

Fertigungstechnik – aus den Grundlagen für die Anwendung

16

Schriften aus der
ILMENAUER FERTIGUNGSTECHNIK

Porenbildung beim Schweißen von Kupferwerkstoffen unter Verwendung von Laserstrahlung im grünen Wellenlängenbereich

Lukas Alter



Lukas Alter

**Porenbildung beim Schweißen von Kupferwerkstoffen
unter Verwendung von Laserstrahlung im grünen
Wellenlängenbereich**

**Fertigungstechnik –
aus den Grundlagen für die Anwendung**

Schriften aus der Ilmenauer Fertigungstechnik

Herausgegeben von

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann
(Technische Universität Ilmenau).

Band 16

**Porenbildung beim Schweißen von
Kupferwerkstoffen unter
Verwendung von Laserstrahlung im
grünen Wellenlängenbereich**

Lukas Alter



Universitätsverlag Ilmenau

2023

Impressum

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Angaben sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Diese Arbeit hat der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Ilmenau als Dissertation vorgelegen.

Tag der Einreichung: 12. Juli 2022

1. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann
(Technische Universität Ilmenau)
2. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Uwe Glatzel
(Universität Bayreuth)
3. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Andrés Fabián Lasagni
(Technische Universität Dresden)

Tag der Verteidigung: 20. April 2023

Technische Universität Ilmenau/Universitätsbibliothek

Universitätsverlag Ilmenau

Postfach 10 05 65

98684 Ilmenau

<https://www.tu-ilmenau.de/universitaetsverlag>

ISSN 2199-8159

DOI [10.22032/dbt.57726](https://doi.org/10.22032/dbt.57726)

URN [urn:nbn:de:gbv:ilm1-2023000196](https://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:gbv:ilm1-2023000196)



Dieses Werk - mit Ausnahme der anders gekennzeichneten Teile und des Umschlags - ist lizenziert unter einer [Creative Commons Namensnennung - Weitergabe unter gleichen Bedingungen 4.0 International Lizenz](https://creativecommons.org/licenses/by-sa/4.0/) (CC BY-SA 4.0):
<https://creativecommons.org/licenses/by-sa/4.0/>

Danksagung

Meinem Doktorvater Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann sei herzlich für die Überlassung des reizvollen Dissertationsthemas gedankt. Seine wissenschaftlich fundierten Anregungen sowie der großzügig gewährte Freiraum haben wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen. Für die bereitwillige Übernahme des Mitberichts danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Uwe Glatzel und Herrn Prof. Dr.-Ing. Andrés Fabián Lasagni.

Weiterhin danke ich stellvertretend für das gesamte Fachgebiet Fertigungstechnik der Technischen Universität Ilmenau Herrn Dr.-Ing. Klaus Schricker für zahlreiche fruchtbare Anmerkungen und Diskussionen.

Stellvertretend für die Robert Bosch GmbH danke ich Herrn Dr.-Ing. Andreas Ruß und Herrn Dr.-Ing. Godehard Schmitz für das mir entgegengebrachte Vertrauen bei der Durchführung dieser Arbeit.

Ganz besonderer Dank gilt zudem den Herren Dr.-Ing. Andreas Heider und Dr.-Ing. Markus Leimser für die exzellente und umfassende wissenschaftliche Betreuung meiner Arbeit innerhalb der Robert Bosch GmbH. Ohne die zahlreichen Diskussionen und die stetige Ermutigung wäre diese Arbeit niemals vollendet worden. Ich hätte mir keine bessere Betreuung wünschen können.

Meinen Doktorandenkollegen Dominic Woitun, Tobias Menold, Tobias Beck und Nathanael Eisenreich danke ich für unzählige fachliche und freundschaftliche Gespräche sowie die tiefe Verbundenheit im Bestreben, große Berge innerhalb kurzer Zeit zu versetzen.

Ferner danke ich Lydia Romer und Laurens Schmid für ihre tatkräftige Unterstützung meiner wissenschaftlichen Arbeit im Rahmen ihrer durchgeführten Abschlussarbeiten.

Schließlich sei meinen Eltern Rosemarie und Olfert gedankt, die mir diesen Weg ermöglicht haben. Meiner Frau Friederike danke ich für ihre stetige Ermutigung und ihre liebevolle Bereitschaft, auf gemeinsame Freizeit zu verzichten.

Zusammenfassung

Der Einsatz von herkömmlicher, infraroter Laserstrahlung für das Schweißen von Kupfer ist mit zahlreichen Herausforderungen, wie der Bildung von Prozessporen, Spritzern und Materialauswürfen verbunden. Ein Optimierungsansatz stellt diesbezüglich die Verwendung von grüner und blauer Laserstrahlung dar. Aufgrund der höheren Absorption von Laserstrahlung in diesem Wellenlängenbereich lassen sich geringe Aspektverhältnisse der Dampfkapillare beim Schweißen realisieren (Verhältnis Tiefe zu Breite: < 5), was zur Stabilisierung der Dampfkapillare und zur Reduzierung auftretender Prozessinstabilitäten und Nahtdefekte führt.

Jedoch tritt in diesem Zusammenhang eine Art der Porenbildung auf, die bisher für das Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen nicht beobachtet wurde. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die zugrunde liegenden Wirkmechanismen dieser sogenannten Gasporenbildung untersucht. Durch die Applizierung definierter Umgebungsgasatmosphären während des Schweißprozesses konnte experimentell nachgewiesen werden, dass die Gasporenbildung auf zwei unterschiedlichen Wirkmechanismen beruht, die der metallurgischen Porenbildung und der Reaktionsporenbildung. Es wurde gezeigt, dass die Gasporenbildung im Zusammenhang mit der Existenz von Stickstoff und Sauerstoff im Umgebungsgas steht. Während die Aufnahme von Stickstoff zur metallurgischen Porenbildung führt, ist die gleichzeitige Aufnahme von Stickstoff und Sauerstoff, beispielsweise beim Schweißen unter atmosphärischer Luft, mit der Bildung von Reaktionsporen verbunden. Mittels der Methode der Heißgasextraktion konnte die Existenz dieser Elemente im Schweißgut nachgewiesen, und damit deren Aufnahme während des Schweißens im schmelzflüssigen Kupfer gezeigt werden. Das Auftreten von metallurgischer Porenbildung und Reaktionsporenbildung wurde im Rahmen dieser Arbeit in einer modellhaften Vorstellung zusammengeführt, welche durch die Ergebnisse unterschiedlicher experimenteller Untersuchungen gestützt wird. Ferner konnte gezeigt werden, dass zudem ein werkstoffseitiger Einfluss auf die Gasporenbildung besteht, der auf den Restsauerstoffgehalt des Grundmaterials zurückzuführen ist.

Aufbauend auf diesen Erkenntnissen wurden zahlreiche Maßnahmen zur Reduzierung oder Vermeidung der Porenbildung abgeleitet.

Abstract

Laser welding of copper materials is a challenging task since it often suffers from the formation of spatters, material ejections and process pores during welding. One possibility to overcome this difficulty is the usage of green and blue laser light for welding. Due to the increased absorption of green and blue laser light in copper materials the ratio of depth to width of the keyhole (aspect ratio) can be reduced significantly ($\text{depth/width} < 5$). This leads to a significant stabilization of the keyhole and therefore to a reduction of weld defects and instabilities such as material ejections.

However, a so far unknown type of porosity is observed when a decreased aspect ratio of the capillary is used for laser welding of copper materials. The formation of this type of porosity was investigated fundamentally within this work. Welding experiments were carried out in well-defined gas atmospheres in order to investigate the influence of different ambient gaseous elements on the formation of pores. It was found that the absorption of gases in the liquid material leads to two types of gas porosity: metallurgical porosity and porosity due to reaction of different gases in the molten material. As discussed in this work, both effects are based on the existence of nitrogen and oxygen in the ambient gas during welding. It was found that pure nitrogen leads to the formation of metallurgical porosity while the co-existence of nitrogen and oxygen in the ambient gas during welding leads to a reaction of both elements in the liquid copper and therefore to another type of porosity. The existence of nitrogen and oxygen in the welded copper material was verified using the carrier gas hot extraction method. Based on the experimental results which are discussed within this work a model was derived, which describes the simultaneous formation of metallurgical porosity and porosity due to reaction of nitrogen and oxygen in the molten material. It was also found that an increased content of residual oxygen in the raw material can lead to another type of gas porosity, regardless of which ambient gas is applied during welding. Based on the results discussed in this work, several measures were derived in order to reduce or even to avoid gas porosity during laser welding of copper materials.

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	5
Zusammenfassung	7
Abstract	8
Inhaltsverzeichnis	9
1 Einleitung	11
2 Stand der Technik	15
2.1 Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen.....	15
2.1.1 Absorption und Energieeinkopplung	15
2.1.2 Prozessstabilität und Nahtdefekte	18
2.2 Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Metallen	29
2.2.1 Begriffsdefinitionen	29
2.2.2 Bildung von Prozesssporen	30
2.2.3 Metallurgische Porenbildung	31
2.2.4 Bildung von Reaktionssporen	40
2.3 Zusammenfassung des Standes der Technik	41
3 Zielstellung	43
4 Methodisches Vorgehen und experimentelle Durchführung	45
4.1 Einsatz gepulster Laserstrahlung für das Schweißen von Kupfer	47
4.2 Experimenteller Versuchsaufbau	50
4.3 Untersuchte Werkstoffe	51
4.4 Eingesetzte Prozessgase	54
4.5 Methodik zur Quantifizierung von Porosität	55
4.5.1 Metallographie und mikroskopische Auswertung	57
4.5.2 Auswertung von Porosität anhand metallographischer Schlibfbilder ..	59
5 Ergebnisse und Diskussion	65
5.1 Bildung von Prozesssporen	65
5.2 Bildung von Gasporen.....	70
5.2.1 Prozessseitige Einflussgrößen	71
5.2.1.1 Wärmeleitungs- und Tiefschweißen.....	71
5.2.1.2 Einfluss des nominellen Aspektverhältnisses.....	73
5.2.1.3 Porenanzahl und -Größe.....	78
5.2.2 Einfluss der Umgebungsgasatmosphäre.....	81

5.2.2.1	Schweißen in inerten Gas-Atmosphären	84
5.2.2.2	Schweißen in wasserstoffhaltiger Atmosphäre	86
5.2.2.3	Schweißen in Sauerstoff-Atmosphäre	89
5.2.2.4	Einfluss von Feuchtigkeit im Umgebungsgas	91
5.2.2.5	Schweißen in Stickstoff-Atmosphäre	93
5.2.3	Reaktionsporenbildung	97
5.2.3.1	Identifizierung der beteiligten Reaktionspartner	98
5.2.3.2	Einfluss von Stickstoff und Sauerstoff	101
5.2.3.3	Modellvorstellung für die Gasporenbildung	104
5.2.3.4	Bestimmung der während des Schweißens absorbierten Gase ...	108
5.2.4	Werkstoffseitige Einflussgrößen	110
5.3	Ergebnistransfer und Ableitung von Optimierungsansätzen	115
6	Zusammenfassung und Ausblick	121
	Literaturverzeichnis	127
	Publikationen	140
	Abbildungsverzeichnis	141
	Tabellenverzeichnis	149
	Verzeichnis der Formelzeichen und Abkürzungen	150

1 Einleitung

Mit der zunehmenden Elektrifizierung des Antriebsstrangs im Personen- und Lastkraftverkehr geht ein hoher Grad der Substitution von bereits etablierten Komponenten oder Baugruppen einher. Grund dafür sind gänzlich unterschiedliche Anforderungen bei der Wandlung elektrischer Energie (Elektromotor) bzw. chemischer Energie (Verbrennungsmotor) in kinetische Energie. Mit diesem Wandel vollzieht sich auch eine grundlegende Änderung der zugehörigen Fertigungstechnik – weg von der Produktion mechanischer Baugruppen hin zur elektrischen Aufbau- und Verbindungstechnik [1]. Neben dem Wandel in der benötigten Fertigungstechnik kommt es auch zu einer Änderung bei den zu verarbeitenden Werkstoffen. Der gestiegene Anteil an elektrischen Komponenten erfordert den vermehrten Einsatz elektrisch gut leitender Werkstoffe wie Kupfer, Aluminium, Silber oder Gold. Besonders Kupferwerkstoffe werden aufgrund ihrer hervorragenden elektrischen Leitfähigkeiten in Kombination mit ausreichend hohen Festigkeiten bei gleichzeitig guter Rohstoffverfügbarkeit zunehmend eingesetzt.

Als gängige Fügeverfahren für diese Werkstoffe sind das Löten, Ultraschall- und Widerstandsschweißen sowie auch die Realisierung von Steck-, Press- und Schraubverbindungen für die elektrische Aufbau- und Verbindungstechnik bereits etabliert. Bedingt durch steigende Anforderungen an die Fügestellen, wie beispielsweise die Realisierung höherer Stromtragfähigkeiten und Lebensdauern bei gleichzeitiger Kompaktbauweise, geraten die herkömmlichen Fügeverfahren zunehmend an ihre Leistungsgrenzen. So lassen sich benötigte Festigkeiten mit Lötverbindungen nur über größere Anbindungsquerschnitte realisieren. Die Ultraschall- und Widerstandsschweißverfahren bringen diesbezüglich aufgrund der resultierenden stoffschlüssigen Fügeverbindung zwar Vorteile mit sich, allerdings sind sie mit vergleichsweise hohen Taktzeiten, einer zwingend erforderlichen beidseitigen Zugänglichkeit der Fügepartner und der Einbringung hoher Fügekräfte ebenfalls nur eingeschränkt einsetzbar. Die Realisierung von Steck- und Schraubverbindungen führt zu schwereren Bauteilgruppen und gestaltet sich in der industriellen Massenfertigung aufgrund der zusätzlich benötigten Bauteile als vergleichsweise kostenintensive Lösung.

Das Laserstrahlschweißen als berührungsloses, präzises und hochproduktives Fügeverfahren besitzt grundsätzlich großes Potential dafür, die zuvor genannten Herausforderungen beim Fügen von Kupferwerkstoffen zu bewältigen. Jedoch ist auch der Einsatz dieser Technologie mit Schwierigkeiten verbunden, die im Wesentlichen durch die Bildung von Spritzern, Materialauswürfen und Poren während des Schweißens charakterisiert sind. Ferner weist die üblicherweise verwendete, infrarote Laserstrahlung in Kupfer eine geringe Absorption von nur wenigen Prozent (bei Raumtemperatur und senkrechtem Strahleinfall) auf [2]. Dadurch müssen für das Erreichen der schmelzflüssigen Phase sehr hohe Leistungsdichten am Werkstück aufgebracht werden, was zudem die Gefahr der Schädigung umliegender produkt- oder systemtechnischer Komponenten durch hohe reflektierte Leistungsanteile des Laserstrahls erhöht.

Durch den Einsatz neuartiger, im grünen und blauen Wellenlängenbereich emittierender Laserstrahlquellen, kann das Verhältnis von Tiefe zu Breite der Dampfkapillare (Aspektverhältnis) während des Schweißens gegenüber der Verwendung infraroter Laserstrahlung deutlich reduziert werden. Dies führt zu einer signifikanten Reduzierung auftretender Prozessinstabilitäten und Schweißnahtdefekten [3]–[6]. Für die Realisierung reduzierter Aspektverhältnisse der Dampfkapillare während des Schweißvorgangs weist insbesondere grüne Laserstrahlung (hier: 515 nm Wellenlänge) technologisch, wie auch fertigungstechnisch hohes Potential auf. Grüne Laserstrahlung wird in Kupfermaterialien bei Raumtemperatur ungefähr achtfach besser absorbiert als infrarote Laserstrahlung, und daher dem Schweißprozess wesentlich effektiver zur Verfügung gestellt [2], [7]. Für das Erreichen einer bestimmten Einschweißtiefe können dadurch im Vergleich zur Verwendung infraroter Laserstrahlung größere Fokusburchmesser, und damit geringere Aspektverhältnisse der Dampfkapillare während des Schweißens realisiert werden. Aus technologischer Sicht sind Laser mit grüner Bearbeitungswellenlänge im kommerziellen Maßstab sowohl mit hoher Ausgangsleistung ($P > 1 \text{ kW}$), als auch mit hoher Strahlqualität ($\text{SPP} < 8 \text{ mm}\cdot\text{mrad}$) verfügbar und eignen sich deshalb für einen breiten industriellen Einsatz.

Entgegen aller Vorteile, die durch das Schweißen mit reduziertem Aspektverhältnis entstehen, wird gleichzeitig eine teilweise sehr intensive

Porenbildung beobachtet [6], [8]. Das Auftreten dieses Nahtdefektes führt zu einer Reduzierung des Anbindungsquerschnittes, und damit potenziell zu einer mechanischen Schwächung der Schweißnaht. Die zugrunde liegenden Wirkmechanismen, die zur Entstehung dieser Art von Poren führen, sind bisher in der Literatur nicht beschrieben, weshalb deren Erforschung im Mittelpunkt dieser Arbeit steht. Durch die Identifizierung der zugrunde liegenden Wirkmechanismen der Porenbildung wurden im Rahmen dieser Arbeit zahlreiche Maßnahmen zur Reduzierung dieses Nahtdefektes abgeleitet. Die Möglichkeit, porenarme Schweißnähte in Kombination mit einem geringen Aspektverhältnis der Dampfkapillare zu erzeugen, adressiert zahlreiche neue Einsatzfelder für das Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen.

2 Stand der Technik

2.1 Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen

2.1.1 Absorption und Energieeinkopplung

Der fundamentale physikalische Mechanismus des Energieübertrags bei der Lasermaterialbearbeitung liegt in der Interaktion elektromagnetischer Strahlung (hier: Laserstrahlung) mit dem zu bearbeitenden Werkstoff. Bei einmaligem Auftreffen des Laserstrahls auf die Werkstückoberfläche werden durch den Absorptionsgrad A , den Reflexionsgrad R und den Transmissionsgrad T jene Leistungsanteile angegeben, die im Werkstück absorbiert, reflektiert und transmittiert werden. Die Summe dieser Anteile gemäß

$$T + A + R = 100 \% \quad (\text{Gl. 1})$$

ist durch das Gesetz der Energieerhaltung beschrieben. Da Metalle sehr kurze Absorptionslängen, und damit quasi kein transparentes Verhalten aufweisen, ist in diesem Fall $T = 0 \%$ zu setzen. Für die Wechselwirkung von Laserstrahlung mit Metallen gilt folglich

$$A + R = 100 \% \quad (\text{Gl. 2})$$

Ist die absorbierte Laserstrahlleistung ausreichend hoch, um die Werkstückoberfläche aufzuschmelzen, wird das sogenannte Wärmeleitungsschweißregime (WLS) erreicht, siehe Abbildung 2-1-(a). Dabei wird das Material an seiner Oberfläche durch die einfache Absorption des Laserstrahls erwärmt und eine Zone schmelzflüssigen Materials (Schmelzbad) erzeugt, dessen Geometrie durch Wärmeleitung und Konvektion der Schmelze bestimmt wird. Derart erzeugte Schweißnähte weisen eine homogene Schuppung an der Oberfläche auf und können zudem ohne die Bildung von Spritzern während des Schweißens hergestellt werden. Dementgegen sind die mittels WLS erzielbaren Schweißnahtiefen in Metallen vergleichsweise gering. Da die Schweißnahterzeugung durch die einfache Absorption der Laserstrahlung erfolgt und herkömmliche Laserstrahlung im infraroten Wellenlängenbereich in vielen Metallen einen Absorptionsgrad von $A < 40 \%$ aufweist [9], ist dieses Schweißregime energetisch betrachtet vergleichsweise ineffizient. Werden

höhere Laserstrahlleistungen aufgebracht, kann an der Schmelzbadoberfläche Verdampfungstemperatur erreicht werden. Durch den entstehenden Rückstoßdruck während der Verdampfung wird die Oberfläche der Schmelze nach innen gekrümmt (Abbildung 2-1-(b)).

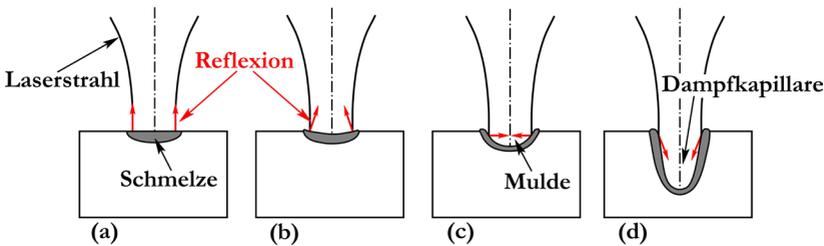


Abbildung 2-1: Schematische Darstellung unterschiedlicher Prozessphasen beim Laserstrahlschweißen (nach [10]).

Eine weitere Erhöhung der absorbierten Laserstrahlleistung intensiviert die Verdampfung an der Schmelzbadoberfläche und es formt sich eine Mulde aus. Wie in Abbildung 2-1-(c) gezeigt, wird der Laserstrahl in dieser Modellvorstellung bei entsprechender absorbiertem Laserstrahlleistung waagrecht zur Werkstückoberfläche reflektiert. Trifft der reflektierte Strahl erneut in der Mulde auf, so wird dieser erneut gemäß (Gl. 2) partiell absorbiert. Diese sogenannte Mehrfachreflexion führt zur Ausbildung einer Dampfkapillare (auch Dampfkanal, Kapillare oder keyhole genannt), die tiefer ins Material eindringt und die absorbierte Laserstrahlleistung stark erhöht (Abbildung 2-1-(d)). Im Gegensatz zum einmaligen Auftreffen des Laserstrahls auf die Werkstückoberfläche (WLS) spricht man in diesem Fall nicht mehr von Absorption (bzw. Absorptionsgrad) sondern von Einkopplung (bzw. Einkoppelgrad) [11]. Das entsprechende Schweißregime wird Tiefschweißen (TS) genannt und bietet den Vorteil, durch die effizientere Energieeinbringung höhere Einschweißiefen zu erreichen.

Die Geometrie der Dampfkapillare während des Schweißens kann durch das **nomielle Aspektverhältnis** s/d_f beschrieben werden,

$$\frac{s}{d_f} = \frac{\text{Einschweißtiefe } s}{\text{nomineller Fokussdurchmesser } d_f} \quad (\text{Gl. 3})$$

das als Quotient aus der Einschweißtiefe s und dem nominellen Fokussdurchmesser d_f berechnet wird.

Die Absorption elektromagnetischer Strahlung ist ein spezifischer Materialkennwert und von der Wellenlänge λ der Laserstrahlung, der Temperatur T und dem Strahleinfallswinkel abhängig. Die schwarze Kurve in Abbildung 2-2-(a) zeigt die ausgeprägte Wellenlängenabhängigkeit des Absorptionsgrades von Laserstrahlung in Kupfer. Für Laserstrahlung mit $\lambda = 1030 - 1070$ nm (im Folgenden als **infrarote Laserstrahlung** bezeichnet), die typischerweise beim Schweißen von Metallen eingesetzt wird, ist die Absorption in Kupfer sehr gering (ca. $A = 5\%$ bei Raumtemperatur für senkrechten Strahleinfall). Unterhalb von etwa $\lambda = 600$ nm steigt der Absorptionsgrad in Kupfer stark an. Für $\lambda = 515$ nm (im Folgenden als **grüne Laserstrahlung** bezeichnet) beträgt dieser ca. $A = 40\%$ und bei $\lambda = 450$ nm (im Folgenden als **blaue Laserstrahlung** bezeichnet) wird bei Raumtemperatur ein Absorptionsgrad von $A = 45\%$ erreicht.

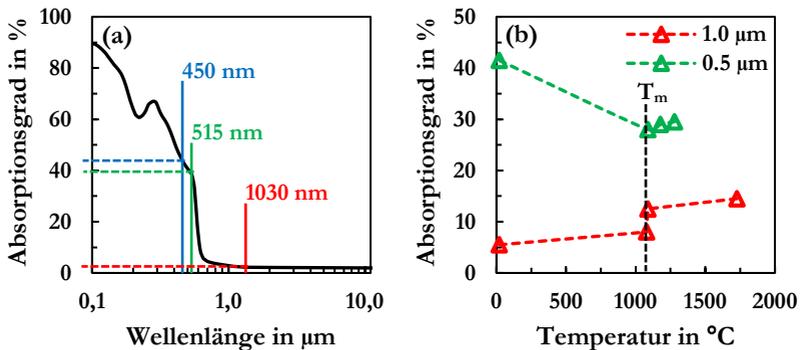


Abbildung 2-2: Absorptionsgrad von Laserstrahlung in reinem Kupfer als Funktion der Wellenlänge bei Raumtemperatur und für senkrechten Strahleinfall (a) sowie als Funktion der Temperatur für ausgewählte Wellenlängen (b). Wellenlängenabhängigkeit berechnet mit n - und k -Werten nach [12]. Temperaturabhängigkeit experimentell ermittelt [2], [7], [13].

Aufgrund dieser im Vergleich zu infraroter Laserstrahlung erhöhten Absorption in Kupfer ist die Verwendung von grüner oder blauer Laserstrahlung für die Realisierung von Schweißprozessen mit einigen Vorteilen verbunden. Neben

der Abhängigkeit von der Wellenlänge ist die Absorption von Laserstrahlung in Kupfer zudem temperaturabhängig, was in Abbildung 2-2-(b) gezeigt ist. Für infrarote Laserstrahlung steigt die Absorption in Kupfer bis zum Erreichen der Schmelztemperatur T_m leicht an. Bei der Phasenumwandlung von fest zu flüssig ist ein sprunghafter Anstieg der Absorption von ca. 8 % auf ca. 12,5 % zu verzeichnen [13]. Mit einer Erhöhung der Temperatur des flüssigen Kupfers steigt die Absorption der Laserstrahlung weiter leicht an.

Die Absorption grüner Laserstrahlung in Kupfer ist bereits bei Raumtemperatur um ca. Faktor 8 höher als bei infraroter Laserstrahlung. Bei Erreichen der Schmelztemperatur wird eine Abnahme des Absorptionsgrades in Kupfer auf ca. 28 % beobachtet [7]. Wiederum wird mit weiterer Temperaturerhöhung des flüssigen Kupfers auch in diesem Fall eine Zunahme des Absorptionsgrades verzeichnet.

Die Charakteristik des Absorptionsverhaltens von Laserstrahlung unterschiedlicher Wellenlängen in Kupferwerkstoffen beeinflusst das Prozessergebnis beim Schweißen in großem Maße. Die gegenüber infraroter Laserstrahlung erhöhte Absorption von Laserstrahlung im sichtbaren Wellenlängenbereich kann zur Reduzierung auftretender Schweißnahtdefekte und Prozessinstabilitäten vorteilhaft eingesetzt werden. Im nachfolgenden Abschnitt erfolgt eine Beschreibung dieser Schweißnahtdefekte und Prozessinstabilitäten, sowie eine differenzierte Betrachtung des Einflusses der verwendeten Wellenlänge beim Laserstrahlschweißen auf das Auftreten dieser Phänomene.

2.1.2 Prozessstabilität und Nahtdefekte

Das Laserstrahlschweißen von Kupfer ist mit einigen Herausforderungen verbunden. Wie im vorangegangenen Abschnitt beschrieben, ist die Absorption von Laserstrahlung im infraroten Wellenlängenbereich in Kupfer vergleichsweise gering. In Kombination mit der hohen Temperaturleitfähigkeit von Kupfer hat dies zur Folge, dass sehr hohe Leistungsdichten an der Werkstückoberfläche aufgebracht werden müssen, um den Werkstoff aufzuschmelzen. Die Realisierung hoher Leistungsdichten am Werkstück wird durch Verwendung leistungsstarker Laserstrahlquellen ($P > 1 \text{ kW}$) mit hoher Strahlqualität ($SPP < 8 \text{ mm}\cdot\text{mrad}$) sichergestellt, die heutzutage als Scheiben- und Faserlasersysteme in großer technischer Vielfalt kommerziell verfügbar

sind. Bei Erreichen der Schmelztemperatur an der Kupferoberfläche steigt die Absorption um etwa Faktor 1,5 an (vgl. Abbildung 2-2-(b)), was zu einer schlagartigen Verdampfung des Materials führen kann. Zusätzlich fällt die Wärmeleitfähigkeit von reinem Kupfer am Phasenübergang von fest zu flüssig um ca. 55 % ab [14], [15]. Dies trägt ebenfalls entscheidend zur Temperaturerhöhung des schmelzflüssigen Metalls, und damit zum schlagartigen Erreichen der Verdampfungstemperatur bei.

Diese Rahmenbedingungen führen bei der Verwendung von infraroter Laserstrahlung für das Schweißen von Kupferwerkstoffen dazu, dass robuste Wärmeleitungsschweißprozesse nur in sehr begrenztem Maße realisiert werden können, da die Entstehung einer Schicht schmelzflüssigen Kupfers an der Werkstückoberfläche in der Regel die Ausbildung einer Dampfkapillare zur Folge hat. Liegt die Intensität der Laserstrahlung nicht deutlich über der Schwellintensität, die zum Erreichen des Tiefschweißregimes benötigt wird, kann eine **Totalreflexion des Laserstrahls** bei Prozessbeginn dazu führen, dass das Tiefschweißregime nicht zuverlässig erreicht wird. In Abbildung 2-3 ist die Nahtberraupe einer solchen Schweißnaht dargestellt.



Abbildung 2-3: Nahtberraupe einer Schweißnaht in Cu-ETP. Prozessparameter: $\lambda = 1030 \text{ nm}$; $d_f = 85 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 1000 \text{ W}$.

Es ist zu erkennen, dass der Werkstoff am Nahtanfang nur partiell aufgeschmolzen wurde, bevor die Bedingungen für das Erreichen des Tiefschweißregimes erfüllt waren. Der hohe reflektierte Anteil der Laserstrahlung am Nahtanfang kann die Bearbeitungsoptik, die Laserstrahlquelle oder auch das Bauteil selbst schädigen. Folglich sollte für die sichere Ausbildung einer Dampfkapillare stets eine deutlich höhere Laserleistung als die zum Erreichen der Tiefschweißschwelle benötigte Schwellleistung gewählt werden. Gleichzeitig bedeutet dies, dass mit Umsetzung dieser Maßnahme für das stabile Tiefschweißen die **Herstellung von**

Schweißnähten mit reduzierter Nahttiefe (hier: $< 500 \mu\text{m}$) eine große Herausforderung darstellt.

Trotz der Verfügbarkeit hochbrillanter Strahlquellen mit ausreichend hoher mittlerer Leistung wird das Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen nach wie vor als herausfordernd wahrgenommen. Dies ist in der Vielzahl der entstehenden Nahtdefekte und Prozessinstabilitäten begründet, deren Minimierung oder ganzheitliche Vermeidung oftmals für einen Einsatz dieser Technologie im industriellen Umfeld der Fertigungstechnik vorausgesetzt wird. Vordergründlich handelt es sich bei den Prozessinstabilitäten um die **Bildung von Spritzern oder Auswürfen** während des Schweißens [16]–[25]. Neben der Art ihrer Entstehung unterscheiden sich Spritzer und Auswürfe vor allem in der Größe und ihrer Geschwindigkeit. Während die großen Auswürfe (häufig mit Durchmesser $\gg 100 \mu\text{m}$) mit vergleichsweise geringen Geschwindigkeiten aus dem Schmelzbad in die Umgebung geschleudert werden, können die kleineren Spritzer (Durchmesser $< 100 \mu\text{m}$) hohe Geschwindigkeiten von mehreren Metern pro Sekunde aufweisen [26].

Ferner ist die **Bildung von Prozessporen** als häufig auftretender Nahtdefekt in der Literatur beschrieben [19], [21], [27], [28]. Durch Untersuchungen mittels Hochgeschwindigkeits-Röntgenaufnahmen wurde die Entstehung von Materialauswürfen sowie von Prozessporen beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen untersucht [19], [27]. Abbildung 2-4 zeigt schematisch die Modellvorstellungen für die Entstehung von Prozessporen und Materialauswürfen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer.

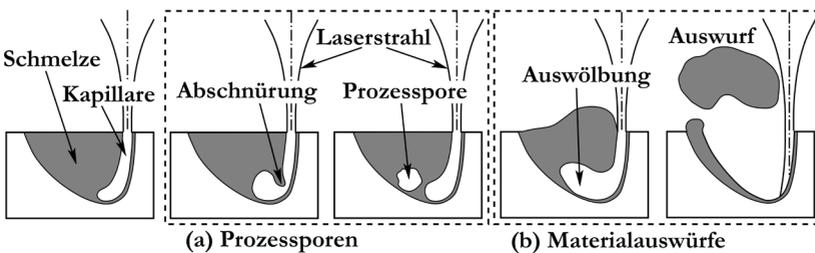


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Modellvorstellungen für die Bildung von Prozessporen (a) und die Bildung von Materialauswürfen (b) beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen (nach [28], [29]).

Demnach wird bei der Entstehung beider Nahtdefekte stets eine Auswölbung an der unteren Spitze der Kapillare beobachtet [27], [28]. Bei der Entstehung von Prozesssporen wird vermutet, dass eine intensive Verdampfung im unteren Teil der Kapillare zu einem schlagartigen Druckanstieg führt [27]. In dieser modellhaften Vorstellung wird eine wechselhafte Abfolge von Expansion und Schrumpfung dieser Gasblase angenommen, in deren Folge eine Abschnürung im unteren Teil der Kapillare stattfindet (Abbildung 2-4-(a)). Der separierte Hohlraum verbleibt nach der Erstarrung als Prozessspore im Schweißgut. Zahlreiche Untersuchungen zeigen, dass die Geometrie der Dampfkapillare einen wesentlichen Einfluss auf die Bildung von Prozesssporen hat. Demnach erhöht sich die Wahrscheinlichkeit für Abschnürungen im unteren Bereich der Kapillare, je tiefer und schmaler der Dampfkanal ist [29]–[32].

Bei der Bildung von Materialauswürfen wird vermutet, dass der Druck des gasförmigen Materials in der Auswölbung am unteren Teil der Kapillare so weit ansteigt, dass nahezu das gesamte schmelzflüssige Volumen ausgetrieben wird (Abbildung 2-4-(b)). Während einerseits die Vermutung besteht, dass ebenfalls eine Abschnürung der Kapillare ein hinreichendes Kriterium für die Bildung von Auswürfen darstellt [27] konnte diese Hypothese durch weitere Untersuchungen nicht gestützt werden [28]. Einigkeit herrscht darüber, dass der Bildung von Auswürfen wie auch von Prozesssporen stets eine ausgeprägte Änderung der Kapillarmantelfläche vorausgeht. Eine derart fluktuierende Änderung der Kapillargeometrie wird allgemein auch als "**Kapillarinstabilität**" bezeichnet. Da dieser Effekt während des Schweißens auftritt, wird von einem "**instabilen Prozess**" oder auch von "**Prozessinstabilitäten**" gesprochen.



Abbildung 2-5: Nahtberraupe einer Schweißnaht in Cu-ETP, deren Entstehung mit der Bildung von Spritzern und Materialauswürfen einherging.

