kapillare richtet sich demnach (bei stechender Schweißkonfiguration) zu höheren Schweißgeschwindigkeiten bezüglich der Vertikalen auf. Beide Werkstoffe weisen eine nahezu lineare Abhängigkeit der Kapillarneigung von der Schweißgeschwindigkeit auf. Die gewonnenen Ergebnisse beim Schweißen von Kupfer stehen in guter Übereinstimmung mit den Erkenntnissen von Weberpals für Stahlwerkstoffe [27]. Um die aufgestellte Hypothese zu verifizieren, wurde erneut die Kapillarstabilität für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten anhand der Schwankungen der normierten Grauwerte aus den Röntgenvideos untersucht.

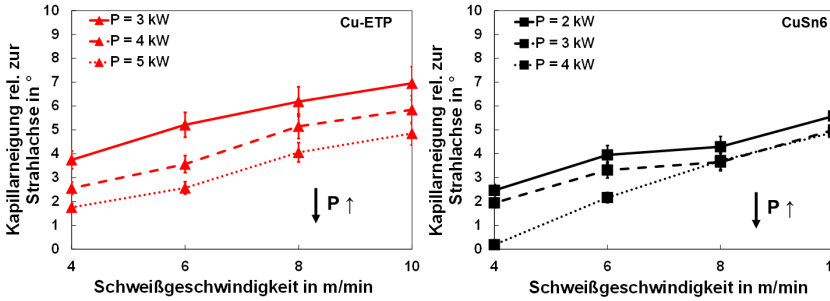


Abbildung 38: Kapillarneigung relativ zur Strahlachse für Cu-ETP (links) und für CuSn6 (rechts) als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen. Anstellwinkel 10° stechend, $d_f = 100$ µm.

In Abbildung 39 sind die Ergebnisse der normierten Grauwerte für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten dargestellt. Je geringer die Schweißgeschwindigkeit, desto höher die Fluktuation der normierten Grauwerte und somit desto höher die Standardabweichung (STAW) des Signalverlaufs. Mit der Definition einer stabilen Kapillare mit STAW < 5 ergibt sich bei einer Laserleistung von P = 3 kW und einem Fokusdurchmesser von 100 µm eine stabile Kapillare bei Schweißgeschwindigkeiten $v \geq 10$ m/min.

Die Stabilität der Kapillare und somit die Anzahl an Nahtdefekten, kann demnach durch die Schweißgeschwindigkeit beeinflusst werden und steht in guter Übereinstimmung zu den Ergebnisse aus Abschnitt 2.4.3.

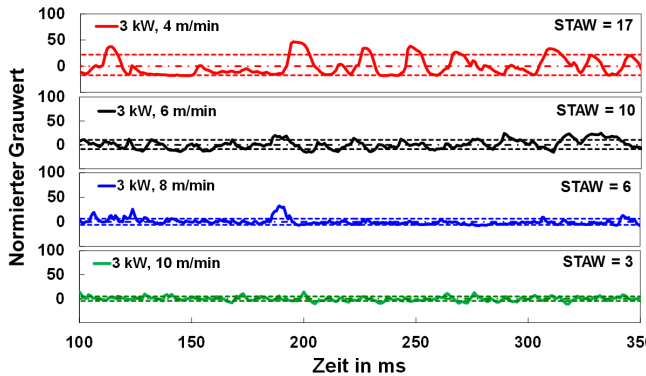


Abbildung 39: Zeitliche Fluktuationen der normierten Grauwerte (Kapillarflächen) für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten bei konstanter Laserleistung von P = 3 kW. Cu-ETP, Anstellwinkel 10° stechend, $d_f = 100$ µm.

3.8 Einfluss der Laserleistung auf das Verhalten der Dampfkapillare

Bereits in Abschnitt 2.4.3 konnte gezeigt werden, dass neben der Schweißgeschwindigkeit auch die Laserleistung einen signifikanten Einfluss auf die resultierende Nahtqualität und die Einschweißtiefe hat. Inwieweit die Laserleistung das Kapillarverhalten beim Schweißen von Kupfer beeinflusst, wird in diesem Abschnitt diskutiert. Der Einfluss der Laserleistung auf das Verhalten der Kapillare wurde anhand von Schweißungen mit einer Leistungsrampe untersucht.

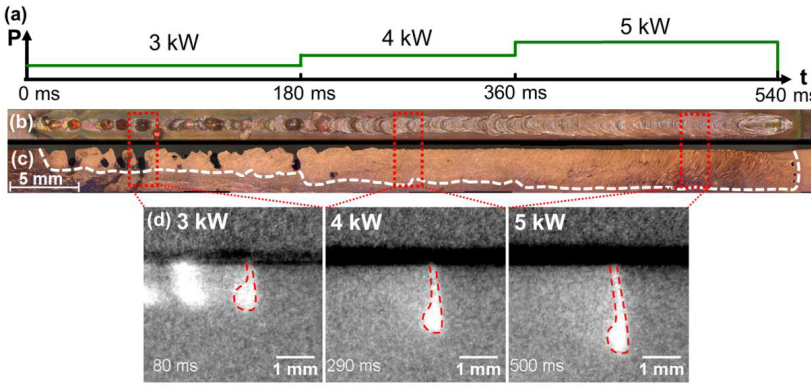


Abbildung 40: Einfluss der Laserleistung auf das Verhalten der Kapillare beim Schweißen von Cu-ETP. (a) Laserleistung als Funktion der Zeit; (b) Nahtoberraupe; (c) Längsschliff, (d) Einzelbilder aus zugehörigem Röntgenvideo. Leistungsrampe mit stufig gesteigerter Laserleistung von P = 3 kW bis P = 5 kW. Schweißgeschwindigkeit 6 m/min, Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 100 µm.

In Abbildung 40 sind die Ergebnisse einer Schweißung in Cu-ETP mit einer stufenförmigen Leistungsrampe von 3 kW bis 5 kW und einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min dargestellt. Abbildung 40 (a) zeigt schematisch die stufenweise Erhöhung der Laserleistung als Funktion der Zeit. In Abbildung 40 (b) ist die Nahtoberraupe und in (c) der zugehörige Längsschliff der geschweißten Probe dargestellt. Die Einschweißtiefe ist mit der gestrichelten Linie im Längsschliff verdeutlicht. Im Bereich der Laserleistung von 3 kW entstehen viele Nahtdefekte. Überwiegend ist dieser Abschnitt der Naht durch das vermehrte Auftreten von Schmelzauswürfen und dadurch entstandene Löcher in der Schweißnaht gekennzeichnet. Einzelbilder der zugehörigen Röntgenaufnahme sind in Abbildung 40 (d) dargestellt. Das Röntgenbild bei 3 kW zeigt die charakteristische Kapillarform mit einer großen Auswölbung an der Kapillarspitze. Bei der Steigerung der Laserleistung auf 4 kW ist ein deutlicher Rückgang der Anzahl an Nahtdefekten zu erkennen, wobei weiterhin eine Auswölbung im Kapillargrund im

Röntgenbild ersichtlich ist. Eine weitere Steigerung der Laserleistung auf 5 kW bewirkt eine zunehmende Verbesserung der Nahtqualität. Es stellt sich eine regelmäßige Nahtschuppung und eine konstante Einschweißtiefe ein. Im Längsschliff sind keine Poren und Schmelzauswürfe zu erkennen.

Die in Abschnitt 3.5 beschriebene Ausbildung einer instabilen Auswölbung am Kapillargrund konnte eindeutig in Zusammenhang mit der Bildung von Nahtdefekten (Schmelzbadauswürfe und Porenbildung) gebracht werden. Demnach liegt die Vermutung nahe, dass bei stabilen Schweißprozessen in Kupfer ohne die Bildung von Nahtdefekten, eine stabile, zeitlich und örtlich unveränderliche Auswölbung zu beobachten sein müsste. Die Betrachtung der Kapillarstabilität als Funktion der Laserleistung bestätigt diese Vermutung. In Abbildung 41 sind die normierten Grauwerte als Funktion der Zeit für unterschiedliche Laserleistungen bei einer konstanten Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min dargestellt.

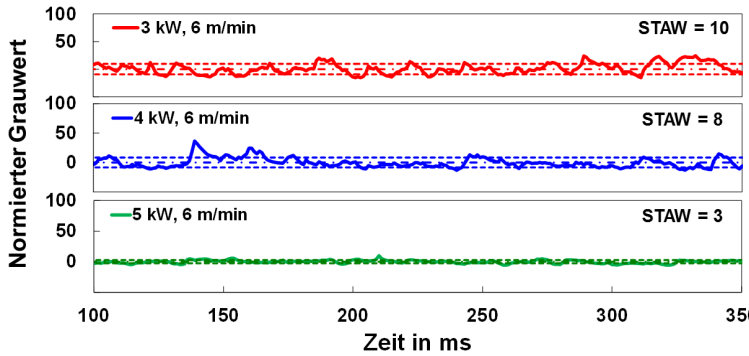


Abbildung 41: Zeitliche Fluktuationen der normierten Grauwerte (Kapillarfläche) für unterschiedliche Laserleistungen bei konstanter Schweißgeschwindigkeit von v = 6 m/min. Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 100 µm.

Mit der Definition einer stabilen Kapillare bei einer Standardabweichung der normierten Grauwerte von STAW < 5, wird eine stabile Kapillare (STAW von 3) bei einer Laserleistung von 5 kW mit einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min erreicht. Geringere Laserleistungen (3 kW und 4 kW) weisen jeweils instabile Kapillaren mit Standardabweisungen der normierten Grauwerte von STAW > 5 auf.

Mit den Untersuchungen zum Kapillarverhalten in Abhängigkeit der Laserleistung konnte gezeigt werden, dass ebenso die Laserleistung für die Kapillarstabilität verantwortlich ist. Je höher die Laserleistung, desto stabiler die Kapillare. Diese Beobachtungen stehen in guter Übereinstimmung zu den Ergebnissen aus Abschnitt 2.4.3. Hier korreliert die Laserleistung mit der Anzahl an generieten Nahtdefekten. Mit diesen Ergebnissen konnte gezeigt werden, dass die Stabilität der Kapillare und die Bildung

von Nahtdefekten mit der Laserleistung korreliert. Auch hier liegt die Vermutung nahe, dass die Prozessgrenze beim Schweißen maßgeblich durch das Kapillarverhalten bestimmt wird und bekräftigt erneut die aufgestellte Hypothese.

3.9 Einfluss der Streckenenergie auf das Verhalten der Dampfkapillare

In den vorangegangenen Abschnitten wurde gezeigt, dass die Laserleistung sowie die Schweißgeschwindigkeit Auswirkungen auf die Ausbildung und das Verhalten der Kapillare während der Schweißung haben. Aus der Literatur ist bekannt, dass sich viele Laserstrahlschweißprozesse hinsichtlich der Einschweißtiefe und Nahtfläche in weiten Bereichen näherungsweise linear mit der Streckenenergie (Leistung pro Schweißgeschwindigkeit) skalieren lassen [4][7][27].

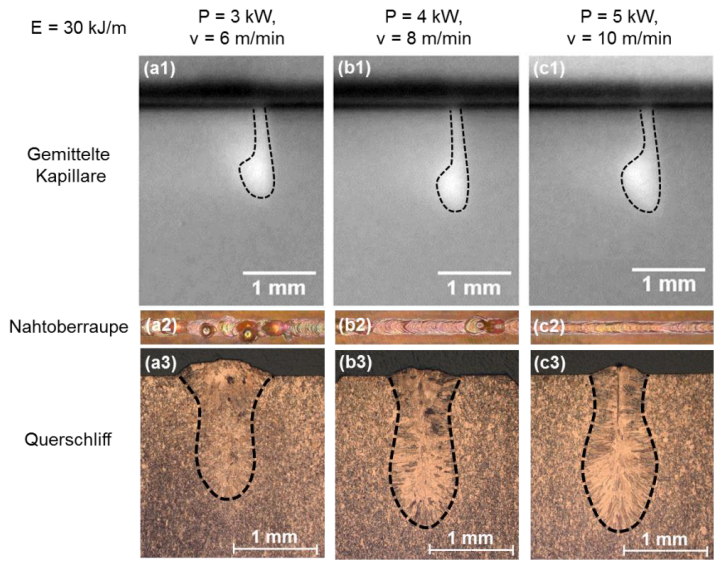


Abbildung 42: Einfluss der Streckenenergie auf das Kapillarverhalten bei gleicher Streckenenergie E = 30 kJ/m. Mittelwertbilder von Dampfkapillaren von Schweißungen in Kupfer (a1 - c1). Nahtoberraupen (a2 - c2), Querschiffe (a3 - c3). Cu-ETP, d_f = 100 µm.

Aus diesem Grund lässt sich ein konstantes Verhalten der Kapillarstabilität bei derselben Streckenenergie vermuten. Abbildung 42 zeigt gemittelte Kapillarformen (a1 - c1) bei derselben Streckenenergie von E = 30 kJ/m für unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten und Laserleistungen. Bei derselben Streckenenergie stellen sich nahezu dieselben mittleren Kapillargeometrien ein. Zusätzlich sind in Abbildung 42 Aus-

schnitte der jeweiligen Nahtoberraupen (a2 - c2) und die zugehörigen Querschliffe (a3 - c3) dargestellt. Anhand der Nahtoberraupen wird deutlich, dass sich die Nahtqualitäten für die unterschiedlichen Parameter, aber derselben Streckenenergie jedoch stark voneinander unterscheiden.

Je geringer die Laserleistung (und je geringer die Schweißgeschwindigkeit) desto mehr Nahtdefekte werden generiert. Mit der Vermutung über die Bildung von Nahtdefekten durch eine instabile Kapillare aus den vorangegangenen Abschnitten, werden auch hier bei derselben Streckenenergie unterschiedliche Kapillarstabilitäten erwartet.

Abbildung 43 zeigt die zeitliche Fluktuation der normierten Grauwerte (Kapillarflächen) für eine konstante Streckenenergie von 30 kJ/m für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten und Laserleistungen.

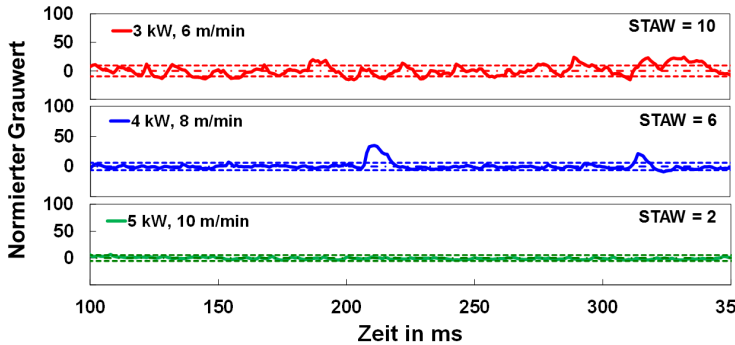


Abbildung 43: Zeitliche Fluktuationen der normierten Grauwerte (Kapillarflächen) für konstante Streckenenergie von 30 kJ/m. Cu-ETP. Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 100 µm.

Je geringer die Laserleistung (und je geringer die Schweißgeschwindigkeit), desto höher sind die Fluktuationen der Grauwerte, welches mit einer flukuierenden Kapillarfläche korelliert. Bei derselben Streckenenergie wird eine stabile Kapillare lediglich für die Laserleistung von 5 kW mit einer Schweißgeschwindgkeit von 10 m/min erreicht (STAW = 2). Folglich ist das Kapillarverhalten, welches vermutlich für die Bildung von Nahtdefekten verantwortlich ist, bei derselben eingestellten Streckenenergie unterschiedlich. Entgegen den geäußerten Vermutungen verhält sich die Kapillarstabilität bei derselben Streckenerergie nicht konstant. Ein Kriterium zum Erzeugen einer stabilen Kapillare und demnach einem stabilen Schweißprozess ohne Nahtdefekte kann nicht über die Streckenenergie definiert werden.

3.10 Auswirkung des Kapillarverhaltens auf die Nahtgeometrie

Bereits von Heß [4], Graf und Hügel [7] wurde beobachtet, dass die beim Kupferschweißen resultierende Nahtgeometrie maßgeblich durch die Kapillargeometire und die Schmelzbadströmung um die Kapillare herum bestimmt wird. Ein Vergleich der erzeugten Nahtquerschnitte mit den dazugehörigen mittleren Kapillargeometrien ist in Abbildung 44 dargestellt. Das Schaubild zeigt die Kapillargeometrien und die dazugehörigen Querschliffe für Schweißungen mit unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten für Cu-ETP (oben) und CuSn6 (unten) und einer Laserleistung von 4 kW mit einem Fokusdurchmesser von 100 µm. Für alle Schweißgeschwindigkeiten für Cu-ETP sind die bereits diskutierten Auswölbungen an der Kapillarspitze zu erkennen. Im Querschliff zeigt sich ebenfalls eine vergrößerte Nahtbreite in derselben Tiefe wie die Auswölbung in den Röntgenbildern. In Abbildung 44 ist dies mit den rot gestrichelten Linien verdeutlicht dargestellt. Beim Werkstoff CuSn6 zeigt sich mit Reduktion der Schweißgeschwindigkeit ein Rückgang dieser Auswölbung, sowohl in den mittleren Kapillarformen als auch im Querschliff. Der beobachtete Sachverhalt deutet darauf hin, dass eine Korrelation zwischen der Kapillargeometrie und der resultierenden Nahtform besteht.

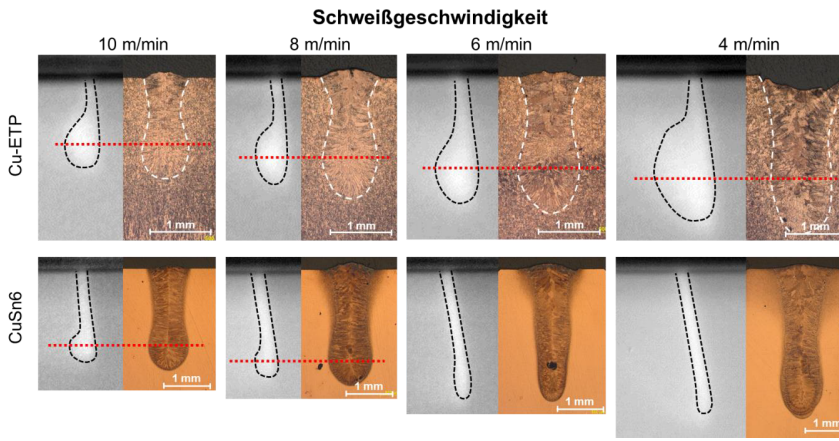


Abbildung 44: Gemittelte Kapillargeometrien und zugehörige Schliffbilder geschweißter Proben in Cu-ETP (oben) und CuSn6 (unten) bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten. Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 100 µm, P = 4 kW.

Um diese Vermutung zu verifizieren, wurden die Kapillargeometiren detailliert analysiert und mit den resultierenden Querschnittsflächen verglichen.

Alle Kapillarformen mit einer Auswölbung am Kapillargrund weisen in der Auswölbung einen höheren Grauwert (geringere Abschwächung der Röntgenstrahlung) im Vergleich zur restlichen Kapillare auf. Aus dem Lambert-Beer'schen Schwächungsgesetz ist bekannt, dass transmittierte Röntgenstrahlung durch einen Körper exponentiell mit der Dicke des Körpers abgeschwächt wird [79][80][81][82]. Hellere Bereiche (höherer Grauwert) im Röntgenvideo rühren demnach von einer geringeren Abschwächung der transmittierten Röntgenstrahlung her. Mit der Vereinfachung, dass die Röntgenstrahlen das Werkstück parallel durchdringen und einer linearen Skalierung der Szintillatorempfindlichkeit, des Bildverstärkers und der Chipempfindlichkeit der Hochgeschwindigkeitskamera und der zusätzlichen Annahme einer homogenen Dichteverteilung des Metalldampfes in der Kapillare, kann davon ausgegangen werden, dass hellere Bereiche in einer „Störgröße" (Kapillare) im Röntgenvideo eine größere Ausdehnung in Röntgenstrahlpropagationsrichtung aufweisen. Dies ist gleichzusetzen mit einer breiteren Kapillare an der helleren Stelle. Mit Hilfe dieser Schlussfolgerungen können die relativen Kapillarbreiten in Abhängigkeit der Grauwertverteilung aus den Röntgenvideos ermittelt werden.

In Abbildung 45 (a) sind exemplarisch für einen Schweißversuch in Cu-ETP unterschiedliche rekonstruierte Kapillarbreiten an unterschiedlichen z-Positionen der Kapillare (Kapillartiefen) dargestellt.

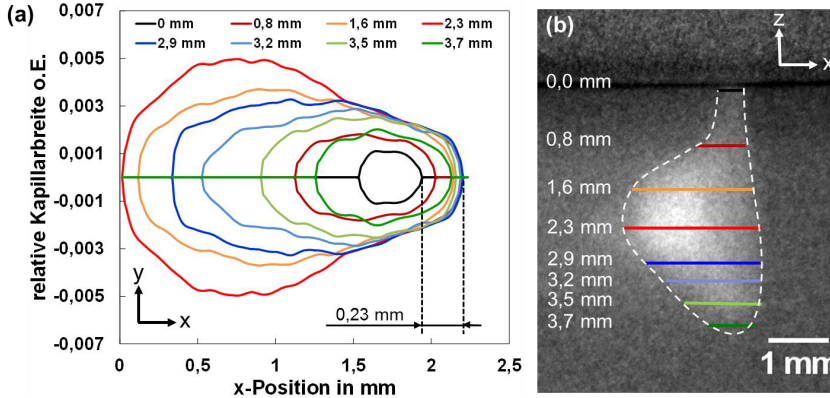


Abbildung 45: An unterschiedlichen z-Positionen rekonstruierte Kapillarbreiten aus der Grauwertverteilung einer mittleren Kapillargeometrie (a). (b) mittlere Kapillargeometrie aus einem Röntgenvideo. Cu-ETP, Schweißgeschwindigkeit v = 8 m/min, Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 200 µm, P = 16 kW.

Veranschaulicht zeigt das Schaubild die Draufsicht auf eine Kapillargeometire mit unterschiedlichen Höhenlinien. Die Kapillarbreitenverläufe wurden dabei aus den Grauwertverteilungen entlang einer Linie aus der mittleren Kapillare (vgl. Abbildung 45 (b)) anhand der exponentiellen Abschwächung der Pixelintensitäten (Grauwerte)

ermittelt. Jede einzelne Linie aus Abbildung 45 entspricht einem Breitenprofil der Kapillare in unterschiedlichen Tiefen (z-Werte).

Annähernd in der Mitte der Kapillartiefe (2,3 mm, rote Linie) weist die Kapillare durch die Auswölbung die breiteste Stelle auf. Darüber hinaus kann aus den ermittelten „Höhenlinien" der Abbildung 45 (b) (rot, 2,3 mm) in Kombination mit den Werten aus Abbildung 45 (a) (0,23 mm) der Kapillarfrontneigungswinkel bestimmt werden. Im vorliegenden Fall wurde ein Kapillarneigungswinkel zur Strahlachse von 4,2° ermittelt, welches in sehr guter Übereinstimmung zu den Werten aus Abschnitt 3.7 steht.

Modellvorstellung

Die Ergebnisse aus der Rekonstruktion der Kapillarbreite anhand der Grauwertverteilung stehen in guter Übereinstimmung mit den resultierenden Nahtformen (vgl. Abbildung 44). Aufgrund der beschriebenen Beobachtungen besteht die Vermutung, dass die Kapillargeometrie für die resultierende Nahtgeometrie verantwortlich ist. Die beim Kupferwerkstoff charakteristische tropfenförmige Kapillargeometrie hat demnach ebenfalls die tropfenförmige Nahtgeometrie zur Folge. Diese Modellvorstellung soll im Folgenden kurz erläutert werden.

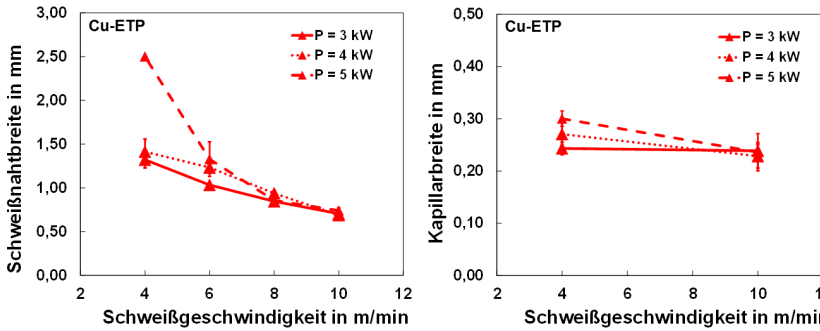


Abbildung 46: Gemessene Nahtbreiten an der Werkstückoberfläche als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen (Links). Aus Hochgeschwindigkeitsvideos experimentell ermittelte Kapillarbreiten an der Werkstückoberfläche als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen (rechts). Cu-ETP, Anstellwinkel 10° stechend, $d_f = 100$ µm.

Bei geringen Schweißgeschwindigkeiten ($v \leq 10$ m/min) und Laserleistungen von $P \leq 5$ kW ergeben sich wesentlich größere Schweißnahtbreiten im Vergleich zur Kapillarbreite. Exemplarisch sind in Abbildung 46 die gemessenen Schweißnahtbreiten an der Werkstückoberfläche und die aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen experimentell ermittelte Kapillarbreite als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen dargestellt. Bei den hier verwendeten geringen Schweißgeschwindigkeiten kann von relativ geringen Schmelzbadströmungen um die Kapillare im Vergleich zu hohen Schweißgeschwindigkeiten (>> 10 m/min) ausgegangen wer-

den. Mit dieser Annahme wird die Kapillarform nur marginal von der Schmelzbadströmung beeinflusst [4][7][69].

Der vor der Kapillare durch Wärmeleitung erzeugte Schmelzfilm muss um die Kapillare herumgeführt werden. Bei einer tropfenförmigen Kapillarform, wie sie in Abbildung 47 (a) dargestellt ist, erfolgt der Schmelzfluss vermutlich auch um die breiteste Stelle (Auswölbung).