Wie in Abbildung 2-5 dargestellt, lassen sich instabile Schweißprozesse für Kupferwerkstoffe in der Regel durch Betrachtung der resultierenden Nahtberraupe nach dem Schweißen identifizieren. Entsprechende

Schweißnähte sind durch eine unregelmäßig geschuppte Oberfläche oder durch Fehlstellen in der Schweißnaht gekennzeichnet. Die abgebildete Schweißnahtoberfläche weist Fehlstellen auf, die durch Materialauswürfe entstanden sind. Auch ist die Bildung von Spritzern zu erkennen, welche teilweise neben der Schweißnaht am Blech anhaften. Derartige Schweißnähte, bei deren Erzeugung Kapillarinstabilitäten aufgetreten sind, weisen zudem eine hohe **Schwankung der Nahttiefe** entlang der Nahtlänge auf [17].

Zusammengefasst lassen sich aus der Literatur die in Tabelle 1 aufgeführten Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen identifizieren.

Bezeichnung	Beschreibung
Totalreflexion des Laserstrahls	Mögliche Totalreflexion des Laserstrahls (und Abbruch des Schweißprozesses), wenn die Schwellleistung zur Erreichung der Tiefschweißschwelle nicht deutlich überschritten wird
Herstellung von Schweißnähten mit geringer Nahttiefe	Wärmeleitungsschweißen nur sehr eingeschränkt mit infraroter Laserstrahlung umsetzbar. Beim Tiefschweißen ist das Erreichen geringer Nahttiefen (typischerweise $< 500 \mu\text{m}$) herausfordernd
Schwankung der Nahttiefe	Schwankende Schweißnahttiefe entlang der Schweißnahtlänge
Prozessporen	Auftreten von Hohlräumen in der Schweißnaht
Spritzer und Materialauswürfe	Bildung von Spritzern und Materialauswürfen während des Schweißens

Tabelle 1: Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen.

Mit dem Ziel, diese Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen zu reduzieren, wurden bereits zahlreiche Untersuchungen durchgeführt. Im Folgenden werden die in der Literatur beschriebenen Ansätze zusammengefasst.

Für die **Reduzierung oder Vermeidung von Materialauswürfen und Prozessporen** existieren einige vielversprechende Ansätze. So kann die zeitliche Modulation der Laserstrahlleistung während des Schweißprozesses zur signifikanten Reduzierung von Materialauswürfen führen [17]. Die Applizierung hoher Laserstrahlleistungen (bis 16 kW) [20], [21], [27] sowie die Verwendung

hoher Schweißgeschwindigkeiten [17], [20]–[22], [27] führen ebenfalls zu einer Reduzierung der Anzahl an Auswürfen und verringern zudem die Wahrscheinlichkeit auftretender Prozesssporen. Ferner führt die kombinierte Verwendung von grüner und infraroter Laserstrahlung zu einer signifikanten Reduzierung von Auswürfen [18]. In [21] wurde gezeigt, dass durch die Verwendung von Schutzgas (Helium) das Prozessfenster für Schweißungen ohne auftretende Auswürfe zu geringeren Schweißgeschwindigkeiten hin erweitert wird. Durch Absenkung des Umgebungsdrucks auf 0,2 – 1,0 hPa kann die Anzahl an Auswürfen drastisch reduziert oder sogar gänzlich vermieden werden [24]. Mehrere Untersuchungen beschäftigten sich mit der Anwendung von örtlicher Strahloszillation ("wobbeln"). Auch hier konnte eine deutliche Verbesserung hinsichtlich einer verringerten Anzahl an Auswürfen und Prozesssporen erreicht werden [22], [27], [33]. In [25] wird gezeigt, dass unter Verwendung von grüner Laserstrahlung aufgrund der höheren Absorption in Kupferwerkstoffen größere Spotdurchmesser beim Schweißen von Kupfer appliziert werden können. Als Folge wird eine deutliche Stabilisierung der Dampfkapillare, und damit einhergehend eine Reduzierung von Materialauswürfen und Prozesssporen beobachtet.

Um eine **Reduzierung der Spritzerbildung** zu erreichen sind aus der Literatur im Wesentlichen drei Ansätze bekannt. Die Realisierung von Wärmeleitungsschweißprozessen führt zur Vermeidung jeglicher Spritzerbildung, ist aber im Vergleich zum Tiefschweißen an sehr geringe erreichbare Einschweißiefen gekoppelt [27]. Zudem ist dieses Schweißregime, wie bereits im vorangegangenen Abschnitt erläutert, mit infraroter Laserstrahlung nicht prozesssicher umsetzbar. Eine weitere Möglichkeit zur Reduzierung von Spritzern ist in [33] beschrieben. Unter Anwendung örtlicher Strahlmodulation konnte dort für die verwendeten Prozessparameter keine Spritzerbildung festgestellt werden. Weiterhin wird berichtet, dass unter Verwendung von grüner oder blauer Laserstrahlung sehr stabile Prozesse mit nur geringer Spritzerbildung resultieren [25], [34]–[36]. Grundsätzlich stellt jedoch die Reduzierung oder Vermeidung der Spritzerbildung im Kontext des Laserstrahlschweißens eine große Herausforderung dar, die einen industriellen Einsatz dieser Technologie, beispielsweise für die Fertigung elektronischer Komponenten, maßgeblich einschränkt.

Die **Verwendung von Laserstrahlung im grünen oder blauen Wellenlängenbereich** für das Schweißen von Kupferwerkstoffen ist in den letzten Jahren ins Zentrum vieler Untersuchungen gerückt. Grund dafür ist die in Kupfer um Faktoren höhere Absorption von Laserstrahlung in diesem Wellenlängenbereich (vgl. Abbildung 2-2). Gegenüber der Verwendung infraroter Laserstrahlung können dadurch für das Erreichen einer bestimmten Einschweißtiefe s größere Fokussdurchmesser d_f verwendet werden. Daraus resultiert ein geringeres Aspektverhältnis s/d_f , was im Wesentlichen zu einer deutlichen Stabilisierung der Dampfkapillare, und damit mit der Reduzierung von Prozessinstabilitäten und Nahtdefekten führt [25]. Abbildung 2-6 zeigt die zeitliche Entwicklung der kommerziell verfügbaren cw-Ausgangsleistung (cw: continuous wave) von Laserstrahlquellen im grünen und blauen Wellenlängenbereich.

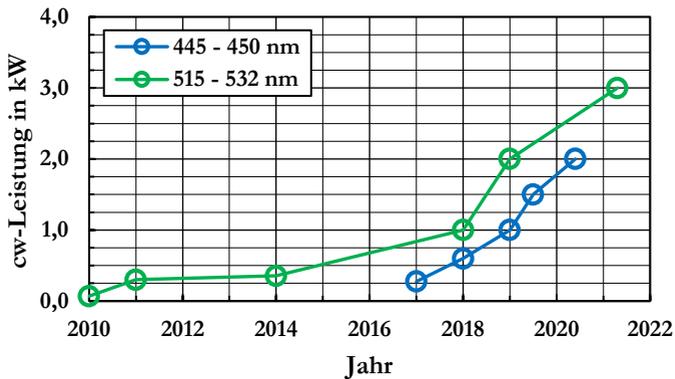


Abbildung 2-6: Zeitliche Entwicklung (im Zeitraum von 2010 – 2022) der verfügbaren cw-Leistung von Laserstrahlung im Wellenlängenbereich von 445 – 532 nm [16], [25], [35]–[42].

Die grüne Kurve in Abbildung 2-6 zeigt die zeitliche Entwicklung der verfügbaren Leistung grüner Laserstrahlung. Im Kontext des cw-Schweißens von Kupferwerkstoffen wurde der Einsatz dieser Technologie erstmals im Jahr 2010 anhand eines 70 W – Systems untersucht [37]. Heutzutage sind Systeme mit 3 kW Ausgangsleistung kommerziell verfügbar und es konnte gezeigt werden, dass diese Leistungsklasse für die Herstellung defektarmer

Schweißnähte in Kupfer mit Schweißnahttiefen von 0,02 – 1,5 mm ausreichend ist [35], [43]. Die Erzeugung grüner cw-Laserstrahlung wird größtenteils mittels Frequenzverdopplung infraroter Laserstrahlung in diodengepumpten Scheibenlasersystemen realisiert. Aufgrund der dadurch resultierenden, hohen Strahlqualität ($SPP < 8 \text{ mm} \cdot \text{mrad}$) kann grüne Laserstrahlung auch technisch sinnvoll in Verbindung mit Scanner-Optiken, und damit in einem sehr weiten industriellen Anwendungsfeld, eingesetzt werden.

Weiterhin ist über einen Zeitraum von wenigen Jahren auch die kommerziell verfügbare Leistung blauer Laserstrahlung von wenigen 100 W auf 2 kW gestiegen (blaue Kurve in Abbildung 2-6). Die Erzeugung blauer Laserstrahlung wird ausschließlich durch Verwendung von Laserdioden realisiert, deren Halbleitertechnik einen optisch emittierenden p-n-Übergang im entsprechenden Wellenlängenbereich aufweist. Durch Kopplung mehrerer Dioden-Stacks lässt sich die erzielbare Ausgangsleistung vergleichsweise einfach skalieren, was zum raschen Anstieg der kommerziell verfügbaren Laserleistung geführt hat. Nachteilig ist die im Vergleich zu grüner Laserstrahlung geringe Strahlqualität ($SPP \approx 60 \text{ mm} \cdot \text{mrad}$ bei $P = 2 \text{ kW}$ [42]), die gegenwärtig eine sinnvolle Umsetzung Scanner-basierter Schweißprozesse unmöglich macht. Es ist jedoch zu erwarten, dass in naher Zukunft Systeme mit $P > 1,5 \text{ kW}$ Ausgangsleistung bei einem Strahlparameterprodukt von $SPP < 11 \text{ mm} \cdot \text{mrad}$ verfügbar sein werden [44], was zur Überwindung dieser Herausforderungen beitragen könnte.

Allgemein führt die Verwendung von grüner und blauer Laserstrahlung bei allen aus der Literatur identifizierten Herausforderungen für das Schweißen von Kupferwerkstoffen zu deutlichen Verbesserungen (vgl. Tabelle 1). Durch die hohe Absorption von Laserstrahlung dieser Wellenlängen in Kupferwerkstoffen können für die gegenwärtig verfügbare Leistungsklasse der entsprechenden Strahlquellen sowohl Wärmeleitungs- als auch Tiefschweißprozesse, auch unter Einsatz großer Fokusedurchmesser (hier: $> 100 \mu\text{m}$), prozesssicher eingesetzt werden. Für das Tiefschweißen wird in diesem Kontext beobachtet, dass die Dampfkapillare während des Schweißens ein geringes Aspektverhältnis aufweisen kann, was die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von Prozessinstabilitäten und Nahtdefekten deutlich reduziert [4], [6], [35]. Mittels inline-Messungen der Kapillargeometrie während des Schweißens von Kupfer konnte nachgewiesen werden, dass unter Verwendung von grüner

Laserstrahlung Tiefschweißprozesse mit einem Aspektverhältnis von nur $s/d_f = 0,35$ realisiert werden können [45].

In Abbildung 2-7 sind Halbschnittdarstellungen von Schweißungen mit gleicher Schweißnahttiefe, jedoch unter Einsatz unterschiedlich großer Fokaldurchmesser während des Schweißens, dargestellt.

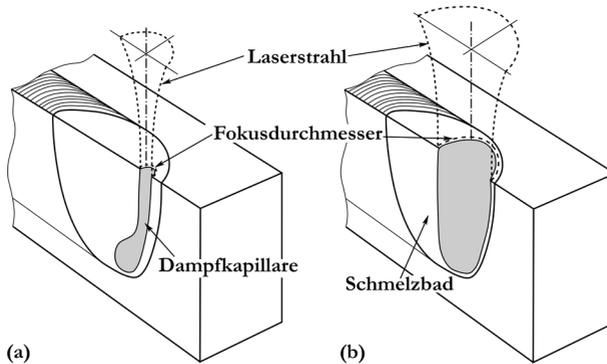


Abbildung 2-7: Schematische Halbschnittdarstellung zweier Schweißungen mit großem Aspektverhältnis (a) und mit geringem Aspektverhältnis (b) bei gleicher Schweißnahttiefe.

Die dargestellten Verhältnisse in Abbildung 2-7-(a) entsprechen einer Schweißung in Kupfer mit großem Aspektverhältnis, wie sie typischerweise unter Verwendung von infraroter Laserstrahlung beobachtet wird. Die in Abbildung 2-7-(b) dargestellte Schweißung erreicht dieselbe Schweißnahttiefe unter Verwendung eines größeren Spotdurchmessers des Laserstrahls an der Bauteiloberfläche. Diese Darstellung entspricht einer Schweißung mit geringem Aspektverhältnis, wie sie typischerweise beim Schweißen von Kupferwerkstoffen unter Verwendung von grüner und blauer Laserstrahlung zu beobachten ist. Während das Aspektverhältnis beim Schweißen von Kupfer unter Verwendung von infraroter Laserstrahlung typischerweise $s/d_f \gg 10$ beträgt [21], [23], [27], [28], werden unter Verwendung grüner und blauer Laserstrahlung für das Schweißen von Kupfer überwiegend Aspektverhältnisse mit $s/d_f < 5$ beobachtet [35], [41], [43]–[45]. Für die weitere Diskussion wird im Folgenden festgelegt, dass eine **Schweißung mit geringem Aspektverhältnis** im Rahmen dieser Arbeit durch einen (nominellen) Wert von $s/d_f < 5$ charakterisiert ist. Das Schweißen mit $s/d_f < 5$ führt beim Laserstrahlschweißen

von Kupferwerkstoffen zu einer signifikanten Reduzierung der Anzahl an Auswürfen und Spritzern. Im Umkehrschluss lässt sich im direkten Vergleich (Laserleistung, Fokusbereich, Schweißgeschwindigkeit und örtliche Verteilung der Laserleistung im Fokusbereich gleichbleibend) durch die Verwendung grüner Laserstrahlung eine um 50 – 75 % höhere Einschweißtiefe erzielen als mit infraroter Laserstrahlung [25]. Auch geringe Einschweißiefen ($< 500 \mu\text{m}$) werden zuverlässig und reproduzierbar erreicht [36], [39], [43], [46]–[48]. Durch die hohe Absorption grüner und blauer Laserstrahlung in festem Kupfer werden unabhängig von der Oberflächengüte gleichbleibende Schweißnahtergebnisse beobachtet [40], [49]. Totalreflexionen beim Prozessstart, wie sie unter Verwendung infraroter Laserstrahlung auftreten, werden zuverlässig vermieden.

Die Betrachtung des gegenwärtigen Standes der Technik zeigt, dass die Realisierung eines geringen Aspektverhältnisses der Dampfkapillare während des Schweißens großes Potential zur Überwindung der in Tabelle 1 aufgeführten Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen bietet. Durch die Verfügbarkeit hoher Laserleistung ($P > 1 \text{ kW}$) in gleichzeitiger Kombination mit hoher Strahlqualität ($\text{SPP} < 8 \text{ mm} \cdot \text{mrad}$) adressiert insbesondere grüne Laserstrahlung dadurch zahlreiche neue Einsatzmöglichkeiten des Strahlwerkzeugs Laser im industriellen Fertigungsumfeld.

Neben allen Vorteilen, die durch die Realisierung eines geringen Aspektverhältnisses während des Schweißens von Kupfer entstehen, wurde bereits anhand erster Untersuchungen (Anmerkung: veröffentlichte Teilergebnisse dieser Dissertation) gezeigt, dass auch ein neuer, bisher nicht beobachteter Nahtdefekt auftritt. Es handelt sich hierbei um eine Art der Porenbildung, die nicht auf Kapillarin stabilitäten (Bildung von Prozessporen) zurückzuführen ist [8]. Die Identifizierung der Entstehungsmechanismen dieser Porenbildung, sowie die Ableitung von Verbesserungs- oder Vermeidungsstrategien sind Schlüsselfaktoren für die Nutzung dieser Technologie.

Im Kontext des Laserstrahlschweißens von Kupferwerkstoffen wird in der Literatur hinsichtlich der Porenbildung ausschließlich von Prozessporen berichtet. Da dieser Nahtdefekt jedoch in der Regel mit einer instabilen Kapillare mit vergleichsweise großem Aspektverhältnis einhergeht [29]–[32], [50], [51], ist bei der Porenbildung unter Verwendung von grüner und blauer

Laserstrahlung für das Schweißen von Kupfer von gänzlich anderen Entstehungsmechanismen auszugehen. Grundsätzlich sind für das Laserstrahlschweißen von Metallen, vor allem für Aluminium und Stahl, zahlreiche weitere Porenentstehungsmechanismen in der Literatur beschrieben. Um eine Verständnisgrundlage für die Diskussion der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Porenbildung zu schaffen, wird deshalb im anschließenden Abschnitt der Stand der Technik für weitere Porenentstehungsmechanismen, auch abseits der Bildung von Prozessporen, vorgestellt.

2.2 Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Metallen

Im Allgemeinen umfasst die Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Metallen ein großes Feld möglicher Entstehungsmechanismen. Um eine differenzierte Betrachtung der unterschiedlichen Arten an Porenbildung vornehmen zu können, ist die Kenntnis dieser Wirkmechanismen von großer Bedeutung. Eine Definition der für diese Arbeit gültigen Begriffe im Zusammenhang mit Porenbildung ist ebenfalls essenziell, da diese in der Literatur nicht allgemeingültig vorzufinden sind.

2.2.1 Begriffsdefinitionen

Prozessporen sind im Kontext des Laserstrahlschweißens von Metallen als Hohlräume im Schweißgut zu verstehen, die aufgrund von Kapillarinstabilitäten (zeitliche und örtliche Änderungen der Dampfkapillargeometrie) während des Schweißvorgangs in der Schmelze zunächst als Blase, und nach dem Erstarren als Hohlräume in der Schweißnaht vorliegen [19], [23], [27].

Der Begriff der **metallurgischen Porenbildung** ist in der Schweißtechnik verbreitet und bezieht sich auf eine beim Erstarrungsvorgang im Schmelzbad entstehende Porosität. Sie lässt sich auf die unterschiedliche Löslichkeit gasförmiger Elemente in festem bzw. flüssigem Metall zurückzuführen [52]. Besondere Relevanz besitzen in diesem Kontext die Elemente Wasserstoff und Stickstoff, da diese in vielen flüssigen Metallen hohe Diffusionskoeffizienten aufweisen und deshalb während des Schweißvorgangs im Schmelzbad absorbiert werden können.

Reaktionsporen entstehen bei der chemischen Reaktion verschiedener im Schmelzbad befindlicher Elemente zu einer gasförmigen Phase, die ihrerseits vollkommene Unlöslichkeit im flüssigen Metall aufweist. Dies ist beispielsweise beim Schweißen unlegierter Baustähle durch die Reaktion von Kohlenstoff und Sauerstoff zu ausdampfendem Kohlenmonoxid bekannt [52].

Die **Wasserstoffporosität** ist der metallurgischen Porenbildung zugeordnet und wurde aufgrund ihrer Relevanz für das Schweißen vieler Metalle bereits tiefgehend untersucht [53]–[59]. Ursache ist die Aufnahme von Wasserstoff in

flüssigen Metallen, wobei dessen Löslichkeit im Allgemeinen beim Übergang von flüssiger zu fester Phase (beim Erstarren) sprunghaft abfällt. Aufgrund der geringen atomaren Größe des Wasserstoffs ist dieses Element in den meisten flüssigen Metallen diffusionsfähig.

Die Begriffe **Wasserstoffkrankheit** oder auch **Wasserstoffversprödung** dürfen nicht mit dem der Wasserstoffporosität verwechselt werden. Sie beschreiben das Eindiffundieren von atomarem Wasserstoff in Metalle im festen Zustand. Damit einhergehend können Reduktionsvorgänge an im Metall gelösten Oxiden, oder auch das Sammeln des Wasserstoffs an Gitterfehlerstellen zur Verspannung des Gefüges bis hin zur plastischen Verformung des Werkstoffs führen [60]–[63].

Im Rahmen dieser Arbeit werden die verschiedenen Arten der Porenbildung, welchen das Ausscheiden gasförmiger Elemente in der Schmelze zugrunde liegt, allgemein unter dem Begriff **Gasporenbildung** gefasst. Dies betrifft die metallurgische Porenbildung (beinhaltet Wasserstoffporosität) sowie die Bildung von Reaktionsporen.

2.2.2 Bildung von Prozessporen

Wie bereits in Abschnitt 2.1.2 beschrieben, wurde beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen eine Korrelation zwischen auftretenden Kapillarinstabilitäten und der Bildung von Prozessporen nachgewiesen [28], [29], [32]. Einschnürungen im unteren Teil der Dampfkapillare führen demnach zur Bildung von Hohlräumen, die nach der Erstarrung des flüssigen Metalls als Prozessporen im Schweißgut verbleiben können [27], [28]. Der Effekt tritt bei Aluminium- und Kupferwerkstoffen deutlich verbreiteter auf als beim Schweißen von Stählen [29], [64].

Die Entstehungsmechanismen der Prozessporenbildung sind noch nicht umfassend verstanden, waren jedoch bereits Gegenstand zahlreicher Untersuchungen [17], [19], [29], [53], [65]–[69]. Anhand ihrer Form und Lage in der Schweißnaht können Prozessporen mittels Analyse von Schliffbildern identifiziert werden. Üblicherweise befinden sich Prozessporen als einzelne Hohlräume in der unteren Hälfte der Schweißnaht [32], [50], [64], [70], [71] und weisen eine unregelmäßige Form auf [29], [64], [70]–[72]. Es konnte zudem

gezeigt werden, dass ein Zusammenhang zwischen dem Auftreten von Prozessporen und dem Aspektverhältnis der Dampfkapillare während des Schweißens besteht. Demnach erhöht sich die Wahrscheinlichkeit der Prozessporenbildung, je tiefer und schmaler die Dampfkapillare ist [30], [31].

Das Auftreten von Prozessporen für das Schweißen von Kupferwerkstoffen unter Verwendung von grüner und blauer Laserstrahlung ist bisher nicht in der Literatur beschrieben. Auch wenn die Stabilisierung der Dampfkapillare in diesem Zusammenhang mit vergleichsweise geringen Aspektverhältnissen einhergeht, liegen bisher keine Erkenntnisse über einen Wirkzusammenhang zwischen der Kapillarform und der Bildung von Prozessporen vor.

2.2.3 Metallurgische Porenbildung

Metalle können im festen wie auch im flüssigen Zustand gasförmige Elemente lösen. Im Allgemeinen erhöht sich die Löslichkeit von Gasen in Metallen sprunghaft, wenn der Phasenwechsel von fest nach flüssig stattfindet. Dies führt dazu, dass in flüssigem Metall, beispielsweise während des Schweißens, große Mengen an Gasen gelöst werden können. Weist die Schmelze eine höhere Gaskonzentration als die maximale Löslichkeit im festen Zustand auf, so müssen Anteile des aufgenommenen Gases beim Erstarren der Schmelze zwangsläufig wieder entweichen. Dieser Effekt führt zur metallurgischen Porenbildung.

Von besonderer technischer Relevanz sind Stickstoff (N_2), Sauerstoff (O_2) und Wasserstoff (H_2). In molekularer Form (entspricht der in der Umwelt vorkommenden Form) sind diese Gase jedoch im Metall weitestgehend diffusionsunfähig. Sie müssen zuerst dissoziieren und in atomarer Form vorliegen. Hinsichtlich der Aufnahme von mehratomigen Gasen in Metallen stellt die Erfüllung dieser Bedingung ein notwendiges Kriterium dar. Für die drei eingangs genannten Gase existieren zahlreiche theoretische und experimentelle Untersuchungen, die dies bestätigen [73]–[86].

In Abbildung 2-8 ist eine Modellvorstellung der zeitlich schrittweisen Abfolge des Lösungsprozesses eines zweiatomigen Gases in flüssigem Metall dargestellt.

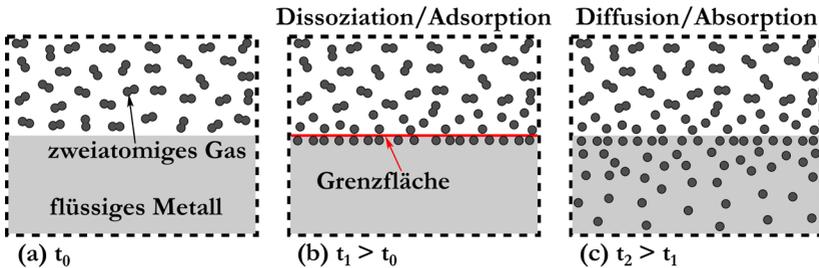


Abbildung 2-8: Schematische Darstellung einer Modellvorstellung zur Lösung eines zweiatomigen Gases in flüssigem Metall. Es gilt: $t_0 < t_1 < t_2$.

In einem System befindet sich zum Zeitpunkt t_0 ein zweiatomiges Gas in der Atmosphäre eines flüssigen Metalls (Abbildung 2-8-(a)). An der Grenzfläche zwischen beiden Stoffen finden Dissoziations- und Adsorptionsvorgänge statt, welche an die Aufwendung diskreter, stoffspezifischer Energien gekoppelt sind (Abbildung 2-8-(b)). Zum Zeitpunkt t_1 liegt das Gas an der Grenzfläche in dissoziierter, also in atomarer Form vor. Ist das atomare Gas im flüssigen Metall diffusionsfähig, so entsteht ein Teilchenstrom vom Umgebungsgas hin ins flüssige Metall (Abbildung 2-8-(c)). Getrieben durch die Konzentrationsunterschiede des Gases in und außerhalb des Metalls werden die Diffusionsvorgänge bei konstanten thermodynamischen Bedingungen so lange anhalten (Zeitpunkt t_2), bis die Sättigungskonzentration des Gases im flüssigen Metall erreicht ist.

Die Dissoziation von Gasen stellt die Grundlage der thermodynamischen Beschreibung von Lösungsvorgängen in flüssigem Metall dar. So ist die Druckabhängigkeit der Löslichkeit eines zweiatomigen Gases in flüssigem Metall durch das Sievert'sche Gesetz beschrieben. Es besagt, dass die (Sättigungs-)Konzentration H_a eines in flüssigem Metall gelösten, atomaren Gases gemäß

$$H_a = K(T) \cdot \sqrt{p_m} \quad (\text{Gl. 4})$$

proportional der Quadratwurzel des Partialdrucks p_m desselben, molekularen Gases in der Umgebung der Metallschmelze ist. Die Löslichkeitskonstante $K(T)$ ist eine thermophysikalische Stoffeigenschaft, die zumeist experimentell ermittelt werden muss. Das Sievert'sche Gesetz besitzt hohe Relevanz bei der Reinigung von Metallschmelzen während des Gießprozesses, da eine

Druckabsenkung unmittelbar zum Austreiben der im Metall gelösten Gase führt (Vakuumgießverfahren). Ferner ist die Gültigkeit dieses Zusammenhangs auch für die Aufnahme von Gasen beim Laserstrahlschweißen von Metallen nachgewiesen [67], [68], [87]–[89]. Dies zeigt, dass Dissoziation, Diffusion und Absorption von Gasen in flüssigen Metallen auch bei sehr kurzen Prozesszeiten (beim Laserstrahlschweißen typischerweise 0,001 – 1 s) Wirksamkeit besitzen. Im Folgenden werden im Kontext des Schweißens von Kupferwerkstoffen unterschiedliche gasförmige Elemente anhand ihrer möglichen Verursachung metallurgischer Porenbildung diskutiert.

Metallurgische Porenbildung durch Wasserstoff

Die Aufnahme von Wasserstoff im flüssigen Metall während des Schweißens kann zur metallurgischen Porenbildung führen, wobei in diesem Kontext auch von "Wasserstoffporen" gesprochen wird (vgl. Abschnitt 2.2.1). In Abbildung 2-9 ist die Entstehung von Wasserstoffporen schematisch dargestellt. Die Aufnahme von Wasserstoff aus den Wasserdampfmolekülen der Umgebungsgasatmosphäre (Feuchte Luft: Luft – H₂O – Gemisch) im Schmelzbad ist dabei eine mögliche, relevante Wasserstoffquelle.

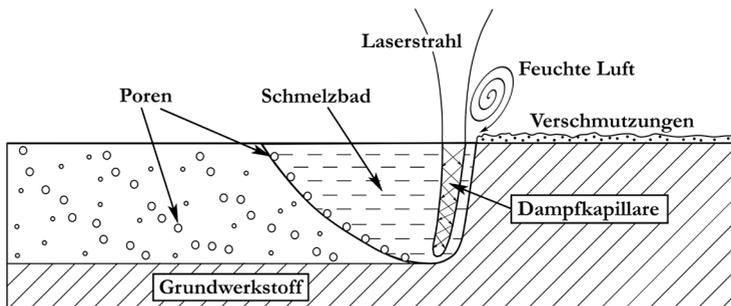


Abbildung 2-9: Schematische Darstellung des Laserstrahltschweißens mit möglichen Wasserstoffquellen (Verschmutzungen, feuchte Luft) und der Entstehung von Wasserstoffporen bei der Erstarrung des Schweißguts.

Zudem können auch an der Werkstückoberfläche wasserstoffhaltige Verschmutzungen (vor allem Öle und Fette) anhaften und während des Schweißens ins Schweißgut gelangen. Auch andere organische Verbindungen

wie Lacke, Isolierungsschichten oder Reste von Reinigungsmittel müssen als mögliche Wasserstoffquellen in Betracht gezogen werden. Wie in Abbildung 2-9 schematisch dargestellt entstehen die Wasserstoffporen an der Erstarrungsfront im hinteren Teil des Schmelzbades. Wenn sie von der Erstarrungsfront überholt werden, verbleiben sie als Porosität im erstarrten Schweißgut.

Aufgrund seiner geringen atomaren Größe besitzt der Wasserstoff von allen gasförmigen Elementen die höchste Diffusionsfähigkeit im Metallgitter. Daraus resultierend neigen Metalle dazu, selbst im festen Zustand große Mengen Wasserstoff zu lösen. In Abbildung 2-10 ist die temperaturabhängige Wasserstofflöslichkeit von Eisen, Aluminium und Kupfer dargestellt.

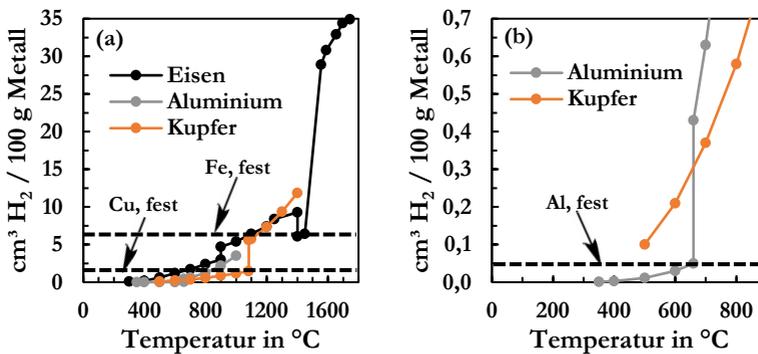


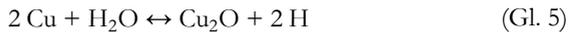
Abbildung 2-10: (a): Temperaturabhängige Wasserstofflöslichkeit in Eisen, Aluminium und Kupfer bei 1 bar Umgebungsdruck [82], [83], [85], [90]–[96]. (b): Vergrößerte Darstellung für Kupfer und Aluminium.

Im Allgemeinen nimmt die Wasserstofflöslichkeit dieser Metalle mit steigender Temperatur zu und besitzt zudem einen sprunghaften Anstieg, wenn die flüssige Phase erreicht wird. Umwandlungen des Metallgittertyps können ebenfalls zu einem sprunghaften Anstieg oder Abfall der Wasserstofflöslichkeit führen, was in Abbildung 2-10-(a) anhand des Verlaufs der schwarzen Datenpunkte für Eisen erkennbar ist. Demnach erhöht sich die Wasserstofflöslichkeit bei der Umwandlung von α -Fe zu γ -Fe bei ca. 911 °C und verringert sich im Zuge der weiteren Umwandlung zu δ -Fe bei ca. 1392 °C [85].

Wie eingangs beschrieben kommt es beim Schweißen dieser Metalle dann zur metallurgischen Porenbildung, wenn die Wasserstoffkonzentration in der

Schmelze die maximale Löslichkeit der Metalle im festen Zustand übersteigt. Die maximale Löslichkeit im festen Zustand ist in Abbildung 2-10 exemplarisch für Kupfer und Eisen (a), sowie für Aluminium (b) anhand der schwarz gestrichelten Linien zu erkennen. Die geringe Wasserstofflöslichkeit in festem Aluminium führt dazu, dass während des Schweißens diese hinsichtlich der metallurgischen Porenbildung kritische Konzentration im schmelzflüssigen Aluminium leicht überschritten wird. Dies erklärt, weshalb die Wasserstoffporosität beim Schweißen von Aluminiumwerkstoffen einen bekannten Nahtdefekt darstellt [54]–[56], jedoch beim Schweißen von Eisen (Stahl) aufgrund der sehr hohen Wasserstofflöslichkeit im festen Zustand hingegen typischerweise nicht auftritt. Dennoch kann in festem Stahl eindiffundierter Wasserstoff zur Schwächung oder Schädigung des Materials führen, beispielsweise durch Bildung sehr spröder Hydride oder durch die Bildung von sogenannten Fischaugen [63].

Die maximale Wasserstofflöslichkeit in festem Kupfer beträgt ca. $1,5 \text{ cm}^3 \text{ H}_2$ je 100 g Cu , was in Abbildung 2-10-(a) verdeutlicht ist. Im Vergleich mit Aluminium ($0,05 \text{ cm}^3 \text{ H}_2$ je 100 g Al) und Eisen ($6,4 \text{ cm}^3 \text{ H}_2$ je 100 g Fe) ordnet sich die Wasserstofflöslichkeit reinen Kupfers in der Mitte ein. Am Phasenwechsel von fest nach flüssig tritt eine sprunghafte Erhöhung der Wasserstofflöslichkeit um ca. den Faktor 3,8 auf. Im Kontext schweißtechnischer Untersuchungen ist für diesen Werkstoff keine Bildung von Wasserstoffporosität bekannt. Dies bedeutet, dass die maximale Wasserstofflöslichkeit in festem Kupfer während des Schweißens typischerweise nicht überschritten wird. Jedoch neigt Kupfer insbesondere im flüssigen Zustand dazu, Wasserstoff aus der Feuchtigkeit des Umgebungsgases aufzunehmen. Gemäß der Reaktionsvorschrift



können die Wassermoleküle an der flüssigen Metalloberfläche dissoziieren. Das entstehende Kupferoxid (Cu_2O) ist metallurgisch gut mit reinem Kupfer verträglich und wird als separate Phase im Gefüge des Werkstoffs eingelagert. Der aus der Feuchtigkeit freigesetzte Wasserstoff kann wie zuvor beschrieben ins flüssige Metall eindiffundieren (vgl. Abbildung 2-8).

Die gleichzeitige Aufnahme von Wasserstoff und Sauerstoff in flüssigem Kupfer, beispielsweise durch Dissoziation von Wassermolekülen, ist ebenfalls

stark druck- und temperaturabhängig. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 2-11 dargestellt.

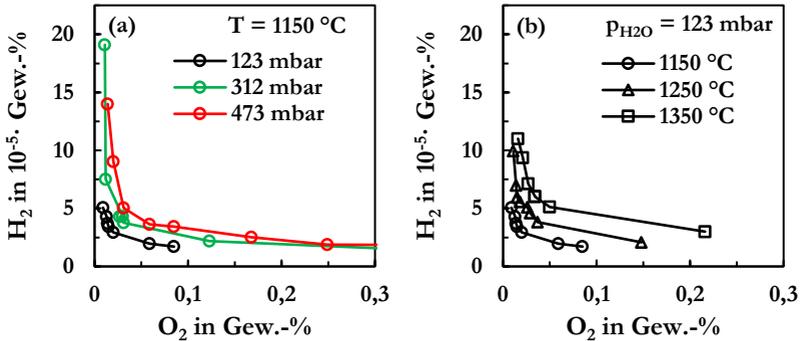


Abbildung 2-11: Löslichkeitsgleichgewicht zwischen Wasserstoff (H_2) und Sauerstoff (O_2) in reinem Kupfer. (a): Abhängigkeit vom Wasserdampfpartialdruck p_{H_2O} für die konstante Temperatur $T = 1150\text{ °C}$. (b): Temperaturabhängigkeit T für den konstanten Wasserdampfpartialdruck $p_{H_2O} = 123\text{ mbar}$ [97].

Mit steigendem Sauerstoffgehalt in der Kupferschmelze ($T > 1083\text{ °C}$) wird eine Abnahme der Wasserstofflöslichkeit beobachtet. Stark sauerstoffhaltige Kupferschmelzen lösen demnach viel weniger Wasserstoff als sauerstoffarme Kupferschmelzen. Mit steigendem Wasserdampfpartialdruck p_{H_2O} in der Umgebung steigt die Löslichkeit beider Gase in der Kupferschmelze an (Abbildung 2-11-(a)). Die Temperatur der Schmelze hat ebenfalls einen großen Einfluss: eine Erhöhung um 100 K erhöht die Wasserstofflöslichkeit um mindestens 50 % (Abbildung 2-11-(b)). Im Rahmen dieser Arbeit muss folglich für die Untersuchung des Auftretens von Wasserstoffporosität beim Laserstrahlschweißen von Kupfer beachtet werden, dass der Sauerstoffgehalt im Schweißgut einen erheblichen Einfluss auf die Löslichkeit des Wasserstoffs besitzt. Da die Wasserstofflöslichkeit auch stark von den thermodynamischen Randbedingungen (insbesondere der Temperatur) abhängt, ist eine Korrelation zwischen der Wasserstoffaufnahme und der Temperaturentwicklung im schmelzflüssigen Kupfer während des Schweißens zu erwarten.

Metallurgische Porenbildung durch Sauerstoff

Neben Wasserstoff kann auch Sauerstoff in beträchtlicher Menge während des Schweißens von Metallen aufgenommen werden. Da die Löslichkeit von Sauerstoff in Metallen jedoch vergleichsweise gering ist geschieht dies typischerweise in Form von Oxiden, die entweder an der Schweißnahtoberfläche (Nahtberraupe) verbleiben oder als Oxideinschlüsse ins Gefüge eingelagert werden [63]. Auch in Kupfer ist die Löslichkeit von Sauerstoff vergleichsweise gering. Zwischen 1200 °C – 1400 °C besteht eine Mischungslücke (vollkommene Unlöslichkeit beider Stoffe) und erst bei geringeren Temperaturen löst sich der Sauerstoff in Form von Kupferoxid (Cu_2O) in der Schmelze [98]. Dieser Teil des Cu-O-Zweistoffsystems ist in Abbildung 2-12-(a) für Sauerstoffgehalte bis 0,01 Gew.-% dargestellt.

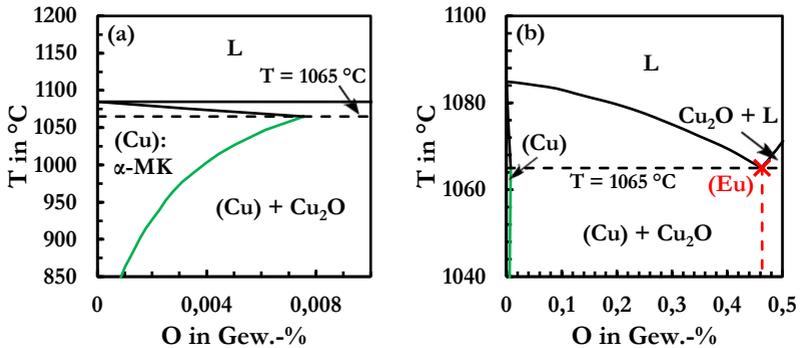


Abbildung 2-12: Kupferreiche Seite des Cu-O-Zweistoffsystems: $\text{O} \leq 0,01$ Gew.-% und $850\text{ °C} \leq T \leq 1200\text{ °C}$ (a) sowie $\text{O} \leq 0,05$ Gew.-% und $1040\text{ °C} \leq T \leq 1100\text{ °C}$ (b) [99], [100].

In diesem Teil des Cu-O-Systems koexistieren Cu und Cu_2O im Temperaturbereich zwischen ca. 1084 – 1200 °C in einer schmelzflüssigen Phase (L). Liegt das Kupfer in fester Phase vor, also bei einer Temperatur von unterhalb ca. 1084 °C, so bildet Sauerstoff mit Kupfer einen Mischkristall (hier: (Cu) oder α-MK). Die grüne Linie in Abbildung 2-12-(a) markiert dabei die temperaturabhängige (maximale) Löslichkeit des Sauerstoffs in festem Kupfer. Diese beträgt bei 1065 °C etwa 0,0075 Gew.-% und sinkt bereits bei 850 °C auf unter 0,001 Gew.-% ab (Abbildung 2-12-(a)). Liegen die im Kupfer gelösten Sauerstoffkonzentrationen über der maximalen Löslichkeitsgrenze, so bildet

sich bei Unterschreitung der grünen Linie in Abbildung 2-12-(a) (Abkühlung) neben dem gesättigten α -MK im Gefüge die eutektische Cu_2O -Cu-Phase aus, welche als Netzwerk um den α -MK anliegt. Das Eutektikum (Eu), das aus den Phasen (Cu) und Cu_2O besteht und bei ca. 0,46 Gew.-% Sauerstoff und einer Temperatur von ca. 1065 °C vorliegt, ist in Abbildung 2-12-(b) durch ein rotes Kreuz im Phasendiagramm markiert.

Die Cu_2O -Phase wird bei einer Wärmebehandlung oder bei Warmverformung aus dem Mischkristall an den Korngrenzen ausgeschieden. Da dies ein diffusionsgesteuerter Prozess ist, intensiviert sich die Ausscheidung von Cu_2O hin zu höheren Temperaturen sowie hin zu langsameren Abkühlgeschwindigkeiten. Durch nachfolgende Kaltverformungsprozesse (z.B. bei einem Walzen oder Strangpressen während der Herstellung von Halbzeugen) werden die Cu_2O -Partikel in Verformungsrichtung gestreckt und sind in einer Betrachtung des Gefüges mittels Lichtmikroskop als schwarzbläuliche Punkte und Linien erkennbar (Abbildung 2-13-(b)).

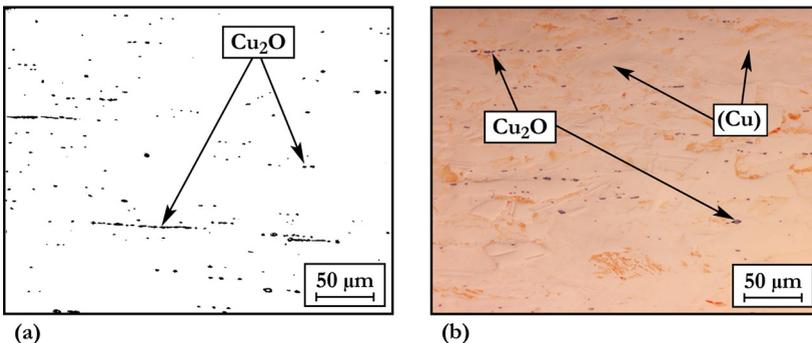


Abbildung 2-13: Mikroskopische Lichtbildaufnahmen des Gefüges sauerstoffhaltiger Kupfersorten. (a): Kaltumgeformter Cu-Draht mit 0,022 Gew.-% Sauerstoffgehalt, ungeätzt und nachträglich binarisiert (aus [101]). (b): Gewalztes Blech aus Cu-ETP mit 0,014 Gew.-% Sauerstoffgehalt, geätzt.

Die Bildung der eutektischen Cu_2O -Cu-Phase führt zur chemischen Bindung und Einlagerung überschüssigen Sauerstoffs im Gefüge. Dies ist der Grund dafür, dass trotz der eigentlich geringen Löslichkeit des Sauerstoffs in Kupfer beträchtliche Mengen an Sauerstoff in chemisch gebundener Form, als

Kupferoxid (Cu_2O), aufgenommen werden können [102]. Diese Vorgänge führen dazu, dass beim Schweißen von Kupfer in sauerstoffhaltiger Umgebungsgasatmosphäre keine metallurgische Porenbildung zu erwarten ist. Jedoch ist durch die gute metallurgische Verträglichkeit von Cu und Cu_2O potenziell eine starke Aufnahme von Sauerstoff während des Schweißens möglich.

Metallurgische Porenbildung durch Stickstoff

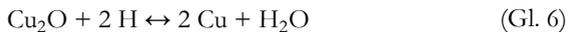
Das Löslichkeitsverhalten von Stickstoff in Kupfer wurde bereits früh untersucht. Die anfänglich verbreitete Meinung, dass Stickstoff gänzlich unlöslich in Kupfer sei [92], [103] wurde durch spätere Untersuchungen widerlegt. Diese neueren Untersuchungen belegen, dass flüssiges Kupfer durchaus Stickstoff zu lösen vermag [73], [74]. Die Löslichkeit von Stickstoff liegt demnach bei hohen Temperaturen (1350 – 2250 °C) im Bereich von 0,00005 – 0,0005 Gew.-%. Liegt Kupfer in fester Phase vor kann jedoch keine Stickstofflöslichkeit nachgewiesen werden [104]. Die Kombination aus vollkommener Unlöslichkeit in festem Kupfer und geringer Löslichkeit in flüssigem Kupfer begünstigt die metallurgische Porenbildung beim Schweißen in stickstoffhaltiger Atmosphäre. Analog zur Aufnahme von Wasserstoff in Aluminium (siehe Abbildung 2-10-(b)) können bereits geringe Mengen an aufgenommenem Stickstoff zum Erreichen der Grenzsättigungskonzentration im schmelzflüssigen Kupfer führen. Aufgrund der vollkommenen Unlöslichkeit des Stickstoffs in festem Kupfer muss dieser zwingend bei der Erstarrung des Schweißguts entweichen, was zur metallurgischen Porenbildung führt.

Die durch Stickstoff induzierte metallurgische Porenbildung beim Schweißen von Kupfer ist demnach möglich, jedoch nicht grundsätzlich zu erwarten. Aufgrund seiner hohen Dissoziationsenergie von 9,76 eV [105] weist Stickstoff beim Schweißen von Metallen in der Regel quasi-inerte Eigenschaften auf. Jedoch wurde die Aufnahme von Stickstoff während des Laserstrahlschweißens von Reineisen und unterschiedlichen Stählen bereits nachgewiesen [87]–[89]. Diese Ergebnisse belegen, dass der Einsatz von Stickstoff als Prozessgas beim Laserstrahlschweißen zur Aufnahme dieses Elementes im Schweißgut führen kann. Da der Stickstoff dafür in atomarer, also in dissoziierter Form vorliegen muss (vgl. Abschnitt 2.2.3), belegen die in [87]–[89] diskutierten Ergebnisse, dass das Sievert'sche Gesetz beim Laserstrahlschweißen unter Einsatz von Stickstoff als Prozessgas Gültigkeit besitzt und die physikalischen

Randbedingungen zur Überwindung der Dissoziationsenergie des Stickstoffs in diesem Fall durchaus erfüllt werden können.

2.2.4 Bildung von Reaktionsporen

Die Bildung von Reaktionsporen während des Schweißens metallischer Werkstoffe wird dann beobachtet, wenn mehrere gelöste Elemente zu einer im flüssigen Metall unlöslichen, gasförmigen Phase reagieren. Die damit einhergehende Volumenvergrößerung des entstehenden Gases führt zur Bildung von Hohlräumen, die nach der Erstarrung im Schweißgut verbleibend als Reaktionsporen bezeichnet werden. Über das Auftreten dieses Effekts wird vor allem beim Schweißen unlegierter Stähle mit einem geringen Kohlenstoffgehalt berichtet [52], [106], [107]. Werden diese Werkstoffe in sauerstoffhaltigen Umgebungsgasatmosphären (z.B. Luft) geschweißt, so kann die Reaktion von Kohlenstoff und Sauerstoff im Schmelzbad zur Bildung von Kohlenmonoxid führen. Für das Schweißen von Kupfer wird in der Literatur nicht über das Auftreten von Reaktionsporenbildung berichtet. Jedoch zeigen zahlreiche Untersuchungen im Kontext der gießtechnischen Herstellung von Kupferwerkstoffen, dass insbesondere die Reaktion zwischen Sauerstoff und Wasserstoff in schmelzflüssigem Kupfer eine hohe Relevanz für die reaktive Bildung gasförmiger Elemente in der Schmelze besitzt [97], [104], [108], [109]. Wie bereits in Abschnitt 2.2.3 beschrieben stehen diese Elemente in flüssigem Kupfer im gegenseitigen Gleichgewicht (Abbildung 2-11). Ein Überschuss an Wasserstoff oder Sauerstoff wird unter Bildung von Wasserdampf in der Schmelze abgebaut,



was zur Desoxidierung der Kupferschmelze genutzt wird. Der vollkommen unlösliche Wasserdampf führt zur Bildung von Blasen im flüssigen Kupfer, die nach der Erstarrung als Porosität im Werkstoff verbleiben können.

Hinsichtlich der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen zur Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen muss diese Art der Porenbildung grundsätzlich in Betracht gezogen werden. Insbesondere beim Schweißen sauerstoffhaltiger Kupfersorten kann die mit (Gl. 6) beschriebene Bildung von Wasserdampf stattfinden, wenn in wasserstoffhaltigen Atmosphären geschweißt wird.

2.3 Zusammenfassung des Standes der Technik

Abgeleitet aus dem Stand der Technik werden die folgenden Aspekte festgehalten:

- Die Reduzierung des Aspektverhältnisses der Dampfkapillare beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen führt zur Reduzierung auftretender Prozessinstabilitäten und Nahtdefekte und kann gegenwärtig insbesondere durch Verwendung grüner Laserstrahlung industriell umgesetzt werden. Auch lassen sich dadurch geringe Nahttiefen ($< 500 \mu\text{m}$) mit einer geringen Schwankung entlang der Nahtlänge verlässlich erreichen.
- Mit der Verwendung eines geringen Aspektverhältnisses der Dampfkapillare tritt beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen eine signifikante (Gas-)Porenbildung auf, deren Ursache nicht auf Prozessinstabilitäten (Prozessporen) zu basieren scheint. Es existiert jedoch keine Untersuchung, die das Auftreten von Prozessinstabilitäten als mögliche Ursache dieser Porenbildung ausschließt.
- Abseits der Prozessporenbildung existieren für das Schweißen von Metallen weitere Porenentstehungsmechanismen, die auf die Aufnahme gasförmiger Elemente im flüssigen Metall während des Schweißvorgangs zurückzuführen sind. Die Relevanz dieser Effekte für das Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen ist bisher in der Literatur nicht ausreichend beschrieben.
- Bisher wurden keine systematischen Untersuchungen zur Bildung metallurgischer Poren im Kontext des Laserstrahlschweißens von Kupferwerkstoffen veröffentlicht, obwohl insbesondere die Elemente Wasserstoff, Stickstoff und Sauerstoff aufgrund ihrer Löslichkeitscharakteristik in Kupfer grundsätzlich dafür in Betracht gezogen werden müssen.
- Die Bildung sogenannter Reaktionsporen ist vor allem für das Schweißen von Stählen bekannt. Insbesondere bei der Herstellung von Kupferwerkstoffen sind dabei zwar ähnliche Effekte in der Literatur beschrieben, jedoch ist deren Relevanz für das Schweißen dieser Werkstoffe bisher unerforscht.

- Für das Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen sind werkstoffseitige Einflüsse auf die Gasporenbildung, beispielsweise durch im Grundwerkstoff enthaltene Legierungselemente oder Verunreinigungen, bisher nicht ausreichend beschrieben
- In der Literatur findet sich keine detaillierte Beschreibung des Auftretens von Gasporenbildung in Abhängigkeit prozessseitiger Einflussgrößen. Es wäre in diesem Kontext von Mehrwert, Zusammenhänge zwischen Gesamtporosität, Porengröße und -Anzahl und der verwendeten Prozessparameter und Prozessregime zu identifizieren.
- Aus der fehlenden Grundlagenforschung für die Bildung von Gasporen im Kontext des Laserstrahlschweißens von Kupfer resultiert, dass bisher keine Ansätze zur Reduzierung oder Vermeidung dieses Nahtdefekts in der Literatur zu finden sind.

3 Zielstellung

Um den steigenden Anforderungen hinsichtlich Miniaturisierung und Stromtragfähigkeit in der elektrischen Aufbau- und Verbindungstechnik gerecht zu werden, ist das Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen von zentraler Bedeutung. Gleichzeitig gilt der industrielle Einsatz dieser Technologie aufgrund des Auftretens zahlreicher Prozessinstabilitäten und Schweißnahtdefekten während des Schweißens als herausfordernd.

Ein Ansatz zur Reduzierung auftretender Prozessinstabilitäten und Nahtdefekte kann durch das Schweißen mit einem geringen Aspektverhältnis der Dampfkapillare s/d_f realisiert werden. Dies lässt sich technisch durch die Verwendung möglichst großer Fokusburchmesser d_f für das Erreichen einer Einschweißtiefe s umsetzen. Hierfür eignet sich insbesondere die Verwendung von Laserstrahlung im grünen und blauen Wellenlängenbereich. Gegenüber herkömmlicher, infraroter Laserstrahlung weisen grüne und blaue Laserstrahlung bei Raumtemperatur und senkrechtem Strahleinfall eine um mindestens den Faktor 8 höhere Absorption in Kupferwerkstoffen auf [12], was die Energieeinkopplung während des Schweißens signifikant erhöht und dadurch eine Verwendung großer Fokusburchmesser ($> 100 \mu\text{m}$) für das kontinuierliche Nahtschweißen von Kupferwerkstoffen ermöglicht. In diesem Kontext konnten bereits vielversprechende Ergebnisse hinsichtlich der Reduzierung auftretender Prozessinstabilitäten und Nahtdefekte beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen gezeigt werden [7], [25], [34], [35], [43], [47], [49], [110].

Entgegen aller Vorteile für das Schweißen von Kupferwerkstoffen ist jedoch bei der Realisierung eines geringen Aspektverhältnisses in Verbindung mit der Verwendung von grüner Laserstrahlung eine ausgeprägte Art der Porenbildung zu beobachten, die bisher in diesem Kontext nicht in der Literatur beschrieben ist. Das Auftreten dieses Nahtdefekts stellt mit der dadurch verbundenen Reduzierung des Anbindungsquerschnittes eine potenzielle mechanische Schwächung der erzeugten Schweißnähte dar. Um das hohe Potential grüner Laserstrahlung für das Schweißen von Kupferwerkstoffen dennoch industriell nutzen zu können, müssen die Entstehungsmechanismen dieser Porenbildung

verstanden werden, um daraus Maßnahmen zu deren Minimierung oder Vermeidung ableiten zu können.

Form, Größe, Lage und Anzahl dieser Poren lassen vermuten, dass es sich dabei nicht um Prozessporen (Ursache: instabile Dampfkapillare), sondern um Gasporen (Ursache: Ausscheiden gasförmiger Elemente aus der Schmelze) handelt. Daraus abgeleitet ist es die zentrale Hypothese dieser Arbeit, dass bei der Verwendung eines geringen Aspektverhältnisses der Dampfkapillare während des Laserstrahlschweißens von Kupferwerkstoffen lösliche Elemente aus der Umgebungsatmosphäre im schmelzflüssigen Kupfer aufgenommen werden, was die Grundlage hinsichtlich der Bildung von metallurgischen Poren und Reaktionsporen darstellt. Es stellt sich die Frage, welche Gase in diesem Zusammenhang als inert zu klassifizieren sind. Anhand der Arbeitshypothese ist es die Zielstellung dieser Arbeit, die zugrundeliegenden Wirkzusammenhänge der Porenbildung zu untersuchen, und Maßnahmen zu deren Reduzierung abzuleiten. Dies soll anhand der Untersuchung folgender Teilaspekte geschehen:

- Untersuchung der Bildung von Prozessporen unter Berücksichtigung der Kapillarform sowie Abgrenzung der Prozessporenbildung gegenüber der Bildung von Gasporen
- Ermittlung prozessseitiger Einflussgrößen bei der Bildung von Gasporen
- Untersuchung des Einflusses der Umgebungsgase auf das Auftreten von metallurgischer Porenbildung
- Aufbau einer Verständnisgrundlage bezüglich der Bildung von Reaktionsporen durch Identifizierung der beteiligten Reaktanten und Ermittlung des Einflusses variierender Gasanteile in der Umgebungsatmosphäre
- Identifizierung der werkstoffseitigen Einflussgrößen auf die Gasporenbildung
- Ableitung von Maßnahmen zur Reduzierung der Gasporenbildung durch Übertrag der zuvor gewonnenen, prozessseitigen und werkstoffseitigen Erkenntnisse

4 Methodisches Vorgehen und experimentelle Durchführung

Wie in Abschnitt 2.1 beschrieben, ist das Laserstrahlschweißen von Kupfer mit zahlreichen Herausforderungen verbunden (vgl. Tabelle 1). Die geringe Absorption infraroter Laserstrahlung in Kupfer, in Kombination mit dessen hoher Wärmeleitfähigkeit erfordern hohe Leistungsdichten, um dieses Material aufzuschmelzen. Dennoch werden heutzutage vor allem cw-Laserstrahlquellen eingesetzt, die im infraroten Wellenlängenbereich emittieren. Der Grund dafür ist, dass diese in großer technologischer Vielfalt (Scheiben-, Faser- und Diodenlaser) mit Ausgangsleistungen von mehreren Kilowatt bei gleichzeitig hoher Strahlqualität kommerziell verfügbar sind. Aufgrund der um ein Vielfaches höheren Absorption grüner und blauer Laserstrahlung in Kupfer zeigen erste Untersuchungen, dass der Einsatz derartiger Strahlquellen das Schweißen mit geringem Aspektverhältnis ermöglicht ($s/d_f < 5$), und damit verbunden die Reduzierung auftretender Prozessinstabilitäten und Schweißnahtdefekte bewirken kann (siehe Abschnitt 2.1).

Trotz der stetig ansteigenden, kommerziell verfügbaren Leistung von Laserstrahlung im grünen und blauen Wellenlängenbereich sind die entsprechenden Laserstrahlquellen hinsichtlich ihrer Ausgangsleistung und Strahlqualität den etablierten, im infraroten Wellenlängenbereich emittierenden Strahlquellen noch weit unterlegen. Blaue Laserstrahlung ist mit Ausgangsleistungen bis zu 2 kW kommerziell erhältlich [42] und grüne Laserstrahlung steht mit Ausgangsleistungen von 3 kW zur Verfügung [35]. Hinsichtlich der verfügbaren Strahlqualität grüner und blauer Laserstrahlung ergeben sich bedingt durch die Art ihrer Erzeugung große Unterschiede (vgl. Abschnitt 2.1.2). So ist grüne Laserstrahlung mit einem Strahlparameterprodukt von $SPP = 4 \text{ mm} \cdot \text{mrad}$, und blaue Laserstrahlung mit $SPP = 60 \text{ mm} \cdot \text{mrad}$ verfügbar (beide bei $P = 2 \text{ kW}$). Die hohe Strahlqualität grüner Laserstrahlung ermöglicht die Realisierung kleiner Fokusdurchmesser ($d_f < 200 \mu\text{m}$) und die gleichzeitige Verwendung von hochdynamischen Strahlführungssystemen (insbesondere Scanner-Optiken) beim Schweißen. Gegenüber dem Einsatz blauer Laserstrahlung für das Schweißen von Kupfer bietet sich dadurch der Vorteil, dass höhere Einschweißiefen bei einem gleichzeitig hohen Grad an Flexibilität in der Prozessführung erreicht werden

können. Jedoch stößt auch die verfügbare grüne Laserstrahlung bei zahlreichen Anwendungen an die Grenze ihrer Einsetzbarkeit. Beim Schweißen größerer Querschnittsdicken (> 1 mm), beispielsweise bei der Fertigung von Komponenten der Leistungselektronik (Busbars, Konnektoren oder I-Pins), wird die nötige Einschweißtiefe mit $P = 2$ kW nur durch Realisierung geringer Schweißgeschwindigkeiten ($< 0,25$ m/s) bzw. durch vergleichsweise lange Prozesszeiten (I-Pins) erreicht [35], wodurch analog zur Verwendung infraroter Laserstrahlung ein hohes Aspektverhältnis der Dampfkapillare, und damit verbunden vermehrt Prozessinstabilitäten und Nahtdefekte auftritt. Auch werden aufgrund der mitunter sehr großen Anzahl an Schweißverbindungen pro Bauteil, z.B. beim Schweißen von I-Pins für Elektromotoren, kurze Taktzeiten, und damit verbunden reduzierte Schweißzeiten gefordert. Diese Forderungen kann gegenwärtig mit der zur Verfügung stehenden Ausgangsleistung grüner Laserstrahlung nur unzureichend erfüllt werden.

Eine Möglichkeit, dennoch höhere Laserleistungen applizieren zu können ist durch die Verwendung gepulster Laserstrahlung gegeben. Durch die Kombination langer Pulsdauern (typischerweise im Bereich von 1 – 300 ms) mit einem hochdynamischen Strahlführungssystem (z.B. Scanner-Optik) lässt sich durch einen einzelnen Laserpuls eine quasi-cw-Schweißnaht mit mehreren Millimetern Nahtlänge erzeugen [111]. Dieses sogenannte SHADOW®-Verfahren (Stepless High Speed Accurate and Discrete One Pulse Welding) hat sich bereits für die industrielle Serienfertigung etabliert [112]. Die Anwendung dieses Verfahrens bietet sich folglich dafür an, um Untersuchungen mit erhöhter Laserleistung beim Schweißen von Kupferwerkstoffen unter Verwendung von grüner Laserstrahlung durchzuführen. Gleichzeitig können die Ergebnisse derartiger Untersuchungen in industrielle Anwendungen transferiert werden.

Im Folgenden wird die Verwendung gepulster, grüner Laserstrahlung im Rahmen dieser Arbeit erklärt, die zugehörige Systemtechnik erläutert und auf die Methodik der angewandten Untersuchungen eingegangen.

4.1 Einsatz gepulster Laserstrahlung für das Schweißen von Kupfer

Wie eingangs beschrieben, können einzelne Laserpulse für Schweißprozesse durch Anwendung des SHADOW[®]-Verfahren eingesetzt werden. Der Vorteil dieses Verfahrens liegt dabei darin, dass die im Vergleich zur mittleren Ausgangsleistung der Strahlquelle um Faktoren höhere Pulsspitzenleistung voll zur Nahterzeugung genutzt werden kann. Im Gegenzug ist die realisierbare Nahtlänge durch die maximale Pulsdauer (bzw. Pulsenergie) begrenzt. Abbildung 4-1 zeigt eine mit dem SHADOW[®]-Verfahren erzeugte Schweißnaht und den zugehörigen zeitlichen Verlauf der Laserleistung innerhalb des Laserpulses.

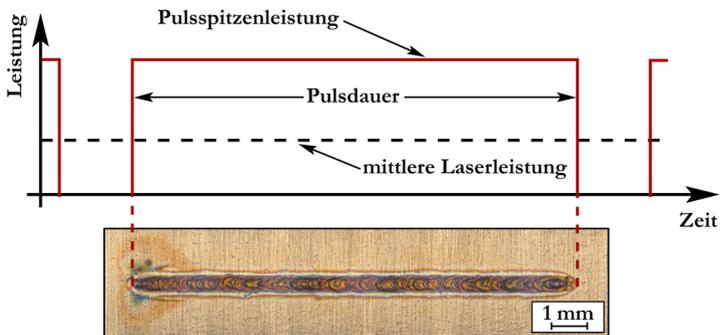


Abbildung 4-1: Mit dem SHADOW[®]-Verfahren erzeugte Schweißnaht in Kupfer (Cu-ETP) mit zugehörigem zeitlichem Verlauf der Laserleistung innerhalb eines Laserpulses.

Die Schweißung beginnt mit dem Auslösen des Pulses, der sich mit konstanter Pulsspitzenleistung über die gesamte Pulsdauer erstreckt (Anmerkung: die Pulsleistung kann auch zeitlich variabel festgelegt werden). Wird der Einschaltzeit des Lasers innerhalb einer Pulsdauer eine örtliche Bewegung des Laserstrahls überlagert, so kann eine kontinuierliche Schweißnaht erzeugt werden (Abbildung 4-1). Die maximal mögliche Pulsdauer ist dabei von der Pulsspitzenleistung abhängig und kann nicht beliebig hoch gewählt werden. Wie in Abbildung 4-1 schematisch dargestellt ist die mittlere Ausgangsleistung der Laserstrahlquelle stets geringer als die Pulsspitzenleistung. Zusammengefasst

können mit dem SHADOW®-Verfahren Schweißnähte mit gesteigerter Laserstrahlleistung mit der Einschränkung einer begrenzten Nahtlänge erzeugt werden. Die so erzeugten Schweißnähte sind hinsichtlich ihres Entstehungsprozesses und der resultierenden Nahtgeometrie identisch gegenüber herkömmlichen cw-Schweißnähten, welche mit denselben Schweißparametern erzeugt wurden.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde dieses Prinzip dazu genutzt, die momentan verfügbare Leistung grüner Laserstrahlung von $P = 3 \text{ kW}$ (cw-Leistung) bis zu $P = 4 \text{ kW}$ (maximale Pulsspitzenleistung der Strahlquelle) zu steigern. Die damit realisierbaren Schweißergebnisse in Kupfer wurden hinsichtlich der erzielbaren Schweißnahtqualität und Nahtgeometrie bewertet. Bei der dafür eingesetzten Laserstrahlquelle handelt es sich um einen frequenzverdoppelten Scheibenlaser mit einer Bearbeitungswellenlänge von 515 nm . Dieses System der Firma TRUMPF GmbH & Co. Kg (Modell: TruDisk Pulse 421) wurde für das Punktschweißen entwickelt [113], eignet sich aber aufgrund der vergleichsweise langen Pulsdauern von bis zu 50 ms auch für die Erzeugung von Liniennähten mit dem SHADOW®-Verfahren. Die technischen Spezifikationen dieser Strahlquelle können Tabelle 2 entnommen werden.

Bezeichnung	Formelzeichen	Wert/Typ	Einheit
Wellenlänge	λ	515	nm
Mittlere Ausgangsleistung	P_m	400	W
Pulsspitzenleistung	P_p	4000	W
Pulsspitzenenergie	E_p	40	J
Pulsdauer	t_p	0,3 – 50	ms
Strahlprofil in Fokusebene	-	top-hat	-
Faserkerndurchmesser des Lichtleitkabels (LLK)	d_k	100/200	μm
Brennweite Kollimationslinse	f_k	90	mm
Brennweite Fokussierlinse	f_f	135/160/264	mm
Optik	-	PFO20-2	-

Tabelle 2: Technische Spezifikationen der verwendeten Laserstrahlquelle (TRUMPF TruDisk Pulse 421) und der zugehörigen Systemtechnik.

Aus den in Tabelle 2 aufgeführten technischen Spezifikationen der Strahlquelle leiten sich systemtechnische Grenzen hinsichtlich der erreichbaren

Schweißgeschwindigkeit und der applizierbaren Laserstrahlleistung ab. Dadurch ergeben sich prozesstechnische Grenzen, wie z.B. eine Limitierung der maximal erzielbaren Nahtlänge abhängig von Pulsdauer und Schweißgeschwindigkeit. So führt die maximale Pulsenergie von $E_p = 40 \text{ J}$ dazu, dass bei Verwendung einer Pulsspitzenleistung von $P_p = 4000 \text{ W}$ gemäß der Beziehung

$$t_p = \frac{E_p}{P_p} \quad (\text{Gl. 7})$$

eine maximale Pulsdauer von $t_p = 10 \text{ ms}$ resultiert (obwohl das System bis zu 50 ms lange Pulse erzeugen kann). Die erzielbare Schweißnahtlänge l wiederum ist gemäß der Beziehung

$$l = v \cdot t_p + d_f \quad (\text{Gl. 8})$$

von der Schweißgeschwindigkeit v , Pulsdauer t_p und dem Fokussdurchmesser d_f abhängig.

Mit der in dieser Arbeit eingesetzten Optik (TRUMPF Pfo20-2) lassen sich Schweißgeschwindigkeiten von mehreren m/s bei gleichzeitig geringer Soll-Ist-Abweichung der Bahnkurve des Laserstrahls applizieren. Durch Kombination der zur Verfügung stehenden Lichtleitfasern und Fokussierlinsen (Objektiven) lassen sich nominelle Fokussdurchmesser im Bereich von $d_f = 150 - 587 \mu\text{m}$ realisieren.

Die hier beschriebene Laserstrahlquelle sowie die zugehörige Systemtechnik wurden im Rahmen dieser Arbeit für alle schweißtechnischen Untersuchungen eingesetzt. Ferner wurde ausnahmslos das eingangs beschriebene SHADOW®-Verfahren für die Erzeugung von Schweißnähten genutzt.

4.2 Experimenteller Versuchsaufbau

Für die in Abschnitt 5.2.2 beschriebenen Untersuchungen zur Wechselwirkung zwischen der Umgebungsgas-Atmosphäre und dem schmelzflüssigen Kupfer während des Schweißvorgangs wurde ein entsprechender Versuchsaufbau konzipiert. Dieser ist schematisch in Abbildung 4-2 gezeigt.