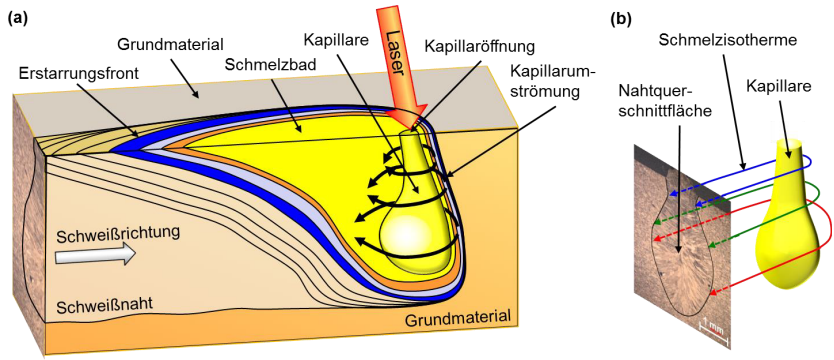


Abbildung 47: Modellvorstellung zur Nahtformung durch die Kapillargeometrie. (a) 3D-Modell der Kapillar-umströmung. (b) Umströmung der Schmelzisothermen um die Kapillare an unterschiedlichen Positionen als Erklärung zur Bildung der Nahtform.

Der schmälere, obere Bereich der Kapillare wird ebenfalls von der Schmelze umströmt. So ergeben sich unterschiedliche breite Schmelzisothermen in unterschiedlichen z-Positionen. Schematisch ist dies in Abbildung 47 (b) anhand der blauen, grünen und roten Linien, welche die Schmelzisothermen darstellen, skizziert. Unter der Annahme, dass die Strömungsgeschwindigkeiten entlang der Kapillare annähernd gleich sind, und unter der Annahme, dass die Strömungen um die Kapillare herum nahezu jeweils in einer Ebene parallel zur Werkstückoberfläche verlaufen, besteht die Vermutung, dass die charakteristische tropfenförmige Nahtform beim Schweißen von Kupfer durch die die Kapillare umschließenden Schmelzisothermen bestimmen wird. Eine weitere Bekräftigung dieser Hypothese wird anhand von CuSn6 deutlich. Die in Abbildung 44 dargestellten Kapillarformen bei CuSn6 zeigen bei geringeren Geschwindigkeiten keine ausgeprägte Auswölbung. Es bildet sich eine nahezu zylinderförmige Kapillarform mit parallelen Flanken aus. Dies spiegelt sich im zugehörigen Nahtquerschnitt wieder, welcher ebenfalls keine ausgeprägte Auswölbung zeigt und ebenfalls nahezu parallele Flanken ausweist. Aus der beschriebenen Korrelation kann die plausible Vermutung schlussgefolgert werden:

Die Kapillare ist größtenteils für die Ausbildung der Nahtform verantwortlich.

Es sei jedoch erwähnt, dass der kausale Zusammenhang zwischen der Kapillarausbildung und der Nahtform durch die beschriebenen Ergebnisse noch nicht eindeutig bewiesen ist, er aber als eine plausible Vermutung angenommen werden kann.

3.11 Interpretation zum Kapillarverhalten hinsichtlich der Prozessgrenzen

In den vorangegangenen Abschnitten konnte gezeigt werden, dass zwischen dem Verhalten der Kapillare und den ermittelten Prozessgrenzen (Einschweißtiefe und Nahtqualität) beim Schweißen von Kupfer eine Korrelation besteht. Dabei definiert die Ausbildung und die zeitliche und örtliche Fluktuation der Kapillare die Kapillarstabilität und gilt vermutlich als Ursache für Nahtdefekte und die erzielbare Einschweißtiefe. Für die ermittelten Prozessgrenzen ist somit aller Voraussicht nach die Dampfkapillare verantwortlich. Mit dieser Vermutung können Methoden zur Erweiterung der Prozessgrenzen abgeleitet werden und es kann die Hypothese formuliert werden:

Durch gezielte Beeinflussung der Kapillarausbildung und -stabilität können die Prozessgrenzen beim Schweißen von Kupfer erweitert werden.

Abbildung 48 zeigt graphisch die ermittelten Prozessgrenzen (Nahtqualität und Einschweißtiefe) beim Schweißen von Kupfer bis zu einer Laserleistung von 5 kW. Wie bereits in Abschnitt 2.5 diskutiert, beschreibt die Prozessgrenze der Nahtqualität die minimal zulässige Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Laserleistung, um qualitativ hochwertige Schweißnähte (grüne Datenpunkte) zu erzeugen. Innerhalb der durchgezogenen Umrahmung werden lediglich minderwertige Schweißnahtqualitäten (rote Datenpunkte), dementsprechend Schweißnähte mit einer großen Anzahl an Nahtdefekten, erzielt. Die Prozessgrenze der Einschweißtiefe gibt die maximal zulässige Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Laserleistung an, um Einschweißtiefen von $s > 1$ mm (bei einem Fokusdurchmesser von $d_f = 100$ µm) erzielt zu können. Innerhalb der roten, gestrichelten Umrahmung ist die Einschweißtiefe unterhalb dem geforderten Wert von 1 mm und stellt somit die Prozessgrenze hinsichtlich der Einschweißtiefe dar. Innerhalb der blauen Bereiche wird je nach Fokusdurchmesser lediglich Wärmeleitungsschweißen (WLS) mit Eischweißtiefen $s << 1$ mm erzielt.

Aus der oben aufgestellten Hypothese abgeleitet ist in Abbildung 48 eine mögliche Strategie zum Erweitern der Prozessgrenzen dargestellt (grüner Pfeil). Eine Erweiterung der Prozessgrenze der Nahtqualität zu einer geringeren minimal zulässigen Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Laserleistung, wird durch eine Stabilisierung der Kapillare erwartet (gestrichelte grüne Linie). Ein möglicher Ansatz die Kapillare zu stabilisieren besteht in der Verwendung einer zeitlichen oszillierenden Laserleistung, einer sogenannten Leistungsmodulation. Der Ansatz einer Leistungs-

modulation ist in einer gezielten Rücknahme der Laserleistung bei der Bildung einer Auswölbung am Kapillargrund begründet. Dieser Ansatz wird in Abschnitt 4.1 detailliert diskutiert.

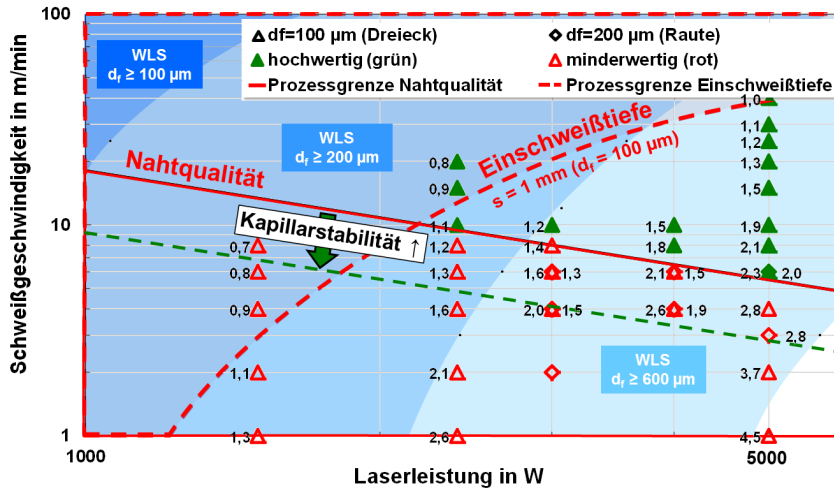


Abbildung 48: Prozessgrenzen und mögliche Erweiterung bei $P \leq 5$ kW Laserleistung für Cu-ETP. Schweißergebnisse für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten und Fokusdurchmesser eingeteilt in hochwertige (grüne Markierungen) und minderwertige (rote Markierungen) Schweißnahtqualität. Innerhalb der blauen Bereiche wird je nach Fokusdurchmesser nur Wärmeleitungsschweißen (WLS) erzielt. Innerhalb der roten, gestrichelten Umrahmung ist die Einschweißtiefe < 1 mm. Innerhalb der durchgezogenen Umrahmung werden nur minderwertige Schweißnahtqualitäten erzielt. Die Zahlen neben den Datenpunkten repräsentieren die erzielten Einschweißtiefen, welche mit den jeweiligen Parametern der Datenpunkte und einem Fokusdurchmesser von $d_f = 100$ µm (links) und $d_f = 200$ µm (rechts) erzielt wurden.

Die in den vorangegangenen Abschnitten gewonnenen Erkenntnisse zum Kapillarverhalten haben gezeigt, dass die beim Kupferschweißen entstehenden Nahtdefekte mit einer instabilen Dampfkapillare korrelieren. Es scheint demnach zulässig, das Verhalten der Kapillare anhand der Anzahl an auftretenden Nahtdefekten während einer Schweißung zu bewerten. Eine große Anzahl an Nahtdefekten deutet auf eine stark fluktuierende Kapillare und somit nach der Definition von Abschnitt 3.4 (Stabilität Kapillare) auf eine instabile Kapillare hin. Werden im Gegensatz dazu eine geringe Anzahl an Nahtdefekten vermerkt, lässt dies auf eine stabile Kapillare rückschließen. Dieser nahezu lineare Zusammenhang zwischen der Anzahl an Nahtdefekten und der Kapillarstabilität (in Form der Standardabweichung der normierten Kapillarfläche) für unterschiedliche Laserleistungen ist in Abbildung 49 dargestellt.

Mit diesem Zusammenhang scheint es zulässig die Kapillarstabilität anhand der Anzahl an Nahtdefekten zu bewerten. Aus diesem Grund werden die nachfolgenden Diskussionen auf die Ergebnisse der Anzahl an Nahtdefekten der Schweißnähte gestützt.

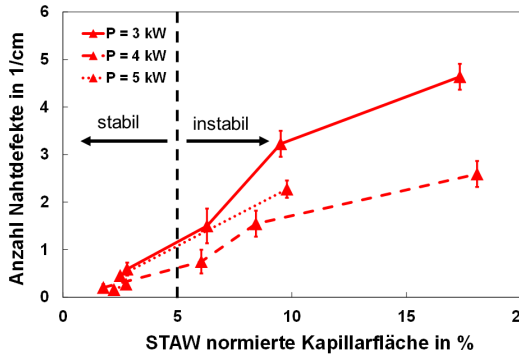


Abbildung 49: Anzahl an Nahtdefekten als Funktion der Standardabweichung der normierten Kapillarfläche für unterschiedliche Laserleistungen. Cu-ETP, Anstellwinkel 10° stechend, $d_f = 100$ µm.

4 Erweitern der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen

Inzwischen ist bekannt, dass das Zusammenspiel von Dampfkapillare und Schmelzbad sehr komplexen Zusammenhängen unterliegt. Es konnte bereits gezeigt werden, dass zwischen der zeitlichen und örtlichen Änderung der Kapillare (Kapillarstabilität) beim Laserstrahlschweißen und der resultierende Nahtqualität eine Korrelation besteht. Demnach wird vermutet, dass eine Stabilisierung der Kapillare die Prozessgrenze der Nahtqualität zu geringeren minimal zulässigen Schweißgeschwindigkeiten als Funktion der Laserleistung bei gleichzeitig qualitativ hochwertigen Schweißnähten verschiebt. Anschaulich bedeutet dies eine parallele Verschiebung und somit Erweiterung der Prozessgrenze der Nahtqualität zu geringeren Schweißgeschwindigkeiten, wie es in Abbildung 48 mit der gestrichelten Linie dargestellt ist.

Eine Stabilisierung des Kapillarverhaltens kann z.B. durch eine gezielte Beeinflussung der Verdampfungsvorgänge innerhalb der Kapillare erreicht werden. Mögliche Ansätze dies umzusetzen besteht in einer

- angepassten zeitlichen und/oder örtlichen Leistungsverteilung [2][17][21][31][37][76][88][95][96][97],
- Erhöhung der Laserleistung [5][13][26][90][93][94],
- Erhöhung der (lokalen) Schweißgeschwindigkeit [2][4][5][19][22][27][28][63][65][90].

Diese Erkenntnis hat man sich bereits beim Schweißen von Aluminium durch die Verwendung einer Doppelfokustechnik als Stabilisierungsmaßnahme zu Nutze gemacht [31][88] [95][96][97]. Die Verwendung der Doppelfokustechnik (bei konstanter Leistung und konstantem Faserkerndurchmesser) zum Schweißen reduziert jedoch die Intensität, welches wiederum aufgrund der geforderten hohen Intensitäten beim Kupferschweißen (vgl. Abschnitt 2.4.1 und 2.4.3) nicht zielführend erscheint. Weiterhin konnte gezeigt werden, dass eine Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit ($v > 10$ m/min) oder Schweißen mit einem angestellten Laserstrahl zu einer geneigten Kapillare führt, welches wiederum einen stabileren Schweißprozess mit einer Reduktion von Schweißspritzern und Schmelzauswürfen zur Folge hat [4][27]. Um jedoch in Kupfer die im Rahmen dieser Arbeit geforderten Einschweißtiefen von > 1 mm zu erreichen sind Schweißgeschwindigkeiten von < 10 m/min notwendig, weshalb diese Strategie ebenfalls nicht zielführend ist.

Eine lokale Steigerung der Schweißgeschwindigkeit kann darüber hinaus durch ein sogenanntes „Wobbeln“ erfolgen. Hierbei wird der eigentlichen Schweißrichtung eine hochfrequente Rotations- oder Pendelbewegung des Laserstrahls überlagert. Meist werden hierfür hochbrillante (singlemode) Strahlquellen mit Fokusdurchmessern im Bereich weniger zehn Mikrometer eingesetzt. Die Pendel- oder Rotationsbewegung erfolgt durch hochdynamische Scanner-Systeme mit Scannfrequenzen von 100 Hz – 2000 Hz. Um die geforderten Einschweißtiefen zu erreichen, sind Stahlquellen im Multikilowattbereich in Kombination mit Scannfrequenzen im Kiloherzbereich erforderlich [2][98][99]. Zum momentanen Stand der Technik sind jedoch keine Scannersysteme auf dem Markt erhältlich, welche dieser Kombination gerecht werden können. Damit stellt dieser Ansatz auch keine zielführende Strategie zum momentanen Stand der Technik dar.

Eine weitere Möglichkeit, die Kapillare zu stabilisieren, besteht in einer zeitlichen Modulation der Laserleistung. Es besteht die Vermutung, durch eine gezielte Anpassung der Laserleistung das Anwachsen der Auswölbung am Kapillargrund und damit die Bildung von Nahtdefekten zu verhindern. Dieser Ansatz der zeitlich angepassten Laserleistung wird in Abschnitt 4.1 erörtert.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde eine weitere Strategie zur Kapillarstabilisierung durch eine erhöhte Laserleistung verfolgt. Die in Abbildung 48 dargestellten Prozessgrenzen lassen die Schlussfolgerung zu, dass mit einer Erhöhung der Laserleistung die durch das Auftreten von Nahtdefekten bestimmte Prozessgrenze zu geringeren Schweißgeschwindigkeiten verschoben werden kann. Dies lässt die Vermutung zu, dass mit einer gesteigerten Laserleistung ebenfalls die Kapillarstabilität und somit das Prozessergebnis beeinflusst wird. Dieser Ansatz wird in Abschnitt 4.2 behandelt.

4.1 Zeitliche Änderung der Laserleistung (Leistungsmodulation)

In den vorangegangenen Abschnitten wurde gezeigt, dass eine instabile Kapillare mit der Bildung von Nahtdefekten korreliert. Ebenso erscheint als Ursache für die Bildung von Schmelzauswürfen eine wachsende Auswölbung am Kapillargrund plausibel. Eine gezielte Beeinflussung des Kapillarverhaltens sollte demnach zu einer Reduktion von Nahtdefekten und damit zu einer Steigerung der Nahtqualität führen. Eine mögliche Ursache für das Anwachsen der Auswölbung am Kapillargrund besteht in einer kurzzeitig erhöhten lokalen Verdampfungsrate und ein damit verbundener Druckanstieg in der Kapillare. Im Umkehrschluss besteht die Vermutung, mit einer gezielten Beeinflussung der lokalen Verdampfungsrate durch eine Reduktion der Laserleistung, das

Anwachsen der Auswölbung zu beeinflussen und dadurch die Generierung von Nahtdefekten zu verhindern.

Die zeitliche Änderung der Laserleistung (im Folgenden als „Leistungsmodulation" bezeichnet) beim Schweißen ist eine bekannte Strategie, um die Stabilität der Dampfkapillare und somit den Schweißprozess zu beeinflussen [21][37][62][64][65][100][101][102][103][104]. Kuo und Jeng erzielten eine Einschweißtiefensteigerung beim Schweißen von Stahl durch eine geeignete Modulation der Laserleistung [101]. Weiterhin zeigen sie, dass durch eine Leistungsmodulation die Spritzerbildung und Porosität minimiert werden kann. Stritt [62] gelang es die Kapillardynamik und somit das Schweißergebnis beim Schweißen von Aluminium positiv zu beeinflussen, in dem die Laserleistung um die Tiefschweißschwelle oszilliert wurde. Der Einfluss der Modulationsform auf den Laserstrahlschweißprozess von Kupfer wurde bereits von Dürr [64] untersucht. Hierheraus hat sich gezeigt, dass mit der Wahl einer geeigneten Modulationsform, Risse und Poren vermieden werden können. Weiterhin kann der Erstarrungsprozess beim Punktschweißen optimiert werden, indem das zeitliche Verhalten der Aufheizphase, des Schweißprozesses und der Abkühlphase beeinflusst werden [64].

Des Weiteren kann durch eine geeignete Modulationsform der Laserleistung die Einschweißtiefe bei derselben mittleren Leistung im Verglich zu einer cw-Schweißung gesteigert und der Wärmeeintrag in das Bauteil reduziert werden [103]. Eine ausführliche Betrachtung der Leistungsmodulation hinsichtlich der Reduktion von Heißrissen bei Aluminiumwerkstoffen wurde bereits von Wilden [104] diskutiert. Hierbei wurde der Schweißprozess in Bereiche mit unterschiedlicher zeitlicher Energieeinbringung unterteilt und die Rissbildung auf einzelne, signifikante Bereiche zurückgeführt. Der sogenannte „Spiking-Effekt", wie er bei Stahlwerkstoffen häufig zu beobachten ist, konnte ebenso durch eine geeignete Modulation der Laserleistung reduziert werden [100]. Die Ergebnisse von Kawaguchi et al. zeigen einen deutlichen Einfluss der Leistungsmodulation auf die Bildung von Poren beim Schweißen von Aluminium. Es hat sich eine deutliche Reduktion der Anzahl an generierten Poren ergeben [102]. Experimentelle Untersuchungen von Dürr und Hermann haben ebenso gezeigt, dass die Anzahl an Schmelzauswürfen beim Schweißen von Kupferwerkstoffen reduziert werden kann [64][65].

Aus den genannten Gründen scheint der Ansatz einer Leistungsmodulation demnach eine vielversprechende Strategie darzustellen, um beim Kupferschweißen die Prozessgrenzen zu erweitern. In unterschiedlichen Versuchsreihen wurden der Einfluss der Laser- und Prozessparameter auf die Kapillarstabilität und somit auf die Bildung von Nahtdefekten und die resultierende Einschweißtiefe detailliert untersucht. Die Bewer-

tung der Schweißnähte erfolgt anhand der Anzahl entstandener Nahtdefekte und der Einschweißtiefenschwankung.

4.1.1 Begriffsbestimmung

Eine der einfachsten Umsetzungen einer zeitlichen Änderung der Laserleistung besteht in der sinusförmigen Modulation der Laserleistung. Die sinusförmige Modulation der Laserleistung

$$P(t) = P_{\mathrm{av}} + P_{\mathrm{ampl}} \cdot \sin(2 \cdot \pi \cdot f_{\mathrm{M}} \cdot t + \varphi) \,, \tag{6}$$

ist in Abbildung 50 (a) veranschaulicht dargestellt, wobei P_{av} die mittlere Leistung, P_{ampl} die Amplitude der Leistungsmodulation, f_M die Modulationsfrequenz und φ die Phase beschreibt. Die Maximalleistung

$$P_{\mathrm{max}} = P_{\mathrm{av}} + P_{\mathrm{ampl}} \,, \tag{7}$$

und die Minimalleistung

$$P_{\mathrm{min}} = P_{\mathrm{av}} - P_{\mathrm{ampl}} \,, \tag{8}$$

ergeben sich aus der mittleren Leistung und der eingestellten Amplitude. Als Referenz dient der Schweißprozess ohne Leistungsmodulation, mit $f_M = 0$ Hz und $P_{ampl} = 0$, wobei nach Gleichungen (6) - (8) $P_{max} = P_{min} = P_{av}$.

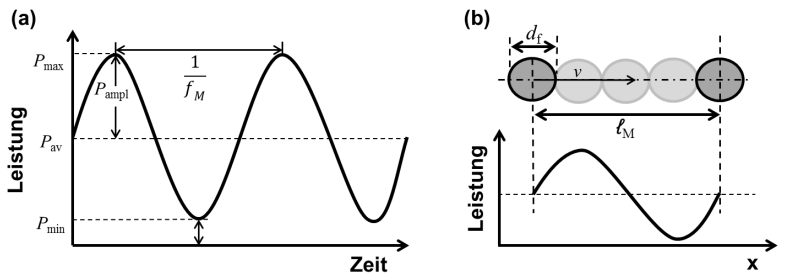


Abbildung 50: Sinusförmige Modulation der Laserleistung (a). Verhältnis zwischen Modulationslänge ℓ_M und Fokusdurchmesser d_f für eine normierte Frequenz von $\Lambda = 0{,}25$ (b).

Die Funktionsargumente aus Gleichung (6) können in leistungsabhängige und ortsabhängige (zeitabhängige) Parameter eingeteilt werden. In den nachfolgenden Abschnitten wird gezeigt, dass sich für die Bewertung der Einflüsse der jeweiligen Parameter eine Zusammenfassung der leistungsabhängigen und der ortsabhängigen Parameter als sinnvoll erweist. Die Modulationstiefe

$$\Pi = 1 - \frac{P_{\min}}{P_{\max}} = \frac{2 \cdot P_{\mathrm{ampl}}}{P_{\mathrm{av}} + P_{\mathrm{ampl}}} \tag{9}$$

beschreibt den Zusammenhang der leistungsabhängigen Parameter und gibt das Verhältnis von minimaler zur maximalen Leistung an. Um die Ergebnisse der Schweißungen bei unterschiedlichen Frequenzen, Schweißgeschwindigkeiten und Fokusdurchmessern untereinander Vergleichen zu können, werden die ortsabhängigen Parameter in der normierte Frequenz

$$\Lambda = \frac{d_{\mathrm{f}}}{\lambda_{\mathrm{M}}} = \frac{f_{\mathrm{M}} \cdot d_{\mathrm{f}}}{v} \tag{10}$$

zusammengefasst. Sie beschreibt das Verhältnis zwischen Fokusdurchmesser d_f und der Modulationslänge $\ell_M = v/f_M$, wobei v die Schweißgeschwindigkeit und f_M die Modulationsfrequenz sind. Die Modulationslänge ist dabei die Strecke, welche der Laserstrahl bei einer gegebenen Schweißgeschwindigkeit innerhalb einer Modulationsperiode $\frac{1}{f_M}$ zurücklegt. Veranschaulicht ist dies in Abbildung 50 (b) dargestellt. Der Kehrwert der normierten Frequenz Λ (Gleichung (5)) gibt die Anzahl an Fokusdurchmessern an, welcher einer Modulationslänge entsprechen.

In der vorliegenden Arbeit werden nur die Ergebnisse der sinusförmigen Leistungsprofile für die Modulation der Laserleistung vorgestellt. In den Arbeiten von Stocker und Beck [105][106], welche sich mit dem Einfluss unterschiedlicher Leistungsprofile (Rechteck, Sägezahn oder Freiformen) auf die Prozessstabilität beschäftigt haben, wurde gezeigt, dass die unterschiedlichen Profile keinen nennenswerten Einfluss auf das Prozessergebnis haben, weshalb hier nur die sinusförmige Leistungsmodulation betrachtet wird.

4.1.2 Verhalten der Kapillare bei der Leistungsmodulation

Wie bereits in Abschnitt 3.5 beschrieben, wird die Hauptursache für die Bildung von Nahtdefekten im Anwachsen der Auswölbung der Kapillarspitze vermutet. Ein möglicher Ansatz zur gezielten Beeinflussung des Anwachsens der Auswölbung besteht in der Reduktion der Verdampfungsrate in der Kapillare durch eine Reduktion der Laserleistung. Eine gezielte zeitliche Reduktion der Laserleistung während des Anwachsens wurde mit einer sinusförmigen Leistungsmodulation realisiert. Das Verhalten der Kapillare bei einer Leistungsmodulation wurde mit der IFSW-Röntgenanlage untersucht. In Abbildung 51 sind Einzelbilder der Kapillare beim Schweißen von Cu-ETP für die Schweißung ohne Leistungsmodulation (1) und zwei Schweißungen mit Leistungsmodulation (2), (3) abgebildet. Die mittlere Leistung P_{av} und die Schweißgeschwindigkeit v wurden für alle drei Schweißungen konstant bei P_{av} = 3 kW und v = 4 m/min gehal-

ten. Die Schweißungen mit Leistungsmodulation wurden mit einer Amplitude von $P_{ampl} = 2$ kW geschweißt. Bei den Untersuchungen des Kapillarverhaltens der Referenzschweißung (0 Hz, „cw“) konnte das bekannte Bild einer anwachsenden Auswölbung an der Kapillarspitze (1b) und der Bildung eines Schmelzauswurfs (1c - 1f) beobachtet werden. Die Bilderabfolge in Abbildung 51 (2) zeigt das Kapillarverhalten bei einer relativ geringen Frequenz der Leistungsmodulation von $f_M = 50$ Hz. Die dargestellte Sequenz bei 50 Hz entspricht einer Modulationsperiode, verdeutlicht durch die gestrichelte schwarze Linie, welche die entsprechende relative Laserleistung veranschaulicht. Ausgehend von Bild (a) bei t = 0 ms und Maximalleistung, wird die Laserleistung kontinuierlich reduziert. Nach vollständiger Ausbildung der Kapillare in der Tiefe (t = 0 ms; Bild 2a) erfolgt die Bildung der charakteristischen Auswölbung an der Kapillarspitze (2b) und (2c). Nach ca. 5 ms (c) kommt es beim Erreichen der Minimalleistung ($P_{min} = 1000$ W) zum Kollabieren der Kapillare (2d; 7,5 ms) und eine Pore verbleibt in der Schweißnaht. 10 ms nach der Ausgangssituation steigt die Laserleistung an (e), welches in einer Tiefenzunahme der Kapillare (e - f) ersichtlich wird. Innerhalb dieses Vorhangs bewegt sich die gebildete Pore mit konstanter Geschwindigkeit (Schweißgeschwindigkeit), aufgrund der Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück, entgegen der Schweißrichtung. Dieser Vorgang wiederholt sich periodisch mit der eingestellten Modulationsfrequenz. Die periodische Zu- und Abnahme der Kapillartiefe folgt dabei der eingestellten Modulationsfrequenz. Darüber hinaus ergibt sich eine sinusförmige Schwankung der Einschweißtiefe periodisch mit der Modulationsfrequenz, welches später in Kapital 4.1.2.1 diskutiert wird.

Abbildung 51 (3) zeigt eine Bilderfolge des Kapillarverhaltens bei einer Modulationsfrequenz von $f_M = 200$ Hz. In der Hälfte der Modulationsperiode, bei 2,5 ms (b), erreicht die Kapillare, aufgrund der temporär geringsten Leistung, ihre geringste Tiefe. Im Gegensatz zur Modulationsfrequenz von 50 Hz, kollabiert die Kapillare nicht und die Porenbildung wird verhindert. Bis zu 5 ms nach der Ausgangssituation (a) ist eine Auswölbung der Kapillarspitze zu erkennen. Ein weiteres Anwachsen dieser Auswölbung wird jedoch durch die Leistungsrücknahme bei der Leistungsmodulation verhindert (d - h). Bei der Betrachtung des gesamten Röntgenvideos wird eine „pumpende“ Kapillare beobachtet. Dieses pumpende Verhalten der Kapillarspitze kann mit dem ständigen Anwachsen und Schrumpfen der Auswölbung periodisch zur Modulationsfrequenz erklärt werden. Durch eine geeignete Leistungsmodulation kann demnach das Kapillarverhalten gezielt beeinflusst und Bildung von Nahtdefekten unterdrückt werden.

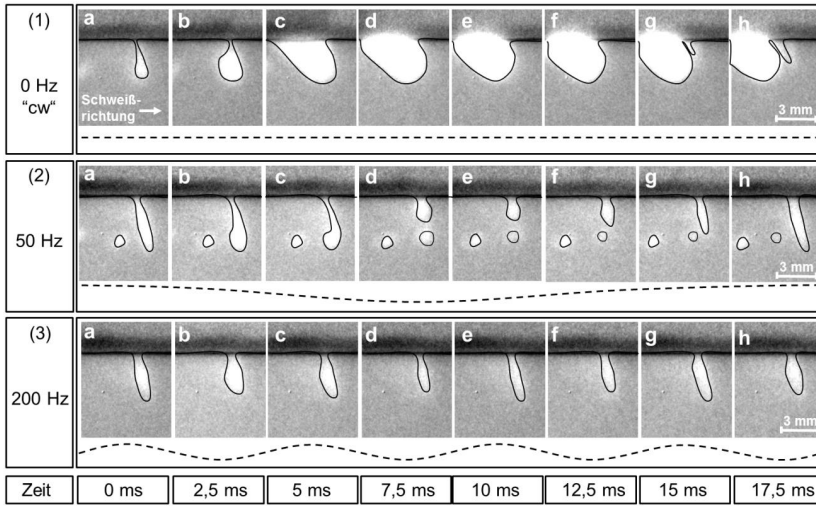


Abbildung 51: Vergleich des Kapillarverhaltens bei der Leistungsmodulation. Sequenzen aus Einzelbildern von Röntgenaufnahmen mit Leistungsmodulation Mitte (2) und Unten (3). Zugehörige Referenzschweißung ohne Leistungsmodulation Oben (1). Mittlere Leistung P_{av} = 3000 W, Schweißgeschwindigkeit v = 4 m/min, Amplitude P_{ampl} = 2000 W, Modulationsfrequenz f_M = 50 Hz (2) und f_M = 200 Hz (3). Cu-ETP, d_f = 100 µm, Anstellwinkel 10° stechend.

Die Betrachtung der Kapillarstabilität in Anlehnung an Abschnitt 1 (Verhalten der Kapillare beim Laserstrahlschweißen) bekräftigt die aufgestellte Hypothese. Die Ergebnisse zu den Untersuchungen der Kapillarstabilität zu den Schweißungen aus Abbildung 51 sind in Abbildung 52 dargestellt. Ohne Leitungsmodulation (0 Hz) ergibt sich eine stark fluktuierende Kapillare mit einer Standardabweichung der normierten Grauwerte von STAW = 14. Dies entspricht nach der Definition des Stabilitätskriteriums aus Abschnitt 3.4 (Stabil: STAW < 5; instabil: STAW > 5) einer instabilen Kapillare. Die Schweißung bei 50 Hz Modulationsfrequenz weist ebenfalls eine hohe Standardabweichung (STAW = 12) auf und gilt nach der Definition ebenfalls als instabil. Die hohe Standardabweichung ist mit der großen Fluktuation der Kapillare in ihre Tiefe und der Porenbildung, wie sie in Abbildung 51 beschrieben wurde zu erklären. Eine stabile Kapillare wird bei einer Modulationsfrequenz von 200 Hz bei den verwendeten Schweißparametern erreicht.

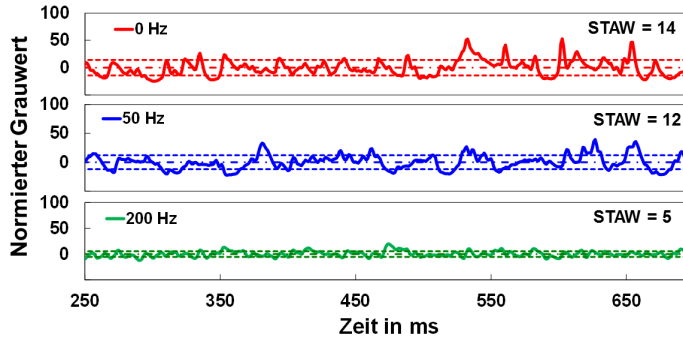


Abbildung 52: Zeitliche Fluktuationen der normierten Grauwerte (Kapillarfläche) bei Leistungsmodulation mit unterschiedlichen Frequenzen. Cu-ETP. Mittlere Leistung P_{av} = 3000 W, Schweißgeschwindigkeit v = 4 m/min, Amplitude P_{ampl} = ± 2000 W, Modulationsfrequenz: 0 Hz (Referenzschweißung, rot), f_M = 50 Hz (blau), f_M = 200 Hz (grün). Anstellwinkel 10° stechend, d_f = 100 µm, d_f = 100 µm.

Durch die Ergebnisse und Beobachtungen zum Kapillarverhalten bei der Leistungsmodulation, konnte die oben aufgestellte Hypothese der Reduktion von Nahtdefekten durch die Beeinflussung der Kapillarstabilität anhand einer zeitlichen Variation der Laserleistung bestätigt werden.

4.1.2.1 Zulässige Einschweißtiefenschwankung

Wie bereits in Abschnitt 2.2.3 (Schwankung in der Einschweißtiefe) diskutiert, spielt die Einschweißtiefenschwankung beim Schweißen eine entscheidende Rolle für das Schweißergebnis. Es wurde eine zulässige Einschweißtiefenschwankung von 15% definiert. Ebenfalls im vorangegangenen Abschnitt beschrieben, bewirkt die Leistungsmodulation (bei geringen Modulationsfrequenzen) eine Schwankung der Kapillartiefe. In Abschnitt 3.2 wurde gezeigt, dass die Einschweißtiefe maßgeblich durch die Kapillartiefe bestimmt ist. Hieraus ergibt sich, dass eine Leistungsmodulation direkt Auswirkungen auf die Einschweißtiefenschwankung haben kann. Folglich ist der Prozess der Leistungsmodulation durch die zulässige Einschweißtiefenschwankung begrenzt.

Um die Einschweißtiefenschwankung bei der Leistungsmodulation zu untersuchen wurde zunächst die Reaktion der Einschweißtiefe auf die sinusförmige Leistungsänderung untersucht. Hierbei wurden Schweißversuche in CuSn6 mit einer mittleren Leistung von 1000 W und einer Amplitude von 750 W und in Cu-ETP mit einer mittleren Leistung von 1500 W und einer Amplitude von 750 W durchgeführt. Die Einschweißtiefenschwankung wurde anhand von Längsschliffen ausgewertet.

Zur Veranschaulichung ist in Abbildung 53 ein Längsschliff einer Schweißung in CuSn6 mit einer Modulationsfrequenz von 40 Hz bei einer Schweißgeschwindigkeit

von 6 m/min dargestellt. Das Schaubild zeigt, dass die Einschweißtiefe (vgl. Längsschliff) stark variiert und der eingestellten sinusförmigen Laserleistung folgt.

Nebenbei sei erwähnt, dass beim Unterschreiten der Tiefschweißschwelle (500 W) bei der hier verwendeten Modulationsfrequenz von 40 Hz sich jeweils eine Pore in der Schweißnaht ausgebildet hat (vgl. Längsschliff). Dies bestätigt zusätzlich die Ergebnisse zur Tiefschweißschwelle (Abschnitt 2.4.1) und zur Porenbildung (Abschnitt 3.6), welche die Porenbildung durch den Kollaps der Kapillare beim Unterschreiten der Tiefschweißschwelle beschreiben.

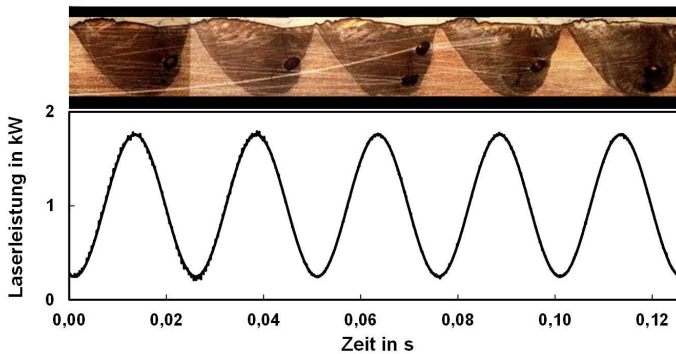


Abbildung 53: Gemessene Laserleistung in kW (unten) als Funktion der Zeit und zugehöriger Längsschliff (oben) in CuSn6; P_{ampl} = 750 W, P_{av} = 1000 W, Λ = 0,04 (f_M = 40 Hz, d_f = 100 µm und v = 6 m/min).

Mit der Definition der Einschweißtiefenschwankung Δ_{mod} (Verhältnis zwischen maximaler und minimaler Einschweißtiefe aus Gleichung (1)) und der zulässigen maximalen Einschweißtiefenschwankung von 15% kann für die Leistungsmodulation eine untere Grenze der normierten Frequenz Λ ($\Lambda = \frac{f_M \cdot d_f}{v}$, Gleichung (5)) ermittelt werden.

In Abbildung 54 (b) sind zwei Längsschliffe von geschweißten Proben in CuSn6 mit einer normierten Frequenzen von Λ = 0,04 und Λ = 0,4 dargestellt. Wie aus Abbildung 54 (b) klar ersichtlich nimmt mit zunehmender normierter Frequenz Λ die normierte Einschweißtiefenschwankung Δ_{mod} deutlich ab. Da die Einschweißtiefenschwankung von der normierten Frequenz Λ abhängt (vgl. Abbildung 54 (b)), sollte demnach eine möglichst hohe normierte Frequenz gewählt werden, um die Einschweißtiefenschwankung unterhalb des in Abschnitt 2.2.3 definierten Wertes von 15% zu halten. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 54 (a) dargestellt. Das Diagramm zeigt die gemessene minimale (Rauten) und gemessene maximale (Quadrate) Einschweißtiefe als Funktion der normierten Frequenz Λ. Oberhalb einer normierten Frequenz von Λ = 0,2

ergibt sich eine Einschweißtiefenschwankung (Dreiecke) unterhalb der zulässigen Obergrenze von 15%.

Alle weiteren Untersuchungen zum Einfluss der Modulation der Laserleistung erfolgten aus diesem Grund bei Werten von $\Lambda \geq 0{,}2$ (ausgenommen der Referenzschweißungen ohne Modulation der Laserleistung).

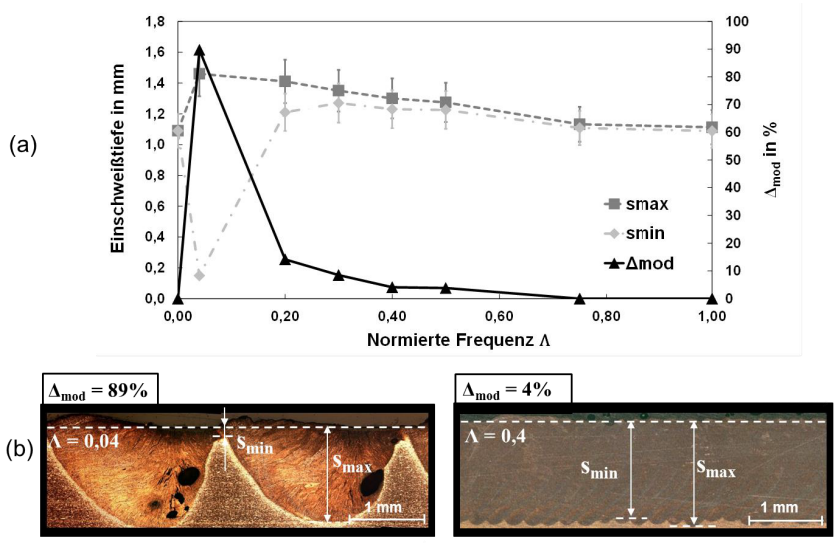


Abbildung 54: Einschweißtiefenschwankung bei Leistungsmodulation. (a) Gemessene maximale und minimale Einschweißtiefe (Quadrate und Rauten) und die normierte Modulationstiefe (Dreiecke) als Funktion der normierten Frequenz Λ; CuSn6, P_{av} = 1000 W and P_{ampl} = 750 W, v = 6 m/min. (b) Längsschliffe für Λ = 0,04 (oben) and Λ = 0,4 (unten); CuSn6; P_{ampl} = 750 W, P_{av} = 1000 W, Schweißgeschwindigkeit v = 6 m/min. Die gestrichelte weiße Linie markiert die Oberfläche der ungeschweißten Probe.

4.1.2.2 Einfluss der Modulationsfrequenz auf die Einschweißtiefe

Der Einfluss der Modulationsfrequenz auf die Einschweißtiefe wurde mit Schweißversuchen bei einer konstanten Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min untersucht. Es wurde eine mittlere Leistung für CuSn6 von P_{av} = 1000 W und P_{av} = 1500 W für Cu-ETP verwendet. Die gewählten mittleren Leistungen liegen für beide Werkstoffe leicht oberhalb der jeweiligen Tiefschweißschwellen (vgl. Abschnitt 2.4.1). Die Versuche wurden für beide Werkstoffe mit einer Amplitude von P_{ampl} = 750 W durchgeführt, welches einer Modulationstiefe von Π = 86% für CuSn6 und Π = 66% für Cu-ETP entspricht. Die Modulationsfrequenz wurde von 200 Hz bis 1000 Hz variiert. Als Referenzschweißung diente die Schweißung ohne Leistungsmodulation (0 Hz) mit einer Amplitude von P_{ampl} = 0 W.

In Abbildung 55 sind die ermittelten Einschweißtiefen als Funktion der Modulationsfrequenz aufgetragen. Jeder Punkt in Abbildung 55 repräsentiert den Mittelwert aus 15 Messwerten. Die Fehlerbalken zeigen dabei die Standardabweichung. Zwischen 0 Hz und 200 Hz sind keine Messwerte aufgeführt, da hier die Einschweißtiefenschwankung Δ_{mod} mehr als 15% ($\Lambda < 0{,}2$) beträgt und somit oberhalb der zulässigen Einschweißtiefenschwankung liegt. Für alle untersuchten Werte sind die Einschweißtiefenschwankungen der gewählten Modulationsfrequenzen jeweils geringer als 15%.

Für jede Modulationsfrequenz ergibt sich eine höhere Einschweißtiefe im Vergleich zur Referenzschweißung (repräsentiert durch die Punkte bei 0 Hz). Für beide Werkstoffe steigen die Einschweißtiefen mit abnehmender Modulationsfrequenz an. Die Einschweißtiefe für beide Werkstoffe ist im Bereich zwischen 200 Hz und 400 Hz um ca. 30% größer als bei der cw Schweißung. Bislang ist die Ursache für die Einschweißtiefenzunahme bei einer Leistungsmodulation noch ungeklärt und bedarf weiterer Untersuchung.

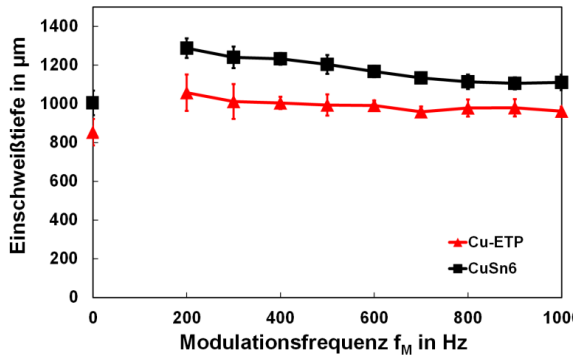


Abbildung 55: Einschweißtiefe als Funktion der Modulationsfrequenz bei einer mittleren Leistung von P_{av} = 1000 W für CuSn6 (Quadrate) und 1500 W für Cu-ETP (Dreiecke); v = 6 m/min, P_{ampl} = 750 W, d_f = 100 µm.

Ein vollständiges Schließen der Kapillare führt zu derer, welches unter anderem zur Porenbildung führen kann, wie bereits in Abschnitt 3.6 und Abschnitt 4.1.2 diskutiert. In wieweit sich die Leistungsmodulation auf das Kapillarverhalten auswirkt, wurde mittels Hochgeschwindigkeitsaufnahmen der Kapillaröffnung analysiert. Abbildung 56 zeigt eine Bilderreihe einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme vom Schweißprozess in CuSn6 mit einer Modulationsfrequenz von 200 Hz, einer mittleren Leistung von 1000 W und einer Amplitude von 750 W bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min.

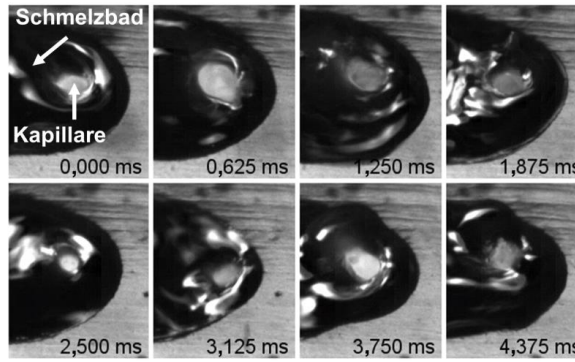


Abbildung 56: Sequenz von Einzelbildern einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme vom Schweißprozess in CuSn6. Die Bilder zeigen die Kapillare mit dem umschließenden Schmelzbad während einer Modulationsperiode bei f_M = 200 Hz; P_{av} = 1000 W and P_{ampl} = 750 W, v = 6 m/min, d_f = 100 µm.

Die Einzelbilder zeigen die Öffnung der Dampfkapillare an der Probenoberfläche mit dem umschließenden Schmelzbad für eine Modulationsperiode. Das erste Bild der Sequenz (0,000 ms) zeigt den Zeitpunkt der Modulation, an welchem die Leistung ihren Maximalwert erreicht hat (1750 W). Das Minimum der Laserleistung (250 W) wird bei 2,500 ms erreicht.

Die Leistungsänderung über eine Modulationsperiode führt zu einer Variation des Kapillardurchmessers an der Probenoberfläche. Es wird deutlich, dass zu keinem Zeitpunkt der Leistungsmodulation (bei einer normierten Frequenz von $\Lambda > 0{,}2$) die Dampfkapillare komplett geschlossen ist. Auch ein (kurzzeitiges) Unterschreiten der Tiefschweißschwelle (2,500 ms) führt nicht zum Schließen der Dampfkapillare.

4.1.3 Einfluss der Leistungsmodulation auf die Anzahl der Nahtdefekte

Es konnte bereits der Zusammenhang zwischen einer anwachsenden Auswölbung am Kapillargrund und der Bildung von Nahtdefekten nachgewiesen werden. Des Weiteren wurde gezeigt, dass durch eine Leistungsmodulation das Anwachsen der Auswölbung und somit die Bildung von Nahtdefekten unterdrückt werden kann. Im Umkehrschluss lässt sich ableiten, dass Anhand der Anzahl an generierten Nahtdefekten bei einer Schweißung auf die Kapillarstabilität geschlossen werden kann. In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der Variation der Modulationsparameter hinsichtlich der Anzahl an generierten Nahtdefekten vorgestellt und diskutiert.

4.1.3.1 Einfluss der Modulationsfrequenz

Das Kapillarverhalten und somit die Bildung von Nahtdefekten bei einer Leistungsmodulation ist wie in Abschnitt 4.1.2 (Kapillarverhalten bei der Leistungsmodulation) gezeigt, stark von der jeweiligen Modulationsfrequenz abhängig. Um den Einfluss der Modulationsfrequenz hinsichtlich der Bildung von Nahtdefekten zu untersuchen, wurden Schweißversuche bei unterschiedlicher Modulationsfrequenz und sonst konstanten Parametern durchgeführt. Das Diagramm in Abbildung 57 links zeigt die Anzahl an Nahtdefekten (vgl. Abschnitt 2.2) pro Zentimeter Schweißnaht als Funktion der Modulationsfrequenz für CuSn6 (Quadrate) und Cu-ETP (Dreiecke). Es kann ein deutlicher Einfluss der Modulationsfrequenz auf die Anzahl generierter Nahtdefekte beobachtet werden. Mit den hier verwendeten Schweißparametern bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min und einer mittleren Leistung von 1000 W für CuSn6 bzw. 1500 W für Cu-ETP kann gegenüber der cw-Schweißung im Bereich zwischen 200 Hz und 400 Hz die Anzahl an Nahtdefekten um 90% für CuSn6 und bis zu 70% für Cu-ETP reduziert werden. Tendenziell ist für beide Werkstoffe ein Anstieg an Nahtdefekten mit Erhöhung der Modulationsfrequenz zu verzeichnen. Zwischen 0 Hz und 200 Hz sind keine Messwerte aufgeführt, da hier die Einschweißtiefenschwankung Δ_{mod} mehr als 15% ($\Lambda < 0{,}2$) beträgt und somit oberhalb der zulässigen Einschweißtiefenschwankung liegt. Eine höhere Modulationsfrequenz als 1000 Hz konnte aufgrund der verwendeten Systemtechnik nicht untersucht werden. Bei Modulationsfrequenzen > 1000 Hz erreicht der Laser die eingestellten Amplituden nicht mehr vollständig.

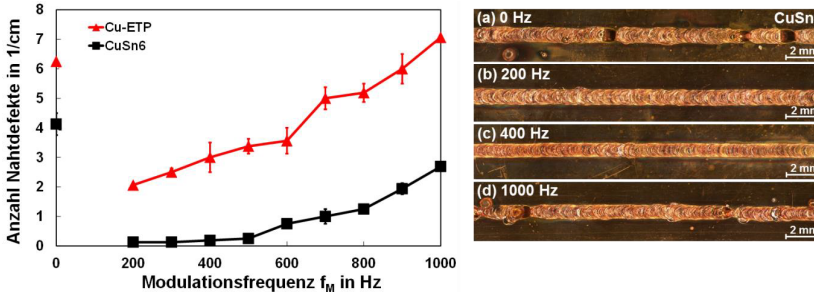


Abbildung 57: Links: Anzahl an Nahtdefekten pro cm Schweißnaht als Funktion der Modulationsfrequenz bei einer mittleren Leistung von 1000 W für CuSn6 (Quadrate) und von 1500 W für Cu-ETP (Dreiecke). Rechts: Nahtoberraupen geschweißter Proben in CuSn6 bei unterschiedlichen Modulationsfrequenzen; (a) ohne Leistungsmodulation (0 Hz), (b) $f_M = 200$ Hz, (c) $f_M = 400$ Hz, (d) $f_M = 1000$ Hz. $v = 6$ m/min, $P_{ampl} = 750$ W, $d_f = 100$ µm.

Es kann nach den Kurvenverläufen in Abbildung 57 links jedoch davon ausgegangen werden, dass mit weiterer Erhöhung der Modulationsfrequenz (im Kiloherzbereich) die Anzahl an Nahtdefekte weiter ansteigt. Durch eine weitere Erhöhung der Modula-

tionsfrequenz ($f_M \rightarrow \infty$) muss die Anzahl an Nahtdefekten hingegen zum Wert der cw-Schweißung konvergieren.

Exemplarisch sind in Abbildung 57 rechts für CuSn6 vier Ausschnitte von Nahtoberraupen geschweißter Proben mit unterschiedlichen Modulationsfrequenzen dargestellt. Die Schweißnaht ohne Leistungsmodulation (a), 0 Hz, weist 4,1 Nahtdefekte pro Zentimeter auf. Deutlich zu erkennen ist die gesteigerte Nahtqualität mit einer regelmäßigen Nahtschuppung ohne Löcher in der Naht im Bereich von Modulationsfrequenzen zwischen (b) 200 Hz und (c) 400 Hz. Eine Erhöhung der Modulationsfrequenz bewirkt eine Zunahme der Nahtdefekte, (d) 1000 Hz.

Mit den präsentierten Ergebnissen konnte gezeigt werden, dass mit der Wahl der geeigneten Modulationsfrequenz die Nahtqualität hinsichtlich der Reduktion von Nahtdefekten beim Schweißen von Kupfer deutlich gesteigert werden kann. Inwieweit die Kombination der unterschiedlichen Modulationsparameter wie der Amplitude, der mittleren Leistung oder der Schweißgeschwindigkeit sich auf das Schweißergebnis auswirkt wird in den folgenden Abschnitten diskutiert.

4.1.3.2 Einfluss der Modulationstiefe

Den Einfluss der Modulationstiefe Π (Verhältnis von mittlerer Leistung zu Amplitude, Gleichung (9)) auf die Anzahl an Nahtdefekten beim Schweißen von Cu-ETP wurde mit Modulationstiefen von $\Pi = 46\%$, $\Pi = 75\%$, $\Pi = 86\%$ und einer normierten Frequenz von $\Lambda = 0{,}0$ bis $\Lambda = 0{,}8$ untersucht. Alle Schweißungen wurden mit derselben Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min und demselben Fokusdurchmesser von 100 µm geschweißt. Die Variation der normierten Frequenz ergibt sich daher lediglich durch die Veränderung der Modulationsfrequenz ($\Lambda = \frac{f_M \cdot d_f}{v}$, Gleichung (5)). Die mittlere Leistung wurde konstant gehalten bei $P_{av} = 2{,}5$ kW. Die Anzahl generierter Nahtdefekte als Funktion der normierten Frequenz für unterschiedliche Modulationstiefen ist in Abbildung 58 dargestellt. Im Bereich zwischen 200 Hz und 400 Hz ($0{,}2 < \Lambda < 0{,}4$) nimmt die Anzahl der Nahtdefekte mit steigender Modulationstiefe und somit steigender Amplitude (bei konstanter mittlerer Leistung) ab.