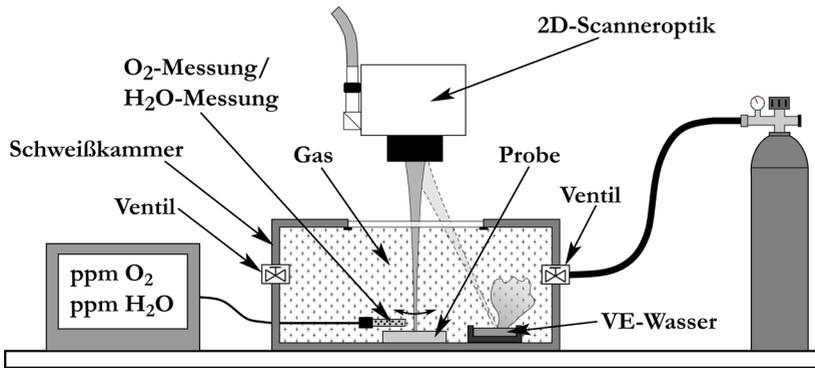


Abbildung 4-2: Schematischer Versuchsaufbau zur Variation der Umgebungs-Gasatmosphäre während des Laserstrahlschweißens.

Es wurde eine Schweißkammer eingesetzt, welche an ihrer Oberseite ein für die Bearbeitungswellenlänge des Lasers transmissives Schutzglas besitzt. Die Bewegung des Laserstrahls auf der Probenoberfläche wurde ausschließlich durch den Einsatz einer 2D-Scanneroptik (TRUMPF Pfo20-2D) realisiert. Die Schweißkammer wurde vor jedem Versuch mit dem jeweiligen Prozessgas gespült. Dafür wurden zwei seitlich angebrachte Ventile genutzt, die während des Spülvorgangs als Ein- bzw. als Auslassventil verwendet wurden. Der Spülvorgang dauerte jeweils so lange an, bis das zuvor in der Kammer befindliche Gas vollständig verdrängt wurde. Unmittelbar vor jeder Schweißung wurde der Gasdurchfluss gestoppt und beide Ventile geschlossen, um eine mögliche Beeinflussung des Schweißprozesses durch die Gasströmung auszuschließen. Für die Messung des Sauerstoffgehalts innerhalb der Kammer wurde ein Sauerstoffmessgerät der Firma ZIROX eingesetzt (Modell SGM-7). Gleichzeitig wurde der Feuchtegehalt des eingesetzten Prozessgases mit einem Feuchtigkeitsmessfühler der Firma DRIESEN+KERN (Modell DMT342) in

der Schweißkammer gemessen. Durch diese beiden Messungen wurde sichergestellt, dass sich keine oder nur eine bestimmte, quantifizierte Restmenge an Sauerstoff oder Feuchtigkeit in der Schweißkammer befindet. Die Messfühler wurden direkt an der Probe angebracht. Somit wurde sichergestellt, dass die gemessenen Konzentrationen auch tatsächlich in der unmittelbaren Umgebung der Probe vorliegen. Optional wurde ein Gefäß mit demineralisiertem Wasser (vollentsalztes Wasser, VE-Wasser) in der Schweißkammer untergebracht. Unter Einsatz des Laserstrahls wurde das VE-Wasser erwärmt (Erwärmung des Wasserbehälters). Durch die damit verbundene partielle Verdampfung des VE-Wassers war die Möglichkeit gegeben, ein trockenes Trägergas direkt in der Schweißkammer mit einem definierten Gehalt an Feuchtigkeit beladen zu können. Durch Einsatz des Feuchtigkeitsmessfühlers konnte der Feuchtezustand des jeweiligen Gases mit 1 ppm Genauigkeit auf einen definierten Zielzustand eingestellt werden.

4.3 Untersuchte Werkstoffe

Die schweißtechnischen Untersuchungen dieser Arbeit wurden im Wesentlichen mit den beiden hochleitfähigen Kupferwerkstoffe Cu-OFE und Cu-ETP durchgeführt. Darüber hinaus kamen bei den in Abschnitt 5.2.4 beschriebenen Untersuchungen weitere technisch relevante Kupferlegierungen, wie der Bronzeworkstoff CuSn6 und der niedriglegierte Kupferwerkstoff CuFe2P zum Einsatz. Alle eingesetzten Kupferwerkstoffe wurden von der Firma WIELAND bezogen.

Das industriell häufig eingesetzte Cu-ETP (electrolytic tough-pitch copper) besitzt sehr hohe elektrische und thermische Leitfähigkeit bei einem vergleichsweise hohen Restsauerstoffgehalt von $\leq 0,04$ %. Dieser resultiert aus dem Herstellungsprozess, bei dem die Entfernung des Sauerstoffs nach dem sogenannten Zähpolen (engl. tough-pitch) gestoppt wird.

Der vorwiegend als Kupferoxid im Werkstoff verbleibende Sauerstoff verringert die physikalischen und mechanischen Stoffeigenschaften nur in sehr geringem Maße. Allerdings ist Cu-ETP dadurch in wasserstoffhaltigen Atmosphären, insbesondere bei Temperaturen über 500 °C, nur bedingt einsetzbar. Dies ist dadurch begründet, dass Kupfer bei erhöhten Temperaturen auch im festen Zustand dazu neigt Wasserstoff aufzunehmen. Der

eindiffundierende Wasserstoff kann bei erhöhten Temperaturen mit dem im Werkstoff vorhandenen Sauerstoff reagieren und Wasserdampf bilden. Da die Wassermoleküle diffusionsunfähig sind verbleiben sie unter hohem Druck im Gefüge, was zur Aufweitung der Korngrenzen bis hin zum interkristallinen Bruchversagen führen kann. Dieser Schädigungsmechanismus wird als Wasserstoffkrankheit bezeichnet und ist anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen in Abbildung 4-3 dargestellt.

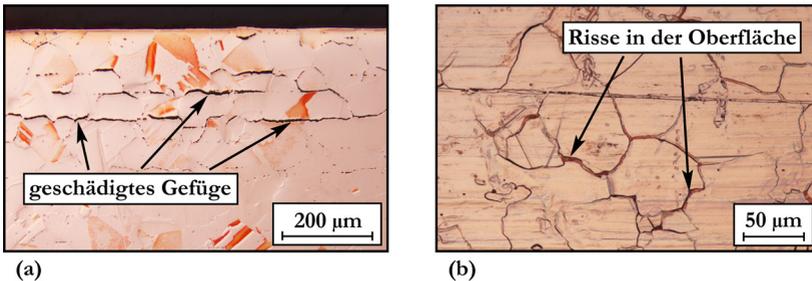


Abbildung 4-3: Lichtbildaufnahme eines wasserstoffkranken Gefüges (a) und der zugehörigen Werkstoffoberfläche (b) von sauerstoffhaltigem Cu-ETP. Glühdauer im Wasserstoffstrom: 600 s. Glüh Temperatur: 800 °C.

Sowohl die lichtmikroskopische Betrachtung des Gefüges (Abbildung 4-3-(a)) als auch die Betrachtung der Werkstückoberfläche (Abbildung 4-3-(b)) zeigen die Schädigung eines in 800 °C heißem Wasserstoffstrom geblühten Bleches aus Cu-ETP.

Sauerstoffhaltige, hochleitfähige Kupfersorten wie das Cu-ETP werden unter anderem für Stromleitungen, Wicklungen in elektrischen Motoren, Generatoren oder Transformatoren sowie in der Industrieverdrahtung eingesetzt.

Bei Cu-OFE handelt sich um einen hochreinen Kupferwerkstoff mit hoher elektrischer und thermischer Leitfähigkeit. Der Werkstoff ist in der EN 13604 genormt. Bei seiner Herstellung werden Verunreinigungen auf ein Minimum reduziert. Hervorzuheben ist der sehr geringe Sauerstoffanteil im Werkstoff, der im Herstellungsprozess ohne die Zugabe eines Desoxidationsmittels (z.B. Phosphor) erreicht wird. Aufgrund des geringen Sauerstoffgehalts ist Cu-OFE gegen eine Wärmebehandlung in wasserstoffhaltiger Atmosphäre

beständig und kann daher ohne Einschränkung gelötet oder geschweißt werden. Typische Einsatzgebiete sind Anwendungen mit höchsten Anforderungen an die elektrische Leitfähigkeit oder der Einsatz in der Hochvakuumtechnik. Alle für diese Arbeit verwendeten Werkstoffe wurden im Vorfeld hinsichtlich ihrer enthaltenen Legierungselemente und hinsichtlich ihres Restgasgehaltes von Wasserstoff, Sauerstoff und Stickstoff analysiert. Mittels ICP-OES (Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectroscopy) erfolgte die Analyse der Legierungselemente. Dabei werden die im Werkstoff enthaltenen Elemente durch ein Argonplasma (ca. 10000 K) zur optischen Emission angeregt. Durch Verwendung eines Polychromators können die Spektrallinien dieser Elemente detektiert werden. Diese Standardprozedur zur Ermittlung der Legierungselemente metallischer Werkstoffe wurde nicht in eigenen Versuchen, sondern von einem externen Labor durchgeführt. Eine Übersicht der ermittelten chemischen Zusammensetzungen und einigen physikalischen Eigenschaften dieser Werkstoffe bietet Tabelle 3.

Material-eigenschaft	Einheit	Cu-ETP	Cu-OFE	CuFe2P	CuSn6
Dichte	kg/m ³	8930	8940	8910	8800
Wärmeleitfähigkeit	W/(m·K)	> 385	> 394	280	75
Spez. Wärmekapaz.	J/(kg·K)	390	390	385	377
Zusammensetzung	Gew.-%	Cu > 99,90	Cu > 99,99	Fe 2,16 Zn 0,13 P 0,02 Rest Cu	Sn 5,65 Rest Cu
Sauerstoffgehalt	Gew.-%	0,020	< 0,001	< 0,001	0,001
Stickstoffgehalt	Gew.-%	< 0,001	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Wasserstoffgehalt	Gew.-%	0,00005	0,00004	< 0,00001	< 0,00001

Tabelle 3: Physikalische Werkstoffkennwerte [114]–[117] und chemische Zusammensetzungen der eingesetzten Kupferlegierungen bei Raumtemperatur.

Die Analyse von in den Grundwerkstoffen (Tabelle 3) enthaltenem Sauerstoff, Stickstoff und Wasserstoff erfolgte mittels Trägergasheißeextraktion. Diese Methodik wurde zusätzlich bei den in Abschnitt 5.2.3.4 diskutierten Untersuchungen verwendet, um den Sauerstoff- und Stickstoffgehalt in laserstrahlgeschweißten Cu-Blechen zu bestimmen. Bei der

Trägergasheißextraktion wird die Probe (z.B. ein geschweißtes Blech) in einem Graphittiegel eingeschmolzen. Dadurch können enthaltene gasförmige Elemente entweichen. Sauerstoff, sofern enthalten, reagiert mit dem Kohlenstoff des Tiegels zu CO und CO₂. Eventuell enthaltener Stickstoff entweicht ohne weitere Reaktion. Mittels eines Inertgassträgers (Helium) werden diese Gase aus dem Ofen zu einer Reihe von Detektoren geleitet. In nichtdispersiven Infrarotzellen (NDIR) werden CO und CO₂, und der damit korrelierende Sauerstoffgehalt aus der Probe detektiert. Anschließend werden diese und mögliche weitere Gase aus dem Trägergasstrom entfernt, sodass Stickstoff als einzige Verunreinigung verbleibt. Mittels eines Wärmeleitfähigkeitsdetektors wird durch die unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeiten von Helium und Stickstoff auf deren Konzentrationen im Gasstrom, und somit auf die Stickstoffkonzentration in der Probe, zurückgeschlossen. Derartige Analysen wurden in dieser Arbeit mit einem Gerät der Firma LECO (Modell ONH836) durchgeführt

4.4 Eingesetzte Prozessgase

In Abschnitt 5.2.2 werden die Ergebnisse einer Untersuchung über einen möglichen Zusammenhang zwischen Umgebungsgas und der Porenbildung beim Kupferschweißen vorgestellt. Ins Zentrum der Untersuchung rücken dabei Sauerstoff, Stickstoff und Wasserstoff als Umgebungsgase, da diese Elemente von Kupfer in flüssiger oder sogar in fester Phase gelöst werden (siehe Abschnitt 2.2.3). Ferner wurden Untersuchungen an Schweißnähten vorgenommen, die in inerten, einatomigen Gasen (Edelgasen) erzeugt wurden. Um den Sauerstoffgehalt der Umgebungsgas-Atmosphäre beim Schweißen variieren zu können kamen Sauerstoff-Argon-Gemische unterschiedlicher Zusammensetzungen zum Einsatz. Aufgrund einer möglichen Explosionsgefahr kam Wasserstoff nur in einer maximalen Konzentration von 5 Vol.-% in Mischung mit Argon zum Einsatz. Darüber hinaus wurden Argon, Helium, Stickstoff und Sauerstoff in hochreiner Form verwendet. Sofern nicht anders angegeben können unabhängig von der verwendeten Gassorte stets konstante Laborbedingungen mit einer Umgebungstemperatur von $T_U = 294,65 \text{ K}$ und einem Umgebungsdruck von $p_U = 1,023 \text{ bar}$ angenommen werden. Eine Übersicht der verwendeten Gassorten bietet Tabelle 4.

Bezeichnung	Zusammensetzung in Vol.-%	Konzentration H ₂ O in ppm
ALPHAGAZ™ 1 Argon*	100 % Ar	< 2,0
ALPHAGAZ™ 1 Helium*	100 % He	< 2,0
ALPHAGAZ™ 1 Stickstoff*	100 % N ₂	< 2,0
ALPHAGAZ™ 1 Sauerstoff*	100 % O ₂	< 2,0
ALPHAGAZ™ 1 Luft*	79,5 % N ₂ / 20,5 % O ₂	< 2,0
CARGAL*	98 % Ar / 2 % O ₂	k.A.
CARGAL 3*	96 % Ar / 4 % O ₂	k.A.
CARGAL 4*	92 % Ar / 8 % O ₂	k.A.
ARCAL 15*	95 % Ar / 5 % H ₂	< 2,0
Umgebungsluft**	79,6 % N ₂ / 20,4 % O ₂	4920

*Hersteller: Air Liquide

**bei Laborbedingungen: T_U = 294,65 K; p_U = 1,023 bar; rel. Feuchte φ = 30 %.

Tabelle 4: Eingesetzte Prozessgase.

4.5 Methodik zur Quantifizierung von Porosität

Um die Porosität einer Schweißnaht zu quantifizieren, können unterschiedliche Methoden angewendet werden. Im Rahmen dieser Arbeit wurden Poren untersucht, deren Größen häufig im Bereich von $\ll 100 \mu\text{m}$ Durchmesser liegen. Die verlässliche Detektion und Quantifizierung derart kleiner Poren stellt besondere Anforderungen an die entsprechende Analysemethodik.

Im Kontext des Laserstrahlschweißens sind bereits zahlreiche Untersuchungen mittels Hochgeschwindigkeits-Inline-Röntgenaufnahmen durchgeführt worden. Diese Methodik hat sich für die Untersuchung der Entstehung großer Prozessporen ($\gg 100 \mu\text{m}$ Durchmesser) und großer Einschweißiefen ($> 1 \text{ mm}$) als geeignet erwiesen, ist in ihrer Umsetzung jedoch komplex und auf spezielle Geometrien bei der Probengestaltung angewiesen [19], [27]. Aufgrund der geringen zeitlichen und örtlichen Auflösung ist diese Methode für die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen nicht zielführend.

Wenn nicht zwingend während des Schweißens (inline) detektiert werden muss, können die Schweißnähte auch mit hoher Auflösung im Nachgang statisch geröntgt werden. Dies wurde beispielsweise bei laserstrahlgeschweißten Aluminium-Druckgussbauteilen bereits erfolgreich angewendet [59]. Soll das poröse Schweißnahtvolumen dreidimensional erfasst werden ist diese Methodik bei umfangreichen Untersuchungen jedoch vergleichsweise kostenintensiv.

Aufgrund derselben Materialzusammensetzung (Dichte bzw. Kernladungszahl) in Grundmaterial und Schweißgut lässt sich im Allgemeinen kein Kontrast zwischen Schweißnahtvolumen und Grundmaterial erzeugen. Folglich kann nur das poröse Volumen einer Schweißnaht quantifiziert werden, da an diesen Stellen weniger Material in Durchstrahlrichtung der Röntgenstrahlung vorhanden ist. Für die Vergleichbarkeit ermittelter Porenvolumina ist jedoch das Schweißnahtvolumen als Bezugsgröße von großer Bedeutung (vgl. Abschnitt 5.2.1.2).

Die Auswertung von Porosität mittels metallographischen Analysemethoden weist in dieser Hinsicht einige Vorteile auf. So kann bei der Auswertung von Querschliffbildern einer Schweißnaht die Nahtquerschnittsfläche in guter Näherung als korrelierende Kenngröße für das Schweißnahtvolumen herangezogen werden. Die Präparation von Schliffbildern kann grundsätzlich kosten- und zeiteffizient mit sehr hoher Genauigkeit durchgeführt werden. Um jedoch von zweidimensionalen Schliffbildern einer Schweißnaht auf das Porenvolumen schließen zu können, muss eine Vielzahl an Schliffebenen präpariert und ausgewertet werden. Zusätzlich ist die Präparation hochqualitativer Schliffproben bei Kupferwerkstoffen mit großen Herausforderungen verbunden. So neigt Reinkupfer aufgrund seiner sehr geringen Härte dazu während der mechanischen Präparation zu verschmieren und zu verkratzen, was eine Detektion oder Quantifizierung von Poren erschwert. Des Weiteren wird eine reproduzierbare Ätzung der Gefügestruktur von Kupferwerkstoffen durch deren in der Regel sehr guten Korrosionsbeständigkeit erschwert, was viel Erfahrung und die Kenntnis über eine geeignete Präparationsmethodik voraussetzt.

Aufgrund der genannten Vorteile wurden im Rahmen dieser Arbeit ausschließlich metallographische Analysemethoden zur Quantifizierung von Schweißnahtporosität eingesetzt. Dafür wurde eine entsprechende Präparationsmethodik entwickelt, die im nachfolgenden Abschnitt näher beschrieben ist. Es wurden ausschließlich Querschliffbilder von Schweißnähten analysiert. Im Gegensatz zur Auswertung von Schliffbildern längs der Schweißnaht bietet dies den Vorteil, dass mit jedem Schliff die gesamte Nahtquerschnittsfläche ermittelt werden kann. Bei der Auswertung von Längsschliffbildern kann diese Größe nicht ermittelt werden und es besteht zudem eine hohe Anfälligkeit dafür, dass die Zielebene der Schliffpräparation nicht in der Mitte der Schweißnaht liegt.

4.5.1 Metallographie und mikroskopische Auswertung

Zur Analyse und Auswertung der erzielbaren Einschweißiefen und Nahtquerschnittsflächen, sowie zur Untersuchung des Auftretens von Nahtdefekten wurden Querschliffbilder der einzelnen Schweißnähte angefertigt. Die dafür entwickelte Präparationsstrategie wird im Folgenden erläutert.

Die geschweißten Bleche wurden senkrecht zur Schweißrichtung in der Nahtmitte aufgetrennt. Nach dem Vakuumeinbetten in Epoxidharz durchliefen diese Proben die folgenden Präparationsschritte: Grob- und Feinschleifen (SiC-Schleifpapier der Körnung 800 und 1200), Polieren (Diamantsuspension mit Partikelgrößen von 9 μm , 3 μm und 0,25 μm), Endpolieren (kolloidale Silizium-Suspension) und Ätzen. Für den Ätzschritt wurden unterschiedliche Varianten hinsichtlich ihrer Eignung für die Ermittlung von Einschweißtiefe und Nahtquerschnittsfläche, sowie für die Quantifizierung von Porosität bewertet:

1. Ätzmischung mit Eisen(III)-chlorid (FeCl_3) und Salzsäure (HCl):
 - Nach der Endpolitur erfolgt eine Tauchätzung (10 – 15 s) in einer Mischung aus FeCl_3 , HCl und destilliertem Wasser (H_2O).
2. Ätzmischung mit Eisen(III)-nitrat ($\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$):
 - Die Ätzung mit $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$ erfolgt ebenfalls anhand einer Tauchätzung (15 – 20 s). Dazu wird eine Mischung aus $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$, H_2O und Ethanol ($\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$) hergestellt.
3. Ätzmischung mit Ammoniak (NH_3) und Wasserstoffperoxid (H_2O_2):

Bei dieser Methode wird die Ätzung in einem kombinierten Schritt während der Endpolitur durchgeführt. Dazu wird eine kolloidale Silizium-Suspension mit NH_3 und H_2O_2 gemischt und während der Endpolitur zugegeben.

In Abbildung 4-4 sind repräsentative Schliffbilder von laserstrahlgeschweißten Kupferproben gezeigt, die mit den drei unterschiedlichen Präparationsmethoden erzeugt wurden.

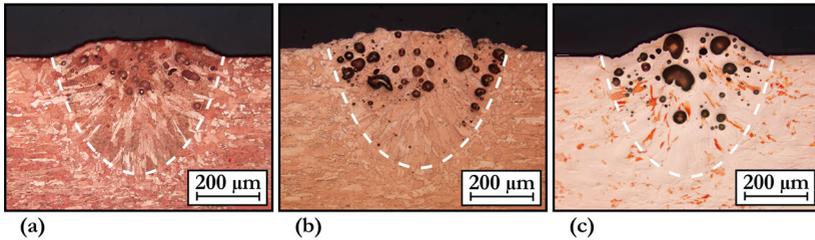


Abbildung 4-4: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Bleche aus Cu-OFE. Tauchätzung in Mischung aus FeCl_3 , HCl und H_2O (a), Tauchätzung in Mischung aus $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$, H_2O und $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$ (b) und Ätzpolitur mit Mischung aus Silizium-Suspension, NH_3 und H_2O_2 (c).

Um die Schliffbilder halbautomatisiert hinsichtlich der aufgetretenen Porosität auswerten zu können (siehe Abschnitt 4.5.2) ist es hilfreich, wenn die Bilder ein reproduzierbares Ergebnis mit hohem Kontrastverhältnis zwischen Porenfläche und Grundwerkstoff aufweisen. Ferner muss die Kornstruktur im Gefüge gut erkennbar sein, um die Einschweißtiefe und die Nahtquerschnittsfläche ermitteln zu können.

Abbildung 4-4-(a) zeigt das Ergebnis einer Ätzung mit FeCl_3 . Es findet eine starke Einfärbung des Gefüges statt, so dass der Kontrast zwischen Porenfläche und Grundwerkstoff vergleichsweise gering ausfällt. Unter Verwendung von $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$ kann ein deutlich höheres Kontrastverhältnis erreicht werden, was in Abbildung 4-4-(b) ersichtlich ist. Das höchste Kontrastverhältnis zwischen Porenfläche und Grundwerkstoff resultiert jedoch für die Ätzung unter Verwendung von NH_3 und H_2O_2 (Abbildung 4-4-(c)). Diese Ätzung bietet zudem den Vorteil, dass sie während der Endpolitur durchgeführt werden kann und nicht, wie die anderen Verfahren, mittels Tauchätzung durchgeführt wird. Dadurch wird die Reproduzierbarkeit der Ätzergebnisse gegenüber den anderen beiden Verfahren signifikant erhöht, da das Ätzmittel bei einer Tauchätzung mit jeder erneuten Verwendung altert. Ein weiterer Vorteil der Ätzmethode mit NH_3 und H_2O_2 (Abbildung 4-4-(c)) ist zudem, dass mehrere Proben gleichzeitig im Endpoliturschritt geätzt werden und nur sehr geringe Mengen an Ätzmittel benötigt werden.

Diese Vorteile begründen die ausschließliche Verwendung von NH_3 und H_2O_2 für die Ätzung der im Rahmen dieser Arbeit erstellten Kupferproben zur Erstellung von Schliffbildern.

Für die Abbildung der Schliffbilder wurde ein Lichtmikroskop der Firma OLYMPUS (Modell BX51) eingesetzt. Metallographische Untersuchungen des Gefüges wurden zudem mit einem PHENOM ProX Rasterelektronenmikroskop durchgeführt. Dieses verfügt zusätzlich über einen EDX-Detektor (EDX: Energiedispersive Röntgenspektroskopie), der in dieser Arbeit zur Ermittlung der chemischen Zusammensetzung einzelner Gefügebestandteile genutzt wurde.

4.5.2 Auswertung von Porosität anhand metallographischer Schliffbilder

Ein wesentlicher Teil dieser Arbeit besteht aus der in Kapitel 5 beschriebenen Untersuchung auftretender Schweißnahtporosität anhand der Auswertung von Querschliffbildern. Bei der Quantifizierung wurde dabei grundsätzlich zwischen zwei Arten von Porosität unterschieden. Die **absolute Porosität** wird durch die Ermittlung der porösen Fläche A_P in einem Schliffbild als direkte Messgröße erfasst. Bei der Ermittlung der **relativen Porosität**, im Rahmen dieser Arbeit auch **Porosität** genannt,

$$\text{Porosität} = \frac{A_P}{A_Q} \cdot 100 \% \quad (\text{Gl. 9})$$

wird A_P auf die Nahtquerschnittsfläche A_Q bezogen und als prozentuales Verhältnis angegeben. Dieses Vorgehen ist auch in der gängigen Norm zur Beschreibung von Bewertungsgruppen von Nahtunregelmäßigkeiten aufgenommen (DIN EN ISO 13919-2:2021) und entspricht daher dem gängigen Standard [118].

Die Ermittlung der Nahtquerschnittsfläche A_Q erfolgte für jedes ausgewertete Schliffbild unter Verwendung der Bildverarbeitungssoftware ImageJ. Für die Ermittlung der absoluten Porosität A_P (poröse Fläche) in einem Schliffbild wurde ein in ImageJ integriertes Plugin verwendet. Insgesamt wurden die folgenden Arbeitsschritte bei der Analyse eines Querschliffbildes durchlaufen:

- (a) Manuelle Ermittlung der Nahtquerschnittsfläche A_Q (ohne Nahtüberhöhung)
- (b) Bildkonvertierung zu 8 Bit Farbtiefe
- (c) Binarisierung durch Anwendung eines Schwellenwertes bezogen auf die Grauwertverteilung des Bildes
- (d) Zuweisung der Farbe Weiß für den Bildbereich außerhalb der Nahtquerschnittsfläche (RGB: 255,255,255). Ermittlung der porösen Fläche A_P (schwarze Bereich) mittels automatisierter Auswertung

Dieser Ablauf ist in Abbildung 4-5 schematisch dargestellt.

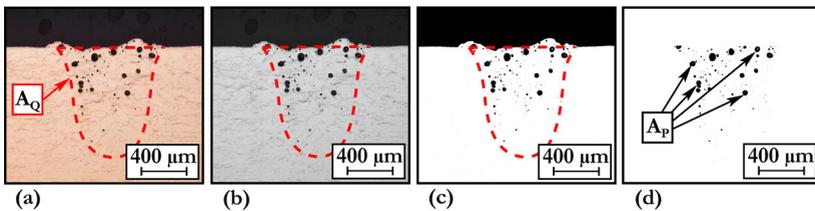


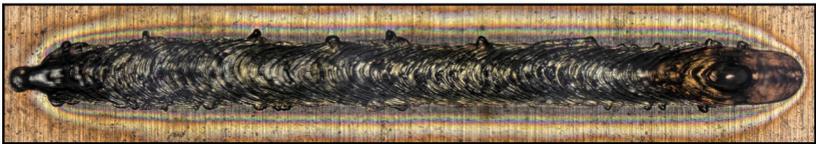
Abbildung 4-5: Arbeitsschritte bei der Ermittlung von Nahtquerschnittsfläche A_Q und poröser Fläche A_P in einem Querschliffbild.

Für die Ermittlung von A_P (schwarz dargestellte Flächen in Abbildung 4-5-(d)) wurde das Plugin "Analyze Particles" der Bildverarbeitungssoftware ImageJ verwendet. Mit Hilfe des darin hinterlegten Algorithmus wurden die schwarzen Flächenanteile in einem binären Bild automatisiert ermittelt und aufsummiert. Die maximale Auflösung dieser Methodik liegt für die vorliegenden Schliffbilder bei $0,68 \mu\text{m}$ je Pixel, was bei optimalen metallographischen Bedingungen und der Annahme kreisrunder Poren zu einem minimal detektierbaren Porenradius von $0,383 \mu\text{m}$ führt. Zusammenfassend können durch Anwendung dieser Methodik zwei quantitative Größen zur Charakterisierung von Nahtporosität abgeleitet werden:

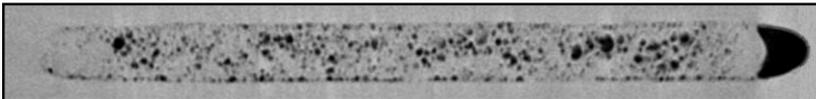
- Die **poröse Fläche A_P** , die eine **direkte Messgröße** darstellt und als **absolute Porosität** betrachtet werden kann.
- Die **Porosität** (oder **relative Porosität**), die eine **indirekte Messgröße** darstellt und aus den direkten Messgrößen der porösen

Fläche A_P und der Nahtquerschnittsfläche A_Q gebildet wird. Sie ermöglicht den Vergleich von Porosität ungeachtet unterschiedlicher aufgeschmolzener Schweißnahtvolumina.

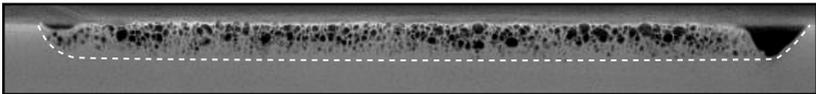
Da sich diese Auswertungsmethodik stets auf eine einzelne Schliffebene der Schweißnaht bezieht, und somit keine Aussage über die im Schweißnahtvolumen verteilte Porosität getroffen werden kann, wurden mehrere Schliffebenen ausgewertet. Dabei wurde die Annahme getroffen, dass die Porenbildung über der gesamten Schweißnahtlänge homogen verteilt stattfindet und die aus einzelnen Schliffbildern ermittelten Kennzahlen der Porosität als Maß für die gesamte Porosität im aufgeschmolzenen Volumen genommen werden kann. Um diese Annahme zu verifizieren, wurden im Vorfeld der Untersuchungen XCT-Aufnahmen (engl. X-Ray Computed Tomography) eines laserstrahlgeschweißten Bleches erstellt und ausgewertet.



(a) Nahtberraupe



(b) XCT-Aufnahme (von oben nach unten)



(c) XCT-Aufnahme (seitlich)

500 μm

Abbildung 4-6: Darstellung eines laserstrahlgeschweißten Bleches aus Cu-ETP. Lichtmikroskopische Aufnahme der Nahtberraupe (a), XCT-Aufnahme in Durchstrahlungsrichtung von oben nach unten (b) und XCT-Aufnahme in seitlicher Durchstrahlungsrichtung (c). Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Umgebungsgas: synthetische Luft.

Durch die Kombination zweier, zueinander orthogonal aufgenommenen XCT-Bilder kann die Verteilung von Poren im aufgeschmolzenen Werkstoffvolumen sichtbar gemacht werden. Abbildung 4-6-(a) zeigt die Nahtberraupe einer porösen Schweißnaht. Durch eine XCT-Aufnahme derselben Schweißnaht in Durchstrahlungsrichtung von oben nach unten (Abbildung 4-6-(b)) und eine XCT-Aufnahme in seitlicher Durchstrahlungsrichtung (Abbildung 4-6-(c)) können Dichteunterschiede im Material untersucht werden. Die in schwarzer Farbe dargestellten Bereiche weisen eine geringere Dichte in Durchstrahlungsrichtung auf und sind folglich auf Hohlräume (Poren) im Schweißgut zurückzuführen. Es ist zu erkennen, dass die Poren in großer Anzahl über das gesamte aufgeschmolzene Volumen verteilt sind und kein lokal begrenztes Phänomen darstellen. Es ist daher grundsätzlich zulässig, anhand der zuvor beschriebenen Vorgehensweise mittels der Auswertung von Querschliffbildern aus der Nahtmitte auf die Porosität der gesamten Schweißnaht zu schließen. Dies entspricht zudem dem normgerechten Vorgehen zur Bestimmung von Porosität in laserstrahlgeschweißten Bauteilen aus Kupfer [118]. Jedoch ist vorab mittels statistischer Kenngrößen quantifizierend zu bewerten, inwiefern die leicht schwankende Verteilung der Poren innerhalb einer Schweißnaht (siehe Abbildung 4-6-(b)) durch Festlegung einer minimalen Probenanzahl kompensiert werden kann. Um die Mindestanzahl der erforderlichen Querschliffbilder festlegen zu können, wurden zunächst Mittelwert und Standardabweichung der Porosität für eine steigende Anzahl an Schliffbildern ermittelt. Dafür wurde bei $n = 10$ Schweißnähten die Porosität jeweils anhand von Querschliffen in der Nahtmitte ermittelt.

In Abbildung 4-7 sind Mittelwert und Standardabweichung der ermittelten Porosität in Abhängigkeit der Anzahl an ausgewerteten Schliffbildern n dargestellt. Es ist zu erkennen, dass der Mittelwert der Porosität für $n \geq 5$ keine signifikante Änderung aufweist und in guter Näherung für diese Probenanzahl als konstant angenommen werden kann.

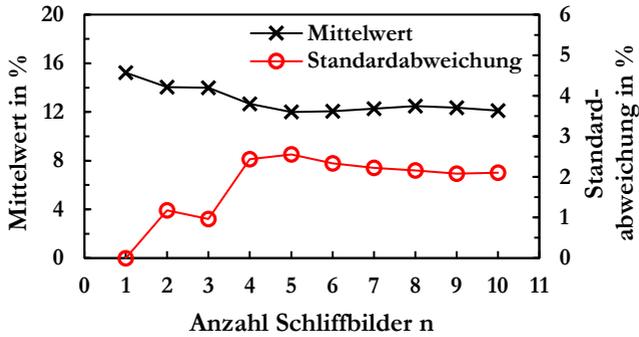


Abbildung 4-7: Mittelwert und Standardabweichung der Porosität von laserstrahlgeschweißten Proben in Abhängigkeit der Anzahl n an ausgewerteten Schliffbildern. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Umgebungsgas: Luft/synthetische Luft

Die Standardabweichung nähert sich für $n \geq 4$ ebenfalls einem konstanten Wert an. Damit ist gezeigt, dass die Auswertung der Porosität durch Betrachtung einzelner Schliffebenen zulässig ist, wenn die Probenanzahl ausreichend hoch ist. Aus diesen Betrachtungen abgeleitet wurde die Mindestanzahl der Schliffbilder für die Ermittlung von Porosität im Rahmen dieser Arbeit mit $n \geq 5$ festgelegt.

5 Ergebnisse und Diskussion

Im Folgenden wird die Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen diskutiert. Der Schwerpunkt liegt dabei auf der Untersuchung der Wirkmechanismen, die zur Entstehung von Poren beim Schweißen mit einem geringem Aspektverhältnis der Dampfkapillare ($s/d_f < 5$) führen. Es ist die zentrale Hypothese dieser Arbeit, dass beim Schweißen mit einem geringen Aspektverhältnis lösliche Elemente aus der Umgebungsatmosphäre in schmelzflüssigen Kupfer aufgenommen werden, was die Grundlage hinsichtlich der Bildung von metallurgischen Poren und Reaktionsporen darstellt. Die zugrunde liegenden Wirkzusammenhänge, die zur Entstehung dieser sogenannten Gasporen führen, werden in Abschnitt 5.2 diskutiert.