Bei einer Modulationstiefe von $\Pi = 46\%$ werden für alle untersuchten Frequenzen nahezu dieselbe Anzahl der Nahtdefekte im Vergleich zur Schweißung ohne Leistungsmodulation generiert. Die besten Ergebnisse konnten bei einer Modulationsfrequenz von 200 Hz ($\Lambda = 0{,}2$) und einer Modulationstiefe von 86% erzielt werden. Hier konnten die Nahtdefekte im Vergleich zur Schweißung ohne Leistungsmodulation um bis zu 90% reduziert werden.

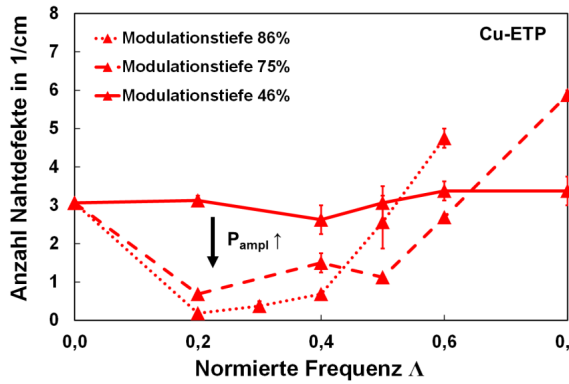


Abbildung 58: Anzahl an Nahtdefekten pro cm Schweißnaht als Funktion der normierten Frequenz für unterschiedliche Modulationstiefen von $\Pi = 46\%$ (durchgezogen), $\Pi = 75\%$ (gestrichelt), und $\Pi = 86\%$ (gepunktet) bei einer mittleren Leistung von 2500 W für Cu-ETP, v = 6 m/min, $d_f = 100$ µm.

4.1.3.3 Einfluss der Schweißgeschwindigkeit

Wie bereits in Abschnitt 2.4.1 (Einfluss der Schweißgeschwindigkeit) berichtet, hängen die generierten Nahtdefekte stark von der Schweißgeschwindigkeit ab. Aus diesem Grund wurde der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit bei der Leistungsmodulation auf die Anzahl an Nahtdefekten untersucht. Abbildung 59 zeigt die Ergebnisse einer Variation der Schweißgeschwindigkeit bei konstantem Fokusdurchmesser von 100 µm für CuSn6.

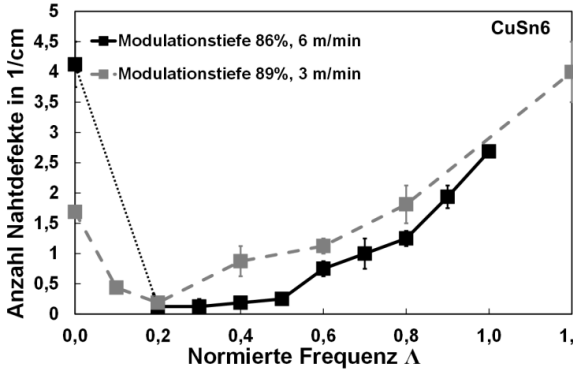


Abbildung 59: Anzahl an Nahtdefekten pro cm Schweißnaht als Funktion der normierten Frequenz für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten von 6 m/min (durchgezogene Linie, $P_{av} = 1000$ W, $P_{ampl} = 750$ W, $\Pi = 86\%$) und 3 m/min (gestrichelte Linie, $P_{av} = 1500$ W, $P_{ampl} = 1200$ W, $\Pi = 89\%$). CuSn6, $d_f = 100$ µm.

Die Schweißgeschwindigkeit wurde von 6 m/min (durchgezogene Linie) auf 3 m/min (gestrichelte Linie) reduziert. Für beide Fälle ergibt sich die geringste Anzahl an Nahtdefekten bei einer normierten Frequenz von $\Lambda = 0{,}2$. Dies entspricht einer Modulationsfrequenz von 100 Hz für die Schweißgeschwindigkeit von 3 m/min und entsprechend 200 Hz für 6 m/min.

Mit den vorgestellten Ergebnissen konnte gezeigt werden, dass die höchste Nahtqualität (geringste Anzahl an Nahtdefekten) erneut bei derselben normierten Frequenz und somit aus einer Kombination von Schweißgeschwindigkeit und Modulationsfrequenz (bei konstantem Fokusdurchmesser) erreicht wird.

4.1.3.4 Einfluss des Fokusdurchmessers

Der Einfluss des Fokusdurchmessers auf die Nahtdefekte ist in Abbildung 60 dargestellt. Das Diagramm zeigt die Anzahl an Nahtdefekten pro Zentimeter als Funktion der normierten Frequenz für Fokusdurchmesser von 100 µm (gestrichelte Linie) und 200 µm (durchgezogene Linie) für eine konstante mittlere Leistung von 3 kW, einer Amplitude von 2 kW ($\Pi = 80\%$) und einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min für Cu-ETP. Erneut ergibt sich das Minimum an Nahtdefekten bei einer normierten Frequenz von $\Lambda = 0{,}2$. Das Minimum an Nahtdefekten bei einem Fokusdurchmesser von 100 µm wird bei 200 Hz und für einen Fokusdurchmesser von 200 µm bei 100 Hz erzielt.

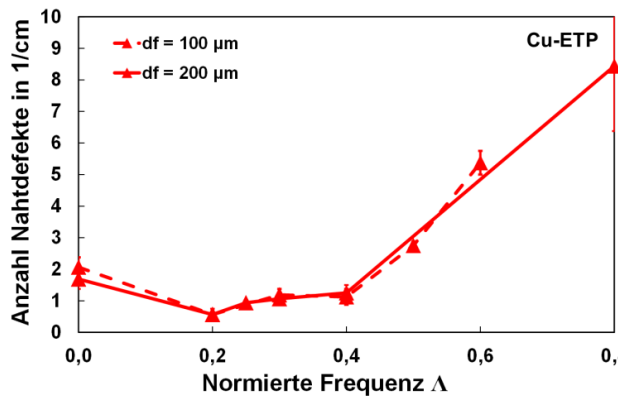


Abbildung 60: Anzahl an Nahtdefekten pro cm Schweißnaht als Funktion der normierten Frequenz für unterschiedliche Fokusdurchmesser von 100 µm (gestrichelte Linie) und 200 µm (durchgezogene Linie). Cu-ETP, $P_{av} = 3000$ W, $P_{ampl} = 2000$ W, ($\Pi = 80\%$), v = 6 m/min.

4.1.4 Auswirkungen der Leistungsmodulation auf die Nahtzeichnung

Neben den Nahtdefekten wie Schmelzbadauswürfe, Spritzer und Poren ist auch die Nahtzeichnung ein wichtiges Qualitätsmerkmal. Für das äußere Erscheinungsbild der Schweißnaht wird eine regelmäßige Nahtschuppung gefordert. Bei den Untersuchungen zum Einfluss der Leistungsmodulation auf das Schweißergebnis wurde ebenfalls die erzeugte Nahtschuppung untersucht. Eine homogene Nahtschuppung ist durch eine periodisch wiederkehrende Struktur der Nahtoberraupe gekennzeichnet. Nahtdefekte, wie Schmelzauswürfe, anhaftende Spritzer und Schweißgutüberläufe stören diese Struktur. Für die Analyse der sich einstellenden Nahtschuppung wurden Hochgeschwindigkeitsaufnahmen vom Schweißprozess erstellt. Die Auswertung und Interpretation der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen erfolgte durch eine Analyse von zeitlichen Intensitätsschwankungen der Grauwerte von aufeinanderfolgenden Einzelbildern der Aufnahme. Aus einem zuvor definierten Bereich im Hochgeschwindigkeitsvideo, wurde der mittlere Grauwert für diesen Bereich für jedes Einzelbild der Aufnahme bestimmt. In diesem Abschnitt werden exemplarisch die Ergebnisse für CuSn6 vorgestellt, wobei sich die Ergebnisse für Cu-ETP analog verhalten. Abbildung 61 (a) zeigt den analysierten Bereich (rotes Rechteck) in einem Einzelbild einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme vom Schweißprozess in CuSn6 für die Bewertung der Nahtzeichnung.

In Abbildung 61 (b) und (c) sind exemplarisch die Schwankungen der gemittelten Grauwerte für den definierten Bereich für eine Schweißung ohne Leistungsmodulation (b) und mit Leistungsmodulation (c) mit einer Modulationsfrequenz von 400 Hz dargestellt. Das Signal der nicht modulierten Schweißnaht zeigt größere Schwankungen (Standardabweichung STABW = 31) im Vergleich zur Schweißnaht mit Leistungsmodulation (Standardabweichung STABW = 13), was auf eine unregelmäßige Nahtzeichnung zurückzuführen ist.

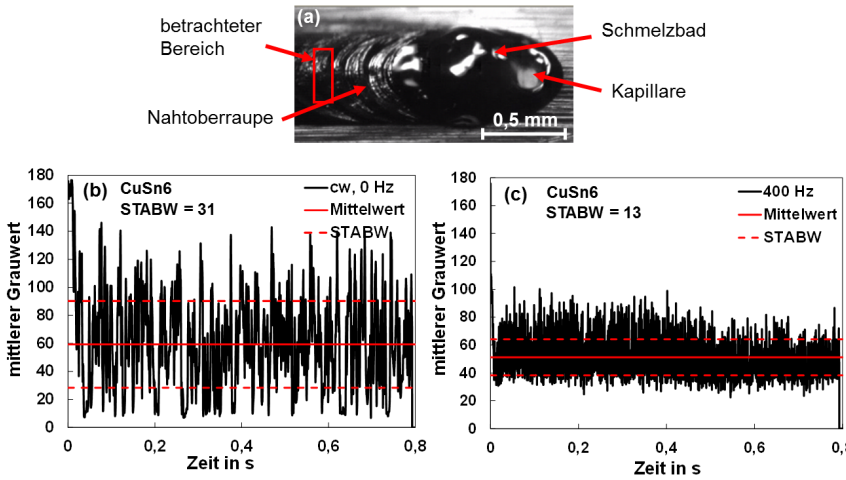


Abbildung 61: Analyse der Nahtzeichnung. (a) Einzelbild einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme; (b) Schwankungen der Grauwerte im Bereich der Nahtoberraupe ohne Leistungsmodulation, P_{av} = 1 kW, P_{ampl} = 0 kW, f = 0 Hz (cw); (c) Schwankungen der Grauwerte im Bereich der Nahtoberraupe mit Leistungsmodulation P_{av} = 1 kW, P_{ampl} = 750 W, f = 400 Hz; CuSn6, v = 6 m/min, d_f = 100 µm.

Bei der genauen Betrachtung der Nahtzeichnungen der Schweißnähte mit Leistungsmodulation fällt eine periodische Schuppung auf (vgl. Abbildung 62). Es liegt nahe, dass diese regelmäßige Schuppung in Zusammenhang mit der verwendeten Modulationsfrequenz steht.



Abbildung 62: Nahtoberraupe von CuSn6 mit Leistungsmodulation. Regelmäßige Nahtschuppung. P_{av} = 1 kW, P_{ampl} = 750 W, f = 400 Hz; CuSn6, v = 6 m/min, d_f = 100 µm.

Für den Nachweis der Korrelation zwischen der Periodizität der Nahtschuppung und der Modulationsfrequenz wurden die ermittelten Signale der Grauwerteschwankungen aus den Hochgeschwindigkeitsvideos detaillierter untersucht. Hierbei wurden die Schwankungen der Grauwerte von unterschiedlichen Bereichen (Kapillare, Schmelzbad, Nahtoberraupe) aus den Hochgeschwindigkeitsaufnahmen analysiert. Mit Hilfe einer Fast-Fourier-Transformation der Signale konnten charakteristische Frequenzen ermittelt werden. In Abbildung 63 ist exemplarisch für eine Schweißung in CuSn6 mit Leistungsmodulation mit einer Modulationsfrequenz von 400 Hz der analysierte Bereich (a), das Signal der mittleren Grauwerte des Bereichs (b) und das Frequenzspektrum des Signals (c) dargestellt.

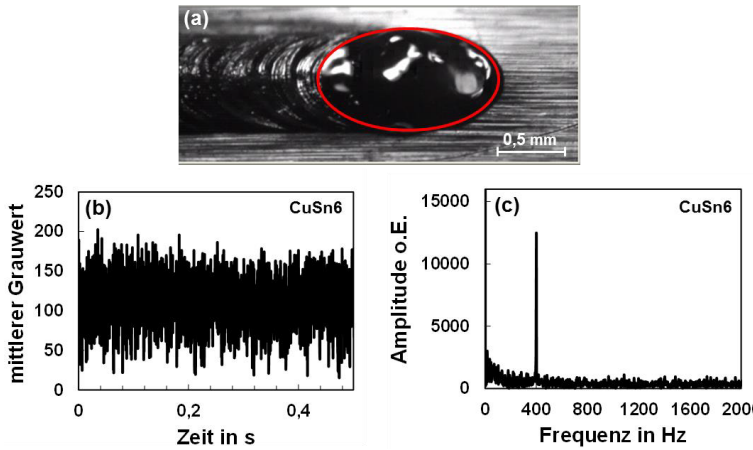


Abbildung 63: Frequenzanalyse vom Bereich des Schmelzbades einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme einer Schweißung in CuSn6 mit Leistungsmodulation. (a) Einzelbild der Hochgeschwindigkeitsaufnahme mit dem analysierten Bereich (rote Ellipse). (b) Signal der mittleren Grauwerte des Bereichs für die gesamte Schweißung. (c) Frequenzspektrum des Signals. P_{av} = 1000 W, P_{ampl} = 750 W, v = 6 m/min, d_f = 100 µm.

Der untersuchte Bereich beinhaltet dabei das Schmelzbad und die Kapillare. Wie zu erwarten, ist im Frequenzspektrum ein ausgeprägter Peak bei der Modulationsfrequenz von 400 Hz zu erkennen. Wie bereits in Abschnitt 4.1.2.2 (Einfluss der Modulationsfrequenz) diskutiert oszilliert die Fläche der Kapillaröffnung mit der Modulationsfrequenz, welches den ausgeprägten Peak bei 400 Hz im Frequenzspektrum erklärt.

In wieweit sich die eingestellte Modulationsfrequenz auf die Ausbildung der Nahtzeichnung auswirkt, wurde mit unterschiedlichen Positionen der Bereiche aus dem Hochgeschwindigkeitsvideos untersucht. Abbildung 64 zeigt die unterschiedlichen untersuchten Bereiche (markiert in rot) mit den jeweilig dazugehörigen Frequenzspektren einer Schweißung in CuSn6 bei einer Modulationsfrequenz von 400 Hz. Abbildung 64 (a) zeigt den bereits in Abbildung 63 diskutierten Bereich vom Schmelzbad und Kapillare. Umschließt der Bereich lediglich die Abmessungen der Kapillare (b) ist ebenfalls im Frequenzspektrum der ausgeprägte Peak bei 400 Hz auszumachen. Das Schmelzbad ohne Kapillare wurde in (c) untersucht. Auch hier ist die Modulationsfrequenz deutlich im Frequenzspektrum zu erkennen. Bei genauer Betrachtung der Hochgeschwindigkeitsvideos können jedoch keine periodischen Wellenbewegungen der Schmelze beobachtet werden, welche den ermittelten Frequenzen zugeordnet werden könnten. Wird der zu untersuchende Bereich auf die bereits erstarrte Nahtoberraupe positioniert (d) ergibt sich erneut im Frequenzspektrum ein Peak bei 400 Hz.

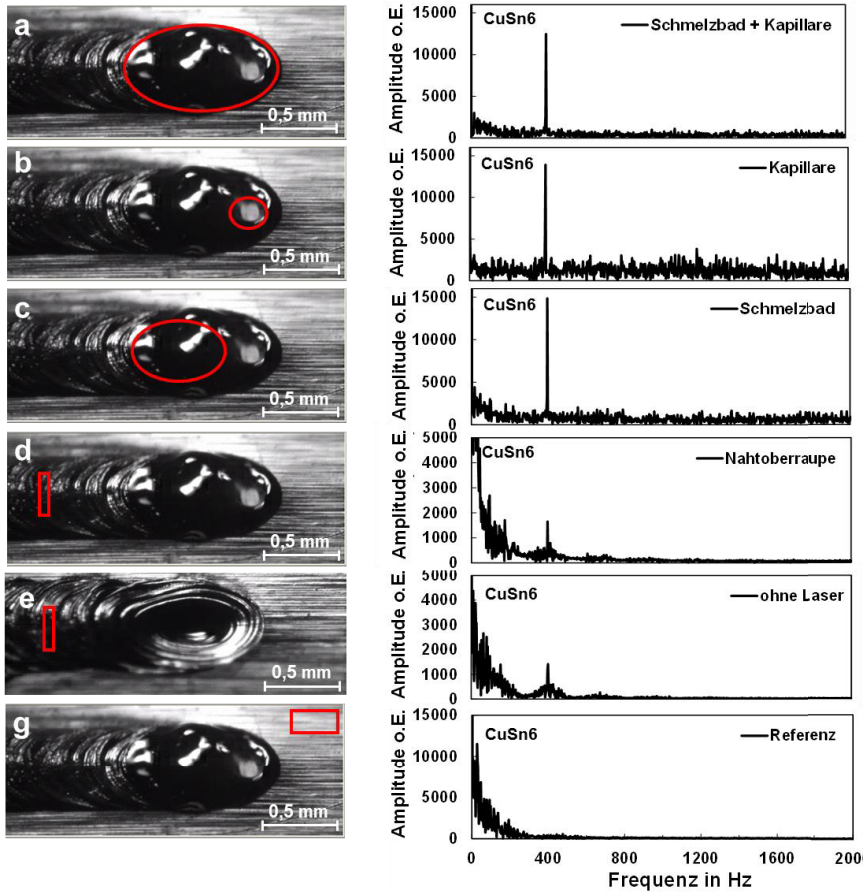


Abbildung 64: Frequenzanalyse von unterschiedlichen Bereichen im Hochgeschwindigkeitsaufnahme einer Schweißung in CuSn6 mit Leistungsmodulation. (a) Schmelzbad und Kapillare, (b) Kapillare, (c) Schmelzbad, (d) Nahtoberraupe, (e) Nahtoberraupe nach der Schweißung (ohne Laser), (g) Grundwerkstoff. P_{av} = 1000 W, P_{ampl} = 750 W, v = 6 m/min, d_f = 100 µm.

Um ausschließen zu können, dass die gemessene Frequenz durch Streustrahlung des Lasers trotz dem verwendeten Bandpassfilter (808 nm) vor der Kamera erzeugt wird, wurde eine bereits geschweißte Probe erneut (ohne Laserbearbeitung) mit der Kamera aufgenommen und ausgewertet (e). Somit kann die gemessene Frequenz eindeutig der Nahtschuppung zugeordnet werden. Mit der Positionierung des Bereichs auf der unbeeinflussten Probe konnten weitere mögliche Störeinflüsse ausgeschlossen werden, da hier im Frequenzspektrum keine dominante Frequenz auszumachen ist (g).

Zum Vergleich sind in Abbildung 65 die Ergebnisse der Analysen von Schweißungen in CuSn6 ohne Leistungsmodulation dargestellt. Auch hier wurden unterschiedliche Bereiche untersucht. Abbildung 65 (a) zeigt das Frequenzspektrum für den Bereich des Schmelzbades und der Kapillare ohne Leistungsmodulation analog zu den Ergebnissen aus Abbildung 64 (a) mit Leistungsmodulation. In Abbildung 65 (b) ist das Frequenzspektrum für den Bereich der Nahtoberraupe (vgl. Abbildung 64 (d)) dargestellt. Für beide untersuchten Bereiche konnte im Frequenzspektrum keine dominante Frequenz gefunden werden.

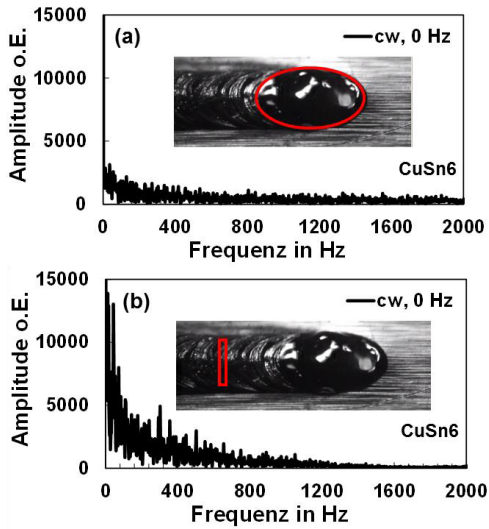


Abbildung 65: Frequenzspektren von unterschiedlichen Bereichen im Hochgeschwindigkeitsaufnahme einer Schweißung in CuSn6 ohne Leistungsmodulation (cw, 0 Hz). (a) Bereich im Schmelzbad und Kapillare, (b) Nahtoberraupe. P_{av} = 1000 W, v = 6 m/min, d_f = 100 µm.

Inwieweit sich die eingestellten Frequenzen auf die Nahtschuppung übertragen lassen, wurden mit einer Variation der Modulationsfrequenz und einer anschließenden Auswertung der Frequenzspektren der Nahtoberraupen untersucht. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Abbildung 66 (b) dargestellt. Die Modulationsfrequenz wurde von 100 Hz bis 500 Hz variiert. Je geringer die Frequenz desto stärker ausgeprägt sind die Peaks im Frequenzspektrum. Zur Überprüfung der Übertragung der Frequenzen auf die Nahtschuppung wurde die erzeugte Nahtschuppung unter dem Mikroskop vermessen. Exemplarisch ist in Abbildung 66 (a) ein Ausschnitt aus einer Nahtoberraupe einer geschweißten Proben (CuSn6) mit Leistungsmodulation bei einer Modulationsfrequenz von 400 Hz dargestellt. Es konnte für diese Probe eine periodische Schuppung mit einer Länge von 0,25 mm gemessen werden. Dies entspricht bei der verwen-

deten Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min exakt der eingestellten Modulationsfrequenz von 400 Hz.

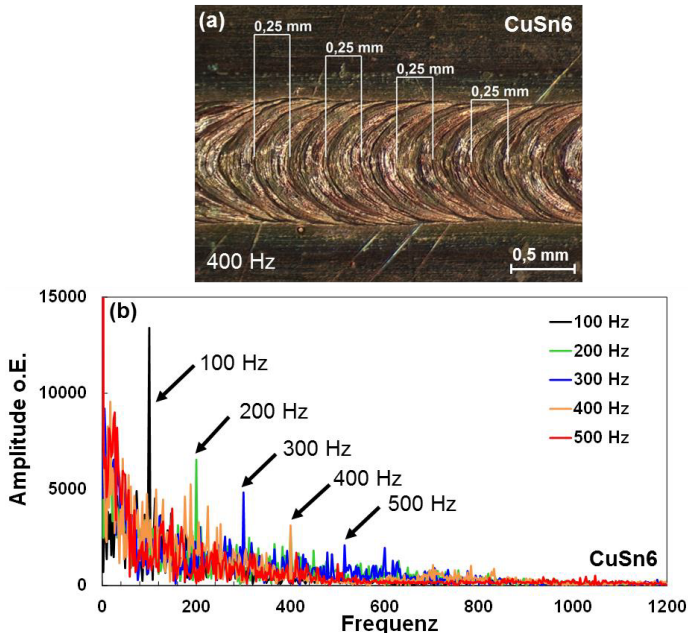


Abbildung 66: (a) Nahtschuppung einer Schweißnaht bei einer Modulationsfrequenz von 400 Hz, P_{av} = 1000 W, P_{ampl} = 750 W. (b) Frequenzspektren von Nahtoberraupen beim Schweißen von CuSn6 für unterschiedliche Modulationsfrequenzen. v = 6 m/min, d_f = 100 µm.

Als Ursache für die regelmäßige Nahtschuppung bei einer Leistungsmodulation kann demnach eindeutig erneut die Kapillare identifiziert werden. Die durch die Leistungsmodulation der Kapillare aufgeprägten Frequenzen führen zu einer periodischen Oszillation der Kapillaröffnung. Diese Oszillation wird auf die Fluiddynamik der Schmelze und anschließend auf die Erstarrung und somit auf die Nahtoberraupe übertragen. Es konnte gezeigt werden, dass mit einer Leistungsmodulation ebenfalls die Nahtzeichnung positiv beeinflusst werden kann.

4.1.5 Zusammenführung der Ergebnisse der Leistungsmodulation

In den vorangegangenen Abschnitten wurden die Einflüsse der jeweiligen Modulationsparameter auf das Schweißergebnis ausführlich diskutiert. Die besten Ergebnisse hinsichtlich der Nahtqualität (geringste Anzahl an Nahtdefekten) werden jeweils bei derselben normierten Frequenz Λ im Bereich von $0{,}2 \leq \Lambda \leq 0{,}4$ erzielt. Die Ergebnisse aller Untersuchungen zur Leistungsmodulation sind in einer Übersicht in Abbildung

67 zusammengefasst dargestellt. Das Diagramm zeigt die Anzahl an generierten Nahtdefekten für unterschiedliche Modulationstiefen (Ordinate) und unterschiedliche normierte Frequenzen (Abszisse). Die jeweiligen Ergebnisse sind als Kreise dargestellt, wobei die Durchmesser der Kreise die Anzahl an generierten Nahtdefekten pro Zentimeter Schweißnaht repräsentieren. Je kleiner der Durchmesser, desto geringer die Anzahl an Nahtdefekten. Die ausgefüllten Kreise zeigen die Ergebnisse für Cu-ETP und die schraffierten die Ergebnisse für CuSn6. Als Maßstab sind im Diagramm zusätzlich leere Kreise mit unterschiedlicher Anzahl an generierten Nahtdefekten pro Zentimeter Schweißnaht dargestellt. Die Zahlen oberhalb der leeren Kreise zeigen die jeweilige Anzahl an Nahtdefekte für einen bestimmten Kreisdurchmesser an. Die geringste Anzahl an Nahtdefekten wird mit einer normierten Frequenz zwischen $0{,}2 \leq \Lambda \leq 0{,}4$ (entsprechend Gleichung (5)) in Kombination mit einer Modulationstiefe im Bereich von $\Pi = 80\%$ bis 90% (Gleichung (9)) erzielt. Mit diesen Modulationsparametern können die Nahtdefekte bis zu 90% im Vergleich zur nicht modulierten Schweißung reduziert werden.