Da im Kontext des Laserstrahlschweißens von Kupferwerkstoffen in der Literatur vordergründlich die Bildung von Prozessporen beschrieben ist, ist zunächst eine Untersuchung dieses Nahtdefektes und dessen Abgrenzung gegenüber der Bildung von Gasporen erforderlich (Abschnitt 5.1).

5.1 Bildung von Prozessporen

Wie bereits in Abschnitt 2.1.2 beschrieben, ist die Bildung von Prozessporen während des Schweißens auf Abschnürungen im unteren Bereich der Dampfkapillare zurückzuführen [19], [27], [29], [32]. Sofern die so entstandenen Hohlräume bis zur Erstarrung der Schmelze bestehen, verbleiben diese als Prozessporen in der Schweißnaht. Form, Größe und Lage dieser Poren weisen dabei charakteristische Merkmale auf, die zur Identifizierung dieses Porentyps in der Schweißnaht genutzt werden können. So befinden sich Prozessporen häufig in der unteren Hälfte der Schweißnaht und weisen eine unregelmäßige oder schlauchförmige Geometrie auf [29], [50], [55], [64], [70], [71]. Gegenüber metallurgischer Poren bietet sich dadurch eine gute Unterscheidbarkeit, da diese in der Regel kreisrund sind [72]. Ferner ist das Volumen einzelner Prozessporen im Vergleich zum Volumen einzelner, metallurgischer Poren signifikant größer. Abbildung 5-1 zeigt den Querschliff einer Schweißnaht in Kupfer, die Prozessporen aufweist.

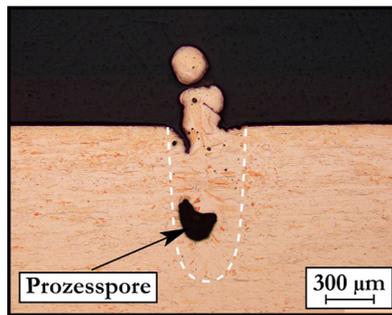


Abbildung 5-1: Querschliffbild eines laserstrahlgeschweißten Bleches aus Cu-ETP. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 150 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,25 \text{ m/s}$; $P = 2000 \text{ W}$. Umgebungsgas: Luft.

Die Prozesspore ist als schwarze, unregelmäßige Fläche im unteren Bereich der Schweißnaht zu erkennen. Die maximal messbare Breite der Prozesspore im dargestellten Schliffbild entspricht mindestens der Größe des verwendeten Fokusedurchmessers (hier: $d_f = 150 \text{ }\mu\text{m}$). Dies ist nachvollziehbar, wenn für die Breite der Dampfkapillare während des Schweißvorgangs mindestens der nominelle Fokusedurchmesser angenommen wird. Da eine Abschnürung der Kapillare im unteren Bereich zur Bildung der Prozesspore führt sollte deren Ausdehnung in der Größenordnung der Kapillarbite liegen.

Um im Rahmen dieser Arbeit die Bildung von Prozessporen anhand von Querschliffbildern identifizieren zu können, wurden folgende Kriterien festgelegt: erkennbare Hohlräume werden dann als Prozessporen gewertet, wenn sie sich in der unteren Hälfte der Schweißnaht befinden, eine unregelmäßige (nicht kreisrunde) Gestalt aufweisen und eine maximale Breite aufweisen, die mindestens dem verwendeten Fokusedurchmesser entspricht.

Wie bereits in Abschnitt 2.1.2 beschrieben, deuten zahlreiche Untersuchungen auf eine Korrelation zwischen der Bildung von Prozessporen und der Geometrie der Dampfkapillare hin. Je tiefer und schmaler die Dampfkapillare während des Schweißens ist, desto höher ist die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von Prozessporen [29]–[32]. Aufgrund dieser Korrelation eignet sich das nominelle Aspektverhältnis s/d_f für die Beschreibung des Auftretens von

Prozessporen, da diese dimensionslose Kennzahl zur Beschreibung der Geometrie der Dampfkapillare verwendet werden kann.

Um das Auftreten von Prozessporen beim Schweißen von Kupferwerkstoffen unter Verwendung grüner Laserstrahlung mit unterschiedlichen Kapillargeometrien korrelieren zu können wurde ein möglichst großer Bereich von s/d_f bei der experimentellen Durchführung abgebildet (Abbildung 5-2).

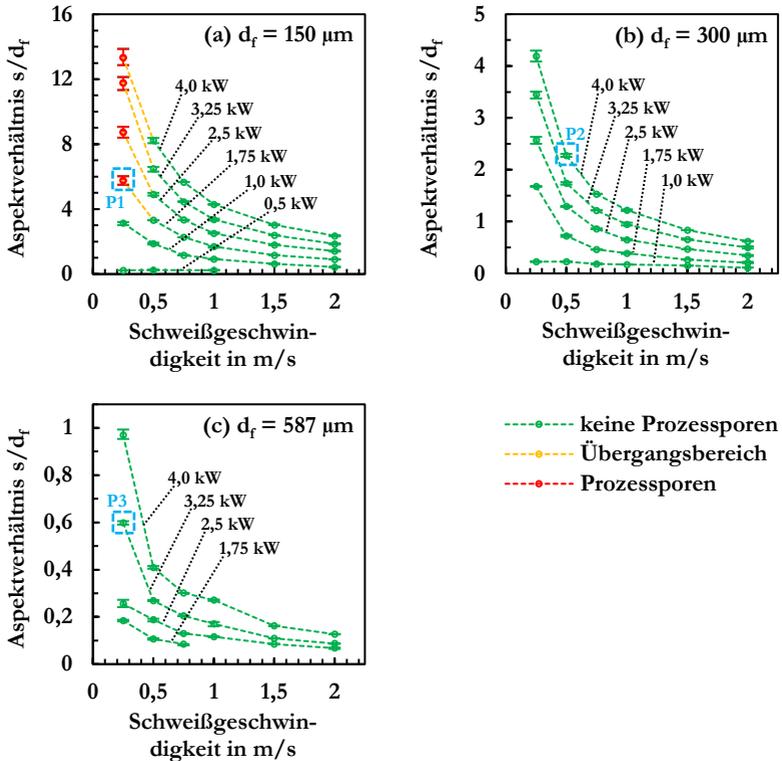


Abbildung 5-2: Aspektverhältnis s/d_f in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit v beim Laserstrahlschweißen von Cu-ETP unter Verwendung von grüner Laserstrahlung ($\lambda = 515$ nm). Darstellungen für $d_f = 150$ μm (a), $d_f = 300$ μm (b) und $d_f = 587$ μm (c). Farbliche Markierungen: keine Prozessporen (grün), Übergangsbereich (gelb) und Auftreten von Prozessporen (rot). Ausgewertete Schweißungen je Datenpunkt: $n \geq 6$.

Dies geschah im Rahmen dieser Arbeit für Fokusbereich im Bereich von $d_f = 150 - 587 \mu\text{m}$. Da eine gepulste Laserstrahlquelle verwendet wurde (siehe Abschnitt 4.1), ist die erreichbare Nahtlänge einer Schweißnaht bei Verwendung der maximalen Pulsdauer von der Schweißgeschwindigkeit abhängig (vgl. Gl. 8)). Um eine minimale Schweißnahtlänge von $l = 2,5 \text{ mm}$ zu gewährleisten, wurden Schweißgeschwindigkeiten mit $v > 0,25 \text{ m/s}$ verwendet. Mittels der verfügbaren Laserstrahlleistung von bis zu $P = 4 \text{ kW}$ lassen sich dadurch nominelle Aspektverhältnisse im Bereich von $s/d_f = 0,1 - 13,3$ beim Schweißen erreichen. In Abbildung 5-2 ist das Aspektverhältnis dieser Schweißungen in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen und Fokusbereich dargestellt. Es ist zu erkennen, dass für alle verwendeten Fokusbereich das Aspektverhältnis s/d_f mit Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit abnimmt. Das größte Aspektverhältnis beträgt $s/d_f = 13,3$ und tritt unter Verwendung von $d_f = 150 \mu\text{m}$ und $v = 0,25 \text{ m/s}$ bei Applizierung der maximalen Laserstrahlleistung ($P = 4,0 \text{ kW}$) auf (Abbildung 5-2-(a)). Unter Verwendung von $d_f = 587 \mu\text{m}$ beträgt das nominelle Aspektverhältnis der Dampfkapillare für die angewandten Prozessparameter stets $s/d_f < 1$ (Abbildung 5-2-(c)). Die Bildung von Prozessporen wurde ausschließlich beim Schweißen mit $d_f = 150 \mu\text{m}$ beobachtet (rot gefärbte Datenpunkte in Abbildung 5-2-(a)). In diesem Fall traten die Prozessporen für $v = 0,25 \text{ m/s}$ ab einem Aspektverhältnis von $s/d_f > 5,8$ auf. Die Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit auf $v = 0,5 \text{ m/s}$ führt in diesem Fall zur vollständigen Vermeidung der Prozessporenbildung, auch bei $s/d_f > 5,8$ (Abbildung 5-2-(a)). Dies bestätigt die Ergebnisse zahlreicher vorangegangener Untersuchungen, die eine Korrelation zwischen der Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit und der Stabilität der Dampfkapillare beim Schweißen identifiziert haben [17], [20]–[22], [27]. Es sei jedoch an dieser Stelle explizit angemerkt, dass der Vergleich zweier Schweißungen mit gleichem s/d_f , aber unterschiedlicher applizierter Schweißgeschwindigkeiten, nicht eindeutig ist, da mit der Variation der Schweißgeschwindigkeit auch Änderungen des Neigungswinkels der Dampfkapillare, sowie auch Änderungen des Öffnungsdurchmessers an der Blechoberseite einhergehen.

In Abbildung 5-2 ist zudem zu erkennen, dass eine Verringerung der Schweißgeschwindigkeit und die gleichzeitige Erhöhung der Laserstrahlleistung eine größere Streuung bei den ermittelten Werten für s/d_f zur Folge hat. Dies

ist für alle verwendeten Fokusbereiche zu beobachten und zeigt, dass die Schweißnahttiefe, beziehungsweise die Tiefe der Dampfkapillare, mit Erhöhung von s/d_f zunehmend Schwankungen unterliegt.

Zusammenfassend wird festgehalten, dass die Bildung von Prozesssporen im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen ausschließlich für $s/d_f > 5,8$ bei gleichzeitiger Verwendung der geringsten Schweißgeschwindigkeit ($v = 0,25 \text{ m/s}$) beobachtet werden konnte. Ferner wurden diese Aspektverhältnisse ausschließlich beim Schweißen mit $d_f = 150 \mu\text{m}$ beobachtet. Unter Verwendung von $d_f = 300 \mu\text{m}$ und $d_f = 587 \mu\text{m}$ für das Schweißen konnte keine Bildung von Prozesssporen festgestellt werden.

Abseits der Bildung von Prozesssporen wurde jedoch bei allen untersuchten Schweißnähten eine weitere Art von Poren beobachtet, die aufgrund ihrer Form, Größe und Anzahl auf einen weiteren Porenentstehungsmechanismus, den der Gasporbildung, hindeuten. Dies ist anhand der in Abbildung 5-3 dargestellten Schlifffbilder verdeutlicht. Mittels der angegebenen Prozessnummern (P1 - P3) können diese den blau markierten Datenpunkten in Abbildung 5-2 zugeordnet werden.

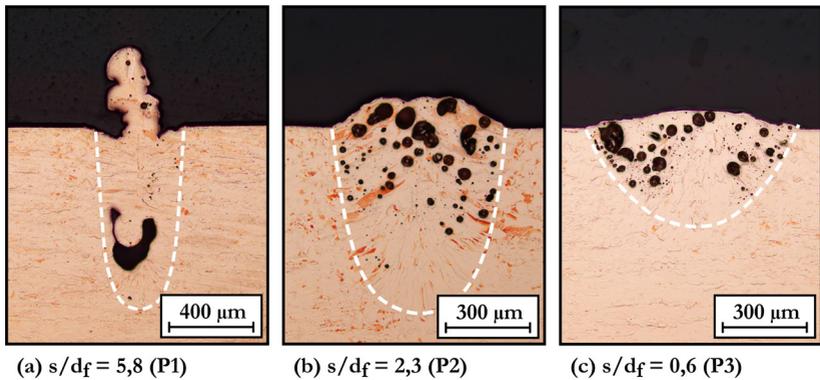


Abbildung 5-3: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Bleche aus Cu-ETP mit Aspektverhältnissen von $s/d_f = 5,8$ (a), $s/d_f = 2,3$ (b) und $s/d_f = 0,6$ (c). Bearbeitungswellenlänge: $\lambda = 515 \text{ nm}$. Umgebungsgas: Luft.

Der in Abbildung 5-3-(a) dargestellte Querschliff einer Schweißnaht mit $s/d_f = 5,8$ (P1) zeigt einen Hohlraum im unteren Bereich der Naht, der aufgrund

der zuvor definierten Kriterien als Prozesspore identifiziert wird. Dementgegen sind in den Querschliffbildern der Schweißungen P2 und P3 (Abbildung 5-3-(b-c)) eine große Anzahl kleinerer, näherungsweise kreisrunder Poren zu beobachten, die über die gesamte Nahtfläche verteilt auftreten können (Abbildung 5-3-(c)). Der Durchmesser dieser Poren ist wesentlich kleiner als der jeweils beim Schweißen verwendete Fokusbereich des Laserstrahls.

Die Identifizierung der Wirkzusammenhänge, die zur Entstehung dieser Poren führen, ist der zentrale Gegenstand der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen. Die Hypothese, dass es sich hierbei um Gasporen handelt, die durch das Ausscheiden gasförmiger Elemente im schmelzflüssigen Kupfer entstehen, wird in den nachfolgenden Abschnitten tiefgehend diskutiert.

5.2 Bildung von Gasporen

Gemäß der in Abschnitt 2.2.1 aufgeführten Definitionen fasst der Begriff der Gasporenbildung sowohl die Bildung metallurgischer Poren als auch die Reaktionsporenbildung. Obwohl der Entstehung beider Porenarten unterschiedliche Wirkprinzipien zugrunde liegen, ist es in beiden Fällen die zwingende Voraussetzung, dass gasförmige Elemente im schmelzflüssigen Kupfer gelöst werden. Durch den Einsatz geeigneter Prozessgase kann die Wechselwirkung der relevanten gasförmigen Elemente gezielt untersucht werden. Dies hat zur Folge, dass sowohl die metallurgische Porenbildung (Abschnitt 5.2.2) als auch die Reaktionsporenbildung (Abschnitt 5.2.3) getrennt voneinander im Rahmen dieser Arbeit untersucht werden konnte. Ferner wurden hinsichtlich der Gasporenbildung fundamentale Unterschiede beim Wärmeleitungs- und Tiefschweißen festgestellt und der Einfluss unterschiedlicher (nomineller) Geometrien der Dampfkapillare während des Schweißens untersucht (Abschnitt 5.2.1). Zudem wurden werkstoffseitige Einflüsse untersucht (Abschnitt 5.2.4) und Maßnahmen zur Reduzierung der Gasporenbildung abgeleitet (Abschnitt 5.3).

5.2.1 Prozessseitige Einflussgrößen

Als prozessseitige Einflussgrößen werden im Rahmen dieser Arbeit jene Parameter bezeichnet, die durch die Laserstrahlquelle und die zugehörige Systemtechnik eingestellt werden können. Dies sind der Fokusbereich d_f , die Schweißgeschwindigkeit v und die Laserstrahlleistung P . Diese Größen beeinflussen im Wesentlichen den Energieeintrag im Werkstück, und dienen damit als Einstellgrößen für das Erreichen unterschiedlicher Schweißregime (Wärmeleitungs- und Tiefschweißen) sowie für das Erreichen unterschiedlicher Einschweißiefen, Nahtquerschnittsflächen und Aspektverhältnisse beim Schweißen.

Die Identifizierung grundlegender Zusammenhänge zwischen prozessseitigen Einflussgrößen und der Bildung von Gasporosität stellt einen wichtigen Teilaspekt der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen dar. Neben der Generierung eines grundlegenden Verständnisses für die Gasporositätsbildung ist zu untersuchen, inwiefern sich durch die gezielte Einstellung der prozessseitigen Einflussgrößen eine Porenreduzierung erreichen lässt, was für den industriellen Einsatz des Laserstrahlschweißens von Kupfer mit geringem Aspektverhältnis einen hohen praktischen Nutzen hätte.

5.2.1.1 Wärmeleitungs- und Tiefschweißen

Die Bildung von Gasporosität ist auf die Absorption gasförmiger Elemente im schmelzflüssigen Kupfer während des Schweißens zurückzuführen. Dieser Vorgang ist sowohl von der Temperatur des Kupfers, als auch vom Partialdruck des entsprechenden Gases in der Umgebungsgasatmosphäre abhängig (siehe Abschnitt 2.2.3). Im Rahmen dieser Arbeit wurde anhand der Durchführung von Schweißungen im Wärmeleitungs- und Tiefschweißregime zwischen zwei auftretenden Maximaltemperaturen an der Schmelzbadoberfläche unterschieden: das Erreichen der Schmelztemperatur (Wärmeleitungsschweißen) und das Erreichen der Verdampfungstemperatur von Kupfer (Tiefschweißen). Ziel der Untersuchungen war es dabei, grundlegende Zusammenhänge über das Auftreten bzw. das Ausbleiben von Gasporosität zu identifizieren. Die Bildung von Gasporosität während des Wärmeleitungsschweißens (WLS) bzw. des Tiefschweißens (TS) wurden mittels der Präparation von Längsschliffbildern qualitativ analysiert. Die Prozessparameter wurden dabei derart gewählt, dass während des Schweißens

ein Regimewechsel vom WLS ins TS stattgefunden hat. Dafür wurde die Laserleistung entlang der Nahtlänge linear in Form einer Leistungsrampe erhöht. Die zeitliche Modulation der Laserstrahlleistung kann bei der verwendeten Strahlquelle direkt vorgegeben werden und wird während des Schweißens durch die zeitliche Modulation der Pumpdiodenströme des frequenzverdoppelten Scheibenlasers umgesetzt. Abbildung 5-4 zeigt eine Schweißnaht, die mittels einer linearen Erhöhung der Laserstrahlleistung entlang der Nahtlänge erzeugt wurde.

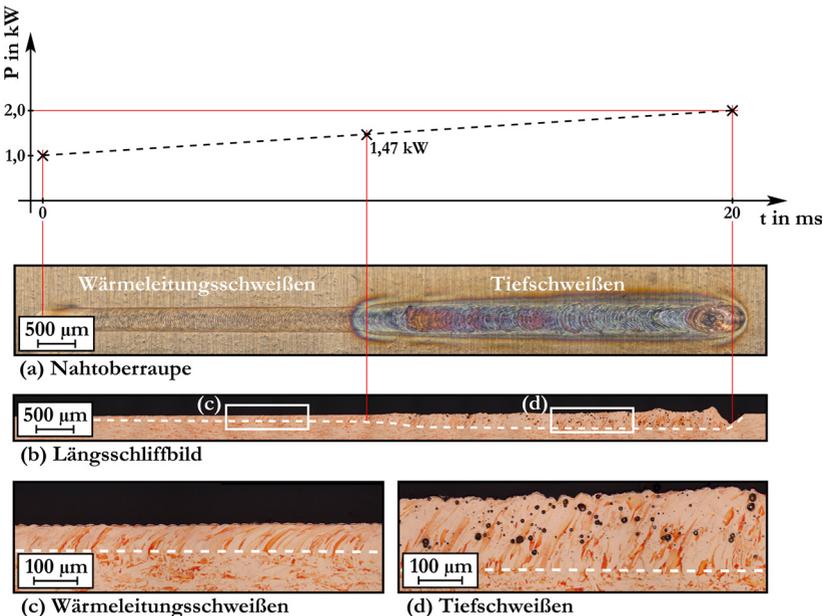


Abbildung 5-4: Darstellung einer Schweißnaht in Cu-OFE durch Aufnahmen der Nahtberraupe (a), des Längsschliffes (b) und vergrößerte Auszüge des Gefüges im Längsschliff (c, d). Prozessparameter: $\lambda = 515$ nm; $d_f = 300$ μm ; $v = 0,5$ m/s; $P = 1 - 2$ kW (lineare Erhöhung). Umgebungsgas: Luft.

Anhand der in Abbildung 5-4-(a) dargestellten Nahtberraupe lässt sich der Wechsel vom WLS zum TS, die sogenannte Tiefschweißschwelle, eindeutig erkennen. Beim Überschreiten der Tiefschweißschwelle, hier bei einer

Laserleistung von $P = 1,47 \text{ kW}$, sind charakteristische Anlauffarben auf der Nahtoberraupe zu erkennen. Diese entstehen durch Interferenz an dünnen Oxidschichten, die sich während des Schweißens an der Oberfläche bilden [63]. Die Oxidation ist aufgrund des höheren Energieeintrags und der damit verbundenen höheren Oberflächentemperatur beim Tiefschweißen stärker ausgeprägt.

Auch im Längsschliffbild (Abbildung 5-4-(b)) ist der Regimewechsel durch eine leichte Zunahme der Einschweißtiefe, gekennzeichnet durch die weiß gestrichelte Linie, erkennbar. An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass beim Schweißen von Kupfer unter Verwendung grüner Laserstrahlung und der verwendeten Fokusedurchmesser ($\geq 150 \mu\text{m}$) in Kombination mit hohen Schweißgeschwindigkeiten ($\geq 0,25 \text{ m/s}$) die Nahttiefe beim Erreichen der Tiefschweißschwelle im Allgemeinen nur eine geringe Zunahme erfährt [43].

Aus dem Längsschliffbild in Abbildung 5-4-(b) und dessen vergrößerten Ausschnitten (c) und (d) wird ersichtlich, dass die charakteristische Porenbildung lediglich im Prozessregime des Tiefschweißens auftritt. Die Darstellung in Abbildung 5-4-(d) verdeutlicht die sehr hohe Anzahl an Poren im Tiefschweißregime, und damit die Signifikanz dieses Nahtdefekts.

Es sei an dieser Stelle vorweggegriffen, dass die Bildung von Gasporen im Rahmen dieser Arbeit bei allen im Tiefschweißregime erzeugten Schweißnähten beobachtet wurde. Dementgegen wird beim WLS keinerlei Porosität beobachtet (Abbildung 5-4-(c)). Eine Ausnahme stellt das WLS von sauerstoffhaltigem Cu-ETP dar, da dort ebenfalls Porenbildung beobachtet wird. Allerdings ist dies auf einen werkstofftechnischen Einfluss zurückzuführen und wird in Abschnitt 5.2.4 tiefer diskutiert.

Der in Abbildung 5-4-(c) dargestellte, repräsentative Unterschied hinsichtlich des Auftretens von Porosität beim WLS und TS verdeutlicht, dass die Bildung von Gasporen ausschließlich beim TS auftritt. Aus diesem Grund wurden für die nachfolgend diskutierten Ergebnisse im Rahmen der Untersuchung der Gasporenbildung stets Schweißungen im Tiefschweißregime durchgeführt.

5.2.1.2 Einfluss des nominellen Aspektverhältnisses

Da die Gasporenbildung ausschließlich während des Tiefschweißens auftritt, was durch die Ausbildung einer Dampfkapillare gekennzeichnet ist, liegt es nahe, die direkten Einflussgrößen auf die Bildung einer Dampfkapillare im Kontext der Gasporenbildung zu untersuchen. Aus diesem Grund wird im

Folgendes ein möglicher Zusammenhang zwischen dem Aspektverhältnis s/d_f der Dampfkapillare und der Bildung von Gasporosität diskutiert. Dafür wurden ausschließlich im Tiefschweißregime geschweißte Nähte betrachtet. Für die Erzeugung der Nähte wurde die Laserstrahlleistung zwischen 1750 W – 4000 W variiert und es wurden Schweißgeschwindigkeiten im Bereich von 0,25 m/s – 1,0 m/s appliziert. Wie bereits zuvor wurden (nominelle) Fokusbereiche von 150 μm – 587 μm für das Schweißen verwendet. Zunächst wurde untersucht wie sich eine Veränderung von s/d_f auf die direkten Messgrößen wie die der Nahtquerschnittsfläche A_Q und der porösen Fläche A_P auswirken. Abbildung 5-5 stellt diese beiden Größen in Abhängigkeit von s/d_f dar.

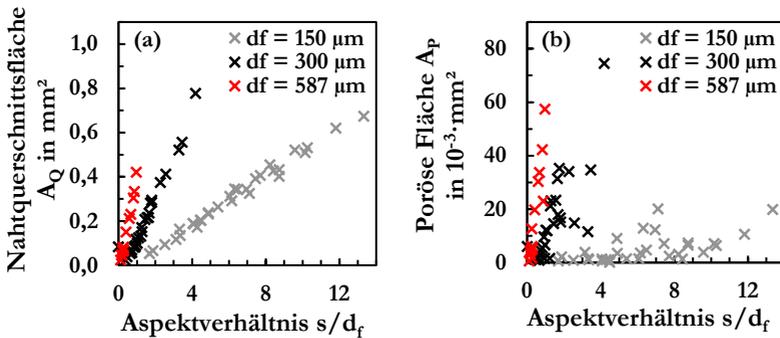


Abbildung 5-5: Nahtquerschnittsfläche A_Q (a) und poröse Fläche A_P (b) in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses s/d_f der Dampfkapillare. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 150 - 587 \mu\text{m}$; $v = 0,25 - 1,0 \text{ m/s}$; $P = 1750 - 4000 \text{ W}$. Werkstoff: Cu-ETP. Umgebungsgas: Luft.

Die Darstellung in Abbildung 5-5-(a) verdeutlicht, dass die Nahtquerschnittsfläche A_Q mit Erhöhung von s/d_f für alle verwendeten Fokusbereiche ansteigt. Dabei ist die Erhöhung von s/d_f für jeden verwendeten Fokusbereich jeweils mit einem linearen Anstieg von A_Q verbunden. Da die Auftragung in Abbildung 5-5-(a) für jeweils konstante Fokusbereiche erfolgt, erhöht sich A_Q demnach auch linear mit der Einschweißtiefe s . Für ein gegebenes s/d_f weisen Schweißungen mit größerem d_f auch eine größere A_Q auf. Dies ist nachvollziehbar, da mit einem

vergleichbaren s/d_f unter Verwendung größerer d_f auch höhere Einschweißiefen, und damit ein insgesamt größeres aufgeschmolzenes Materialvolumen einhergeht. Im Wesentlichen wird auch eine Erhöhung der poröse Fläche A_p mit größerem verwendeten s/d_f beobachtet (Abbildung 5-5-(b)). Mit der Verwendung von $d_f = 587 \mu\text{m}$ für das Schweißen skaliert A_p nahezu linear mit s/d_f . Analog zu der bereits diskutierten Größe A_Q , ist auch die Zunahme von A_p mit steigendem s/d_f in diesem Fall maximal. Die Zunahme von A_p mit s/d_f wird umso geringer, je kleiner der verwendete Fokussdurchmesser ist. Unter Verwendung von $d_f = 150 \mu\text{m}$ für das Schweißen ist im Vergleich nur eine geringe Zunahme von A_p mit Erhöhung von s/d_f zu erkennen. Dies zeigt, dass für größere Aspektverhältnisse beim Schweißen eine Erhöhung der Nahtquerschnittsfläche und gleichzeitig auch eine Erhöhung der absoluten Porosität einhergeht. Folglich korreliert der absolute Porenanteil in der Schweißnaht mit dem aufgeschmolzenen Metallvolumen. Diese Erkenntnis ist für alle nachfolgenden Betrachtungen von essenzieller Bedeutung, da eine Quantifizierung der Porosität mittels absoluter Größen (im vorliegenden Fall die poröse Fläche A_p) nicht zwingend eine sinnvolle Diskussionsgrundlage darstellt. Anhand der in Abbildung 5-6 dargestellten Querschliffbilder lässt sich diese Problematik verdeutlichen.

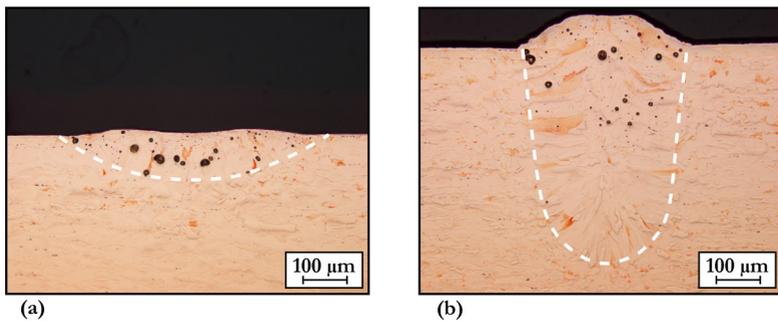


Abbildung 5-6: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Cu-Bleche mit gleicher poröser Fläche A_p . Prozessparameter (alle mit $\lambda = 515 \text{ nm}$): $d_f = 587 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$ (a) und $d_f = 150 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 1800 \text{ W}$ (b). Werkstoff: Cu-ETP. Umgebungsgas: Luft.

Aus beiden Schliffbildern resultieren in guter Näherung gleich große poröse Flächen von ca. $A_P = 2,5 \cdot 10^{-3} \text{ mm}^2$. Bei dem in Abbildung 5-6-(a) dargestellten Schliffbild ist diese poröse Fläche A_P jedoch auf eine im Vergleich kleinere Nahtquerschnittsfläche A_Q verteilt. Demgegenüber verteilt sich dieselbe A_P in Abbildung 5-6-(b) auf eine größere A_Q . Wird jedoch die Porosität gemäß (Gl. 9) als relative Größe aus dem Quotienten von A_P und A_Q bestimmt, resultiert für die Schliffbilder in Abbildung 5-6 eine relative Porosität von 6 % (a) bzw. 1,5 % (b). Die relative Betrachtung der Porosität führt folglich in diesem Fall zu einer um Faktor vier höheren Porenbildung.

Für die nachfolgenden Betrachtungen wird ausschließlich die Größe der **Porosität** verwendet (auch als **relative Porosität** bezeichnet, vgl. (Gl. 9)). Dies bietet den Vorteil, dass die Porosität von Schweißnähten mit einem unterschiedlichen aufgeschmolzenen Werkstoffvolumen miteinander verglichen werden kann. Ferner erscheint aus fertigungstechnischer Sicht eine relative Bewertung ebenfalls sinnvoller, da die industriell aus der Schweißnorm DIN EN ISO 13919 zulässigen Grenzwerte der Porenbildung ebenfalls als Porendichte (z.B. poröses Volumen einer Schweißnaht bezogen auf aufgeschmolzenes Volumen einer Schweißnaht) formuliert werden.

In Abbildung 5-7 ist die Porosität in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses s/d_f aufgetragen.

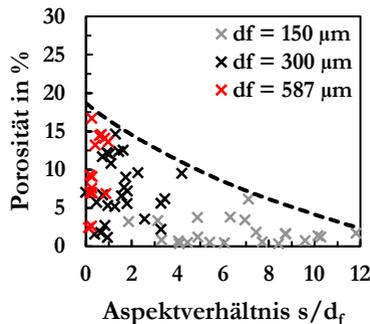


Abbildung 5-7: Porosität in Blindschweißungen in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses s/d_f . Material: Cu-ETP. Umgebungsgas: Luft

Wie zu erkennen ist, korreliert die maximal auftretende Porosität in einer Schweißnaht mit dem Aspektverhältnis der Dampfkapillare während des

Schweißens. Die schwarz gestrichelte Linie verdeutlicht, dass die maximal auftretende Porosität mit der Vergrößerung von s/d_f signifikant verringert wird. Für kleine Aspektverhältnisse ($s/d_f < 5$) wird eine maximale Porosität von 10 – 17 % beobachtet, was die Relevanz dieses Nahtdefektes für das Schweißen von Kupferwerkstoffen mit grüner Laserstrahlung in Verbindung mit einem kleinen s/d_f verdeutlicht. Jedoch ist ebenfalls ersichtlich, dass sich auch unter Verwendung kleiner s/d_f beim Schweißen eine geringe Porosität erreicht lässt. Folglich existiert kein direkter Zusammenhang zwischen der resultierenden Porosität und s/d_f , sondern es besteht lediglich eine Korrelation zwischen der maximal auftretenden Porosität und der Größe des Aspektverhältnisses während des Schweißens.

Die in diesem Abschnitt diskutierten Ergebnisse verdeutlichen den Unterschied zwischen absoluter und relativer Porosität bei der Auswertung von Querschliffbildern. Während die poröse Fläche pro Schliffbild (absolute Porosität) typischerweise bei Verwendung eines höheren Aspektverhältnisses ansteigt, ist dieser Zusammenhang bei der Ermittlung der relativen Porosität nicht zu beobachten. Durch die Normierung der porösen Flächenanteile in einem Querschliffbild auf die insgesamt aufgeschmolzene Nahtquerschnittsfläche entsteht ein Maß für Porosität, das sich unabhängig vom aufgeschmolzenen Werkstoffvolumen für Vergleichszwecke eignet. Die Auswertung der Porosität ergibt, dass sich die maximal auftretende Porosität durch Verwendung eines größeren Aspektverhältnisses beim Schweißen verringern lässt. Hinsichtlich der Reduzierung von Gasporen in einer Schweißnaht wird daraus abgeleitet, dass für die Erreichung einer bestimmten Einschweißtiefe stets das größtmögliche Aspektverhältnis beim Schweißen angestrebt werden sollte. Dies kommt der Verwendung möglichst kleiner Fokusdurchmesser gleich, was zur Ausbildung schlanker Nahtformen führt. Die Umsetzung dieser Maßnahme ist jedoch anwendungsspezifisch zu prüfen, da mit der Erhöhung von s/d_f zwar potenziell die Bildung von Gasporen reduziert wird, jedoch auch vermehrt gängige Prozessinstabilitäten und Nahtdefekte, wie z.B. die Bildung von Spritzern und Materialauswürfen auftreten (vgl. Abschnitt 2.1.2).

5.2.1.3 Porenanzahl und -Größe

Neben der Auswertung von Porosität ist auch die Kenntnis über die auftretende Porenanzahl und -Größe aus fertigungstechnischer Sicht von großem Interesse. Hinsichtlich einer möglichen Schwächung der Schweißnaht sind größere Poren im Schweißgut (bei konstantem Schweißnahtquerschnitt) kritischer zu bewerten als kleinere [119].

Aus diesem Grund wurde eine weiterführende Betrachtung der im vorherigen Abschnitt vorgestellten Ergebnisse hinsichtlich der auftretenden Porenanzahl und -Größe vorgenommen. Die entsprechenden Querschliffbilder der Schweißnähte wurden zunächst analog zur in Abschnitt 4.5.2 beschriebenen Vorgehensweise hinsichtlich der auftretenden Porenanzahl analysiert. Dabei wurde durch die Auswertung aller zur Verfügung stehenden Querschliffbilder der Schweißnähte die Häufigkeit des Auftretens unterschiedlicher Porengrößen ermittelt. Die Ergebnisse dieser Untersuchung sind in Abbildung 5-8 als Darstellung der mittleren Porenanzahl in Abhängigkeit des Porenradius dargestellt.

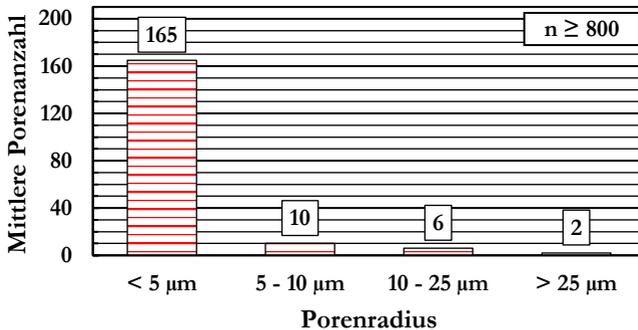


Abbildung 5-8: Mittlere Porenanzahl in Abhängigkeit des Porenradius. Anzahl ausgewerteter Schliffbilder: $n \geq 800$. Material: Cu-ETP. Umgebungsgas: Luft.

Die Auswertung der mittleren Porenanzahl erfolgte anhand $n \geq 800$ Schliffbildern. Wie in Abbildung 5-8 zu erkennen ist, weist die überwiegende Mehrheit aller Poren einen Porenradius $< 5 \mu\text{m}$ auf. Im Mittel wurden 165 dieser kleinen Poren pro Schliffbild detektiert, was ca. 90 % aller Poren pro Schliffbild entspricht. Es sei an dieser Stelle ebenfalls erwähnt, dass die

maximale Porenanzahl mit einem Radius $< 5 \mu\text{m}$ bis zu 1100 Stück pro Schliffbild betragen kann.

Ferner weisen die Schliffbilder im Mittel zehn Poren mit einem Porenradius von $5 - 10 \mu\text{m}$, sowie sechs Poren mit einem mittleren Porenradius von $10 - 25 \mu\text{m}$ auf. Noch größere Poren (Radius $> 25 \mu\text{m}$) sind dagegen mit einer mittleren Anzahl von zwei Poren pro Schliffbild vergleichsweise selten.

Wie eingangs erwähnt, geht mit der Existenz größerer Poren in einer Schweißnaht auch eine potenziell höhere Schwächung der Nahtfestigkeit einher. Aus diesem Grund ist neben der Auswertung der mittleren Porenanzahl pro Schliffbild auch die Ermittlung des Beitrags der unterschiedlichen Porengrößen zur gesamten Porosität in einer Schweißnaht von großem Interesse. Abbildung 5-9 stellt den Zusammenhang zwischen Poren unterschiedlicher Größen und deren Beitrag an der gesamten Porosität in einer Schweißnaht dar.

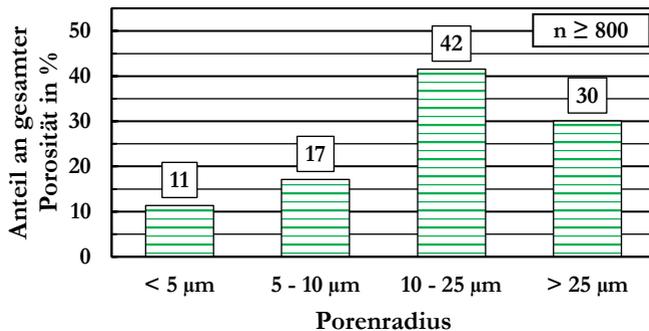


Abbildung 5-9: Klassifizierung unterschiedlicher Porengrößen anhand des Porenradius sowie prozentualer Anteil dieser klassifizierten Größen an der gesamten Porosität. Anzahl ausgewerteter Schliffbilder: $n \geq 800$. Material: Cu-ETP. Umgebungsgas: Luft.

Es ist zu erkennen, dass die kleinsten Poren mit einem Porenradius $< 5 \mu\text{m}$ im Mittel lediglich einen Anteil von ca. 11 % an der gesamten Gasporosität in einer Schweißnaht aufweisen. Für Poren mit einem Radius von $5 - 10 \mu\text{m}$ liegt der Anteil an der gesamten Porosität einer Schweißnaht im Mittel bei ca. 17 %. Den größten Anteil an der Gasporosität in einer Schweißnaht weisen Poren mit einem Radius von $10 - 25 \mu\text{m}$ auf (ca. 42 %). Mit ca. 30 % ist der Anteil der Poren mit Radius $> 25 \mu\text{m}$ an der gesamten Gasporosität in einer Schweißnaht

ebenfalls vergleichsweise hoch. Insgesamt verursachen Poren mit einem Radius $> 10 \mu\text{m}$ über 70 % der gesamten Gasporosität in einer Schweißnaht. Unter der Annahme kreisrunder Poren, die in einem Schliffbild detektiert werden, ist dieser Zusammenhang nachvollziehbar. Da die Kreisfläche A einer solchen Pore im Schliffbild mit dem Porendurchmesser r gemäß

$$A = \pi \cdot r^2 \quad (\text{Gl. 10})$$

quadratisch zunimmt, besitzen große Poren gegenüber Poren mit kleinerem Radius eine höhere Signifikanz für die gesamte Porosität in einer Schweißnaht. Zudem sei angemerkt, dass sich einzelne Poren während des Schweißens im schmelzflüssigen Kupfer zusammenschließen können, und nach der Erstarrung als größere Pore in der Schweißnaht verbleiben, was den Anteil größerer Poren in einer Schweißnaht erhöht. Dies ist anhand der Darstellungen in Abbildung 5-10 verdeutlicht.

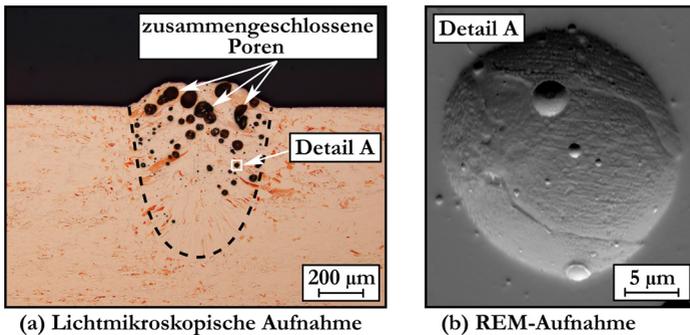


Abbildung 5-10: Querschliffbild einer laserstrahlgeschweißten Probe aus Cu-OFE. Lichtmikroskopische Aufnahme (a) und REM-Aufnahme mit 10 kV Beschleunigungsspannung (b) des Details A.

Die lichtmikroskopische Aufnahme des Querschliffbildes einer Schweißnaht in Abbildung 5-10-(a) zeigt neben kreisrunden Poren auch einige unregelmäßig geformte Poren, die auf einen Zusammenschluss mehrerer kreisrunder Hohlräume im noch schmelzflüssigen Kupfer während des Schweißens oder während der Erstarrung der Schmelze hindeuten. Ferner zeigt die mittels REM (Rasterelektronenmikroskop) erzeugte Detailaufnahme in Abbildung 5-10-(b) den Zusammenschluss sehr kleiner Poren (Radius $< 1 \mu\text{m}$) mit einer größeren

Pore (Radius ca. 11 – 12 μm). Dies verdeutlicht weiterhin, dass teilweise sehr kleine Gasporen gebildet werden. Ferner induzieren die zuvor diskutierten Beobachtungen, dass die Gasporen bis zum Erstarren der Schmelze durch gegenseitige Zusammenschlüsse einem gewissen Wachstum unterliegen.

Zusammenfassend geht aus diesen Betrachtungen hervor, dass die Mehrheit aller Gasporen in einer Schweißnaht vergleichsweise klein sind (im Mittel ca. 90 % mit einem Radius $< 5 \mu\text{m}$), diese aber nur einen geringen Anteil von ca. 11 % an der gesamten Gasporosität in einer Schweißnaht ausmachen. Der überwiegende Anteil aller Gasporen (im Mittel ca. 42 %) weist ein Radius von 10 – 25 μm auf. Einzelne größere Poren (Radius $> 25 \mu\text{m}$) stellen im Durchschnitt ca. 30 % der gesamten Porosität in einer Schweißnaht dar. Ferner wurde diskutiert, dass sich Poren zusammenschließen und daraus resultierend größere Poren entstehen.

5.2.2 Einfluss der Umgebungsgasatmosphäre

Das in Abschnitt 2.2 beschriebene Löslichkeitsverhalten unterschiedlicher Gase in Kupfer lässt vermuten, dass in der Luft enthaltene Gase wie Sauerstoff, Wasserstoff und Stickstoff einen signifikanten Einfluss auf die Gasporenbildung ausüben können. In diesem Kontext rücken die metallurgische Porenbildung (Ursache: unterschiedliche Löslichkeit von Gasen in flüssigem und festem Kupfer) sowie die Bildung von Reaktionsporen (Ursache: Reaktion zweier in flüssigem Kupfer löslichen Gase zu einer dort unlöslichen Phase) ins Zentrum der Untersuchung.

Um den Einfluss dieser Entstehungsmechanismen näher beschreiben zu können wurden Schweißexperimente in unterschiedlichen Gasatmosphären durchgeführt. Durch geeignete Kombinationen aus Umgebungsgasen und Kupferwerkstoffen ist es im Rahmen dieser Arbeit gelungen, die zugrunde liegenden Wirkmechanismen der metallurgischen Porenbildung und der Reaktionsporenbildung separiert zu untersuchen und zu beschreiben.

Die in den vorangegangenen Abschnitten diskutierten Ergebnisse zeigen, dass die Gasporenbildung von der Wahl der Prozessparameter abhängt (siehe Abschnitt 5.2.1.2). Notwendige Einschränkungen bei der Auswahl eines geeigneten Parametersets sind nachfolgend aufgeführt:

- Der resultierende Schweißprozess darf keine Kapillarinstabilitäten und die damit verbundenen Nahtdefekte wie die Bildung Materialauswürfe oder Prozessporen aufweisen
- Die Einschweißtiefe über der Nahtlänge soll möglichst homogen verlaufen (absolute Abweichung max. 5 %)
- Um Einflussfaktoren für eine Zu- oder Abnahme der Porosität verlässlich identifizieren zu können soll die Porosität der Referenz-Schweißnaht (Schweißung in Luft) bereits signifikant hoch sein (Porosität > 10 %)

Eine vergleichsweise hohe Nahtporosität von 10 % wird jedoch nur unter Verwendung von $d_f = 300 \mu\text{m}$ sowie von $d_f = 587 \mu\text{m}$ erreicht (vgl. Abbildung 5-7). Für die nachfolgend diskutierten Untersuchungen hat es sich als vorteilhaft erwiesen, die folgenden, stets gleichbleibenden Prozessparameter für alle durchgeführten Experimente zu verwenden: $d_f = 300 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$.

Um den Einfluss der Umgebungsgasatmosphäre für die entstehende Nahtporosität ohne Störeinflüsse untersuchen zu können, wurden alle nachfolgend diskutierten Schweißungen in der in Abschnitt 4.2 beschriebenen Schweißkammer durchgeführt. Somit wurde sichergestellt, dass die Zielkonzentration unterschiedlicher Gase in der Umgebung der Schweißzone präzise eingestellt war und zudem kein Einfluss der Gasströmung vorlag, die z.B. bei Verwendung einer Gasdüse auftritt.

In einem ersten Schritt wurden Schweißungen in Umgebungsluft mit Schweißungen in inerten Gasatmosphären hinsichtlich der entstehenden Nahtporosität verglichen. Während Umgebungsluft in Kupfer lösliche Elemente wie Sauerstoff, Wasserstoff und Stickstoff enthält zeigen einatomige Inertgase wie Argon und Helium auch bei hohen Temperaturen keinerlei Löslichkeitsverhalten [92]. Bei einer möglichen entstandenen Gasporosität nach dem Schweißen in Luft kann somit davon ausgegangen werden, dass deren zugrunde liegenden Wirkmechanismen auf der Aufnahme gasförmiger Elemente im schmelzflüssigen Kupfer während des Schweißvorgangs zurückzuführen sind.

Für das Experiment wurde das hochreine Cu-OFE verwendet, um mögliche Störeinflüsse durch im Werkstoff enthaltene Verunreinigungen zu minimieren.

In Abbildung 5-11 sind Querschliffe von Schweißproben dargestellt, welche in den unterschiedlichen Umgebungsgasatmosphären geschweißt wurden. Die in Luft durchgeführte Schweißung (Abbildung 5-11-(a)) weist eine starke Ausprägung der Gasporosität auf. Insbesondere im vergrößerten Bildausschnitt in Abbildung 5-11-(b) ist zu erkennen, dass die Gasporen fein verteilt im Schweißgut vorliegen und in ihrer Größe zwischen wenigen Mikrometern bis hin zu ca. 100 μm im Durchmesser variieren.

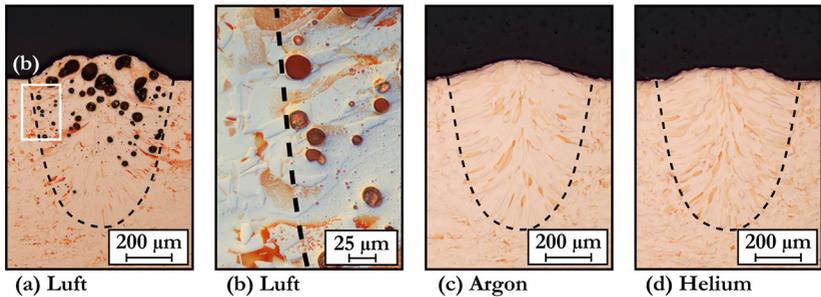


Abbildung 5-11: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Kupferbleche (Cu-OFE). Schweißung in Luft (a), vergrößerter Ausschnitt (b), in Argon (c) und in Helium (d). Parameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 4000 \text{ W}$.

Im Gegensatz dazu wird durch die Verwendung von Argon (c) bzw. Helium (d) als Umgebungsgas während des Schweißens jegliche Porenbildung vollständig unterdrückt.

Die Ergebnisse dieses einfachen Versuches belegen, dass die in der Luft enthaltene Gase am Porenentstehungsmechanismus beteiligt sind. Aufbauend auf dieser Erkenntnis wurden die für die Gasporenbildung relevanten chemischen Elemente im Folgenden identifiziert. Darüber hinaus wurde geprüft, ob die in Abschnitt 2.2.3 beschriebene Löslichkeitsänderung gasförmiger Elemente in Kupfer beim Phasenübergang von flüssig zu fest die alleinige Ursache für die Gasporenbildung darstellt (metallurgische Porenbildung) oder auch chemische Reaktionen dieser Elemente untereinander im schmelzflüssigen Kupfer vorliegen (Reaktionsporenbildung).

Eine Übersicht der in atmosphärischer Luft enthaltenen atomaren und molekularen Stoffe bietet Tabelle 5.

* Luftfeuchtigkeit bei $p = 1,013 \text{ bar}$; $T = 21,5 \text{ °C}$ und rel. Feuchte $\varphi = 30 \%$

Stickstoff N ₂	Sauerstoff O ₂	Argon Ar	Kohlendioxid CO ₂	Neon Ne
78,084 %	20,946 %	0,934 %	0,036 %	18,18 ppm
Helium He	Methan CH ₄	Krypton Kr	Wasserstoff H ₂	Feuchtigkeit H ₂ O
5,24 ppm	1,6 ppm	1,14 ppm	0,50 ppm	ca. 4920 ppm*

Tabelle 5: Auszug der Bestandteile atmosphärischer Luft nach [120].

Die Literatur beschreibt im Kontext schweißtechnischer Untersuchungen mit Kupfer ausschließlich Wasserstoff und Sauerstoff als relevante Elemente für eine potenzielle Anreicherung im Schweißgut. Stickstoff besitzt erst bei hohen Temperaturen eine signifikante Löslichkeit in flüssigem Kupfer. Die in Umgebungsluft enthaltenen Edelgase besitzen allesamt keine messbare Löslichkeit in Kupfer. Größere Molekülstrukturen wie die von Kohlenstoffdioxid (CO₂), Methan (CH₄) und Luftfeuchtigkeit (H₂O) sind ebenfalls gänzlich unlöslich, könnten aber durch die hohen auftretenden Temperaturen während des Schweißens dissoziieren und in ihren Bestandteilen im Schmelzbad in Lösung gehen. Aufgrund ihrer äußerst geringen Konzentrationen in atmosphärischer Luft werden CH₄ und CO₂ nicht als potenzielle Ursache der in dieser Arbeit untersuchten Gasporenbildung angesehen und im Folgenden vernachlässigt. Aufgrund hoher möglicher Konzentrationen in Luft könnte die Luftfeuchtigkeit potenziell mit der Gasporenbildung in Verbindung stehen. Dies wurde im Rahmen dieser Arbeit ebenfalls evaluiert.

5.2.2.1 Schweißen in inerten Gas-Atmosphären

Einatomige Inertgase (Edelgase) besitzen die Eigenschaft auch bei sehr hohen Temperaturen nicht zu ionisieren und Verbindungen mit anderen Elementen einzugehen. In der Schweißtechnik werden sie vor allem dann eingesetzt, wenn die inerten Eigenschaften des günstigeren Stickstoffs nicht mehr gegeben sind, beispielsweise bei hohen Temperaturen oder Anwesenheit sehr reaktionsfähiger Elemente.

Im Rahmen dieser Untersuchung wurden Schweißversuche in Helium- und Argon-Atmosphäre durchgeführt da diese Gase in vielen industriellen Anwendungen des Laserstrahlschweißens bereits etabliert sind. Als Probenwerkstoffe kamen das hochreine Cu-OFE sowie das sauerstoffhaltige Cu-ETP zum Einsatz. Die Ergebnisse der Untersuchung sind in Abbildung 5-12

zusammengefasst. Das Diagramm in Abbildung 5-12-(a) zeigt die resultierende Porosität für die unterschiedlichen Umgebungsgas-Atmosphären. Repräsentative Querschliffbilder von in Helium-Atmosphäre geschweißten Proben sind in Abbildung 5-12-(b-c) dargestellt.

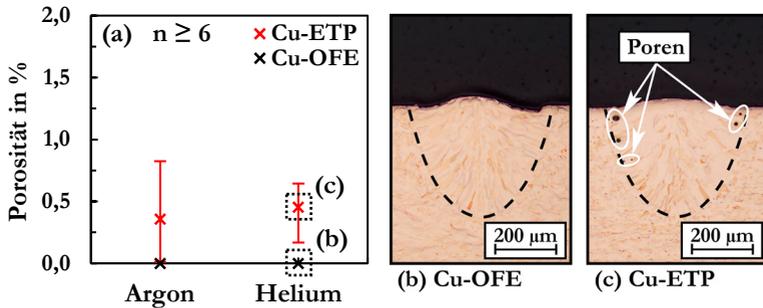


Abbildung 5-12: Gasporosität von in Argon-Atmosphäre und Helium-Atmosphäre geschweißten Proben (a). In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Repräsentative Schliffbilder für Cu-OFE (b) und für Cu-ETP (c).

Unabhängig davon, welches der beiden Edelgase während des Schweißens eingesetzt wird ist der Effekt auf die Gasporosität beim Schweißen beider Werkstoffe jeweils ähnlich ausgeprägt (Abbildung 5-12-(a)). Die in Cu-OFE erzeugten Schweißnähte sind vollständig porenfrei (Abbildung 5-12-(b)). Dies entspricht der Erwartungshaltung, da die beiden Gase nicht im flüssigen Metall gelöst werden können und Cu-OFE zudem keine signifikanten Verunreinigungen enthält, die miteinander zu einer gasförmigen Phase reagieren und damit zur Reaktionsporositätbildung führen könnten.

Im Gegensatz dazu weisen die in Cu-ETP erzeugten Schweißnähte eine geringe Porosität auf (Abbildung 5-12-(c)). Da auch in diesem Fall inertes Verhalten beider Gase vorliegt kann die Ursache dieser Porosität nur durch die im Grundwerkstoff enthaltenen Legierungselemente hervorgerufen werden. Wie bereits bei der Beschreibung der Porenbildung für das Schweißen im Wärmeleitungsschweißregime (Abschnitt 5.2.1.1) diskutiert, wird diese Art der Porosität ausschließlich bei Verwendung des sauerstoffhaltigen Cu-ETP

beobachtet. Eine detaillierte Beschreibung dieses Phänomens wird in Abschnitt 5.2.4 vorgenommen

Die in diesem Abschnitt diskutierten Ergebnisse zeigen, dass die Bildung von Gasporen im Kontext des Laserstrahlschweißens von Kupfer mit in der Industrie bereits etablierten Maßnahmen (Einsatz von inertem Schutzgas) gänzlich vermieden werden kann, wenn zudem das hochreine Cu-OFE verwendet wird.

5.2.2.2 Schweißen in wasserstoffhaltiger Atmosphäre

Aufgrund seiner geringen atomaren Größe ist Wasserstoff in Kupfer diffusionsfähig. Das Eindringen des Wasserstoffs in Kupfer findet in relevantem Ausmaß bereits ab ca. 500 °C statt, also auch wenn Kupfer in fester Phase vorliegt [121]. Dies führt dazu, dass sauerstoffhaltige Kupfersorten wegen der Gefahr der Wasserstoffversprödung keinen höheren Temperaturen ausgesetzt werden sollten (vgl. Abschnitt 2.2.1). Durch die stark unterschiedliche Löslichkeit des Wasserstoffs in festem und flüssigem Kupfer muss beim Schweißen grundsätzlich auch mit metallurgischer Porenbildung gerechnet werden.

Um die Signifikanz der Wasserstoffporosität für das Schweißen von Kupferwerkstoffen mittels grüner Laserstrahlung zu untersuchen, wurden Versuche mit einem wasserstoffhaltigen Gasgemisch (5 % H₂ und 95 % Ar) durchgeführt. Die beiden Werkstoffe Cu-ETP und Cu-OFE weisen nach dem Schweißprozess signifikant unterschiedliche Porosität im Schweißnahtquerschnitt auf. Das Diagramm in Abbildung 5-13-(a) stellt die experimentell ermittelten Ergebnisse quantitativ dar. Für die nachfolgende Diskussion ist zusätzlich die Porosität aus den Versuchen mit Schweißungen in Argon-Atmosphäre und in Luft aufgeführt. Ferner sind repräsentative Querschliffbilder der unter Wasserstoff-Atmosphäre geschweißten Proben dargestellt ((b) und (c)).

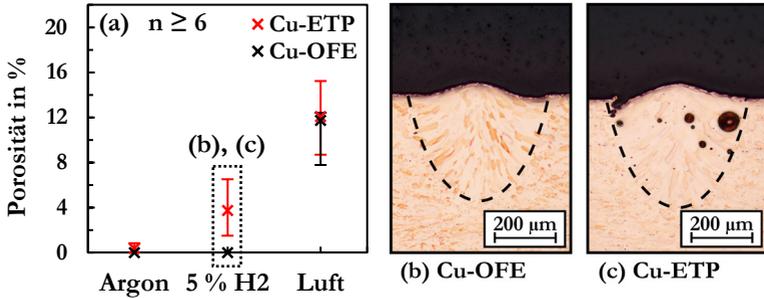


Abbildung 5-13: Gasporosität von in wasserstoffhaltiger Atmosphäre (zusätzlich: Argon und Luft) geschweißten Proben (a). In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Repräsentative Schlichtbilder für Cu-OFE (b) und für Cu-ETP (c).

Die in wasserstoffhaltiger Atmosphäre erzeugten Schweißnähte in Cu-OFE weisen keine Porosität auf (b). Bei den Schweißungen in Cu-ETP dagegen wird eine ausgeprägte Porenbildung beobachtet (c). Diese Nahtporosität in Cu-ETP ist gegenüber der Porosität der in Argon-Atmosphäre erzeugten Schweißnähte signifikant erhöht, gleichzeitig aber deutlich geringer als die Porosität der in Luft-Atmosphäre geschweißten Nähte. Dieser Vergleich ist im Diagramm in Abbildung 5-13-(a) veranschaulicht.

Beide Werkstoffe wurden im Vorfeld dieser Untersuchung hinsichtlich ihres Wasserstoffgehaltes im Grundzustand analysiert (Tabelle 3). Mit 0,4 – 0,5 ppm (entspricht 0,00004 – 0,00005 Gew.-%) Wasserstoff ist diese Konzentration äußerst gering und für beide Werkstoffe näherungsweise gleich hoch. Dadurch ist derselbe Ausgangszustand hinsichtlich der Wasserstoffkonzentration beider Werkstoffe vor dem Schweißen nachgewiesen.

Da die Schweißungen im hochreinen Cu-OFE keine Porenbildung aufweisen wird vermutet, dass es sich bei der erhöhten Porosität im sauerstoffhaltigen Cu-ETP nicht um metallurgische Porenbildung, sondern um die Bildung von Reaktionsporen handelt. Das Ausbleiben der Porenbildung in Cu-OFE schließt das Eindiffundieren von Wasserstoff während des Schweißens nicht aus, es wird

jedoch in keinem Fall die maximale Löslichkeitskonzentration des Wasserstoffs in festem Kupfer überschritten.

Hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung unterscheidet sich Cu-ETP von Cu-OFE nur durch einen erhöhten Sauerstoffanteil. Folglich liegt die Vermutung nahe, dass die erhöhte Porenbildung der Schweißungen in Cu-ETP auf den Mechanismus der Reaktionsporenbildung zurückzuführen ist. Unter diesen Randbedingungen kommt nur eine Reaktion zwischen Wasserstoff aus der Umgebung mit dem im Werkstoff enthaltenen Sauerstoff als mögliche Ursache in Frage. Trifft der Wasserstoff auf den als Oxid im Schmelzbad gebundenen Sauerstoff, so wird dieser gemäß (Gl. 6) unter Bildung von Wasserdampf reduziert. Ferner ist auch gasförmiger Sauerstoff im oxidreichen, schmelzflüssigen Kupfer vorzufinden, wenn dessen Temperatur 1340 °C übersteigt. Ab dieser Temperatur dissoziiert das Cu_2O -Molekül [122], und freiwerdender Sauerstoff kann ebenfalls mit eindiffundiertem Wasserstoff verbinden. Der Wasserdampf ist vollkommen unlöslich in flüssigem Kupfer, und sofern er nicht an der Schmelzbadoberfläche entweichen kann, verbleibt er als Porosität im erstarrten Schweißgut. Der Reduktionsvorgang läuft so lange ab, bis die Gleichgewichtskonzentration von Wasserstoff und Sauerstoff in flüssigem Kupfer erreicht wird (vgl. Abbildung 2-11).

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass der im Umgebungsgas enthaltene Wasserstoff (bis 5 Vol.-%) selbst keine metallurgische Porenbildung zu verursachen vermag. Die diskutierten Ergebnisse lassen jedoch den Schluss zu, dass Wasserstoff während des Schweißvorgangs im Schmelzbad aufgenommen wird. Dies ist dadurch begründet, dass beim Schweißen des sauerstoffhaltigen Cu-ETP in wasserstoffhaltiger Atmosphäre eine erhöhte Gasporenbildung beobachtet wird (vgl. Abbildung 5-13-(c)). Der eindiffundierte Wasserstoff reagiert in diesem Fall mit dem in Cu-ETP enthaltenen Sauerstoff zu unlöslichem Wasserdampf, der die in Abbildung 5-13-(c) dargestellte Porosität verursacht. Die Bildung von Wasserdampf aufgrund von atmosphärischem Wasserstoff und im Werkstoff enthaltenen Sauerstoff kann jedoch als Ursache für die hohe Porosität ausgeschlossen werden, die entsteht, wenn unter atmosphärischer Luft geschweißt wird. Die Wasserstoffkonzentration in atmosphärischer Luft ist vernachlässigbar gering (vgl. Tabelle 5).

5.2.2.3 Schweißen in Sauerstoff-Atmosphäre

Wie in Abschnitt 2.2.3 bereits diskutiert besitzt Sauerstoff in Kupfer nur eine vergleichsweise geringe Löslichkeit. Da oxidiertes Kupfer (Cu_2O) mit Kupfer ein Eutektikum bildet können dennoch beträchtliche Mengen Sauerstoff in chemisch gebundener Form im Werkstoff vorkommen.

Im Folgenden wird ein möglicher Einfluss von Sauerstoff im Umgebungsgas auf die Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Kupfer diskutiert. Dazu wurden Versuche in reiner Sauerstoff-Atmosphäre und in Sauerstoff-Argon-Mischatmosphären durchgeführt (Gasspezifikationen siehe Tabelle 4). Analog zu den in den vorangegangenen Abschnitten beschriebenen Untersuchungen wurden die Versuche mit den Werkstoffen Cu-ETP und Cu-OFE durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchung sind in Abbildung 5-14 dargestellt. Das Diagramm in Abbildung 5-14-(a) zeigt die resultierende Porosität in Abhängigkeit des Sauerstoffgehalts in der Atmosphäre während des Schweißens. Eine qualitative Darstellung der Anzahl an gebildeten Poren für Schweißungen in einer reinen Sauerstoff-Atmosphäre vermitteln die in Abbildung 5-14-(b-c) dargestellten Querschliffbilder.

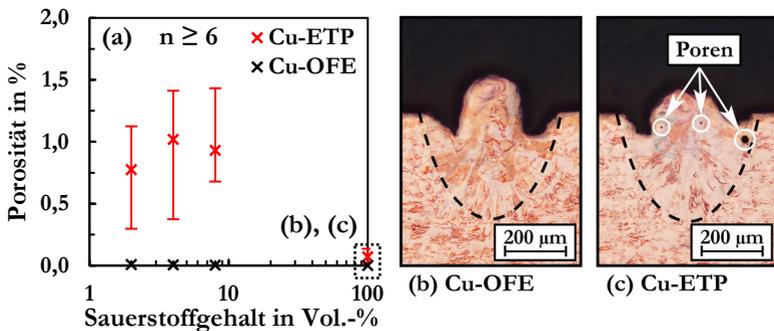


Abbildung 5-14: Gasporosität von in sauerstoffhaltiger Atmosphäre (Sauerstoff-Argon-Gemische) geschweißten Proben (a). In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Repräsentative Schliffbilder für Cu-OFE (b) und für Cu-ETP (c).

Für beide Werkstoffe resultiert im Mittel eine vergleichbare Porosität (0 – 1,05 %) wie beim Schweißen unter einatomigen Inertgasen (vgl. Abbildung 5-12-(a)). Es wird für die applizierten Sauerstoffkonzentrationen im Bereich von 2 – 100 Vol.-% keine Porenbildung beim Schweißen des hochreinen Cu-OFE beobachtet. Im Gegensatz dazu liegt die mittlere Porosität beim Schweißen von Cu-ETP für niedrige Sauerstoffgehalte in der Umgebung (2 – 8 Vol.-%) im Mittel bei ca. 0,75 – 1,0 %, und damit geringfügig höher als die unter Argon oder Helium beobachtete Nahtporosität (ca. 0,3 – 0,5 %). Bei Applizierung einer reinen Sauerstoffatmosphäre (100 Vol.-% O₂) wird die Porosität in Cu-ETP signifikant reduziert. Es findet allerdings in jedem Fall die Aufnahme von Sauerstoff im Schweißgut statt, was durch die metallographische Analyse des entstehenden Werkstoffgefüges in der Schweißnaht nachgewiesen werden kann.

Abbildung 5-15 zeigt lichtmikroskopische Aufnahmen des Gefüges im oberen Teil einer Schweißnaht in Cu-OFE. Die Schweißung wurde unter 100 Vol.-% O₂ durchgeführt.

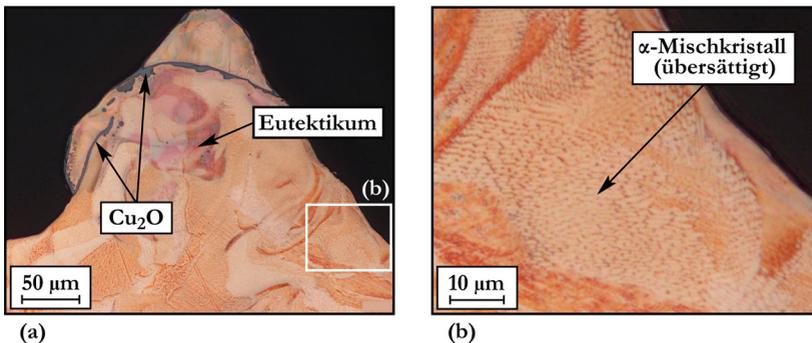


Abbildung 5-15: Gefüge im oberen Teil einer Schweißnaht in Cu-OFE (Querschliffbild). Schweißung unter 100 Vol.-% O₂.

In (a) ist eine Nahtüberhöhung in der Schweißnahtmitte zu erkennen. Die Nahtberraupe ist durchgängig mit einer mehreren Mikrometer dicken Schicht überzogen, die anhand ihrer graublauen Farbe eindeutig als Cu₂O identifiziert werden kann [101]. An den Stellen der Nahtoberseite, die linienförmige Cu₂O – Einschlüsse aufweisen, wurde während des Schweißvorgangs bereits erstarrtes Schweißgut erneut mit flüssigem Schweißgut benetzt. Die eutektische

Phase ist durch ihre blassrote (teilweise auch bläulich bis violetten) Farbe ebenfalls in Abbildung 5-15-(a) zu erkennen [101]. Abbildung 5-15-(b) zeigt einen vergrößerten Ausschnitt desselben Bildes. Dort ist der übersättigte α -Mischkristall zu erkennen, der die typische nadel- und wabenförmige Struktur der ausgeschiedenen eutektischen Phase aufweist [101]. Diese Ergebnisse zeigen, dass Sauerstoff aus der Umgebungsgasatmosphäre während des Schweißvorgangs im flüssigen Kupfer aufgenommen wird. Trotz der ausgeprägten Aufnahme von Sauerstoff wird bei Schweißungen in Cu-OFE keine Porenbildung beobachtet. Folglich findet keine durch Sauerstoff verursachte metallurgische Porenbildung statt.

Beim Schweißen von Cu-ETP wird erneut die Bildung von wenigen einzelnen Poren festgestellt (siehe Abbildung 5-14-(b)). Diese Art der Porenbildung wurde auch bereits bei in der Literatur beschriebenen Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen von Kupfer festgestellt [123], jedoch nicht diskutiert. Wie auch schon zuvor sei an dieser Stelle auf Abschnitt 5.2.4 verwiesen, in welchem der Einfluss von im Grundwerkstoff enthaltenen Sauerstoff auf die Bildung von Gaspartikeln ausführlich diskutiert wird.

Zusammenfassend werden weder metallurgische Porenbildung noch die Bildung von Reaktionspartikeln aufgrund von in der Umgebung befindlichem Sauerstoff beim Laserstrahlschweißen von Kupfer festgestellt. Dies wird durch die eutektische Ausprägung des Cu – O – Zweistoffsystems begründet, welche einerseits eine starke Sauerstoffaufnahme zulässt, andererseits jedoch den aufgenommenen Sauerstoff chemisch gebunden im Werkstoff löst, was eine potenziell mögliche Gaspartikelbildung verhindert.