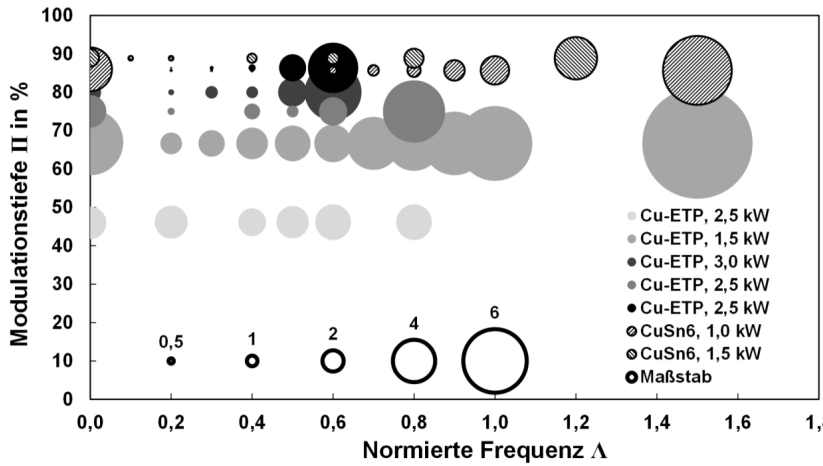


Abbildung 67: Anzahl an Nahtdefekten pro cm Schweißnaht für unterschiedliche Modulationstiefen und normierte Frequenzen. Ausgefüllte Kreise: Cu-ETP, v = 6 m/min; schraffierte Kreise: CuSn6, v = 3 m/min und v = 6 m/min.

Exemplarisch ist in Abbildung 68 ein Vergleich von Schweißergebnissen mit Leistungsmodulation und einer herkömmlich erzeugten Schweißnaht ohne Leistungsmodulation dargestellt. Für jede Schweißnaht sind die Nahtoberraupe (a), der zugehörige Längsschiff (b) und ein Querschliff (c) dargestellt. Alle Schweißungen wurden mit einer mittleren Leistung von $P_{av} = 2{,}5$ kW, einer Schweißgeschwindigkeit von v = 6 m/min mit einem Fokusdurchmesser von $d_f = 100$ µm in Cu-ETP erzeugt.

Die Referenz-Schweißnaht aus Abbildung 68 (1) ohne Leistungsmodulation weist viele Nahtdefekte auf. Die Ergebnisse mit Leistungsmodulation bei einer normierten Frequenz von $\Lambda = 0{,}2$ und $\Lambda = 0{,}4$ (entsprechend der Modulationsfrequenz von 200 Hz und 400 Hz) und einer Amplitude von $P_{ampl} = 1{,}9$ kW (entsprechend einer Modulationstiefe von $\Pi = 86\%$) sind in Abbildung 68 (2) und (3) abgebildet. Deutlich zu erkennen ist die Steigerung der Nahtqualität hinsichtlich der Anzahl an Nahtdefekten durch die Verwendung der Leistungsmodulation. Mit Leistungsmodulation kann die Anzahl an Schmelzauswürfen drastisch reduziert werden. Weiterhin ist eine geringere Einschweißtiefenschwankung durch die Leistungsmodulation zu erkennen (verdeutlicht durch die gestrichelte Linie im Längsschliff).

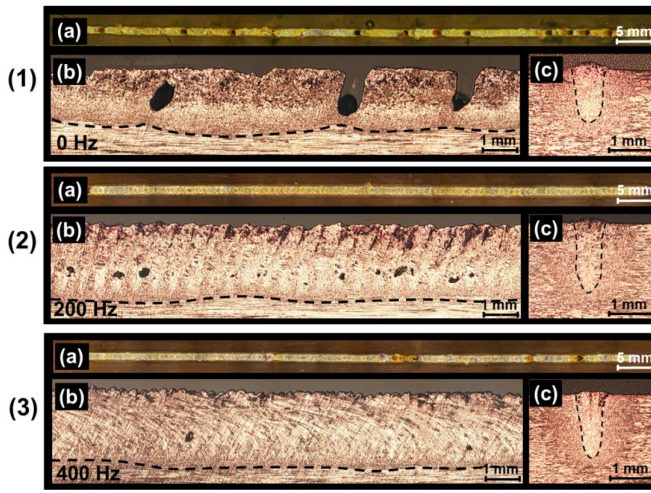


Abbildung 68: Beispiele von Schweißnähten mit und ohne Leistungsmodulation in Cu-ETP. (1) Referenz-Schweißnaht ohne Leistungsmodulation ($f_M = 0$ Hz), mit Leistungsmodulation für $f_M = 200$ Hz (2) und $f_M = 400$ Hz (3) für $P_{av} = 2{,}5$ kW, $v = 6$ m/min, and $P_{ampl} = 1{,}9$ kW. (a): Schweißnahtoberraupe, (b) Längsschliff, (c) Querschliff.

Abbildung 69 zeigt die Ergebnisse beim Schweißen von Kupfer mit und ohne Leistungsmodulation eingeteilt in hochwertige und minderwertige Schweißnähte. Eine Leistungsmodulation ermöglicht die Verschiebung der Prozessgrenze zwischen minderwertigen und hochwertigen Schweißnähten zu geringeren Laserleistungen und geringeren Schweißgeschwindigkeiten. Die als Stern (gelb) markierten Datenpunkte unterhalb der Prozessgrenze ohne Leistungsmodulation wurden experimentell nachgewiesen. Hier konnte die Schweißnahtqualität mit einer Leistungsmodulation von minderwertiger auf hochwertige gesteigert werden. Die weiterhin rot markierten Datenpunkte zeigen Ergebnisse aus den Schweißversuchen ohne Leistungsmodulation. Es konnte jedoch eindeutig gezeigt werden, dass mit einer Leistungsmodulation die Pro-

zessgrenze beim Schweißen von Kupfer verschoben werden kann. Die Leistungsmodulation bildet somit eine mögliche Erweiterung der Prozessgrenze.

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass in den Untersuchungen von Heider und Skoda [3][78] mit einem frequenzverdoppelten Scheibenlaser und einem Fokusdurchmesser von 25 µm ebenso eine Reduzierung der Nahtdefekte durch eine Leistungsmodulation nachgewiesen wurde. Die geringste Anzahl an Nahtdefekten wurde auch hier bei einer normierten Frequenz von $\Lambda = 0{,}2$ bis $\Lambda = 0{,}3$ erzielt und bestätigt dadurch die in der vorliegenden Arbeit diskutierten Ergebnisse.

Darüber hinaus konnte gezeigt werden, dass Untersuchungen mit einer Kombination von Laserstrahlquellen im grünen und infraroten Wellenlängenbereich ebenso als Erweiterung der Prozessgrenze genutzt werden kann. Es konnte gezeigt werden, dass eine Kombination der Laserwellenlängen zu einer Reduktion von Nahtdefekten führt. Darüber hinaus konnte die Anzahl an Nahtdefekten bei einer Kombination der Laserwellenlängen bei gleichzeitiger Leistungsmodulation des Lasers mit infraroter Laserwellenlänge weiter reduziert werden [3][4][13][14][15][17][63]. Auf die Ergebnisse dieser Untersuchungen wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht näher eingegangen.

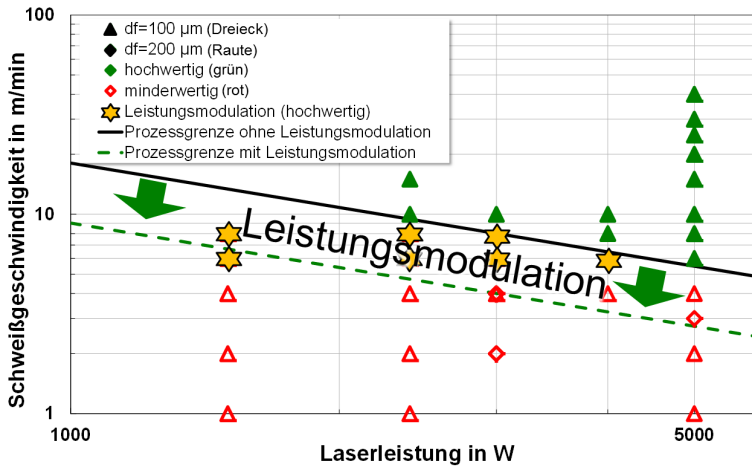


Abbildung 69: Erweiterung der Prozessgrenze durch Leistungsmodulation. Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Laserleistung. Durchgezogene Linie: Prozessgrenze ohne Leistungsmodulation. Gestrichelte Line: Verdeutlichung der Erweiterung der Prozessgrenze durch Leistungsmodulation. Cu-ETP. Grün: hochwertige Schweißnahtqualität; Rot: minderwertige Schweißnahtqualität; Orange: hochwertige Schweißnahtqualität mit Leistungsmodulation.

Auf Basis der Untersuchungen zum Kapillarverhalten bei einer Modulation der Laserleistung in den vorangegangenen Abschnitten konnte gezeigt werden, dass durch ein

fundiertes Prozessverständnis gezielt Maßnahmen zur Prozessstabilisierung und dadurch zur Erweiterung der Prozessgrenzen entwickelt werden können. Die gezielte Rücknahme der Laserleistung durch die Leistungsmodulation in Abhängigkeit der Prozessparameter (Schweißgeschwindigkeit, Fokusdurchmesser, Modulationsfrequenz, Amplitude) bewirkt eine Rückbildung der Auswölbung am Kapillargrund, wodurch die Bildung von Nahtdefekten verhindert wird.

Die Leistungsmodulation ist eine Methode zur Erweiterung der durch Nahtdefekte bestimmten Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer.

4.2 Steigerung der Laserleistung

Mit der Weiterentwicklung der Laserstrahlquellen zu höheren Ausgangsleistungen in den Multikilowattbereich (> 5 kW) bei gleichzeitig sehr guter Strahlqualität (< 8 mm·mrad) eröffnen sich neue Anwendungsfelder für die Lasermaterialbearbeitung von hochreflektierenden Werkstoffen insbesondere auch für Kupferwerkstoffe. Mit diesen Strahlquellen können die für das Kupferschweißen notwendigen hohen Intensitäten (> 10^7 W/cm²) realisiert werden, um Einschweißtiefen von mehreren Millimetern bei moderaten Schweißgeschwindigkeiten von mehreren Metern pro Minute zu erreichen. Mit einer Laserleistung von 16,5 kW durch die Kombination mehrerer Laserstrahlquellen konnte bereits gezeigt werden, dass in Kupfer Einschweißtiefen von > 3 mm realisiert werden können [5][107].

In den vorangegangenen Abschnitten konnte gezeigt werden, dass durch eine Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit die Anzahl an Nahtdefekten stark reduziert werden kann. Die nutzbare maximale Schweißgeschwindigkeit ist jedoch bislang durch die Forderung von Einschweißtiefen von mehreren Millimetern bei der Verwendung von herkömmlichen Laserstrahlquellen mit Leistungen von $P \leq 5$ kW begrenzt. Die Verwendung neuartiger Laserstrahlquellen mit höheren Laserleistung ermöglicht erstmals Schweißnähte bei höheren Schweißgeschwindigkeiten und gleichzeitig hohen Einschweißtiefen (> 1 mm) zu erzeugen.

Weiterhin wurde bereits aufgezeigt, dass die Anzahl an generierten Nahtdefekten bei konstanter Schweißgeschwindigkeit mit einer Steigerung der Laserleistung reduziert werden kann. Dieser Effekt konnte durch eine stabilere Kapillare in Zusammenhang gebracht werden.

Folglich liegt es nahe, den Laserstrahlschweißprozess von Kupfer mit hoher Laserleistung detailliert zu untersuchen. Im Folgenden werden die Ergebnisse und Zusammenhänge beim Schweißen von Kuper mit einer maximalen Laserleistung von 16 kW beschrieben.

Abbildung 14 zeigt gemessene Einschweißtiefen als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen für Cu-ETP (oben) und CuSn6 (unten). Die geforderten Einschweißtiefen in Kupfer von 1 mm bis 10 mm werden bei Laserleistungen von 10 kW und 16 kW für jede untersuchte Schweißgeschwindigkeit (1 m/min - 20 m/min) erreicht. Mit einer Laserleistung von 16 kW bei einer Schweißgeschwindigkeit von 2 m/min konnte für den Werkstoff Cu-ETP eine Einschweißtiefe von 8,7 mm erreicht werden.

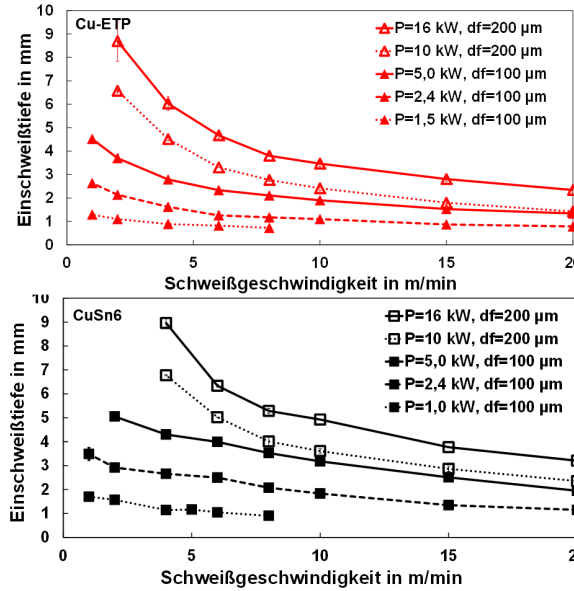


Abbildung 70: Einschweißtiefen als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen. oben: Cu-ETP, unten: CuSn6. Ausgefüllte Symbole: $d_f = 100$ µm, leere Symbole: $d_f = 200$ µm. Anstellwinkel 10° stechend.

4.2.1 Verhalten der Kapillare beim Schweißen mit Leistungen P > 5 kW

Die Bildung von Nahtdefekten beim Schweißen von Kupfer mit Laserleistungen $P \leq 5$ kW korreliert mit einer instabilen Kapillare. Das Anwachsen einer Auswölbung am Kapillargrund wird dabei als Ursache für die Bildung der meisten Nahtdefekte vermutet. Aus diesem Grund wurde auch beim Schweißen mit hoher Leistung das Kapillarverhalten detailliert untersucht. Für die Ermittlung der charakteristischen Geometrien der Dampfkapillare wurde jeweils ein Mittelwertbild aus den Einzelbildern eines Röntgenvideos erstellt. Die sich ergebenden „mittleren“ Kapillargeometrien für Kupfer für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten und unterschiedliche Laserleistungen sind in Abbildung 71 dargestellt.

Die Versuche wurden mit einem Scheibenlaser TruDisk 16002 mit einer maximalen Ausgangsleistung von 16 kW und einem Faserkerndurchmesser von 200 µm in Kombination mit einer 1:1 Abbildung der Bearbeitungsoptik (Fokusdurchmesser 200 µm) durchgeführt.

Für alle untersuchten Laserleistungen ergeben sich je nach gewählter Schweißgeschwindigkeit vier charakteristische Kapillargeometrien (a - d).

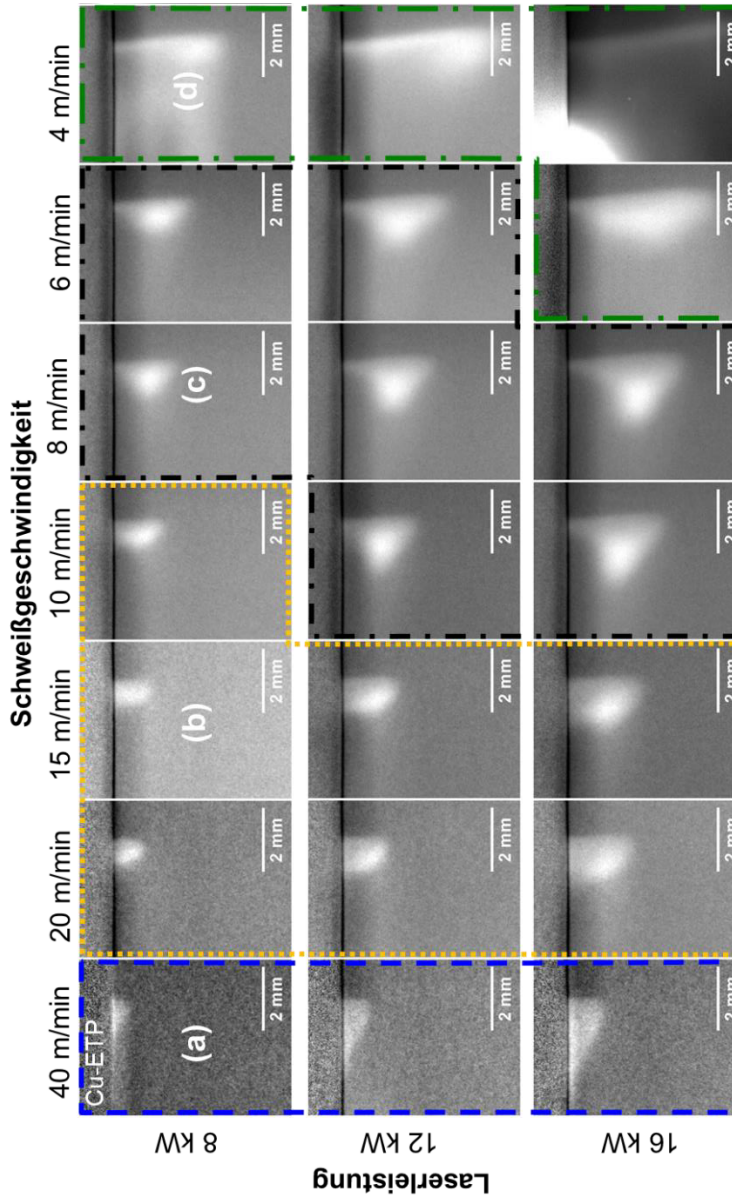


Abbildung 71: Mittelwertbilder von Dampfkapillaren von Schweißungen in Kupfer bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten (40 m/min bis 4 m/min) und unterschiedlichen Laserleistungen (8 kW, 12 kW und 16 kW). Cu-ETP, $d_f = 100$ µm.

Oberhalb einer Schweißgeschwindigkeit von 20 m/min (a) bewegt sich die Kapillarrückwand entgegen der Schweißrichtung (Schweißrichtung von links nach rechts) und öffnet die Kapillare, wie es bereits aus der Literatur bekannt ist [4][27][84]. Mit abnehmender Schweißgeschwindigkeit bewegt sich die Kapillarrückwand in Richtung Kapillarfront. Die Kapillaröffnung an der Probenoberfläche ist dabei noch stark aufgeweitet (b). Bei weiterer Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit nimmt die Kapillare eine „saxofonartige" Geometrie an (c). Die Kapillaröffnung hat sich im Vergleich zur Geometrie (b) stark verjüngt und besitzt näherungsweise die Dimension des Fokusdurchmessers. Die Mitte der Kapillare wölbt sich dahingegen stark entgegen der Schweißrichtung auf. Eine tiefe und schlanke zylinderförmige Kapillargeometrie wird bei weiterer Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit erreicht. Am Kapillargrund bildet sich hier wieder die charakteristische Auswölbung aus.

Bei Steigerung der Laserleistung von 8 kW auf 16 kW ändern sich die Kapillargeometrien innerhalb der Regime (a) bis (d) nicht. Sie sind lediglich in ihrer Größe skaliert. Die Auswölbung in der Mitte der Kapillare in Regime (c) bleibt für alle untersuchten Leistungen (8 kW - 16 kW) in ihrer Größe konstant und wächst im Gegensatz zu geringeren Leistungen $P \leq 5$ kW während der Schweißung nicht an. Abbildung 72 zeigt exemplarisch die Kapillargeometrie einer Schweißung in Cu-ETP mit einer Laserleistung von 16 kW bei einer Schweißgeschwindigkeit von 8 m/min an unterschiedlichen Zeitpunkten der Schweißung. Die Auswölbung an der Kapillarmitte bleibt in ihrer Größe und ihrem Ort über die gesamte Schweißung nahezu konstant.

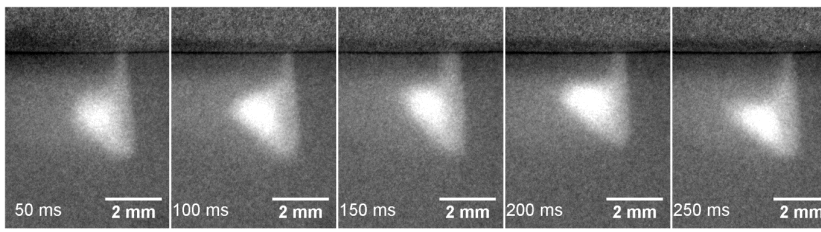


Abbildung 72: Einzelbilder der Dampfkapillare einer Röntgenaufnahme vom Schweißprozess in Cu-ETP an unterschiedlichen Zeitpunkten der Schweißung. P = 16 kW, v = 8 m/min, d_f = 200 µm.

Der Wechsel von Regime (c) zu (d) aus Abbildung 71 durch die Reduktion der Schweißgeschwindigkeit hat eine Zunahme der zeitlichen und örtlichen Fluktuation der Kapillarfläche zur Folge. In Gegensatz zu Regime (c) ergibt sich keine lokal ausgeprägte Auswölbung in der Kapillarmitte. Vielmehr bilden sich lokal kleinere Auswölbungen entlang der Kapillarrückwand aus, welche örtlich und zeitlich stark schwanken. In Abbildung 73 sind Einzelbilder in einem Zeitintervall von 20 ms einer Röntgenaufnahme einer Schweißung mit 16 kW Laserleistung bei einer Schweißge-

schwindigkeit von 6 m/min dargestellt. Deutlich zu erkennen ist die zeitlich und örtliche fluktuierende Kapillarrückwand.

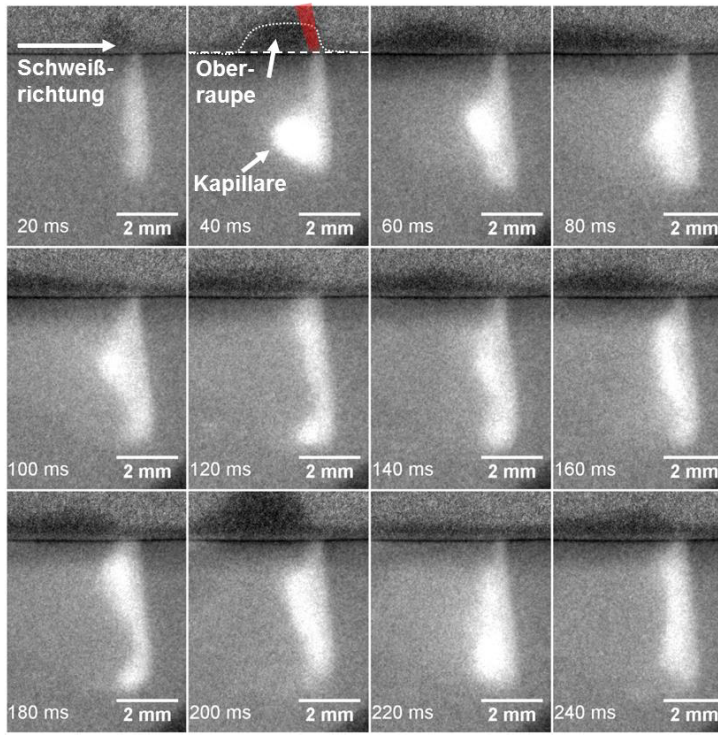


Abbildung 73: Einzelbilder der Dampfkapillare einer Röntgenaufnahme vom Schweißprozess in Cu-ETP an unterschiedlichen Zeitpunkten der Schweißung. Schweißung, Zeitintervall 20 ms. P = 16 kW, v = 6 m/min, d_f = 200 µm.

Abbildung 74 zeigt den Prozessbeginn in einem Zeitintervall von 5 ms. Es bildet sich innerhalb der ersten 15 ms eine schlanke zylinderförmige Kapillare aus bis sie ihre maximale Tiefe erreicht hat (20 ms). Anschließend (ab 25 ms) entsteht am Kapillargrund die charakteristische Auswölbung. Dieser Vorgang wird bei allen Schweißungen in Kupfer mit Leistungen > 5 kW beobachtet. Im Gegensatz zu den Schweißungen aus Regime (c) von Abbildung 71 bleibt diese Auswölbung für das Regime (d) nicht bestehen. Dahingegen beginnt die gesamte Kapillarrückwand zu fluktuieren (Abbildung 73). Entgegen den Erwartungen führen diese Fluktuationen jedoch nicht zu Nahtdefekten wie Auswürfen oder Poren.

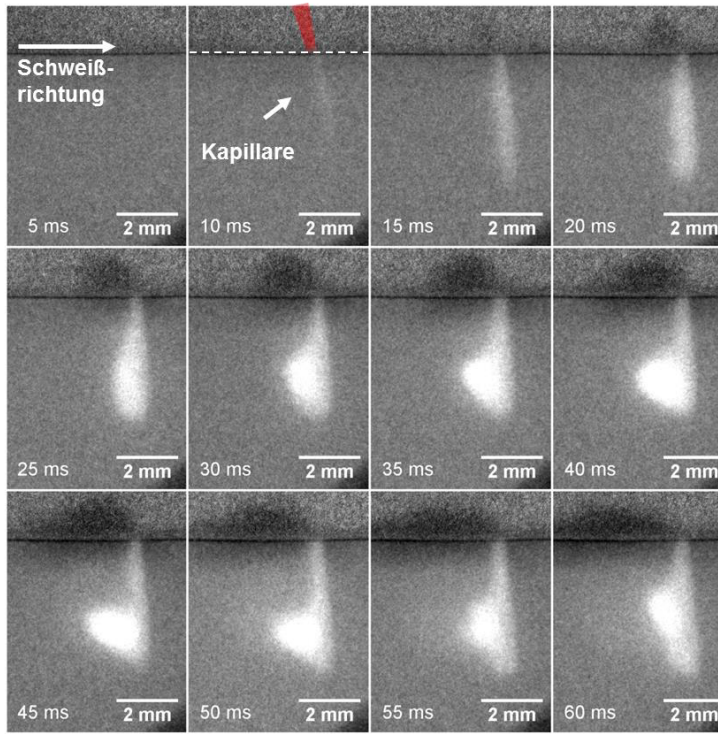


Abbildung 74: Einzelbilder der Dampfkapillare einer Röntgenaufnahme vom Schweißprozess in Cu-ETP an unterschiedlichen Zeitpunkten der Schweißung. Einstechvorgang, Zeitintervall 5 ms; P = 16 kW, v = 6 m/min, d_f = 200 µm.