5.2.2.4 Einfluss von Feuchtigkeit im Umgebungsgas

Die im Umgebungsgas enthaltene Feuchtigkeit kann im heißen Schmelzbad dissoziieren und als Quelle für atomaren Wasserstoff dienen (Abschnitt 2.2.3). Zwar konnte zuvor beim Schweißen in wasserstoffhaltiger Atmosphäre (5 Vol.-% H₂, siehe Abschnitt 5.2.2.2) keine metallurgische Porenbildung beobachtet werden, dennoch muss in Betracht gezogen werden, dass die im Umgebungsgas enthaltene Feuchtigkeit eine separate Quelle für Wasserstoff und Sauerstoff darstellt und entsprechend hinsichtlich eines möglichen Einflusses auf Gaspartikelbildung untersucht werden muss.

Um den Einfluss von im Umgebungsgas enthaltener Feuchtigkeit auf die Gaspartikelbildung zu untersuchen, wurde die relative Feuchtigkeit innerhalb der

Schweißkammer variiert. Dies geschah durch Verdampfung von demineralisiertem Wasser innerhalb der Schweißkammer (siehe Versuchsaufbau in Abbildung 4-2). Als Trägergas der Feuchtigkeit kam Argon zum Einsatz. Durch das inerte Verhalten des Trägergases ist sichergestellt, dass eventuell auftretende Porenbildung unmittelbar auf die im Trägergas enthaltene Feuchtigkeit zurückzuführen ist. Um in einem ersten Schritt alle ungewünschten Gase aus der Schweißkammer zu entfernen, wurde eine überwachte Gasspülung mit trockenem Argon durchgeführt. Hierfür wurde der Sauerstoff- und Feuchtigkeitsgehalt im Inneren der Kammer in unmittelbarer Nähe der Schweißposition während des Spülvorgangs mit entsprechenden Messsensoren überwacht. Nach Abfall der Restsauerstoffkonzentration auf < 5 ppm konnte davon ausgegangen werden, dass sich in guter Näherung ausschließlich trockenes Argon in der Schweißkammer befindet. Die anschließende Verdampfung von demineralisiertem Wasser erfolgte durch Erwärmung des Wasserreservoirs. Zur Erwärmung des Reservoirs wurde der defokussierte Bearbeitungslaserstrahl eingesetzt. Über die im Anschluss erneute Zufuhr von trockenem Argon konnte der Feuchtigkeitsgehalt der Umgebungsatmosphäre mit einer Genauigkeit von ± 10 ppm auf die Zielfeuchtigkeit abgesenkt werden. Diese wurde im Bereich von 0 – 3500 ppm variiert.

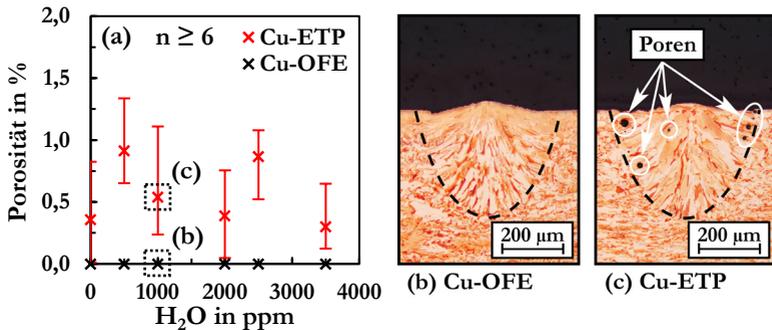


Abbildung 5-16: Gasporosität von in feuchter Argon-Atmosphäre geschweißten Proben (a). In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515$ nm; $d_f = 300$ µm; $v = 0,5$ m/s; $P = 2500$ W. Repräsentative Schlifffelder für Cu-OFE (b) und für Cu-ETP (c).

Das Diagramm in Abbildung 5-16-(a) zeigt die ermittelte Porosität dieser Schweißungen in Abhängigkeit der Feuchtigkeitskonzentration im Argon. Ferner verdeutlichen die in Abbildung 5-16-(b-c) dargestellten Querschliffbilder die entstandene Porosität. Wie auch schon beim Schweißen in sauerstoffhaltigen Umgebungs-Atmosphären wird beim Schweißen in feuchter Argon-Atmosphäre vergleichbare Porosität zu den Schweißungen mit inertem Argon oder Helium beobachtet. Alle Schweißungen in Cu-OFE sind porenfrei. Die in Cu-ETP resultierende Porosität liegt im Mittel bei 0,25 – 0,9 % und weist damit keinen signifikanten Unterschied zu inert geschweißten Proben aus Cu-ETP auf. Daraus wird abgeleitet, dass eine im Umgebungsgas enthaltene Feuchtigkeit keinen Einfluss auf die Gasporenbildung besitzt.

Zusammengefasst konnte keine Relevanz der in (Gl. 5) beschriebenen Dissoziation von Feuchtigkeit (H_2O) in flüssigem Kupfer für die auftretende Gasporenbildung beim Laserstrahlschweißen von Kupfer unter Verwendung von grüner Laserstrahlung nachgewiesen werden. Sollte eine Dissoziation des Wassermoleküls an der heißen Schmelzbadoberfläche stattfinden, so sind die Auswirkungen in Form von Oxidation (Bildung von Cu_2O) und Lösung von atomarem Wasserstoff mit den in dieser Untersuchung angewandten Methoden nicht feststellbar.

5.2.2.5 Schweißen in Stickstoff-Atmosphäre

Aufgrund seines im Vergleich mit den Edelgasen geringen Preises ist Stickstoff ein verbreitet eingesetztes Inertgas beim Schweißen. Stickstoff kommt in der Umgebungsatmosphäre nur in molekularer Form (N_2) vor und ist sehr reaktionsträge. Unter Einfluss sehr hoher Temperaturen beim Schweißen kann diese Eigenschaft jedoch verloren gehen. Wenn das Molekül dissoziiert, also in atomarer Form vorliegt, ist es sehr reaktiv. Als Folge kann es zur chemischen Reaktion mit einzelnen, im Schmelzbad befindlichen Legierungselementen kommen (sogenannte Nitridbildner). Ferner ist atomarer Stickstoff in Metall diffusionsfähig und löst sich auch in flüssigem Kupfer [73], [74]. Eine signifikante Löslichkeit von Stickstoff in festem Kupfer wurde bisher in der Literatur nicht beschrieben, weshalb für diesen Fall vollkommene Unlöslichkeit vorherrscht. Dieses spezielle Löslichkeitsverhalten des Stickstoffs in Kupfer ist für die Bildung metallurgischer Poren besonders günstig. Wird atomarer Stickstoff während des Schweißens im flüssigen Kupfer gelöst, so muss dieser

aufgrund der vollkommenen Unlöslichkeit in festem Kupfer bei der Erstarrung zwangsläufig, und vollumfänglich wieder entweichen.

Die im Rahmen dieser Untersuchung durchgeführten Schweißungen in reiner Stickstoff-Atmosphäre wurden, wie bei allen zuvor gezeigten Ergebnissen in diesem Kapitel, in Cu-ETP und Cu-OFE durchgeführt. Wie in Abschnitt 4.2 beschrieben, wurde der Stickstoff vor dem Schweißen als stehende Atmosphäre ohne Strömungsfeld appliziert (Schweißkammer). Der Druck entspricht dabei dem Umgebungsdruck bei Laborbedingungen (vgl. Abschnitt 4.4).

Die resultierende Porosität ist im Diagramm in Abbildung 5-17-(a) dargestellt und in repräsentativen Querschliffbildern visuell verdeutlicht (Abbildung 5-17-(b-c)).

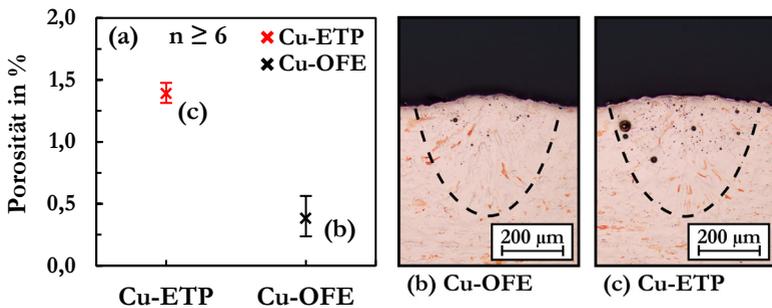


Abbildung 5-17: Gasporosität von in reiner Stickstoff-Atmosphäre geschweißten Proben (a). In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Repräsentative Schliffbilder für Cu-OFE (b) und für Cu-ETP (c).

Bei allen in Stickstoff-Atmosphäre erzeugten Schweißungen wurde Gasporitenbildung beobachtet. Den Querschliffbildern in Abbildung 5-17-(b-c) ist für beide Werkstoffe eine große Anzahl sehr kleiner Poren im Schweißgut zu entnehmen. Unter allen bisher untersuchten Umgebungsgaselementen ist der Stickstoff damit das einzige Element, dass zu Porenbildung im hochreinen Cu-OFE führt (Abbildung 5-17-(b)). Die Bildung von Reaktionsporen kann in diesem Fall als Wirkmechanismus ausgeschlossen werden, da werkstoffseitig wie

auch seitens der Umgebungsatmosphäre kein Reaktant zur Verfügung steht. Daraus wird geschlossen, dass die in Abbildung 5-17-(b) dargestellte Porosität allein auf die Anwesenheit von Stickstoff in der Umgebungsatmosphäre zurückzuführen ist. Dies lässt den Schluss zu, dass es sich hierbei um metallurgische Porenbildung handelt, also um die Freisetzung von gasförmigem Stickstoff aus der Schmelze während des Erstarrungsvorgangs. Voraussetzung dafür ist, dass gasförmiger Stickstoff während des Schweißens aus der Umgebungsatmosphäre im schmelzflüssigen Kupfer absorbiert wird und aufgrund der vollkommenen Unlöslichkeit in festem Kupfer während des Erstarrungsvorgangs wieder entweichen muss. Da molekularer Stickstoff nicht in flüssiges Metall eindiffundieren kann, muss der Stickstoff gemäß der in Abbildung 2-8 dargestellten Modellvorstellung dissoziieren, also in atomarer Form vorliegen. Die Erfüllung des Sievert'schen Gesetzes stellt hierbei eine notwendige Bedingung dar.

Die im sauerstoffhaltigen Cu-ETP erzeugten Schweißnähte weisen eine um etwa Faktor 3 höhere Porosität auf als die in Cu-OFE erzeugten Schweißnähte (Abbildung 5-17-(a)). Da sich beim Schweißen von Cu-ETP unabhängig vom Prozessregime und der Art der Umgebungsgasatmosphäre stets Poren im Schweißgut finden lassen (Abschnitt 5.2.4), ist hierbei die Überlagerung dieses materialspezifischen Effekts aufgrund des Restsauerstoffgehalts im Werkstoff mit der metallurgischen Porenbildung durch gelösten Stickstoff anzunehmen. Die beiden Grundwerkstoffe Cu-ETP und Cu-OFE enthielten, wie in Abschnitt 4.3 beschrieben, initial keinen Stickstoff. Der Sauerstoffgehalt des Cu-ETP lag mit 0,02 Gew.-% deutlich höher als der initiale Sauerstoffgehalt des Cu-OFE (unterhalb der Nachweißgrenze von 0,001 Gew.-%). Die Untersuchung des Sauerstoff- und Stickstoffgehaltes im Schweißgut nach dem Schweißen ist hierbei ein Schlüsselfaktor für den grundlegenden Verständnisaufbau hinsichtlich der Absorption gasförmiger Elemente während des Schweißens. Die Ergebnisse entsprechender Untersuchungen werden in Abschnitt 5.2.3.4 diskutiert.

Für eine detailliertere Betrachtung der auftretenden metallurgischen Porenbildung ist in Abbildung 5-18 das Schweißgut einer unter Stickstoff geschweißten Probe aus Cu-OFE anhand von Querschliffbildern dargestellt.

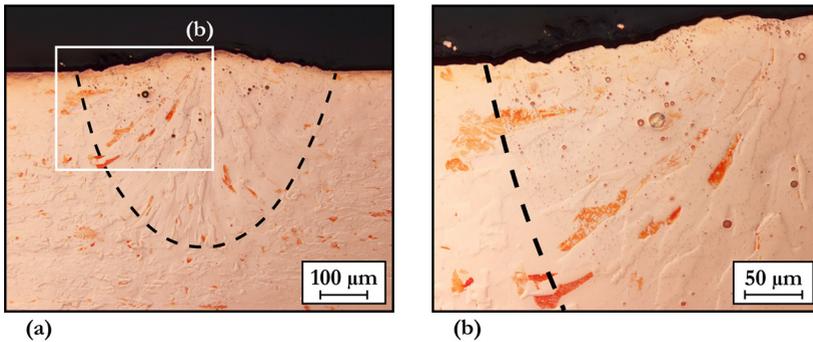


Abbildung 5-18: Querschliffbilder einer Schweißnaht in Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Umgebungsgas: Stickstoff.

Insbesondere in Abbildung 5-18-(b) sind die kleinen Poren zu erkennen, die Durchmesser im Bereich von $< 1 \text{ }\mu\text{m}$ bis etwa $10 \text{ }\mu\text{m}$ aufweisen. Die resultierende Porosität in Cu-OFE ist mit ca. $0,3 - 0,4 \text{ \%}$ zwar sehr gering, die Anzahl an Poren hingegen ist vergleichsweise hoch (> 100 pro Querschliff).

Die Aufnahme von Stickstoff aus der Umgebungsluft beim Laserstrahlschweißen von Metallen ist ein bekanntes Phänomen. So haben Untersuchungen mit hochlegierten Stählen gezeigt, dass während des Schweißens dieser Werkstoffe beträchtliche Mengen Stickstoff im Schweißgut gelöst werden können [67], [68], [87]–[89]. In der Regel kommt es trotz hoher auftretender Löslichkeitsraten des Stickstoffs dennoch nicht zur metallurgischen Porenbildung, da die untersuchten hochlegierten Stähle auch im festen Zustand große Mengen an Stickstoff lösen können. In [89] wurde der im Gesetz von Sievert formulierte Zusammenhang zwischen im Metall absorbiertem, atomarem Stickstoff und dem Partialdruck des Stickstoffs im Umgebungsgas quantitativ nachgewiesen. Ferner wurde die Dissoziation von molekularem Stickstoff direkt oberhalb der Dampfkapillare mittels monochromatischer Fotografie bestätigt. Diese Ergebnisse für das Laserstrahlschweißen hochlegierter Stähle zeigen, dass das Gesetz von Sievert Gültigkeit besitzt und atomarer Stickstoff während des Schweißens im Werkstoff absorbiert werden kann.

Für das Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen ist die Aufnahme von Stickstoff während des Schweißens bisher jedoch noch nicht in der Literatur

beschrieben. Für die nachfolgende Betrachtung der Reaktionsporenbildung stellt dieser Effekt ein wichtiger Teil der Verständnisgrundlage dar.

5.2.3 Reaktionsporenbildung

Durch die bisher vorgestellten Ergebnisse konnte kein gasförmiges Element identifiziert werden, das die starke Porenbildung beim Schweißen von Kupfer unter Verwendung von grüner Laserstrahlung verursacht. Alle in Kupfer löslichen Bestandteile der Luft wurden separat hinsichtlich einer möglichen Verursachung metallurgischer Porenbildung untersucht. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Abbildung 5-19 zusammengefasst dargestellt. Beim Schweißen von Cu-OFE (schwarze Datenpunkte) resultiert bei in Argon- (Ar), Sauerstoff- (O) und Wasserstoff-Atmosphäre (H) geschweißten Proben keine Porenbildung (a-c). Beim Schweißen in Stickstoff-Atmosphäre (N) hingegen tritt Porenbildung auf (d). Beim Schweißen in Argon- oder Sauerstoffatmosphäre weisen Schweißnähte in Cu-ETP eine vergleichsweise geringe Porosität von 0,1 – 1,4 % auf (a-b).

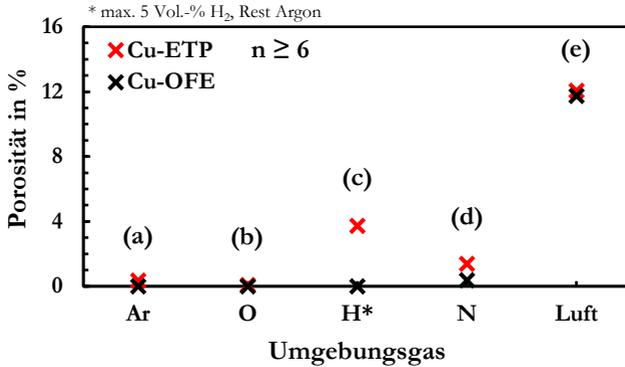


Abbildung 5-19: Gasporosität von in verschiedenen Gas-Atmosphären geschweißten Proben. In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$.

In wasserstoffhaltiger Atmosphäre (5 Vol.-% H₂) geschweißt erhöht sich die Porosität signifikant (c), was durch die Bildung von Wasserdampf (Reaktion von

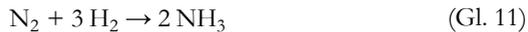
eindiffundiertem Wasserstoff mit dem im Cu-ETP enthaltenen Sauerstoff) in der Schmelze erklärt werden kann.

Da die resultierende Porosität bei in Luft-Atmosphäre geschweißten Proben jedoch um ein Vielfaches höher ausfällt (e), ist das Auftreten eines weiteren Porenentstehungsmechanismus, dem der Reaktionsporenbildung, zu vermuten. Dies bedeutet, dass mehrere im Schmelzbad gelöste Elemente zu einer im flüssigen Metall unlöslichen Gasphase reagieren. Die Identifizierung der beteiligten Reaktionspartner ist im Folgenden Gegenstand der Diskussion.

5.2.3.1 Identifizierung der beteiligten Reaktionspartner

Aus den vorangegangenen Abschnitten geht die Vermutung hervor, dass Sauerstoff, Wasserstoff und Stickstoff während des Schweißens im Schmelzbad in Lösung gehen. Aus dieser Annahme heraus muss eine mögliche Reaktionsporenbildung aus der Reaktion dieser Elemente hervorgehen. Im Wesentlichen sind dafür drei Reaktionen in Betracht zu ziehen, die nachfolgend hinsichtlich ihrer Relevanz diskutiert werden.

Die **Reaktion zwischen Stickstoff und Wasserstoff**, also die Bildung von Ammoniak gemäß



kann im Kontext dieser Untersuchung ausgeschlossen werden. Sie benötigt passende Katalysatoren und hohe Prozessdrücke (mehrere 100 bar), um signifikante Reaktionsraten zu erreichen (Haber-Bosch-Verfahren) [124]. Ferner ist das Ammoniakmolekül bei den hohen, im Schmelzbad vorherrschenden Temperaturen nicht stabil.

Die **Reaktion zwischen Sauerstoff und Wasserstoff** wurde bereits ausführlich in den Abschnitten 5.2.2.2 und 5.2.2.4 diskutiert. Die dafür durchgeführten Experimente zielen jedoch auf die isolierte Untersuchung möglicher Einflüsse von Wasserstoff und Wasserdampf in der Umgebungsgasatmosphäre ab. Da nun die Bildung von Reaktionsporen ins Zentrum der Untersuchung gerückt ist, wird im Folgenden zudem die gleichzeitige Anwesenheit von Sauerstoff und Wasserstoff in der Umgebungsgasatmosphäre als potentielle Ursache der Reaktionsporenbildung in Betracht gezogen. Es sei an dieser Stelle erwähnt, dass die in atmosphärischer

Luft vorkommende Wasserstoffkonzentration vernachlässigbar gering ist (Tabelle 5). Sollte Wasserstoff an der gesuchten Reaktion beteiligt sein, so muss dieser zwingend aus dissoziierten H_2O -Molekülen der Luftfeuchtigkeit stammen. Daraus abgeleitet könnte die Reaktionsporenbildung durch die gleichzeitige Anwesenheit von Sauerstoff und Wasserdampf im Umgebungsgas verursacht werden.

Zudem wird die **Reaktion zwischen Stickstoff und Sauerstoff** als weitere mögliche Ursache für die Porenbildung in Betracht gezogen. Die Bildung von Stickstoffmonoxid NO gemäß



wird in atmosphärischer Luft ab Temperaturen von ca. 750°C beobachtet. Dabei wird stets nur ein geringer Teil des zur Verfügung stehenden Stickstoffs und Sauerstoffs umgesetzt (rote Kurve in Abbildung 5-20), ein Konzentrationsüberschuss führt zum NO-Zerfall [124].

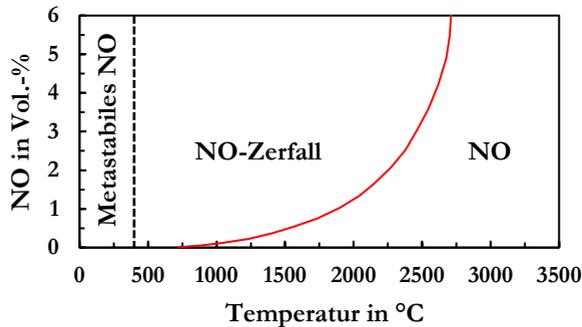


Abbildung 5-20: Anteil des gebildeten Stickstoffmonoxids (NO) in Abhängigkeit der Temperatur beim Erhitzen von Luft [124].

Unterhalb ca. 400°C liegt NO in metastabiler Form vor. Bei zusätzlicher Anwesenheit von Sauerstoff wird das NO-Molekül zu NO_2 oxidiert. Gemische aus beiden Stickstoff-Sauerstoff-Verbindungen (NO und NO_2) werden als sogenannte **nitrose Gase** bezeichnet. Deren Entstehung ist bei der Anwendung vieler Schweißverfahren nachgewiesen und abhängig von den auftretenden Prozesstemperaturen und des Aussetzungsgrades zu atmosphärischer Luft während des Schweißens unterschiedlich stark ausgeprägt [125], [126]. Nitrose

Gase sind sehr giftig und stellen deshalb eine erhebliche Gefahr für Mensch und Umwelt dar.

Zusammengefasst rücken aus diesen Überlegungen abgeleitet zwei mögliche chemische Reaktionen in das Zentrum der folgenden Diskussionen:

- Die Bildung von Wasserdampf (H_2O) in der Schmelze, bedingt durch gleichzeitige Aufnahme von Sauerstoff und Wasserstoff (Wasserdampf) aus der Umgebungsgasatmosphäre
- Die Bildung von Stickstoffoxiden durch Aufnahme von Stickstoff und Sauerstoff aus der Umgebungsgasatmosphäre

Die Relevanz beider Reaktionen kann anhand einfacher Schweißversuche in einer Atmosphäre aus synthetischer Luft (79,5 Vol.-% N_2 und 20,5 Vol.-% O_2) untersucht werden. Zu diesem Zweck wurde synthetische Luft sowohl im trockenen Ausgangszustand als auch im mit Wasserdampf beladenen Zustand appliziert. Die Beladung mit Wasserdampf erfolgte analog zur Vorgehensweise in Abschnitt 5.2.2.4 mittels Verdampfung von demineralisiertem Wasser in der Schweißkammer. In diesem Fall wurde der Feuchtigkeitsgehalt in der Schweißkammer mit 4920 ppm so eingestellt, dass er der relativen Feuchte normaler Umgebungsluft im Labor gleicht (entspricht $\varphi = 30\%$ rel. Feuchte). Um werkstoffseitige Einflüsse der Legierungselemente, vor allem durch Sauerstoff, ausschließen zu können wurde ausschließlich das hochreine Cu-OFE für die Experimente verwendet.

In Abbildung 5-21 sind repräsentative Querschliffbilder der resultierenden Schweißnähte dargestellt. Die Porosität der unter feuchter, synthetischer Luft geschweißten Probe (a) beträgt 10,3 % und die Porosität der unter trockener, synthetischer Luft geschweißten Probe (b) beträgt 10,7 %. Aus diesem repräsentativen Ergebnis geht hinsichtlich der Gasporosität kein signifikanter Unterschied für beide Schweißungen hervor. Daraus folgt unmittelbar, dass Wasserstoff aus dissoziiertem Wasserdampf nicht an der Reaktionsporenbildung partizipiert. Hingegen geht aus der starken Porenbildung der unter trockener, synthetischer Luft geschweißten Proben hervor, dass die Elemente Stickstoff und Sauerstoff mit der Reaktionsporenbildung in Verbindung stehen.

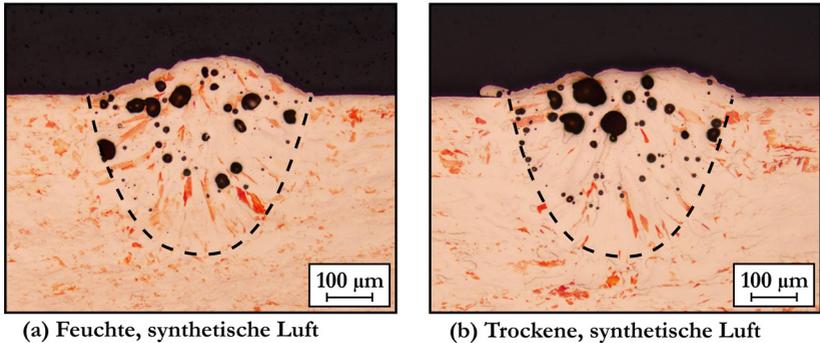


Abbildung 5-21: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Bleche aus Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Umgebungsgase: Feuchte, synthetische Luft (a) und trockene, synthetische Luft (b).

Da in diesem Fall ausschließlich Stickstoff und Sauerstoff (und werkstoffseitig Kupfer) für eine mögliche Reaktion zur Verfügung stehen, wird von der Bildung nitroser Gase im schmelzflüssigen Kupfer ausgegangen. Dies wurde mit weiteren Experimenten tiefgehend untersucht, woraus ein Modell für die Reaktionsporenbildung abgeleitet werden konnte. Diese Ergebnisse werden im nachfolgenden Abschnitt diskutiert.

5.2.3.2 Einfluss von Stickstoff und Sauerstoff

Die Aufnahme von Stickstoff und Sauerstoff, sowie die damit verbundene Reaktionsporenbildung, wird im Folgenden anhand der Diskussion von Schweißexperimenten in variierenden Stickstoff-Sauerstoff-Gemischen analysiert. Die Schweißkammer (vgl. Abschnitt 4.2) wurde zu diesem Zweck mit reinem Sauerstoff gefüllt, welcher in einem zweiten Schritt mittels Zugabe von reinem Stickstoff in definierten Verhältnissen gemischt wurde. Während dieses Vorgangs wurde der Sauerstoffgehalt in der Schweißkammer mit dem ZIROX SGM-7 Sauerstoffmessgerät überwacht. Die Mischungsverhältnisse der Gase wurden in Schritten von zehn Prozent variiert. Die Analyseergebnisse der entstehenden Schweißnahtporosität sind in Abbildung 5-22 dargestellt.

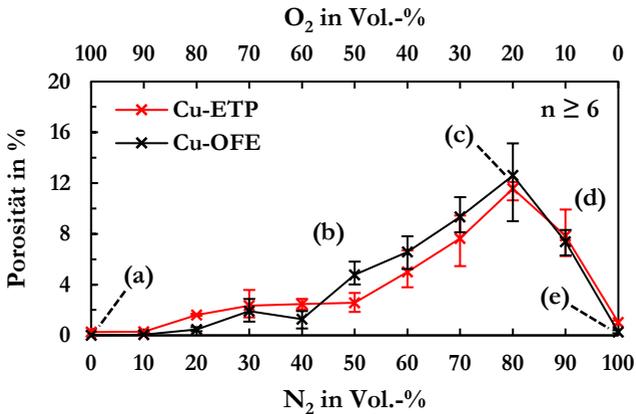


Abbildung 5-22: Gasporosität für Schweißnähte in Cu-ETP (rote Datenpunkte) und Cu-OFE (schwarze Datenpunkte), die in Gasmischungen mit variierendem Stickstoff-Sauerstoff-Gehalt geschweißt wurden. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$.

Die Anzahl an Schweißungen pro Datenpunkt in Abbildung 5-22 beträgt jeweils $n \geq 6$ und die dargestellten Abweichungen ergeben sich aus der minimalen/maximalen Abweichungen der Porosität. Der Verlauf der resultierenden Schweißnahtporosität in Abhängigkeit der Stickstoff- und Sauerstoffkonzentration zeigt für die beiden untersuchten Werkstoffe Cu-ETP und Cu-OFE ein ähnliches Verhalten. Das Maximum der Porenbildung tritt bei Verwendung einer Gasmischung aus 80 % N₂ und 20 % O₂ auf. Von diesem Punkt ausgehend sinkt die resultierende Gasporosität, wenn der N₂-Anteil weiter erhöht bzw. der O₂-Anteil im Umgebungsgas reduziert wird. Für Schweißungen in reinen Stickstoff- bzw. Sauerstoff-Atmosphären werden die Ergebnisse aus den Abschnitten 5.2.2.3 und 5.2.2.5 reproduziert. Abbildung 5-23 verdeutlicht die unterschiedlich stark ausgeprägte Porenbildung in Abhängigkeit der unterschiedlichen Gasmische anhand repräsentativer Querschliffbilder von Schweißnähten in Cu-OFE.

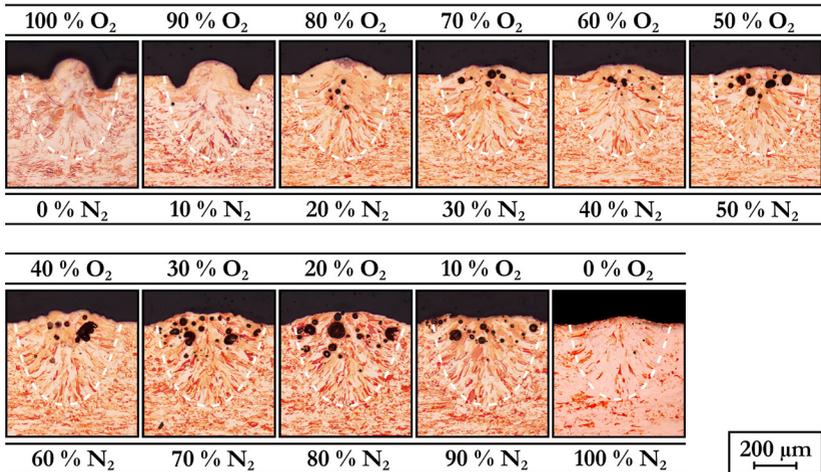


Abbildung 5-23: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Bleche aus Cu-OFE. Die Schweißungen erfolgten in Atmosphären mit unterschiedlichen Stickstoff-Sauerstoff-Anteilen (s. Einzelbilder). Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$.

Sowohl die Darstellung der Porosität im Diagramm in Abbildung 5-22 als auch die in Abbildung 5-23 dargestellten Querschliffbilder bekräftigen die Hypothese der Reaktionsporenbildung durch aufgenommenen Stickstoff und Sauerstoff. Mit steigendem Stickstoffanteil in der Umgebungsgasatmosphäre steigt die Porosität kontinuierlich an. In Abbildung 5-23 ist dies durch eine Zunahme der großen Poren erkennbar (Porenradius $> 5 \text{ }\mu\text{m}$). Ab einem Stickstoffanteil von 80 Vol.-% sinkt der Anteil dieser großen Poren wieder, und damit auch die gesamte Nahtporosität. Wie bereits erläutert findet bei Schweißungen unter reiner Stickstoffatmosphäre metallurgische Porenbildung statt, die durch das Auftreten zahlreicher kleiner Poren (Porenradius $< 5 \text{ }\mu\text{m}$) im Schweißgut gekennzeichnet ist. Diese kleinen Poren nehmen mit steigendem Stickstoffanteil in der Umgebungsgasatmosphäre zu, was in Abbildung 5-24 quantifiziert ist.

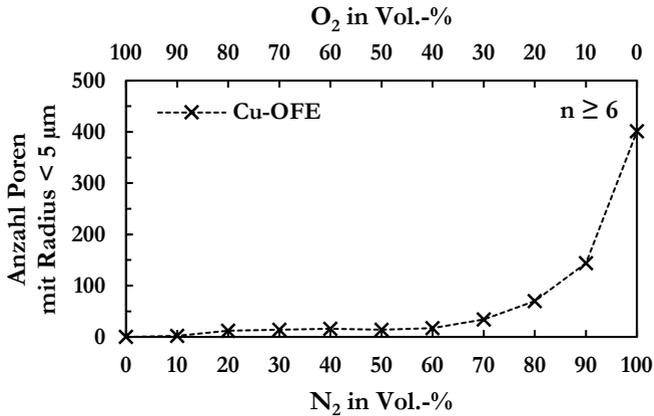


Abbildung 5-24: Mittlere Anzahl an Poren mit einem Radius $< 5 \mu\text{m}$, ermittelt aus jeweils $n \geq 6$ Querschliffbildern, in Abhängigkeit der Stickstoff- und Sauerstoffkonzentration der Umgebungsgasatmosphäre. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Material: Cu-OFE.

Die Anzahl kleiner Poren ist für Schweißungen in reiner Sauerstoffatmosphäre (0 % N₂) gleich Null. Für Schweißungen in Gasgemischen mit bis zu 60 Vol.-% N₂ bleibt der Anteil dieser Poren vergleichsweise gering (20 – 30). Für Stickstoffkonzentrationen > 60 Vol.-% steigt der Anteil der kleinen Poren überproportional an und erreicht mit den hier verwendeten Schweißparametern bei 100 Vol.-% N₂ eine mittlere Anzahl von ca. 400 Poren pro Querschliffbild. Die starke Zunahme kleiner Poren lässt vermuten, dass erst bei hohen N₂-Konzentrationen im Umgebungsgas metallurgische Porenbildung auftritt.

5.2.3.3 Modellvorstellung für die Gasporenbildung

Mit dem Ziel, die im vorherigen Abschnitt diskutierten Ergebnisse zusammenfassend erklären zu können wird im Folgenden eine Modellvorstellung zur Porenbildung beim Schweißen in Stickstoff-Sauerstoff-Atmosphären vorgestellt. Die ermittelte Porosität (Abbildung 5-22) und die Anzahl kleiner Poren (Abbildung 5-24) in Abhängigkeit der unterschiedlichen N₂-O₂-Konzentrationen stellen dabei die Grundlage des Modellverständnisses dar. Insbesondere die in Abbildung 5-22 dargestellte Bezeichnung der

Datenpunkte (a)-(e) ist bei Betrachtung der folgenden Schemata zu beachten. Die folgenden Betrachtungen beziehen sich auf Schweißungen in ideal reinem Kupfer und vernachlässigen den Einfluss von Legierungselementen (z.B. Sauerstoff). In Abbildung 5-25 ist der schematische Halbschnitt eines Laserstrahlschweißprozesses dargestellt (oben links). Dieser wird für die nachfolgenden Erläuterungen der unterschiedlichen Porenentstehungsmechanismen wiederholt herangezogen ((a) – (e)). Wie bereits erwähnt sind die zugehörigen Bezeichnungen (a) – (e) auch im Diagramm in Abbildung 5-22 zu finden.