Diese Kapillarfluktuationen von Regime (d) werden auch bei der Betrachtung der Kapillarstabilität ersichtlich. Für alle untersuchten Schweißungen wurden jeweils die Kapillarinstabilitäten anhand der Standardabweichung der Schwankungen der normierten Grauwerte aus Röntgenvideos ermittelt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Abbildung 75 dargestellt. Abbildung 75 links zeigt die Standardabweichung der normierten Grauwerte als Funktion der Schweißgeschwindigkeiten für Laserleistungen von 8 kW, 12 kW und 16 kW. Die stark fluktuierende Rückwand der Kapillare aus Regime (d) (vgl. Abbildung 71) spiegelt sich in einer erhöhten Standardabweichung wieder. Unterhalb einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min und bei der Schweißung mit 16 kW und 6 m/min ergeben sich Standardabweichungen, welche den für eine stabile Kapillare definierten Grenzwert von STAW < 5 übersteigen. Abbildung 75 rechts zeigt die ermittelten Standardabweichungen für Schweißungen mit unterschiedlicher Laserleistung als Funktion der Streckenenergie. Mit Steigerung der Laserleis-

tung verschiebt sich der Grenzwert der Streckenenergie oberhalb welcher eine instabile Kapillare entsteht zu höheren Werten.

Im Umkehrschluss bedeutet dies, je höher die Leistung desto geringer kann die Schweißgeschwindigkeit gewählt werden, um dennoch ein stabiles Kapillarverhalten vorzufinden. An dieser Stelle sei jedoch angemerkt, dass die Instabilität bei Leistungen > 5 kW nicht mit einer erhöhter Anzahl an Nahtdefekten gleichzusetzen ist. Die starke zeitliche und örtliche Fluktuation der Kapillarrückwand beim Schweißen mit Laserleistungen > 5 kW ohne resultierende Nahtdefekte ist bislang noch ungeklärt und zum momentanen Stand der Technik lediglich ein bei Kupferwerkstoffen beobachtetes Phänomen. Inwieweit sich dennoch die Erhöhung der Laserleistung auf die Prozessgrenzen der Nahtqualität und Einschweißtiefe auswirken wird in den nächsten Abschnitten diskutiert.

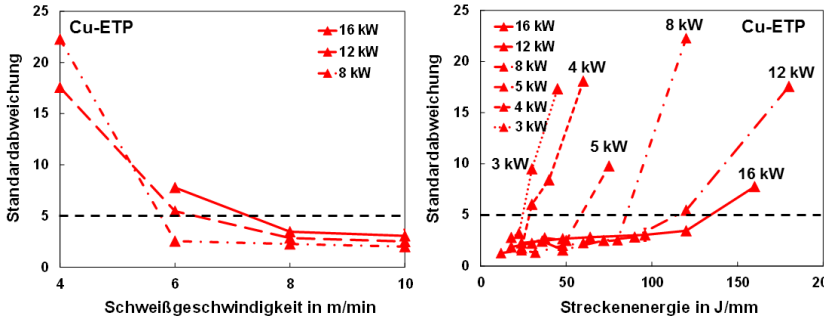


Abbildung 75: Standardabweichung der zeitlichen Fluktuationen der normierten Grauwerte bei unterschiedlichen Laserleistungen und Schweißgeschwindigkeiten. Links: Standardabweichung als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen. Rechts: Standardabweichung als Funktion der Streckenenergie für unterschiedliche Laserleistungen. Cu-ETP, Anstellwinkel 18° stechend, $d_f = 100$ µm.

4.2.2 Einfluss der Laserleistung (> 5 kW) auf die Anzahl an Nahtdefekten

Der Einfluss der Laserleistung auf die Anzahl an Nahtdefekten wurde anhand von Schweißversuchen mit Laserleistungen von 8 kW bis 16 kW bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten untersucht und mit den Ergebnissen bei geringerer Laserleistung (≤ 5 kW) verglichen. Exemplarisch sind in Abbildung 76 Bilder von Nahtoberraupen geschweißter Proben bei unterschiedlichen Leistungen und unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten dargestellt. Die Schweißversuche bis zu einer Laserleistung von 5 kW wurden mit einem TruDisk 5001 mit einem Fokusdurchmesser von 100 µm geschweißt. Oberhalb einer Laserleistung von 5 kW wurde ein TruDisk 16002 mit einem Fokusdurchmesser von 200 µm verwendet. Die Qualität der Schweißnähte wurde im Schaubild in Anlehnung an die Definition von Abschnitt 2.1 in „minderwer-

tig“ (roter Rahmen) und „hochwertig“ (grüner Rahmen) eingeteilt. Alle Schweißnähte, welche mit einer Leistung von $P \geq 10$ kW geschweißt wurden (mit Ausnahme der Schweißung bei 16 kW und 2 m/min Schweißgeschwindigkeit), weisen eine hochwertige Schweißnahtqualität, ohne Schmelzauswürfe mit einer homogenen Nahtzeichnung auf. Lediglich die Schweißnaht bei 16 kW und 2 m/min muss aufgrund einer unregelmäßigen Nahtzeichnung als minderwertig eingestuft werden.

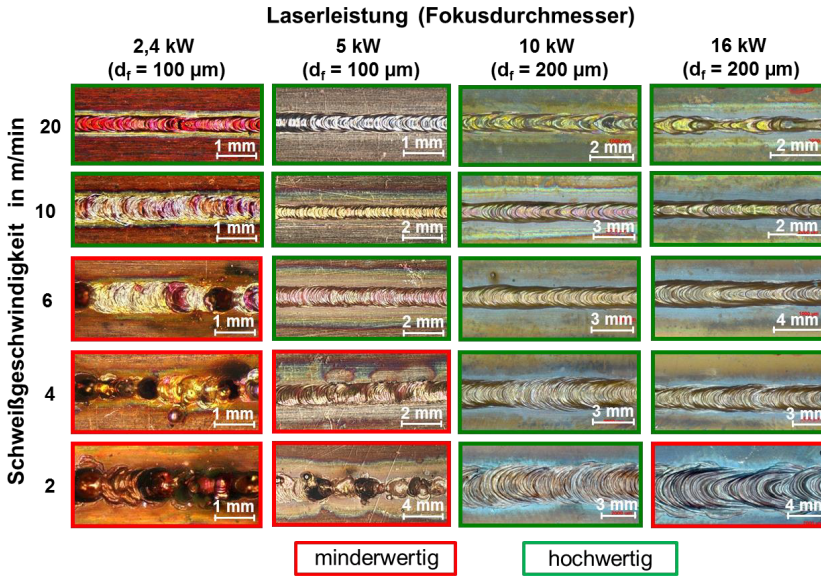


Abbildung 76: Ausschnitte von Nahtoberraupen von Schweißungen bei unterschiedlichen Laserleistungen und Schweißgeschwindigkeiten, Cu-ETP.

Mit steigender Laserleistung bei konstanter Schweißgeschwindigkeit nimmt die Anzahl an Nahtdefekten analog zu den Versuchen bei Laserleistungen von ≤ 5 kW ab. Die Anzahl an Nahtdefekten pro Zentimeter Schweißnaht bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min für unterschiedliche Laserleistungen ist in Abbildung 77 links dargestellt. Oberhalb einer Laserleistung von 8 kW bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min werden keine Nahtdefekte mehr generiert.

Aus dem direkten Vergleich der Anzahl an Nahtdefekten für unterschiedlichen Fokusdurchmesser bei sonst denselben Schweißparametern (3 kW, 6 m/min) wird deutlich, dass mit einem größeren Fokusdurchmesser (200 µm) tendenziell geringfügig weniger Nahtdefekte generiert werden, sich für beide Fokusdurchmesser jedoch dasselbe Verhalten einstellt. Exemplarisch sind in Abbildung 77 rechts Ausschnitte von Nahtoberraupen geschweißter Proben bei unterschiedlichen Laserleistungen dargestellt. Mit

Laserleistungen von P > 5 kW können Schweißnähte ohne Nahtdefekte (mit Einschweißtiefen >> 1 mm) erzeugt werden (vgl. Abbildung 77 rechts (c)).

Durch die Variation der Laserleistung und der Schweißgeschwindigkeit (Abbildung 76 und Abbildung 77) wird gleichermaßen die Einschweißtiefe beeinflusst (vgl. Abbildung 70). Um den Einfluss der Einschweißtiefe bzw. der Kapillartiefe auf die Anzahl an Nahtdefekten zu untersuchen, sind in Abbildung 78 Nahtoberraupen und die zugehörigen Querschliffe für eine konstante Einschweißtiefe von 1,6 mm bei unterschiedlichen Schweißparametern dargestellt.

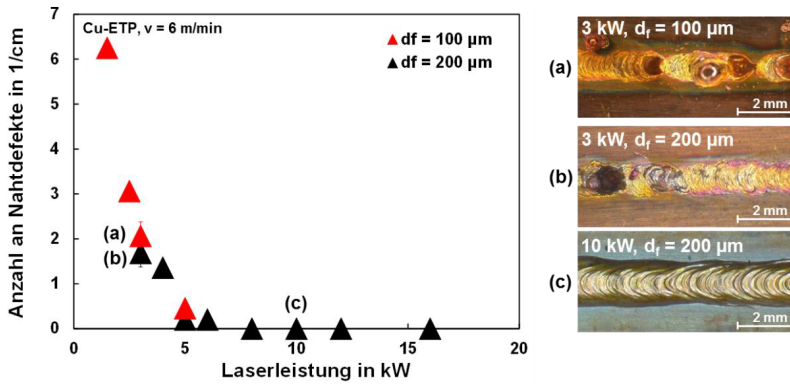


Abbildung 77: Anzahl an generierten Nahtdefekten als Funktion der Laserleistung für eine Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min. Schwarz: d_f = 200 µm, rot: d_f = 100 µm. Cu-ETP.

Anhand der Nahtoberraupen (Abbildung 78 (a)) wird deutlich, dass bei derselben Einschweißtiefe unterschiedliche Schweißergebnisse hinsichtlich der Anzahl an Nahtdefekten erzielt werden können. Die Schweißnähte bei 5 kW und 10 kW Laserleistung weisen eine homogene Nahtzeichnung ohne Schmelzauswürfe auf, wohingegen bei 2,4 kW Laserleistung die charakteristischen Löcher in der Schweißnaht auftreten. Demnach ist der Rückgang an Nahtdefekten durch die Erhöhung der Laserleistung nicht durch die gleichzeitige Steigerung der Einschweißtiefe (bzw. Kapillartiefe) zu erklären. Ein weiterer Unterschied zwischen den Ergebnissen mit geringer (≤ 5 kW) und hoher (> 5 kW) Laserleistung besteht in der verwendeten Intensität. Der Großteil der Schweißungen mit geringer Laserleistung wurde mit einem Fokusdurchmesser von 100 µm geschweißt wohingegen die Schweißnähte bei hoher Laserleistung mit einem Fokusdurchmesser von 200 µm erzeugt wurden. Dadurch ergibt sich bei gleicher eingesetzter Laserleistung eine um den Faktor vier höhere Intensität für die Versuche mit geringer Leistung.

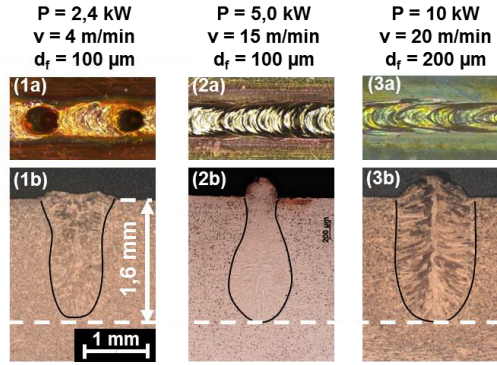


Abbildung 78: Vergleich der Nahtqualität bei gleicher Einschweißtiefe (1,6 mm) für unterschiedliche Laserleistungen, Schweißgeschwindigkeiten und Fokusdurchmesser. (a) Bilder von Nahtoberraupen und zugehörige Schliffbilder (b). (1): P = 2,4 kW, v = 4 m/min, d_f = 100 µm. (2): P = 5,0 kW, v = 15 m/min, d_f = 100 µm. (3): P = 10 kW, v = 20 m/min, d_f = 200 µm, Cu-ETP.

In Abbildung 79 sind Einzelbilder einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme vom Schweißprozess (a) und die dazugehörigen Nahtoberraupen (b) für Schweißungen mit derselben Intensität ($I = 3{,}2 \cdot 10^7$ W/cm²) bei konstanter Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min, aber unterschiedlichen Fokusdurchmessern und Laserleistungen dargestellt. Es zeigt sich, dass mit derselben Intensität Schweißnähte mit einer großen Anzahl an Nahtdefekten (1) und ohne Nahtdefekte (2) erzeugt werden können. Somit kann rückgeschlossen werden, dass die Intensität nicht ausschlaggebend für Bildung von Nahtdefekten ist.

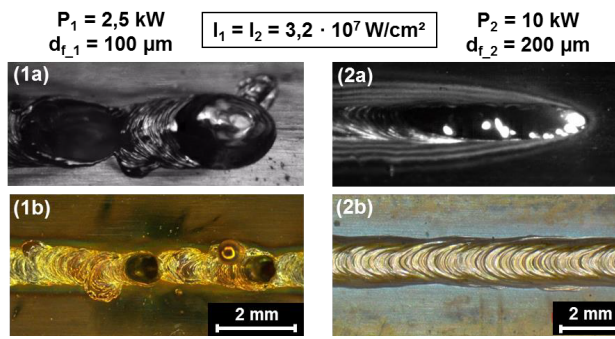


Abbildung 79: Vergleich der Nahtqualität unter Verwendung derselben Intensität bei unterschiedlichen Laserleistungen und unterschiedlichen Fokusdurchmessern bei konstanter Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min. (a) Einzelbilder von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen; (b) zugehörige Nahtoberraupen. (1): P = 2,5 kW, d_f = 100 µm; (2): P = 10 kW, d_f = 200 µm, Cu-ETP.

4.2.3 Ausbildung der Nahtform beim Schweißen mit Leistungen > 5 kW

Wie bereits in Abschnitt 3.10 gezeigt, korreliert die Ausbildung der Nahtform mit der Form der Kapillare. Die charakteristische Ausbauchung im Nahtgrund ist dabei vermutlich auf die Auswölbung an der Kapillarspitze zurückzuführen. Die sich beim Schweißen mit Laserleistungen von 10 kW und 16 kW ergebenen Nahtformen für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten sind in Abbildung 80 gezeigt.

Durch die Verwendung unterschiedlicher Schweißgeschwindigkeiten bei konstanter Laserleistung ergeben sich unterschiedliche Nahtformen. Schweißnähte, welche bei hohem Schweißgeschwindigkeiten (v = 20 m/min) geschweißt wurden, weisen eine U-Form und einen Nahtquerschnitt mit nahezu parallelen Flanken auf. Bei Verringerung der Schweißgeschwindigkeit stellt sich die charakteristische tropfenförmige Nahtform im Querschnitt ein. Eine weitere Reduktion der Geschwindigkeit führt zu einer Nagelkopfform und dem Rückgang der Auswölbung im Nahtgrund. Auffällig ist die nahezu zylindrische Nahtform mit sehr steilen Flanken bei einer Laserleistung von 16 kW und einer Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min.

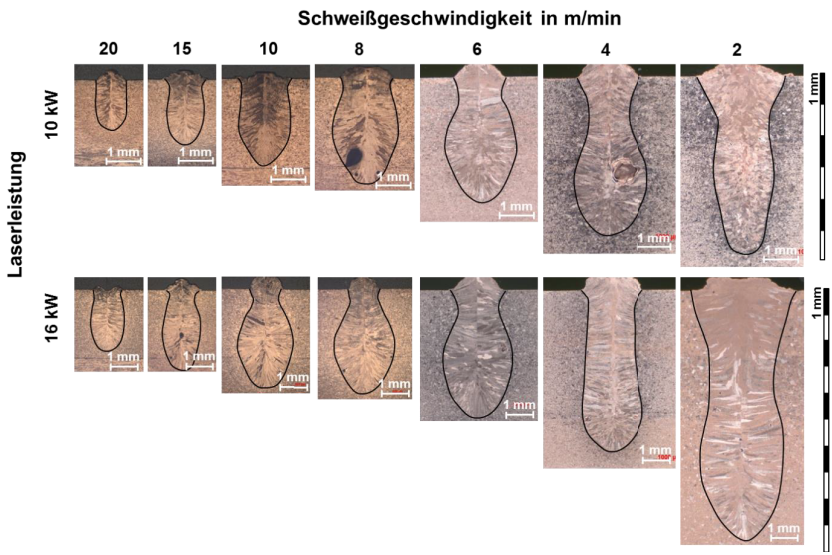


Abbildung 80: Nahtformenquerschnittflächen für unterschiedliche Laserleistungen und Schweißgeschwindigkeiten. Oben: P = 10 kW, unten P = 16 kW. Cu-ETP, d_f = 200 µm.

Die sich ausbildende Nahtformen lassen sich auch hier anhand der jeweiligen Kapillarform erklären. In Abbildung 81 ist für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten bei einer Laserleistung von 16 kW die Korrelation von Kapillarform und Nahtgeometrie

dargestellt. Die extrahierten Kapillarformen wurden aus Röntgenvideos ermittelt. Abbildung 81 (a) zeigt die gemittelte Kapillarform (links) mit der charakteristischen Auswölbung in der Kapillarmitte. Der zugehörige Querschliff (rechts) zeigt in der Höhe der Auswölbung aus dem Bild der Kapillarform ebenfalls eine Auswölbung.

Bei der Verringerung der Schweißgeschwindigkeit auf 6 m/min (Abbildung 81 (b)) ist weiterhin eine Auswölbung in der Kapillarform sowie im Querschliff zu erkennen. Der zylinderförmige Nahtquerschnitt mit den steilen Flanken in Abbildung 81 (c) ist dabei vermutlich auf die zylinderförmige Kapillarform ohne nennenswerte Auswölbung zurückzuführen.

Die dargestellten Ergebnisse bestätigen auch hier den bereits in Abschnitt 3.10 diskutierten Zusammengang zwischen Kapillarform und Nahtgeometrie. Entgegen den Erwartungen ist die charakteristische Auswölbung an der Kapillare ebenfalls mit Leistungen > 5 kW teilweise vorhanden, wobei diese nicht anwächst und zu Schmelzauswürfen oder Poren führt.

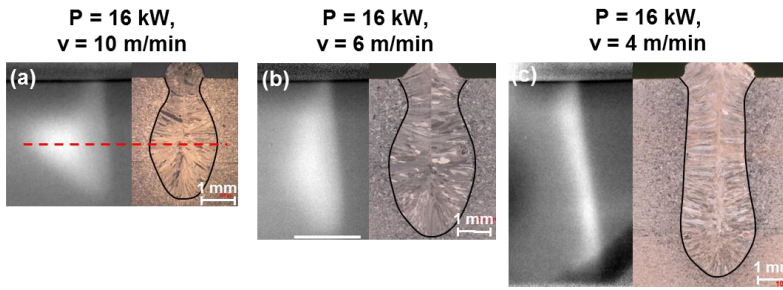


Abbildung 81: Gemittelte Kapillarformen (links) und zugehörige Querschliffe (rechts) für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten bei einer Laserleistung von P = 16 kW, d_f = 200 µm.

4.2.4 Zusammenführung der Ergebnisse mit Laserleistungen > 5 kW

Aus den Untersuchungen zum Schweißen mit hoher Leistung geht eindeutig hervor, dass mit Laserleistungen > 5 kW qualitativ hochwertige Schweißnähte ohne Nahtdefekte mit Einschweißtiefen von mehreren Millimetern erzeugt werden können. Beim Schweißen von Kupfer kann eine klare Prozessgrenze zwischen minderwertigen und hochwertigen Schweißnähten identifiziert werden. Die Abgrenzung der Prozessergebnisse hinsichtlich der erzielbaren Nahtqualität ist in Abbildung 82 anhand einer Zusammenführung der Untersuchungen dargestellt.

Das Schaubild zeigt die Abgrenzung zwischen qualitativ hochwertigen (grün) zu minderwertigen (rot) Schweißnähten bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten und Laserleistungen. Die Zahlen repräsentieren die erzielten Einschweißtiefen (mit

d_f = 100 µm links und mit d_f = 200 µm rechts von den Datenpunkten), welche mit den jeweiligen Parametern der Datenpunkte erzielt wurden.

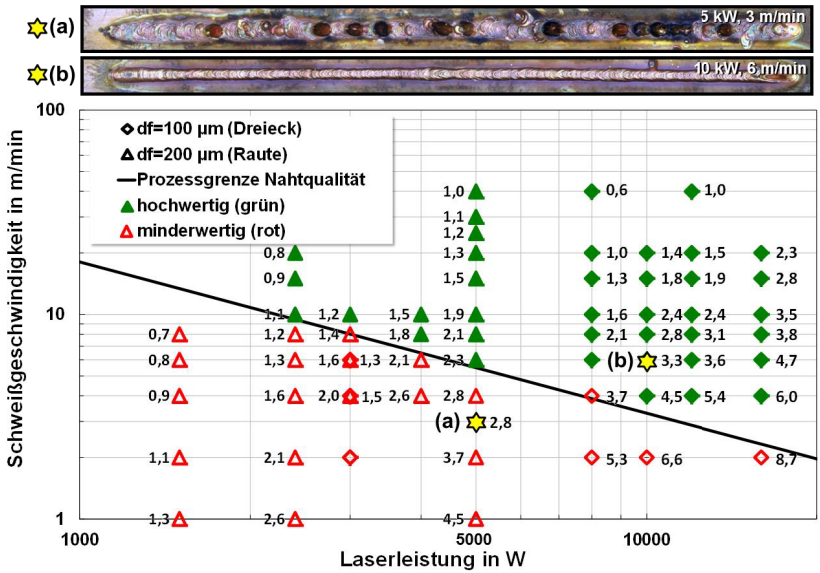


Abbildung 82: Erweiterung der Prozessgrenze durch die Verwendung von Leistungen ≥ 5 kW. Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Laserleistung für unterschiedliche Fokusdurchmesser (Dreiecke: d_f = 100 µm, Rauten: d_f = 200 µm). Durchgezogene Linie: Prozessgrenze von minderwertigen (rot) zu hochwertigen Schweißnähten (grün). Oben: Nahtoberraupen von Schweißproben mit derselben Streckenenergie bei unterschiedlichen Laserleistungen und Schweißgeschwindigkeiten. d_f = 200 µm, (a): P = 5 kW, v = 3 m/min, (b): P = 10 kW, v = 6 m/min, Cu-ETP. Die Zahlen repräsentieren die erzielten Einschweißtiefen (mit d_f = 100 µm links und mit d_f = 200 µm rechts von den Datenpunkten), welche mit den jeweiligen Parametern der Datenpunkte erzielt wurden.

Mit der Verwendung von Laserleistungen > 5 kW ist es möglich, qualitativ hochwertige Schweißnähte auch bei Schweißgeschwindigkeiten < 10 m/min und somit Einschweißtiefen > 6 mm zu erzeugen. Die Prozessgrenze der Nahtqualität kann durch die Verwendung von Laserleistungen > 5 kW zu geringeren minimal zulässigen Schweißgeschwindigkeiten als Funktion der Laserleistung erweitert werden.

Oberhalb des Diagramms aus Abbildung 82 sind Nahtoberraupen von Schweißnähten in Cu-ETP bei derselben Streckenenergie aber unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten und Laserleistungen dargestellt. Die Schweißnähte wurden auf derselben Probe nebeneinander angeordnet. Deutlich zu erkennen sind die unterschiedlichen Prozessergebnisse hinsichtlich der Nahtqualität. Die Schweißnaht bei geringer Schweißgeschwindigkeit von 3 m/min und 5 kW (a) weist eine große Anzahl an Naht-

defekten auf, wohingegen die Schweißnaht bei 6 m/min und 10 kW keine Nahtdefekte mit einer homogenen Nahtzeichnung zeigt. Zusätzlich konnte die Einschweißtiefe der Naht bei 10 kW Laserleistung um 15% gegenüber der Naht bei 5 kW Laserleistung gesteigert werden.

Um die Prozessgrenze zu veranschaulichen sind in Abbildung 83 Nahtoberraupen geschweißter Kupferproben bei jeweils konstanter Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min (oben) und 6 m/min (unten) dargestellt. Die Laserleistung wurde pro Schweißnaht um 1 kW ausgehend von 3 kW gesteigert. Der Übergang zwischen qualitativ hochwertigen und minderwertigen Schweißnähten liegt nach dem Schaubild aus Abbildung 82 für eine Laserleistung von 8 kW bei 4 m/min und bei 6 m/min für eine Laserleistung von 5 kW. Es wurden nur minderwertige Schweißnähte bei der Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min erzielt. Bei der Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min ist der Übergang zwischen minderwertigen und hochwertigen Schweißnähten mit der gestichelten weißen Linie verdeutlicht. Die Schweißnähte bei einer Laserleistung von 3 kW und 4 kW zeigen eine minderwertige Qualität wohingegen bei 5 kW und 6 kW hochwertige Schweißnähte erzeugt wurden.

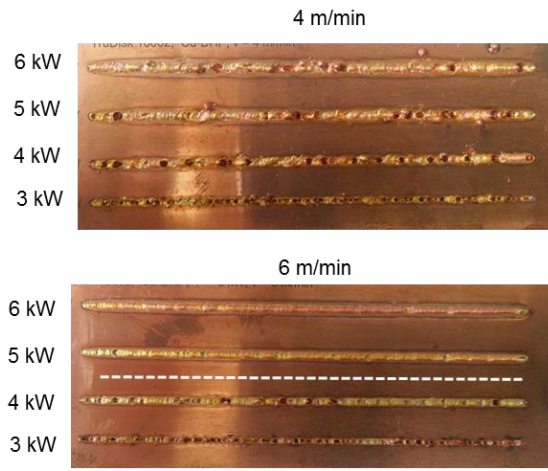


Abbildung 83: Nahtoberraupen geschweißter Kupferproben bei unterschiedlichen Leistungen von P = 3 kW bis P = 6 kW und unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten, links v = 4 m/min, rechts: v = 6 m/min. d_f = 200 µm, Cu-ETP.

Eine weitere Bestätigung der Ergebnisse mit hohen Laserleistungen wird bei der Betrachtung der Prozesseffizienz ersichtlich. In Abbildung 84 sind die ermittelten thermischen Wirkungsgrade (vgl. Abschnitt 2.4.4) als Funktion der benötigten Laserleistung pro Millimeter Einschweißtiefe für Cu-ETP dargestellt. Die Datenpunkte im Diagramm sind erneut in minderwertige Schweißnahtqualität (rot) und hochwertige

Schweißnahtqualität (grün) eingeteilt. Auch hier zeigt sich der bereits in Abschnitt 2.5 behandelte Grenzwert von 2,2 kW Laserleistung pro Millimeter Einschweißtiefe. Oberhalb dieses Grenzwertes werden qualitativ hochwertige Schweißnähte erzielt. Nahezu alle Schweißnähte mit höheren Laserleistungen ($P \geq 5$ kW) weisen einen thermischen Wirkungsgrad von ca. 25 - 30% bei gleichzeitig hochwertiger Nahtqualität auf. Die Verwendung einer hohen Laserleistung zum Schweißen von Kupfer führt demnach gleichzeitig zu geringeren Wärmeleitungsverlusten und einer Steigerung der Prozesseffizienz bei gleichzeitig hochwertiger Nahtqualität.

Aus dem Zusammenhang zwischen Schweißgeschwindigkeit, Laserleistung, Einschweißtiefe und den daraus resultierenden Nahtqualitäten kann der zuvor diskutierte Schwellwert für die Erzeugung qualitativ hochwertiger Schweißnähte in eine anwenderfreundlichere Darstellung überführt werden. Die pro Millimeter Einschweißtiefe benötigte Laserleistung als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für Fokusdurchmesser von 100 µm (Dreiecke) und 200 µm (Rauten) ist in Abbildung 85 dargestellt. Aus dem Diagramm kann je nach Anwendungsfall die passende Prozessstrategie abgeleitet werden. Bei vorgegebener Taktzeit, welche einer vorgegebenen maximalen Schweißzeit und damit der Schweißgeschwindigkeit entspricht, ergibt sich die zu wählende Laserleistung aus dem Diagramm für eine gewünschte Einschweißtiefe. Im Umkehrschluss kann bei vorgegebener oder zur Verfügung stehender Maximalleistung und gewünschter Einschweißtiefe die zu wählende Schweißgeschwindigkeit ermittelt werden, um qualitativ hochwertige Schweißnähte zu erzeugen.

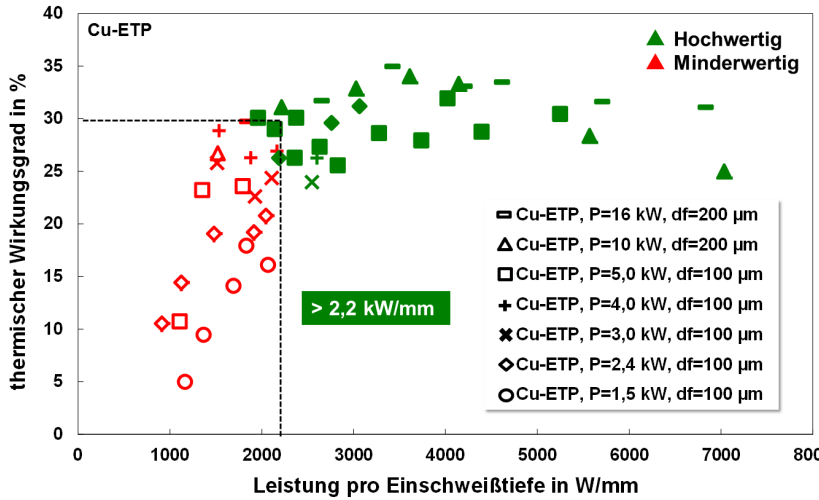


Abbildung 84: Thermischer Wirkungsgrad als Funktion der Leistung pro Millimeter Einschweißtiefe.

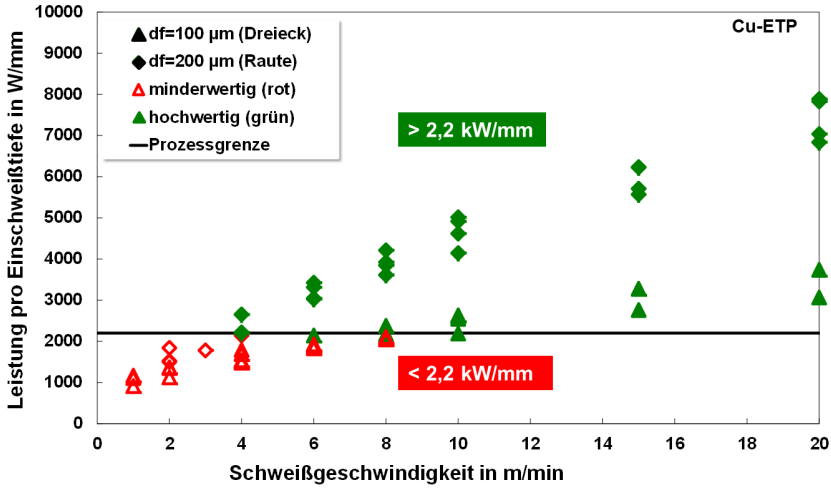


Abbildung 85: Erweiterung der Prozessgrenze durch die Verwendung von Leistungen $P \geq 5$ kW. Leistung pro Einschweißtiefe als Funktion der Schweißgeschwindigkeit (Dreiecke: $d_f = 100$ µm, Rauten: $d_f = 200$ µm). Durchgezogene Linie: Prozessgrenze von minderwertigen (rot) zu hochwertigen Schweißnähten (grün) bei 2,2 kW/mm. Cu-ETP.

Auf Basis der Untersuchungen zum Kapillarverhalten in Abhängigkeit der Laserleistung konnte bereits in Abschnitt 3.8 (Einfluss der Laserleistung auf das Verhalten der Kapillare) eine Steigerung der Nahtqualität mit Erhöhung der Laserleistung nachgewiesen werden. Mit der Einschränkung der Verwendung von handelsüblichen Strahlquallen mit Ausgangsleistungen ≤ 5 kW wurden mit diesem Ansatz jedoch die geforderten Einschweißtiefen in Kombination mit einer hochwertigen Nahtqualität nicht erfüllt. Erst durch die Verwendung von Laserleistungen > 5 kW ist es gelungen qualitativ hochwertige Schweißnähte in Kupfer in Kombination mit Einschweißtiefen von $s >> 1$ mm zu erzeugen.

5 Übertragung der Ergebnisse zur Erweiterung der Prozessgrenzen

Zum Erweitern der Prozessgrenzen erfordern die diskutierten Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen die Entwicklung geeigneter Prozessstrategien, um eine zuverlässige und reproduzierbare Qualität der Schweißverbindung zu gewährleisten. Direkt aus den Anforderungen an die Schweißverbindung (Einschweißtiefen von $s > 1$ Millimeter und einer hohen Schweißnahtqualität) abgeleitet, ergeben sich die Prozessgrenzen beim Schweißen von Kupfer. Es konnten zwei übergeordnete Prozessgrenzen, die Einschweißtiefe (Kapillartiefe), sowie die Nahtqualität (Anzahl an generierten Nahtdefekten) identifiziert werden. Weiterhin konnten geeignete Prozessstrategien (Erhöhung der Laserleistung, Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit) abgeleitet werden, welche es ermöglichen trotz der bestehender Prozessgrenzen qualitativ hochwertig Schweißnähte mit Einschweißtiefen von $s > 1$ mm zu erzeugen.

In Abbildung 86 sind die Strategien zum Erweitern der Prozessgrenzen (Leistungsmodulation P_{mod}), zur Verbesserung der Nahtqualität (Erhöhung Schweißgeschwindigkeit v, Erhöhung Laserleistung P, Verwendung einer Leistungsmodulation P_{mod}) und zur Steigerung der Einschweißtiefe (Reduzierung des Fokusdurchmesser d_f, Erhöhung Laserleistung) schematisch durch die Pfeile dargestellt. Das Schaubild zeigt die Abgrenzung zwischen qualitativ hochwertigen (grün) zu minderwertigen (rot) Schweißnähten bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten als Funktion der Laserleistung.

Durch die Reduktion des Fokusdurchmessers d_f kann die Prozessgrenze der Einschweißtiefe (schwarz gestrichelte Linie, hier für $s = 1$ mm bei $d_f = 100$ µm) nach links zu geringeren notwendigen Leistungen und höheren Schweißgeschwindigkeiten verschoben werden.

Die resultierende Nahtqualität wird maßgeblich durch das Auftreten von Nahtdefekten bestimmt. Als mögliche Strategien zur Steigerung der Nahtqualität haben sich eine:

- Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit v,
- Erhöhung der Laserleistung P,
- Verwendung einer Leistungsmodulation P_{mod},

als zielführend erwiesen. Eine Erweiterung der Prozessgrenze der Nahtqualität zu geringeren zulässigen Schweißgeschwindigkeiten (als Funktion der Laserleistung) kann durch die Verwendung einer Leistungsmodulation erfolgen.

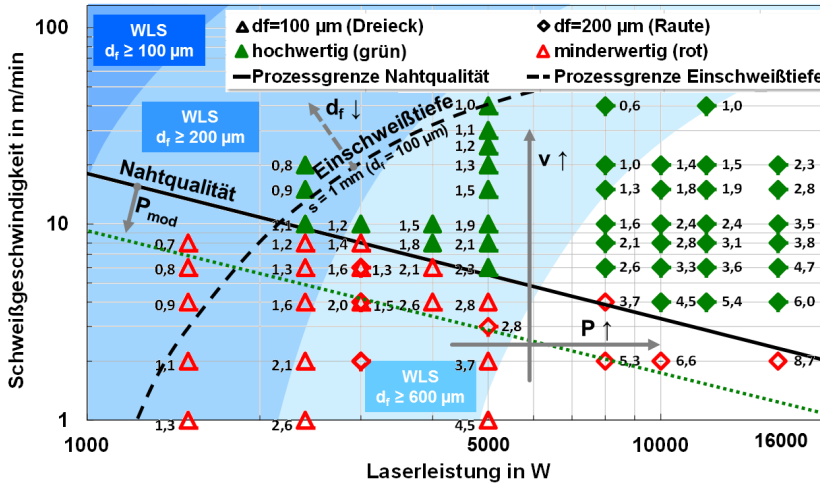


Abbildung 86: Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Laserleistung für unterschiedliche Fokusdurchmesser (Dreiecke: $d_f = 100$ µm, Rauten: $d_f = 200$ µm). Durchgezogene Linie: Prozessgrenze von minderwertigen (rot) zu hochwertigen Schweißnähten (grün). Gepunktete Linie zeigt die Erweiterung der Prozessgrenze der Nahtqualität zu qualitativ hochwertigen Schweißnähten durch die Anwendung einer Leistungsmodulation (P_{mod}). Gestrichelte Linie: Prozessgrenze der Einschweißtiefe für $s > 1$ mm bei $d_f = 100$ µm. Die grauen Pfeile verdeutlichen Strategien zur Verbesserung der Schweißnahtqualität und Steigerung der Einschweißtiefe. Die Zahlenwerte neben den Datenpunkten repräsentieren die erzielten Einschweißtiefen (links für $d_f = 100$ µm, rechts für $d_f = 200$ µm), welche mit den jeweiligen Parametern der Datenpunkte erzielt wurden.

Für die beschriebenen Strategien konnten Schwellwerte gefunden werden, oberhalb welchen es möglich ist qualitativ hochwertige Schweißnähte in Kupfer bei gleichzeitig hoher Einschweißtiefe (> 1 mm) zu erzeugen. Die Schwellwerte der jeweiligen Prozessstrategien haben ergeben:

- Fokusdurchmesser ≤ 200 µm (Intensitäten > $1 \cdot 10^7$ W/cm²),
- Laserleistung pro Millimeter Einschweißtiefe > 2,2 kW/mm,
- Leistungsmodulation mit einer normierten Frequenz $\Lambda \sim 0{,}2$ bei einer Modulationstiefe von $\Pi \sim 86\%$.

Mit den vorgestellten Ansätzen kann eine Reduktion der Nahtdefekte um bis zu 90% erreicht werden. Als Auswirkung dieser Strategien sind thermische Wirkungsgrade von > 25% erzielbar. Die Ansätze haben gezeigt, dass es möglich ist mit Laserstrahlquellen mit 1 µm Laserwellenlänge durch eine geeignete Prozessstrategie qualitativ hochwertige Schweißnähte bei gleichzeitig hohen Einschweißtiefen zu erzeugen.

6 Zusammenfassung

Mit dem stetig wachsenden Grad der Elektrifizierung und dem Trend zur Elektromobilität steigt gleichermaßen die Nachfrage an zuverlässigen und reproduzierbaren Schweißverbindungen von Kupferwerkstoffen kontinuierlich an. Das Laserstrahlschweißen stellt aufgrund seiner Flexibilität, dem geringen Wärmeeintrag, der guten Zugänglichkeit oder der hohen Effizienz dabei grundsätzlich ein geeignetes Fügeverfahren dar. Zum momentanen Stand der Technik ist das Laserstrahlschweißen von Kupfer mit handelsüblichen Laserstrahlquellen (Laserleistungen ≤ 5 kW, Laserwellenlängen von 1 µm) jedoch unterschiedlichen Prozessgrenzen ausgesetzt.

Das Hauptziel dieser Arbeit bestand im Erarbeiten eines grundlegenden Prozessverständnisses beim Laserstrahlschweißen von Kupfer mit Einschweißtiefen von mehreren Millimetern, insbesondere im Hinblick auf die Ursachen und Wirkzusammenhänge der für die Prozessgrenzen verantwortlichen Einflussfaktoren. Aus den gewonnenen Erkenntnissen wurden gezielt potentielle Strategien und geeignete Erweiterungen dieser Prozessgrenzen abgeleitet und umgesetzt.

Es konnten zwei Prozessgrenzen, die Limitierung der erzielbaren Einschweißtiefe und die Minderung der Schweißnahtqualität, ermittelt werden. Die Prozessgrenze der Nahtqualität beschreibt dabei die minimal zulässige Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Laserleistung, um qualitativ hochwertige Schweißnähte (geringe Anzahl an Nahtdefekten) zu erzeugen, wohingegen die Prozessgrenze der Einschweißtiefe die maximal zulässige Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Laserleistung angibt, um Einschweißtiefen von $s > 1$ mm erzielen zu können.

Im Rahmen der Untersuchungen der vorliegenden Arbeit wurden werkstoffspezifische Eigenschaften (Absorption, Wärmeleitfähigkeit) und verfahrenstechnische Aspekte (Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit) als Einflussgrößen auf die Prozessgrenzen identifiziert. Die Einflüsse stehen dabei in ständiger Wechselwirkung miteinander. Aus den fundamentalen Untersuchungen zu den Prozessgrenzen konnte die Hypothese abgeleitet werden:

Beim Laserstrahlschweißen von Kupfer besteht eine Korrelation zwischen den ermittelten Prozessgrenzen und dem Verhalten der Dampfkapillare.

Um die aufgestellte Hypothese zu verifizieren, wurden zunächst die einzelnen Prozessgrenzen und Einflussfaktoren separiert analysiert und bewertet.

Es konnte gezeigt werden, dass die geforderten Einschweißtiefen von $s > 1$ mm mit konventionellen Laserstrahlquellen mit Leistungen von $P \leq 5$ kW nicht durch Wärmeleitungsschweißen erzielt werden können. Aus diesem Grund wurde im Rahmen der

Arbeit die notwendige Schwellleistung zum Erreichen der Tiefschweißschwelle in Abhängigkeit des Fokusdurchmessers und der Schweißgeschwindigkeit ermittelt. Es konnte gezeigt werden, dass mit Fokusdurchmesser von $d_f \geq 600$ µm bei Laserleistungen von $P \leq 5$ kW kein Tiefschweißen mehr möglich ist und somit die geforderten Einschweißtiefen von $s > 1$ mm nicht erreicht werden. Um der Anforderung ($s > 1$ mm) gerecht zu werden sind hohe Intensitäten und damit Fokusdurchmesser von $d_f \leq 200$ µm notwendig.

Die Untersuchungen haben gezeigt, dass bei gegebener Laserleistung (≤ 5 kW) Schweißgeschwindigkeiten von $v < 10$ m/min notwendig sind, um Einschweißtiefen von $s > 1$ mm zu erzeugen. Gerade in diesem Geschwindigkeitsbereich ist der Schweißprozess durch das vermehrte Aufkommen von Nahtdefekten wie Spritzern, Schmelzauswürfen, Poren oder einer Einschweißtiefenschwankung gekennzeichnet. Es konnte gezeigt werden, dass das Zusammenspiel der Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit die resultierende Nahtqualität (Anzahl an generierten Nahtdefekten) bestimmt. Es existiert eine minimal zulässige Schweißgeschwindigkeit als Funktion der Laserleistung, um qualitativ hochwertige Schweißnähte zu erzeugen. Diese Limitierung stellt die Prozessgrenze der Nahtqualität dar. Je höher die Laserleistung und je höher die Schweißgeschwindigkeit, desto weniger Nahtdefekte werden generiert.

Eine der zentralen Ansätze dieser Arbeit liegt in der Identifikation der Ursache für die Prozessgrenzen. Mittels High-Speed Online-Röntgenuntersuchungen konnte eine klare Korrelation zwischen Instabilitäten, dem zeitlichen und örtlichen Verhalten und der Existenz der Dampfkapillare gefunden werden. Dabei konnte gezeigt werden, dass die Bildung einer Auswölbung am Kapillargrund und das anschließende abrupte Anwachsen dieser Auswölbung mit der Bildung von Schmelzauswürfen und Poren korreliert. Gleichermaßen korrelieren die Spritzerbildung, die Einschweißtiefenschwankung, die resultierende Nahtquerschnittsform, sowie die Ausbildung der Nahtzeichnung mit dem Kapillarverhalten. Mit der detaillierten Erforschung der Kapillarausbildung konnte weiterhin ein eindeutiger Zusammenhang zwischen der für den Kupferwerkstoff charakteristischen Ausbildung einer tropfenförmigen Nahtquerschnittsfläche und der Kapillarform geschaffen werden. Mit den Untersuchungen und Ergebnissen hinsichtlich der Prozessgrenzen und deren Einflussgrößen konnte die eingangs aufgestellte Hypothese, wenn auch nicht endgültig bewiesen so doch bekräftigt werden.

Mit diesem grundlegenden Prozessverständnis konnten Maßnahmen zur Erweiterung der Prozessgrenzen und geeignete Prozessstrategien zum Erzeugen qualitativ hochwertiger Schweißnähte mit Einschweißtiefen von $s > 1$ mm abgeleitet und umgesetzt werden. In der vorliegenden Arbeit wurden zwei Ansätze verfolgt. Zum einen eine gezielte zeitliche Änderung der Laserleistung, die sogenannte Leistungsmodulation, und zum anderen die Verwendung hoher Laserleistungen von bis zu 16 kW.

Mit der Leistungsmodulation wurde der Ansatz verfolgt, die Laserleistung während des Anwachsens der Auswölbung am Kapillargrund zu reduzieren, um ein weiteres Anwachsen und somit die Bildung von Nahtdefekten zu verhindern. Im Rahmen der Arbeit wurden die Wirkzusammenhänge von mittlerer Laserleistung, Amplitude, Modulationsfrequenz, Fokusdurchmesser und Schweißgeschwindigkeit hinsichtlich der erzeugten Nahtqualität detailliert untersucht und geeignete Parameter zum Erzeugen einer hochwertigen Schweißnahtqualität bei gleichzeitig hoher Einschweißtiefe abgeleitet. Es hat sich gezeigt, dass mit einer normierten Frequenz (Verhältnis von Modulationsfrequenz, Fokusdurchmesser und Schweißgeschwindigkeit) von $\Lambda = 0{,}2$ bis $\Lambda = 0{,}4$ in Kombination mit einer Modulationstiefe (Verhältnis von Amplitude und mittlerer Leistung) von $\Pi = 86\%$ qualitativ hochwertige Schweißnähte in Kupfer erzeugt werden können. Mit der Leistungsmodulation konnten die Nahtdefekte um bis zu 90% für reines Kupfer (Cu-ETP) reduziert werden. Die Untersuchungen veranschaulichen, dass eine Leistungsmodulation gezielt zum Erweitern der Prozessgrenzen beim Schweißen von Kupfer eingesetzt werden kann.

Ein weiterer Ansatz zum Erzeugen qualitativ hochwertiger Schweißnähte mit Einschweißtiefen von $s > 1$ mm wurde durch die Verwendung von Laserleistungen bis zu 16 kW verfolgt. Durch die Verwendung von Laserleistungen > 5 kW konnten qualitativ hochwertige Schweißnähte mit Einschweißtiefen von bis zu 10 mm erzielt werden.

Aus den Untersuchungen konnte eine klare Prozessgrenze zwischen minderwertigen und hochwertigen Schweißnähten identifiziert werden. Eine deutliche Grenze zwischen den Nahtqualitäten konnte bei einem Grenzwert von 2,2 kW Laserleistung pro Millimeter Einschweißtiefe ermittelt werden. Oberhalb dieses Grenzwertes werden qualitativ hochwertige Schweißnähte erzielt. Zusätzlich konnte durch die Steigerung der Laserleistung die Einschweißtiefe gegenüber den Schweißnähten mit Laserleistungen von $P \leq 5$ kW bei derselben Streckenenergie um 15% gesteigert werden. Die Verwendung von hohen Laserleistungen hat zugleich Auswirkung auf die Effizienz des Schweißprozesses. So weisen nahezu alle Schweißnähte mit höheren Laserleistungen ($P > 5$kW) einen thermischen Wirkungsgrad von 25 - 30% bei gleichzeitig hochwertiger Nahtqualität auf.

Die für den Kupferwerkstoff charakteristische Auswölbung am Kapillargrund konnte ebenso bei den Röntgenuntersuchungen zum Kapillarverhalten beim Schweißen mit hohen Laserleistungen beobachtet werden. Im Gegensatz zum Schweißen mit Leistungen < 5 kW bleibt die Auswölbung in ihrer Größe jedoch unverändert und führt somit nicht zur Bildung von Nahtdefekten. Eine gleichzeitige Verringerung der Schweißgeschwindigkeit führt zu einer schlanken, tiefen Kapillare mit stark fluktuierender Kapillarrückwand bei dennoch stabilem Schweißprozess. Die Ursache dieses Kapillarver-

halten ist bislang noch ungeklärt und zugleich Bestandteil aktueller Forschungsarbeiten.

Mit den in dieser Arbeit erzielten Ergebnissen, Zusammenhängen und abgeleiteten Strategien ist es erstmals möglich mit dem Laserstrahl qualitativ hochwertige Schweißnähte in Kupfer mit Einschweißtiefen von mehreren Millimetern zu erzeugen. Darüber hinaus haben die Ergebnisse dieser Arbeit dazu beigetragen das grundlegende Prozessverständnis beim Schweißen von Kupfer zu erweitern und stellt somit Grundlage für das Ableiten und die Entwicklung zukünftiger Strategien für einen zuverlässigen und robusten Laserstrahlschweißprozess in Kupfer dar.

7 Literaturverzeichnis

[1] DEUTSCHES KUPFER INSTITUT (DKI): *Kupfer*, 2. Auflage, Saladruck Berlin, 1982.

[2] ENGLER, S.: *Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen mit brillanten Strahlquellen im infraroten und grünen Wellenlängenbereich*, Dissertation, Aachen 2015.

[3] HEIDER, A.; WEBER, R.; GRAF, T.: *High-Quality Laser Welding of Copper using appropriate Power Modulation*, Proceedings in ICALEO 2012, USA, Anaheim, 2012.

[4] HEß, A.: *Vorteile und Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen mit Strahlquellen höchster Fokussierbarkeit,* Dissertation*,* Laser in der Materialbearbeitung, Dissertation, Forschungsberichte des IFSW, Stuttgart 2012.

[5] PETRING, D.; GONEGHANY, V. N.: *Parameter Dependencies of Copper Welding with Multi-kW Lasers at 1 Micron Wavelength*, Physics Procedia, Lasers in Manufacturing, Munich, Germany, 2011.

[6] HÜGEL, H.; GRAF, T.: *Laser in der Fertigung: Grundlagen der Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014, XII, 470 S. ISBN: 978-3-8348-2240-6 (Sekundärausgabe).

[7] SMITH, C. S.: *Thermal and Electrical Conductivities of Copper Alloys*. Trans. AIME 117, S. 225/245. 1935.

[8] RAMSAYER, R.; Prozessstabilisierung beim gepulsten Laserstrahl-Mikroschweißen von Kupferwerkstoffen, Dissertation Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2005.

[9] DE BONO: *Laser Processing of Copper and Aluminium Thin Sheets with Green and Infrared Pulsed Laser Beam Sources*, International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics ICALEO (USA), 2013.

[10] KAISER, E.: *Sputter-free and Uniform Laser Welding of Electric or Electronical Copper Contacts with a Green Laser*, 8th International Conference on Photonic Technologies LANE, 2014.

[11] PRICKING, S.: *High-power cw and long-pulse lasers in the green wavelength regime*, Proc. of SPIE Vol. 9741, 97410G, doi: 10.1117/12.2213293.

[12] RÜTTIMANN, C.: *Reliable laser micro-welding of copper*, Proc. of SPIE Vol. 7920 792007-1, 2011.

[13] HEß, A.; WEBER, R.: *Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen Neu- und Weiterentwicklungen: grüner Scheibenlaser und Faserlaser*, Proceedings Fügen

von Kupferwerkstoffen Anwendung und Optimierung, Deutsches Kupferinstitut, Duisburg, Deutschland, 2009.

[14] HEß, A.; WEBER, R.; HEIDER, A.; GRAF, T.: *Forced deep-penetration welding with low-power second-harmonic assistance of cw copper welding with 1 µm wavelength*, Physics Procedia, 2010.

[15] HEß, A.; HEIDER, A.; SCHUSTER, R.; WEBER R.; GRAF, T.: *Benefits from combining laser beams with different wavelengths for copper welding*, Proceedings in ICALEO, Anaheim, Los Angeles, 2010.

[16] ENGLER, S.; RAMSAYER, R.; POPRAWE, R.; *Process Studies on Laser Welding of Copper with Brilliant Green and Infrared Lasers* Proc. of the int. WLT-Conference on Lasers in Manufacturing (Munich), 2011.

[17] HEIDER, A.; HEß, A.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Stabilized Copper Welding by using Power Modulated Green and IR Laser Beams*, Proceedings in ICALEO 2011, USA, Orlando, 2011.

[18] HEIDER, A.; STRITT, P.; HEß, A.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Process Stabilization at Welding Copper by Laser Power Modulation*, Proceedings in LiM 2011, München, 2011.

[19] ABSCHLUSSBERICHT "QCOALA": *Quality Control of Aluminum Laser-Welded Assemblies*, UK, 2010.

[20] MOON, J. H.; MIZUTANI, M.; ET AL.: *Melting characteristics of metals by combined laser beams with different wavelengths*, J. Laser Appl., Vol. 15, No. 1, 2003.

[21] HEIDER, A., U. A.: *Power modulation to stabilize laser welding of copper*, Journal of Laser Application, Vol. 27, Nr. 2, 2015.

[22] HEIDER, A., U. A.: *Investigation of Spatter Formation in Laser Welding of Copper using High-Speed Online X-Ray Imaging*, Proc. of LAMP2013 the 6th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, Niigata, Japan, 2013.

[23] HEIDER, A., U. A.: *Process Stabilization at Welding Copper by Laser Power Modulation,* 13th International Workshop pf Process diagnostics and Control in Laser Beam Welding and Cutting, Hirschegg, Österreich, 2011.

[24] HEIDER, A.; BOLEY, M.; WEBER, R.; GRAF, T.: *High-Speed X-Ray Analysis of Spatter Formation in Laser Welding of Copper,* Proc. of 66th IIW Annual Assembly of International Conference on "Automation in Welding", Essen, Deutschland, 2013.

[25] ROMINGER, V.: *Formation Mechanism of Process Instabilities and Strategies to Improve Welding Quality*, Proc. of 25th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics ICALEO, USA, FL Jacksonville, 2012.

[26] HEIDER, A. ET AL.: Abschlussbericht DVS Projekt ZeSAR: *Zylindrische Polarisation für spritzerreduziertes Laserstrahlschweißen in Kupfer und Aluminium"*. IGF-Vorhaben 17.625 N/1 der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS, Aachenerstraße1 72, 40223 Düsseldorf. Im Rahmen des AIF Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und –entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie des Deutschen Bundestagesgefördert, 2015.

[27] WEBERPALS, J-P.: *Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserschweißen,* Laser in der Materialbearbeitung, Dissertation, Forschungsberichte des IFSW, Stuttgart 2010.

[28] HUGGER, F.; ET AL.: *Spatter Formation in Welding*, Proc. of 66th IIW Annual Assembly of International Conference on "Automation in Welding" (Essen, Deutschland), 2013.

[29] KATAYAMA, S.; ET AL.: *Phenomena and Suppression Conditions of Spattering during Laser Hybrid Welding*, Proc. of 66th IIW Annual Assembly of International Conference on "Automation in Welding" (Essen, Deutschland), 2013.

[30] KAPLAN, A.; POWEL, J.: *Spatter in laser welding*, Journal of Laser Applications, Vol. 23, No. 3, 2011.

[31] HOHENBERGER, B.: *Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokustechnik – Steigerung von Prozessstabilität, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung*. München: Herbert Utz Verlag Wissenschaft, Universität Stuttgart, Maschinenbau, Dissertation, Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, 2003.

[32] DIN EN ISO 6520-1: *SCHWEIßEN UND VERWANDTE PROZESSE - Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen*, 2007.

[33] DILTHEY, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*. Berlin: Springer, Auflage 3, ISBN 3-540-62661-1, 2005.

[34] TSUKAMOTO, S.; ET AL.: *Keyhole Behaviour in High Power Laser Welding*, Proceedings of SPIE Vol. 4831, 2003.

[35] KATAYAMA, S.; KOBAYASHI, Y.; MIZUTANI, M.; MATSUNAWA, A.: Effect of vacuum on penetration and defects in laser welding, Jounal of Laser Application, Vol. 13, Nr. 5, 2001.

[36] MATSUNAWA, A.; MIZUTANI, A.; KATAYAMA, S.; SETO N.: Porosity formation mechanism and its prevention in laser welding, Welding International, 17:6, 431-437, DOI: 10.1533/wint.2003.3138, 2003.

[37] TSUKAMOTO, T.; KAWAGUCHI, I.; ARAKANE, G.; HONDA, H.: *Suppression of Porosity using Pulse Modulation of Laser power*, Proc. of 20th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics ICALEO (USA, FL Jacksonville), 2001.

[38] MATSUNAWA, A.; KIM, J.-D.; SETO, N.; MIZUTANI, M.; KATAYAMA, S.: *Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding*, J. of Laser Applications, Volume 10, Nr. 6, 1998.

[39] EN ISO 13919-1, Elektronenstrahl- und Laserstrahl-Schweißverbindungen, Richtlinie für die Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten für Stahl; Nummer 8, 1996.

[40] EN ISO 13919-2, Elektronenstrahl- und Laserstrahl-Schweißverbindungen, Richtlinie für die Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten; Teil 2: Aluminium, Nummer 8, 2001.

[41] DEUTSCHES KUPFER INSTITUT (DKI): *Schweißen von Kupfer und Kupferlegierungen,* Informationsdruck i.12, Auflage 2009.

[42] BLOM, A.; PARASKEVAS, D.; VON ENGEN, P.; HOVING, W.; DE KRAMER, J.; *Process spread reduction of laser micro-spot welding of thin copper parts using real-time control* Proc. of SPIE Vol. **4977,** 2003.

[43] WIELAND-WERKE AG: Kupferdatenblatt Cu-ETP; www.wielandwerke.de, 2011.

[44] CRC HANDBOOK OF CHEMISTRY AND PHYSICS: *Thermodynamic Properties as a Function of Temperature*, Edition 95th.

[45] GASKELL, D. R.: *Introduction to Metallurgical Thermodynamics,* 2nd Edition Mc-Graw-Hill Inc, 1981.

[46] CAHILL, J. A.; KIRSHENBAUM, A. D.: *The density of liquid copper from its melting point (1356°K.) to* 2500°K and an estimate of its critical constants, J. Phys. Chem., 66, 6, pp 1080–1082, 1962.

[47] CAGRAN, C.: *Thermal conductivity and thermal diffusivity of liquid copper*, Diplomarbeit, Technische Universität Graz, 2010.

[48] POTTLACHER, G.: *Thermal conductivity of pulse-heated liquid metals at melting and in the liquid phase*, Journal of Non-Crystalline Solids, 250-252, pp. 177-181, 1999.

[49] WIELAND-WERKE AG: Kupferdatenblatt CuSn6; www.wielandwerke.de, 2011.

[50] HERZOG, P.: Temperaturabhängige thermophysikalische Werte aus internen Messungen der Firma Wieland. Persönliche Mitteilung. Wieland-Werke AG, 2014.

[51] THYSSENKRUPP INTERNATIONAL GMBH: Werkstoffdatenblatt 1.4301 (X5CrNi 18-10), 2007.

[52] DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozesseffektivität* (Stuttgart: Teubner), 1995.

[53] PALIK, E. D.: *Handbook of Optical Constants of Solids*. (Orlando, Florida) Academic Press Vol. 2, 1991.

[54] MOALEM, A.; VON WITZENDORF, P.; STUTE, U.; OVENMEYER, L.: *Reliable Copper Spot Welding with IR Laser Radiation through Short Prepulsing*, veröffentlicht in Forty Fifth CIRP Conference on Manufacturing Systems, 2012.

[55] BIRO, E.; Weckman, D. C.; Zhou, Y.: Pulsed Nd:YAG Laser Welding of Copper Using Oxygenated Assist Gases, Metallurgical and Materials Transactions A, 2020 – Volume 33A, 2002.

[56] SCHELLENBERG, A.: *Strategien zur Oberflächenvorbehandlung beim Kupferschweißen*. Bachelorarbeit, Betreuer: Andreas Heider, Universität Stuttgart, IFSW 13-04, 2013.

[57] GRAF, T.; BERGER, P.; WEBER, R.; HÜGEL, H.; HEIDER, A.; STRITT P.: *Analytical expressions for the threshold of deep-penetration laser welding*, Laser Phys. Lett. 12 056002, 2015.

[58] CLINE, H. E.; ANTHONY, T.R.: *Heat treating and melting material with a scanning laser or electron beam*, Journal of Applied Physics,48, S. 3895-3900, 1977.

[59] BERGER, P.: *Modellierung von Prozessen der Lasermaterialbearbeitung*, Vorlesungsskript, Universität Stuttgart, 2016.

[60] WAGNER, J.: *Ermittlung der Tiefschweißschwelle beim Laserstrahlschweißen von Metallischen Werkstoffen*, Bachelorarbeit, Betreuer: Andreas Heider, Universität Stuttgart, IFSW 15-30, 2015.

[61] ZOU, L.; HE, Y.; WU, S. K.; HUANG, T.; XIAO, R. S.: *Experimental and theoretical characterization of deep penetration welding threshold induced by 1 μm laser*, Applied Surface Science, http://dx.doi.org/doi:10.1016/j.apsusc.2015.09.198, 2015.

[62] STRITT, P.: *Laser Power Modulation at the threshold from heat-Conduction Welding to Deep-Penetration Welding*, Proc. of 29rd International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics ICALEO (USA), 2010.

[63] HEIDER, A., U.A.: Abschlussbericht BMBF Verbundprojekt CuBriLas: *Laserstrahlschweißen von Kupferbauteilen mit brillanten Strahlquellen im infraroten und grünen Wellenlängenbereich"*. Teilvorhaben des Institut für Strahlwerkzeuge Universität Stuttgart, Verfahrensentwicklung Tiefschweißen dicker Kupferbauteile mit brillanten Strahlquellen, FKZ: 13N10577, 2012.

[64] DÜRR, U.; HOLTZ, R.; JOKIEL, M.; LIEBERS, R.; LAVOIE, D.: *Advanced Micro-Welding Strategies with Pulsed ND:YAG Lasers,* Proc. of 23rd International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics ICALEO (USA), 2004.

[65] HERRMANN, D.: *Progress in Laser Welding of Copper,* Proc. of 12th International Laser Technology Congress AKL, Germany, Aachen, 2012.

[66] ARNOLD, T.: *Online-Röntgenuntersuchungen zur Keyholestabilität beim Schweißen von Kupferwerkstoffen*, Masterarbeit, Betreuer: Andreas Heider, Universität Stuttgart, IFSW 14-25, 2014.

[67] GOUFFÉ, A.: *Corrections d'ouverture des crop-noirs artificiels complete tenu des diffusions multiples internes*. Revue d'Optique 24, S. 809ff, 1945.

[68] GRAF, T.: *The Absorptance of Hollow Bodies (Gouffé) Revisited*. 14er Internationaler Workshop in Process diagnostics and control in laser beam welding and cutting, Hirschegg, Österreich, 2012.

[69] BECK, M.: *Modellierung des Lasertiefschweißens. Stuttgart*: B. G. Teubner-Verlag, Universität Stuttgart, Maschinenbau, Dissertation, Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, 1996.

[70] SWIFT-HOOK, D.; U. A.: *Penetration welding with lasers Welding*, Research Supplement 493-s, 1973, S. 492, 1973.

[71] GANSER, A.; PIEPER, J.; LIEBL, S.; ZAEH, M. F.: „*Numerical simulation of the thermal efficiency during laser deep penetration welding*“, Physics Proceedia 83, 1377-1386, 2016.

[72] FABBRO, R.; CHOUF, K.: *Dynamical description of the keyhole in deep penetration laser welding*. In: Journal of Laser Applications 12, S. 142-148, 2000.

[73] SEMAK, V. V.; MATSUNAWA, A.: *The role of recoil pressure in energy balance during materials processing*. In: Journal of Physics D: Applied Physics 30, S. 2541-2552, 1997.

[74] FABBRO, R.: *Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding*, J. Phys. D: Appl. Phys. 43, 445501, 2010.

[75] KAPLAN, A.; MIZUTANI, M.; KATAYAMA, S.; MATSUNAWA, A.: *Unbounded keyhole collapse and bubble formation during pulsed laser interaction with liquid zinc*, J. Phys. D: Appl. Phys. 35, 1218–1228, 2002.

[76] FORSMAN, T.; POWELL, J.; MAGNUSSON, C.: *Process instability in laser welding of aluminum alloys at the boundary of complete penetration*, J. Laser Appl. 13, 193–198, 2001.

[77] FABBRO, R.; SLIMANI, S.; DOUDET, I.; COSTE, F.; BRIAND, F.: *Experimental study of dynamical coupling between the induced vapour plume and the melt pool for Nd-YAG CW laser welding*, J. Phys. D; Appl. Phys. **39** 394-400, 2006.

[78] SKODA, P.: *Prozessstabilisierung beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen durch eine modulierte Laserleistung*, Diplomarbeit, Betreuer: Andreas Heider, Universität Stuttgart, IFSW 11-26, 2011.

[79] ABT, F.: Dissertation in Vorbereitung. Laser in der Materialbearbeitung Forschungsberichte des IFSW, Herbert Utz Verlag.

[80] ABT, F.; WEBER, R.; GRAF, T.: "*Novel X-Ray System for In-Situ Diagnostics of Laser Based Processes*", in Proc. of the 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, Anaheim, CA, USA, 2010.

[81] ABT, A; 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 Physics Procedia, Lasers in Manufacturing, Munich, Germany, 2011.

[82] ABT, F.: *„Der Röntgenblick ins Innerste des Prozesses"*. Laser Technik Journal, 04/2011, WILEY-VCH, Berlin, 2011.

[83] VÄNSKÄ, M.: *Defining the keyhole modes – the effects on the weld geometry and the molten pool behavior in high power laser welding of stainless steels*, Dissertation, University of Lappeenranta, 2014.

[84] FABBRO, R.; CHOUF K.: *Dynamical description of the keyhole in deep penetration laser welding* , J. of Laser Applications, Volume 12, Nr. 4, 2000.

[85] NIEßNER, S.: *Untersuchung des Einflusses des Anstellwinkels auf die Spritzerbildung beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen*, Studienarbeit, Betreuer: Andreas Heider, Universität Stuttgart, IFSW 14-41, 2014.

[86] KINOSHITA, K.; MIZUTANI, M.; KAWAHITO, Y; KATAYAMA, S.: *Phenomena during High-Power Fibre Laser Welding*, Proc. of the 4th International Congress on Laser Advanced Materials Processing (ICALEO), USA, 2006.

[87] LI, S.; CHEN, G.; KATAYAMA, S.; ZHANG, Y.: *Relationship between spatter formation and dynamic molten pool during high-power deep-penetration laser welding*, Applied Surface Science 303, S. 481-488, 2014.

[88] GREF, W.: *Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokusmatrixtechnik. München: Herbert Utz Verlag Wissenschaft*, Universität Stuttgart, Maschinenbau, Dissertation, Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, 2005.

[89] SCHINZEL, C.: *Nd:YAG-Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen für Anwednungen im Automobilbau*, Laser in der Materialbearbeitung Forschungsberichte des IFSW, Dissertation Universität Stuttgart, Stuttgart, 2002.

[90] HEIDER, A.: *Highlights aus dem DVS-Projekt ZeSAR - Prozessgestaltung für qualitativ hochwertige Kupferschweißungen*, Fachbeitrag in Schweißen und Schneiden, 2015.

[91] ENGELHARDT, T.; BRANDNER, M.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Influence of Welding Parameters and Stack Configuration on Pore Formation of Laser Welded Aluminum Foil Stacks*, Proceedings in Laser in Manufacturing Conference (LiM), 2015.

[92] RAPP, J.: Laserschweißeignung von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Leichtbau. Doktorarbeit, Universität Stuttgart, Stuttgart, 1996.

[93] Trumpf: *Prozesssicheres Schweißen von Kupferblech mit drei Scheibenlasern*, Redakteur/Autor: Rüdiger Kroh, Pressemitteilung vom 27.11.2006 in MaschinenMarkt, 2006.

[94] LIEBL, S.; WIEDENMANN, A.; GANSER, P.; SCHMITZ, P.; ZAEH, M. F.: *Laser Welding of Copper using Multi Mode Fiber Lasers at near infrared Wavelength*, Physics Proceedia 56, 591-600, 2014.

[95] SHIBATA, K.; ET AL.: *Process stabilization by dual focus laser welding of aluminum alloys for car body*, Proc. SPIE 5121, 376–384, 2003.

[96] ARATA, Y.; ET AL.: *Tandem Electron Beam Welding (Report III)*. Transaction of JWRI, Vol. 9, No. 1, Welding Research Institute of Osaka University, Suita, Osaka, Japan, 1980.

[97] TOMIE, M.; ET AL.: *Tandem Electron Beam Welding (Report IV),* High Speed Tandem Electron Beam Welding. Transaction of JWRI, Vol. 18, No. 2, Welding Research Institute of Osaka University, Ibaraki, Osaka, Japan, 1989.

[98] LEE, M.; REINERMANN, N.; GRUPP, M.: *Welding of copper with brilliant fiber laser sources,* Proc. of 9th International Conference on Photonic Technologies LANE, Germany, 2016.

[99] BEREND, O.; HAFERKAMP, H.; ENGELBRECHT, L.: *High-frequency beam oscillating to increase the process stability during laser welding with high melt pool dynamics,* of 24rd International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics ICALEO (USA), 2005.

[100] CHO, J-H.; FARSON, D.; REITER, M.: *Analysis of penetration depth fluctuations in single-mode fibre laser welds,* J. Phys. D; Appl. Phys. **42,** 2009.

[101] KOU, T. Y.; JENG, S. L.: *Porosity reduction in Nd-YAG laser welding of stainless steel and inconel alloy by using a pulsed wave*. Department of Mechanical Engineering, Southern Taiwan University of Technology, Proceedings of J.Phys. D: Appl Phys. 38, 722-728, 2005.

[102] KAWAGUCHI, I.; TSUKAMOTO, S.; HONDA, H.; ARAKANE, G.: *Power Modulation in Deep Penetration Laser Welding – Optimization of Frequency and Waveform to Prevent the Poriosity,* Proc. of 22rd International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics ICALEO (USA), 2003.

[103] KUGLER, T.; NAEEM M.: *Material Processing With Super-Modulation*. Proceedings of ICALEO, LIA, Orlando, Paper 506, 2002.

[104] WILDEN, J.; JAHN, S.: *Synergie von Laserprozesstechnik und Metallurgie*. Proceedings of Jena Laser Tagung, 2010.

[105] STOCKER, M.: *Prozessstabilisierung beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen durch Kombination einer grünen und einer infraroten Laserwellenlänge*, Studienarbeit, Betreuer: Andreas Heider, Universität Stuttgart, IFSW 11-04, 2011.

[106] BECK, J.: *Untersuchung des Einflusses der Pulsform beim leistungsmodulierten Laserstrahlschweißen von Kupfer*, Studienarbeit, Betreuer: Andreas Heider, Universität Stuttgart, IFSW 14-03, 2014.

[107] BROCKMANN, R.; MANN, K: *Latest Disk Laser for Automotive Industry*. Proc. EALA, Bad Nauheim, 2007.

8 Danksagung

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

Meinem Doktorvater, Prof. Dr. phil. nat. habil. Thomas Graf, danke ich herzlich für die fachliche Anleitung und die zahlreichen Anregungen und Diskussionen, welche maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, sowie für die Aufnahme an sein Institut, welche mir die Möglichkeit gab, mich beruflich und persönlich weiterzuentwickeln.

Bei Herrn Prof. Dr. rer. Nat. Siegfried Schmauder bedanke ich mich für die Übernahme des Mitberichts.

Herrn Dr. Ruedi Weber möchte ich herzlich dafür danken, dass er mir genügend Freiräume eingeräumt und mich bei allen Belangen unterstützt hat. Für sein Vertrauen, seine offene Art und seinen wertvollen Rat bin ich äußerst dankbar.

Herrn Peter Berger und Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel bin ich äußerst dankbar für ihre großartige wissenschaftliche Unterstützung und die zahlreichen Stunden des wissenschaftlichen Diskutierens.

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

Besonders bedanke ich mich in chronologischer Reihenfolge bei meinen Bürokollegen: Felix Abt, Christiane Thiel, David Schindhelm, Axel Hess, Peter Stritt, Daniel Weller und meinen Kollegen aus meiner Gruppe: Volker Onuseit, Michael Jarwitz, Meiko Boley, Christian Hagenlocher, Florian Fetzer. Ihr habt mich stets motiviert, unterstützt und es geschafft, immer viel Spaß bei der Arbeit und darüber hinaus zu haben. Ich erinnere mich gerne an viele Situationen am IFSW zurück, welche Dank Euch mir die Zeit unvergessen macht.

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

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von
Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart
Forschungsberichte des IFSW von 1992 bis 1999 erschienen im Teubner Verlag, Stuttgart

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

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

Mohr, Ursula
Geschwindigkeitsbestimmende Strahleigenschaften und Einkoppelmechanismen beim CO_2-Laserschneiden von Metallen
1993, 130 Seiten, ISBN 3-519-06207-0

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

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

Paul, Rüdiger
Optimierung von HF-Gasentladungen für schnell längsgeströmte CO_2-Laser
1994, 149 Seiten, ISBN 3-519-06210-0

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

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

Grünewald, Karin M.
Modellierung der Energietransferprozesse in längsgeströmten CO_2-Lasern
1994, 158 Seiten, ISBN 3-519-06213-5

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

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

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

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

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

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

Breining, Klaus
Auslegung und Vermessung von Gasentladungsstrecken für CO_2-Hochleistungslaser
1996, 131 Seiten, ISBN 3-519-06219-4

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

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

Xiao, Min
Vergleichende Untersuchungen zum Schneiden dünner Bleche mit CO_2- 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
Laserschweißeignung von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Leichtbau
1996, 202 Seiten, ISBN 3-519-06226-7

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

Grünenwald, Bernd
Verfahrensoptimierung und Schichtcharakterisierung beim einstufigen Cermet-Beschichten mittels CO_2-Hochleistungslaser
1996, 160 Seiten, ISBN 3-519-06229-1

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

Albinus, Uwe N. W.
Metallisches Beschichten mittels PLD-Verfahren
1996, 144 Seiten, ISBN 3-519-06233-X

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

Bloehs, Wolfgang
Laserstrahlhärten mit angepaßten Strahlformungssystemen
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06230-5

Bea, Martin
Adaptive Optik für die Materialbearbeitung mit CO_2-Laserstrahlung
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06231-3

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

Plaß, Wilfried
Zerstörschwellen und Degradation von CO_2-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 verfahrentechnischer Vergleich von Nd:YAG- und CO_2-Lasern im Leistungsbereich bis 5 kW
1998, 165 Seiten, ISBN 3-519-06237-2

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

Pfeiffer, Wolfgang
Fluiddynamische und elektrophysikalisch optimierte Entladungsstrecken für CO_2-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 Zerspanung
1999, 139 Seiten, ISBN 3-519-06242-9

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

Huonker, Martin
Strahlführung in CO_2-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

Bahnmüller, 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 Weichlötens mit Diodenlasern
2002, 133 Seiten, ISBN 3-8316-0086-4

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

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

Müller, Matthias G.
Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen durch Auswertung der reflektierten Leistung
2002, 122 Seiten, ISBN 3-8316-0144-5

Abeln, Tobias
Grundlagen und Verfahrenstechnik des reaktiven 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-Doppelfokustechnik – Steigerung von Prozeßsicherheit, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung
2003, 128 Seiten, ISBN 3-8316-0223-9

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

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

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

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

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

Reinhard Winkler
Porenbildung beim Laserstrahlschweissen von Aluminium-Druckguss
2004, 153 Seiten, ISBN 3-8316-0313-8

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

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

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

Klaus Goth
Schweißen von Mischverbindungen aus Aluminiumguß- und Knetlegierungen mit CO_2-Laser unter besonderer Berücksichtigung der Nahtart
2004, 143 Seiten, ISBN 3-8316-0427-4

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

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

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

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

Reiner Heigl
Herstellung von Randschichten auf Aluminiumgusslegierungen mittels Laserstrahlung
2004, 173 Seiten, ISBN 3-8316-0460-6

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von
Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf, Universität Stuttgart
Forschungsberichte des IFSW ab 2005 erschienen im Herbert Utz Verlag, München

Thomas Fuhrich
Marangoni-effekt beim Laserstrahltiefschweißen von Stahl
2005, 163 Seiten, ISBN 3-8316-0493-2

Daniel Müller
Pulsenergiestabilität bei regenerativen Kurzpulsverstärkern im Scheibenlaserdesign
2005, 172 Seiten, ISBN 3-8316-0508-4

Jiancun Gao
Neodym-dotierte Quasi-Drei-Niveau-Scheibenlaser: Hohe Ausgangsleistung und Frequenzverdopplung
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 Laserpulsen
2005, 116 Seiten, ISBN 3-8316-0573-4

Julian Sigel
Lasergenerieren metallischer Bauteile mit variablem Laserstrahldurchmesser in modularen Fertigungssystemen
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 Lasermaterialbearbeitung
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 Nahteigenschaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen
2009, 150 Seiten, ISBN 978-3-8316-0854-6

Mikhail Larionov
Kontaktierung und Charakterisierung von Kristallen 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 Laserstrahlung mit der Methode der zweiten Momente
2009, 176 Seiten, ISBN 978-3-8316-0896-6

Thomas Kübler
Modellierung und Simulation des Halbleiterscheibenlasers
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 Aluminiumlegierungen mit Laserstrahlung: Prozessverständnis und Schichtcharakterisierung
2010, 226 Seiten, ISBN 978-3-8316-0959-8

Detlef Breitling
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 axialsymmetrischen Bauteilen
2011, 162 Seiten, ISBN 978-3-8316-4088-1

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Peter Stritt
Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Remote-Laserstrahlschweißen von AlMgSi 6016
2016, 194 Seiten, ISBN 978-3-8316-4555-8

Katrin Sarah Wentsch
Analyse Ytterbium-dotierter Materialien für den Einsatz in ultrakurz-gepulsten Scheibenlasersystemen
2016, 162 Seiten, ISBN 978-3-8316-4578-7

Jan-Philipp Negel
Scheibenlaser-Multipassverstärker für ultrakurze Laserpulse mit Ausgangsleistungen im kW-Bereich
2017, 142 Seiten, ISBN 978-3-8316-4632-6

Christian Freitag
Energietransportmechanismen bei der gepulsten Laserbearbeitung Carbonfaser verstärkter Kunststoffe
2017, 152 Seiten, ISBN 978-3-8316-4638-8

Andreas Popp
Faserlaser und Faserlaserverstärker als Brillanzkonverter für Scheibenlaserstrahlen
2017, 242 Seiten, ISBN 978-3-8316-4638-8

Karin Heller
Analytische Temperaturfeldbeschreibung beim Laserstrahlschweißen für thermographische Prozessbeobachtung
2017, 130 Seiten, ISBN 978-3-8316-4654-8

Stefan Piehler
Resonatorinterne Kompensation thermisch induzierter Wellenfrontstörungen in hochbrillanten Scheibenlasern
2017, 148 Seiten, ISBN 978-3-8316-4690-6

Felix Abt
Bildbasierte Charakterisierung und Regelung von Laserschweißprozessen
2017, 232 Seiten, ISBN 978-3-8316-4691-3

Volker Rominger
Untersuchungen der Prozessvorgänge bei Einschweißungen in Baustahl mit Lasern hoher Brillanz
2017, 186 Seiten, ISBN 978-3-8316-4692-0

Thomas Rataj
Hochleistungstaugliche faserintegrierte Strahlweichen
2018, 142 Seiten, ISBN 978-3-8316-4733-0

Michael Diez
Pulsformung zur schädigungsarmen Laserbearbeitung von Silizium
2018, 194 Seiten, ISBN 978-3-8316-4737-8

Andreas Heider
Erweitern der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer mit Einschweißtiefen zwischen 1 mm und 10 mm
2018, 156 Seiten, ISBN 978-3-8316-4738-5