Für Schweißungen unter reiner O_2 -Atmosphäre (blaue Gasmoleküle) wird keine Porenbildung beobachtet (Abbildung 5-25-(a)). Wie bereits in Abschnitt 5.2.2.3 gezeigt wurde, findet dennoch eine ausgeprägte Aufnahme von Sauerstoff im Schmelzbad statt, der in Form von Cu_2O im Kupfer gelöst wird. Die blaue Färbung des Schmelzbaddeutet schematisch den gelösten Sauerstoff an. Enthält die Umgebungsgasatmosphäre neben O_2 auch N_2 , so wird die Bildung von Reaktionsporen beobachtet (Abbildung 5-25-(b)). Der molekulare Stickstoff dissoziiert und wird in atomarer Form im Schmelzbad gelöst. Treffen Stickstoff und Sauerstoff im Schmelzbad aufeinander, so werden in dieser Modellvorstellung Stickstoffoxide gebildet. Diese entstehen im freien Volumen des Schmelzbadde, am Ort des Aufeinandertreffens beider Elemente, und führen zur Bildung vergleichsweise großer Poren (rote Färbung im Schema). Wird der gesamte aufgenommene Stickstoff im oxidreichen Schmelzbad bei der Reaktionsporenbildung umgesetzt, so herrscht hinsichtlich der Stickstoffoxidbildung Sauerstoffüberschuss im flüssigen Metall. Dies ist erneut durch die blaue Färbung im Schema angedeutet. In diesem Fall wird die Reaktionsdichte maßgeblich von der N_2 -Konzentration in der Umgebungsgasatmosphäre beeinflusst, da diese den limitierenden Faktor darstellt. Im Rahmen der in dieser Arbeit durchgeführten experimentellen Untersuchungen wurde dieser mögliche Vorgang für N_2 -Konzentrationen bis < 80 Vol.-% beobachtet.

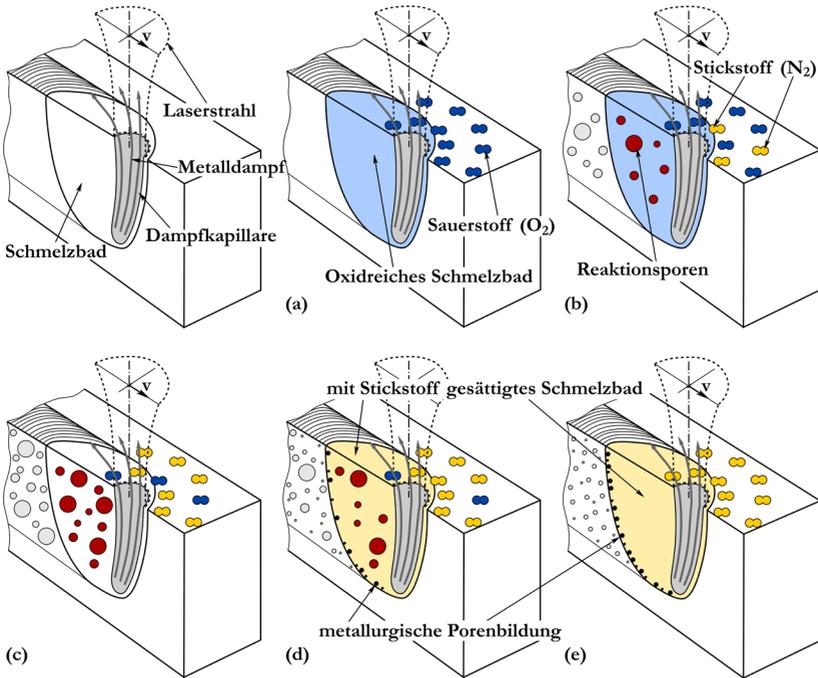


Abbildung 5-25: Schematische Darstellung einer Modellvorstellung für die metallurgische Porenbildung und die Reaktionsporenbildung beim Laserstrahlschweißen von Reinkupfer in verschiedenen N_2 - O_2 -Umgebungsgasatmosphären.

Bei weiterer Erhöhung der N_2 -Konzentration in der Umgebungsgasatmosphäre tritt ein N_2 - O_2 -Mischungsverhältnis auf, bei welchem die Reaktionsporenbildung im Schmelzbad maximal ausfällt. Dieser Fall ist schematisch in Abbildung 5-25-(c) dargestellt. Da die Reaktionsdichte der Stickstoffoxidbildung im Schmelzbad für diesen Fall maximal ist, herrscht hinsichtlich dieser Reaktion im flüssigen Metall weder Sauerstoff- noch Stickstoffüberschuss (keine Färbung des Schmelzbades). Die experimentellen Untersuchungen dieser Arbeit deuten darauf hin, dass dieser Fall bei einer Zusammensetzung des Umgebungsgases von ungefähr 80 % N_2 und 20 % O_2 erreicht wird. Bei weiterer Erhöhung der N_2 -Konzentration in der

Umgebungsgasatmosphäre herrscht hinsichtlich der Bildung von Stickstoffoxiden ein Überschuss an Stickstoff im Schmelzbad (Abbildung 5-25-(d)). Dies ist anhand der gelben Färbung des Schmelzbads im Schema verdeutlicht. Die Reaktionsdichte wird in diesem Fall stark von der O₂-Konzentration im Umgebungsgas beeinflusst, da diese den limitierenden Faktor darstellt. Aufgrund des sinkenden Sauerstoffgehalts im Schmelzbad verringert sich die Reaktionsporenbildung. Dementgegen führt der Stickstoffüberschuss im Schmelzbad zur Bildung metallurgischer Poren. Diese entstehen an der Erstarrungsfront im hinteren, unteren Teil des Schmelzbades (schwarze Poren) und sind vergleichsweise klein. Das Auftreten dieses zusätzlichen Porenentstehungsmechanismus äußert sich durch eine signifikante Zunahme kleiner Poren für N₂-Konzentrationen > 80 Vol.-% (was sich in Abbildung 5-24 bereits bestätigt hat). Da der Anteil der porösen Fläche an der Nahtquerschnittsfläche jedoch nahezu ausschließlich durch die großen Poren mit Radius > 5 µm bestimmt wird (siehe Abschnitt 0), ist in diesem Bereich eine starke Abnahme der Porosität zu beobachten.

Für Schweißungen in 100 Vol.-% N₂-Atmosphäre tritt schließlich aufgrund des fehlenden Sauerstoffs im Umgebungsgas keine Reaktionsporenbildung, sondern ausschließlich metallurgische Porenbildung auf (Abbildung 5-25-(e)). Derart geschweißte Proben weisen eine geringe Porosität (Abbildung 5-22), jedoch eine hohe Anzahl kleiner Poren auf (Abbildung 5-18).

Mithilfe dieser Modellvorstellung ist es möglich, die in diesem Abschnitt vorgestellten Ergebnisse in Abhängigkeit unterschiedlicher N₂-O₂-Umgebungsgasatmosphären zu erklären. Die Reaktion von im Schmelzbad gelöstem Stickstoff und Sauerstoff ist demnach der dominante Porenentstehungsmechanismus, der bei der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Schweißnähten auftritt. Die bisher vorgestellten Ergebnisse lassen darauf schließen, dass diese Gase während des Schweißens im Schmelzbad in Lösung gehen. Um diesbezüglich auch eine explizite Aussage treffen, und damit auch die Modellvorstellung stützen zu können, wurde die Konzentration aufgenommener Gase in Cu-Proben nach dem Schweißen ermittelt.

5.2.3.4 Bestimmung der während des Schweißens absorbierten Gase

Die Aufnahme von Gasen wurde anhand von Schweißungen untersucht, die in Stickstoff-Sauerstoff-Atmosphäre erzeugt wurden. Es liegt nahe zu vermuten, dass Poren, welche unter diesen Randbedingungen entstehen, mit Stickstoffoxiden gefüllt sein müssen. Da entsprechende Stickstoffoxid-Moleküle in flüssigem wie festem Kupfer diffusionsunfähig sind, verbleiben die gasgefüllten Poren auch nach der Abkühlung in der Schweißnaht. Dies führt dazu, dass der wiedererstartete Werkstoff im Vergleich zum Grundwerkstoff einen signifikant erhöhten Stickstoff- und Sauerstoffgehalt aufweisen muss.

Die Ermittlung des Stickstoff- und Sauerstoffgehalts der laserstrahlgeschweißten Proben wurde mittels Trägergasheißextraktion durchgeführt (siehe Abschnitt 4.3). Die Auflösung dieses Messverfahrens liegt für die in dieser Arbeit verwendete Messapparatur bei 1 ppm (entspricht 0,0001 Gew.-%). Die Analyse umfasste geschweißte Proben aus Cu-OFE und ungeschweißte Proben desselben Werkstoffs als Referenz. Die Schweißungen wurden in einer Umgebungsgasatmosphäre aus 80 % N₂ und 20 % O₂ (starke Porenbildung) sowie in Argon-Atmosphäre (keine Porenbildung) durchgeführt. Um den geringen Stickstoff- und Sauerstoffgehalt der geschweißten Proben verlässlich bestimmen zu können wurden die geschweißten Proben mit einem möglichst großen aufgeschmolzenen Volumen versehen. Abbildung 5-26 zeigt eine solche Probe.

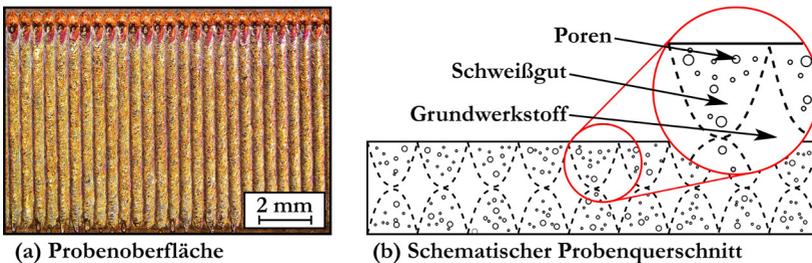


Abbildung 5-26: Oberfläche (a) und schematischer Querschnitt (b) einer laserstrahlgeschweißten Cu-Probefuge zur Bestimmung der im aufgeschmolzenen Volumen enthaltenen Gase mittels Trägergasheißextraktion.

Durch Einhaltung langer Abkühlzeiten (> 60 s) zwischen den in Abbildung 5-26-(a) dargestellten Schweißungen wurde sichergestellt, dass keine unerwünschten Effekte wie beispielsweise die Akkumulation von Wärme auftraten. Abbildung 5-26-(b) zeigt schematisch den Querschnitt eines Cu-Blechs, das auf beiden Seiten geschweißt wurde, um einen möglichst hohen aufgeschmolzenen (und damit porösen) Werkstoffanteil zu generieren. Neben nach diesem Vorgehen in synthetischer Luft geschweißten Proben wurden zusätzlich Proben in Argon-Atmosphäre geschweißt. Die mittels Trägergasheißextraktion ermittelten Gaskonzentrationen der unterschiedlichen Proben sind mit exemplarischen Querschliffbildern der zugehörigen Schweißnähte in Abbildung 5-27 aufgeführt. Die Konzentrationen werden als Mittelwert aus $n = 3$ Proben angegeben. Die Messgenauigkeit bei der Bestimmung der Gaskonzentrationen der unterschiedlichen Proben lag bei 1 ppm.

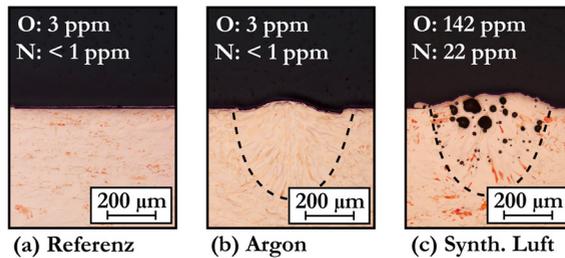


Abbildung 5-27: Mittels Trägergasheißextraktion ermittelte Stickstoff- und Sauerstoffkonzentrationen in laserstrahlgeschweißten Proben aus Cu-OFE. Darstellung mit exemplarischen Querschliffbildern der ungeschweißten Referenzprobe (a), einer in Argon-Atmosphäre geschweißten Probe (b) und einer in einer Atmosphäre aus synthetischer Luft geschweißten Probe (c).

Die Analyse der ungeschweißten Referenzprobe (a) und der in Argon-Atmosphäre geschweißten Probe (b) ergab keine messbare Stickstoffkonzentration. Die Sauerstoffkonzentration dieser Proben ist mit 3 ppm sehr gering und typisch für einen hochreinen Kupferwerkstoff ($\text{Cu} > 99,99\%$). Hingegen weisen die unter synthetischer Luft geschweißten Proben aus Cu-OFE deutlich höhere Stickstoff- und Sauerstoffkonzentrationen auf. Da Stickstoff in festem Kupfer vollkommen unlöslich ist [104] beweist die

gemessene N-Konzentration von 22 ppm unmittelbar, dass dieses Element während des Schweißens im Schmelzbad aufgenommen wurde. Da dies ausschließlich nur dann geschehen kann, wenn dieser in atomarer Form vorliegt (siehe auch Abschnitt 2.2.3) ist davon auszugehen, dass Stickstoff beim Laserstrahlschweißen von Kupfer unter Verwendung von Laserstrahlung mit 515 nm Wellenlänge kein inertes Verhalten zeigt. Ferner ist auch die Sauerstoffkonzentration der unter synthetischer Luft geschweißten Proben gegenüber der ungeschweißten Referenzprobe signifikant erhöht (Abbildung 5-27-(c)). Dies bestätigt die in Abschnitt 5.2.2.3 diskutierten Ergebnisse zur Aufnahme von Sauerstoff während des Schweißprozesses. An dieser Stelle sei angemerkt, dass die vergleichsweise hohe, gemessene Sauerstoffkonzentration nicht ausschließlich auf gasgefüllte Poren zurückzuführen ist. Insbesondere die Oxidation von Kupfer an der Schmelzbadoberfläche während des Schweißens führt dazu, dass beträchtliche Mengen an Cu_2O gebildet werden, die bei der Messung mittels Trägergasheißextraktion zur Detektion erhöhter Sauerstoffkonzentrationen führen.

Diese Ergebnisse der in diesem Abschnitt diskutierten Untersuchungen zeigen, dass neben Sauerstoff auch Stickstoff während des Schweißens im flüssigen Kupfer aufgenommen wird. Hinsichtlich der Gasporenbildung lässt sich daraus schlussfolgern, dass die Dissoziation des Stickstoffmoleküls während des Schweißens die grundlegende Ursache beim Schweißen von Kupfer unter Verwendung von Laserstrahlung mit 515 nm Wellenlänge darstellt.

5.2.4 Werkstoffseitige Einflussgrößen

In den Abschnitten 5.2.2.1 – 5.2.2.5 wurde bereits gezeigt, dass beim Laserstrahlschweißen von sauerstoffhaltigem Cu-ETP ein weiterer, werkstoffspezifischer Porenentstehungsmechanismus auftritt. Dieser tritt unabhängig von der Art der applizierten Umgebungsgasatmosphäre, insbesondere auch bei Schweißen in inerter Atmosphäre, bei allen untersuchten Schweißnähten in Cu-ETP auf. Daraus wird die Hypothese abgeleitet, dass der in Cu-ETP gebundene Sauerstoff mit dieser Art der Porenbildung in Verbindung steht. Im Folgenden werden tiefere Untersuchungen zu dieser Art der Porenbildung diskutiert.

Obwohl die Löslichkeit von Sauerstoff in Kupfer verhältnismäßig gering ist, können trotzdem beträchtliche Mengen Sauerstoff in Form von Kupferoxid aufgenommen werden. Dieser Effekt wurde bereits in Abschnitt 2.2.3 ausführlich beschrieben. Bei der Herstellung von Kupferhalbzeugen, beispielsweise von Kupferblechen, werden bei den Formgebungsprozessen verschiedene Wärmebehandlungsschritte und Verformungsschritte durchlaufen. In der Regel sind dies: kontinuierliches Stranggießen, Warmwalzen und Kaltwalzen [127]. Bedingt durch die Wärmebehandlung wird bei sauerstoffhaltigem Kupfer das eingelagerte Cu_2O an den Korngrenzen des α -Mischkristalls ausgeschieden. Durch die mechanische Verformung beim Walzen werden die so aufgebauten Cu_2O -Netzwerke um den α -Mischkristall zerstört und in Verformungsrichtung gestreckt [101]. Es resultieren punkt- und linienförmige Zonen im Werkstoff, die mittels Lichtmikroskopie in einem Schliffbild erkannt werden können und die vollständig aus Cu_2O bestehen. Dieser Sachverhalt wurde für den in dieser Arbeit verwendeten Probenwerkstoff Cu-ETP anhand von EDX-Messungen verifiziert. Die Messung an den in Abbildung 5-28 dargestellten Gefügebestandteilen ergab für den α -Mischkristall eine Zusammensetzung von 100 At.-% Cu. Der Sauerstoffgehalt dieser Phase ist zu gering für eine verlässliche Detektion mittels der durchgeführten EDX-Messungen. Für die gestreckten Cu_2O -Ausscheidungen hingegen wurde die Zusammensetzung von 66,8 At.-% Cu und 33,2 At.-% O ermittelt.

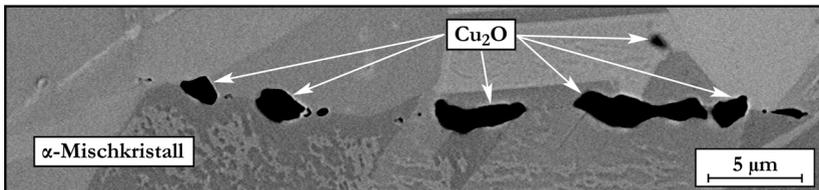
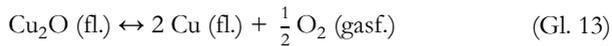


Abbildung 5-28: REM-Aufnahme (Rasterelektronenaufnahme) eines sauerstoffhaltigen, kaltverformten Kupfergefüges (Cu-ETP).

Anhand dieser Quantifizierung können die im Gefüge des Probenwerkstoff Cu-ETP sichtbaren Ausscheidungen eindeutig der Cu_2O -Phase zugeordnet werden. Die Ergebnisse dieser EDX-Messungen stimmen gut mit analog durchgeführten Messungen überein, die in der Literatur beschrieben sind [128].

Da der α -Mischkristall nur sehr geringe Mengen Sauerstoff lösen kann ($O < 0,002$ Gew.-% bei Raumtemperatur), konzentriert sich in den oxidreichen Ausscheidungs-zonen des Cu_2O der überwiegende Sauerstoffanteil des Cu-ETP, der bis zu 0,04 Gew.-% betragen kann.

Die Schmelztemperatur von Cu_2O ist bei Normdruck mit $1235\text{ }^\circ\text{C}$ nur geringfügig höher ist als die Schmelztemperatur von reinem Kupfer ($1083\text{ }^\circ\text{C}$). Da davon auszugehen ist, dass die Kupferschmelze (zumindest beim Tiefschweißen) im Mittel eine höhere Temperatur als $1235\text{ }^\circ\text{C}$ aufweist sind während des Schweißvorgangs im Schmelzbad vermutlich beide Phasen in flüssiger Form anzutreffen [129]. Bereits weit vor dem Erreichen der Verdampfungstemperatur reinen Kupfers, bei ca. $1340\text{ }^\circ\text{C}$, tritt bei Cu_2O thermische Zersetzung auf [122]. Die Dissoziation der Cu_2O -Moleküle erfolgt gemäß



und ist mit einer starken Volumenzunahme durch den freigesetzten Sauerstoff verbunden, da dieser bei derart hohen Temperaturen gasförmig vorliegt.

Es wird vermutet, dass dieser Vorgang die eingangs beschriebene Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Cu-ETP verursacht. Da die in (Gl. 13) beschriebene Reaktion reversibel verläuft reagiert der freigesetzte, gasförmige Sauerstoff mit dem umliegenden Kupfer (sofern dessen Temperatur $< 1340\text{ }^\circ\text{C}$ beträgt). Diese Re-Oxidation führt in der entwickelten Modellvorstellung dazu, dass der Partialdruck des Sauerstoffs in den Poren verringert wird, was zur Verkleinerung der Poren führt. Ist die Erstarrungszeit des flüssigen Kupfers kürzer als die Zeit, die zur vollständigen Re-Oxidation des Sauerstoffs in der Pore benötigt wird, verbleibt diese nach der Erstarrung im Schweißgut.

Um diese Annahmen zu überprüfen, wurden erneut Schweißversuche mit Cu-ETP durchgeführt. Dabei wurden neben Schweißungen im Tiefschweißregime auch Schweißungen im Wärmeleitungsschweißregime untersucht. Gemäß der entwickelten Modellvorstellung sollte auch beim Wärmeleitungsschweißen von Cu-ETP Porenbildung zu beobachten sein, sofern die Temperatur der Kupferschmelze eine Temperatur von $> 1340\text{ }^\circ\text{C}$ aufweist. Um mögliche Einflüsse einer Gasaufnahme aus der Umgebung ausschließen zu können, wurden alle Schweißungen in inerte Argon-Atmosphäre durchgeführt. Zu Vergleichszwecken wurden zusätzlich

Schweißungen in Cu-OFE, CuFe2P und CuSn6 bei sonst gleichen Randbedingungen durchgeführt. Diese Werkstoffe weisen einen Sauerstoffgehalt $\leq 0,001$ Gew.-% auf, der damit um ca. Faktor 20 geringer ist als beim verwendeten Cu-ETP (vgl. Tabelle 3). Abbildung 5-29 zeigt repräsentative Querschliffbilder der im Wärmeleitungsschweißregime und im Tiefschweißregime geschweißten Cu-Proben.

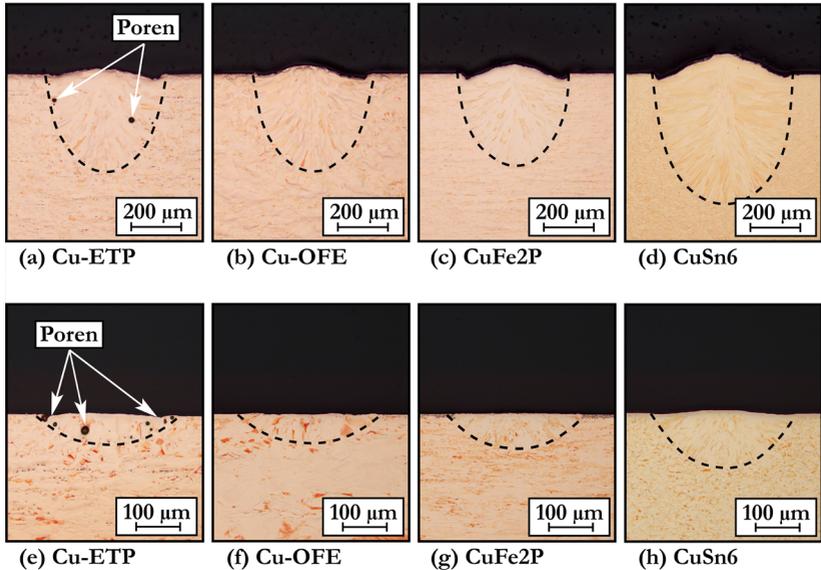


Abbildung 5-29: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Proben aus Cu-ETP (a,e), Cu-OFE (b,f), CuFe2P (c,g) und CuSn6 (d,h). Prozessparameter: $\lambda = 515$ nm; $d_f = 300$ μm ; $v = 0,5$ m/s; $P = 2500$ W (a-d) bzw. $P = 1000$ W (e-f). Umgebungsgas: Argon.

Hinsichtlich auftretender Porenbildung weisen die im Tiefschweißen erzeugten Schweißnähte (a-d) ein vergleichbares Verhalten auf wie die im Wärmeleitungsschweißen erzeugten Schweißnähte (e-h). Unter allen in Argon-Atmosphäre geschweißten Kupferwerkstoffen ist ausschließlich bei den Schweißungen in Cu-ETP (Abbildung 5-29-(a,e)) Porenbildung zu beobachten. Da werkstoffseitig, wie auch seitens der Umgebungsgasatmosphäre keine Elemente zur Verfügung standen, die metallurgische Porenbildung oder die

Bildung von Reaktionsporen (vgl. Abschnitt 2.2.1) verursachen können, stützt dieses Resultat die zuvor entwickelte Modellvorstellung, dass der im Grundwerkstoff eingelagerte Sauerstoff (Cu_2O) zur Porenbildung beim Schweißen führt.

So kann zusammenfassend festgehalten werden, dass die in diesem Abschnitt diskutierte Porenbildung unabhängig des realisierten Schweißregimes ausschließlich beim Schweißen von sauerstoffhaltigem Cu-ETP beobachtet wird. Ferner konnte gezeigt werden, dass diese Porenbildung nicht durch Wechselwirkung mit der Umgebungsgasatmosphäre zurückzuführen ist, sondern allein durch die im Werkstoff enthaltenen Verunreinigungen hervorgerufen wird. Die dazu entwickelte Modellvorstellung, wonach die Dissoziation von Cu_2O und die damit verbundene Freisetzung gasförmigen Sauerstoffs der Grund dafür sein könnte, erscheint daher naheliegend. Die Bildung von Poren aufgrund eines erhöhten Restsauerstoffgehaltes im Grundwerkstoff müsste folglich unabhängig der verwendeten Laserwellenlänge und unabhängig von der Höhe des Aspektverhältnisses der Dampfkapillare zu beobachten sein.

5.3 Ergebnistransfer und Ableitung von Optimierungsansätzen

In den vorangegangenen Abschnitten wurden die Entstehungsmechanismen der Gasporenbildung beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen mit geringem Aspektverhältnis detailliert beschrieben. Dabei wurden prozessseitige und werkstoffseitige Einflussgrößen, sowie der Einfluss der Umgebungsgas-Atmosphäre tiefgehend untersucht. Aus diesen grundlegenden Erkenntnissen lassen sich Ansätze zur Reduzierung oder Vermeidung von Gasporen ableiten, die für den industriellen Einsatz dieser Technologie von großer Bedeutung sind. Diese Ansätze werden im Folgenden vorgestellt und diskutiert.

Porenreduzierung durch Einsatz geeigneter Prozessgase

Es konnte gezeigt werden, dass der dominante Entstehungsmechanismus der Gasporenbildung auf die zeitgleiche Aufnahme von Stickstoff und Sauerstoff im Schmelzbad zurückzuführen ist. Folglich ist der Einsatz von Prozessgasen, die diese beiden Elemente enthalten möglichst zu vermeiden. Da auch atmosphärische Luft ein solches Gasgemisch darstellt, ist für das Schweißen von Kupfer unter Verwendung grüner Laserstrahlung (bzw. mit einem geringen Aspektverhältnis der Dampfkapillare) stets die Möglichkeit zur Applizierung von Prozessgasen empfehlenswert. Die Erkenntnis, dass Stickstoff beim Laserstrahlschweißen von Kupfer im schmelzflüssigen Material gelöst werden kann, ist eines der Kernergebnisse dieser Arbeit. Dennoch lässt sich durch die Verwendung von Stickstoff als Prozessgas die Porosität gegenüber vergleichbaren Schweißungen in atmosphärischer Luft stark reduzieren. Hinsichtlich einer möglichen Schwächung der Schweißnaht sind die zahlreichen kleinen Poren, die beim Schweißen in Stickstoff-Atmosphäre in der Schweißnaht zurückbleiben gegenüber den großen Poren, die beim Schweißen in atmosphärischer Luft resultieren, als weniger kritisch zu bewerten. Die stärkste Verringerung der Gasporenbildung, bis hin zur kompletten Vermeidung, wird durch den Einsatz einatomiger Inertgase (Edelgase) als Prozessgase beim Schweißen beobachtet. Der hohen Effektivität dieser Maßnahme hinsichtlich der Vermeidung von Gasporenbildung steht jedoch der erhebliche Mehrkostenaufwand durch den vergleichsweise hohen Preis dieser Gase, und somit die Wirtschaftlichkeit dieser Maßnahme, gegenüber.

Porenreduzierung durch Verwendung sauerstofffreier Kupferlegierungen

Beim Schweißen des sauerstoffhaltigen Cu-ETP wird stets Porenbildung beobachtet. Diese Art der Porenbildung ist unmittelbar auf den im Werkstoff enthaltenen Sauerstoff zurückzuführen und tritt unabhängig von der applizierten Umgebungsgasatmosphäre und des verwendeten Schweißregimes auf. Folglich kann beim Laserstrahlschweißen von Cu-ETP die Porenbildung stets nur auf ein Minimum reduziert, jedoch nicht gänzlich verhindert werden. Die sauerstoffinduzierte Porenbildung lässt sich nur dann vermeiden, wenn die geschweißte Kupferlegierung keinen erhöhten Restsauerstoffgehalt aufweist. Anstelle des hochleitfähigen, sauerstoffhaltigen Cu-ETP können folglich hochreine Kupferwerkstoffe wie Cu-OF oder Cu-OFE eingesetzt werden. Auch das desoxidierte, hochleitfähige Cu-PHC (mit einem Restphosphorgehalt von bis zu 0,003 Gew.-%) stellt eine sinnvolle Alternative zu Cu-ETP dar.

Porenreduzierung durch optimierte prozesseitige Einflüsse

Durch gezielte Einstellung der Prozessparameter (d_f , v , P) kann der Energieeintrag ins Werkstück, und damit die Einschweißtiefe, Nahtquerschnittsfläche sowie das Aspektverhältnis der Dampfkapillare und das entstehende Schweißregime beeinflusst werden. Es konnte gezeigt werden, dass die Bildung von Gasporen ausschließlich während des Tiefschweißens auftritt und beim Wärmeleitungsschweißen gänzlich vermieden wird. Da das Wärmeleitungsschweißen von Kupferwerkstoffen jedoch in der Regel mit vergleichsweise geringen Schweißnahttiefen verbunden ist ($< 100 \mu\text{m}$), müssen auch für das Schweißen im Tiefschweißregime Optimierungsmaßnahmen hinsichtlich der Bildung von Gasporen abgeleitet werden.

In diesem Kontext wurde gezeigt, dass die maximal resultierende Gasporosität in einer Schweißnaht durch das nominelle Aspektverhältnis s/d_f und damit von der (nominellen) Kapillargeometrie bestimmt wird. Je größer dabei s/d_f , desto geringer ist die maximal auftretende Porosität. Hinsichtlich der prozesseitigen Reduzierung der Gasporenbildung ist demnach für das Erreichen einer Zieleinschweißtiefe stets das größtmögliche Aspektverhältnis, und damit der kleinstmögliche Fokusschmelzstrahldurchmesser zu wählen.

Porenreduzierung durch Einsatz geeigneter Zusatzwerkstoffe

Wie in Abschnitt 5.2.3 beschrieben ist die Aufnahme von Stickstoff und Sauerstoff während des Schweißens der dominante Effekt, welche die Grundlage für die Bildung von Gasporen darstellt. Anhand der gewonnenen Erkenntnisse dieser Arbeit kann vermutet werden, dass diese Elemente im Schmelzbad zu einer in Kupfer unlöslichen Gasphase reagieren. Folglich liegt es nahe, für eine Minimierung oder Vermeidung der Gasporenbildung die chemische Reaktion von Sauerstoff und Stickstoff zu unterbinden. Dies kann beispielsweise durch das Einbringen eines geeigneten Zusatzwerkstoffs ins Schweißgut geschehen. Geeignete Schweißzusatzwerkstoffe weisen dabei eine gute metallurgische Verträglichkeit zu Kupfer auf und bilden im Zweistoffsystem möglichst wenige intermetallische Phasen. Ferner sollten derartige Zusatzwerkstoffe eine hohe Affinität zu Stickstoff oder Sauerstoff aufweisen, um diese Elemente möglichst umfänglich als Nitride oder Oxide im Schmelzbad zu binden.

Um diese theoretischen Überlegungen zu verifizieren, wurden Schweißversuche mit unterschiedlichen Zusatzwerkstoffen durchgeführt und hinsichtlich der resultierenden Porenbildung im Schweißgut untersucht. Dabei wurden die Zusatzwerkstoffe als Folien im Fugespalt einer Überlappschweißverbindung zweier Cu-Bleche angeordnet, und beim Überschweißen dieser Anordnung ins Schweißgut eingebracht. Als Spannvorrichtung für das Schweißen in Überlappkonfiguration wurde eine einfache Vorrichtung verwendet, wie sie in Abbildung 5-30 abgebildet ist.

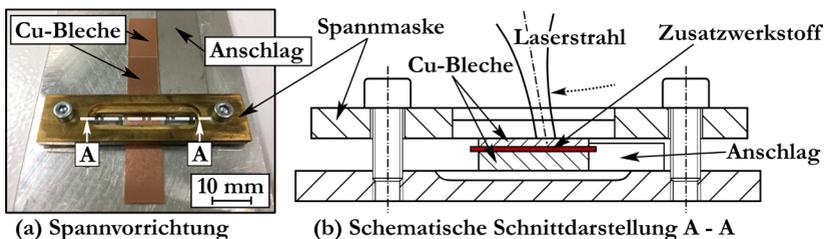


Abbildung 5-30: Spannvorrichtung für das Schweißen von Blechen in Überlappkonfiguration (a) mit schematischer Schnittdarstellung A – A (b).

Als Zusatzwerkstoffe kamen Aluminium (Al), Titan (Ti) und Molybdän (Mo), Nickel (Ni) und Silber (Ag) zum Einsatz. Al, Ti und Mo bilden stabile Nitride,

was potenziell zu einer Einschränkung der vermuteten Stickstoff-Sauerstoff-Reaktion im Schmelzbad führen müsste. Gleichzeitig besitzen Al und Ti eine hohe Affinität zu Sauerstoff, was ebenfalls zur Unterdrückung dieser Reaktion beitragen sollte. Nickel erhöht die Löslichkeit von Stickstoff und Sauerstoff in der entstehenden Cu-Ni-Legierung erheblich [74], [101], was in theoretischer Annahme zu einer erhöhten Aufnahme dieser Gase im Schmelzbad, und damit zu einer stärkeren Porenbildung resultieren sollte. Da das Edelmetall Silber ein noch höheres elektrochemisches Potential als Kupfer aufweist, ist bei der Verwendung dieses Zusatzwerkstoffes mit keiner Bindung von im Schmelzbad befindlichen Stickstoff oder Sauerstoff zu rechnen.

Es wurden ausschließlich Zusatzwerkstoffe der Firma GOODFELLOW mit einer Reinheit $> 99,99\%$ verwendet. Die Dicke der Al-Folie betrug $50\ \mu\text{m}$, alle anderen Folien wiesen eine Dicke von $25\ \mu\text{m}$ auf. Um eine möglichst homogene Durchmischung aller Komponenten im Schmelzbad zu erreichen, wurde die Dicke des oberen Cu-Blechs so gewählt, dass sich der Zusatzwerkstoff in etwa auf Höhe der halben Einschweißtiefe befindet (Dicke oberes Cu-Blech: $0,2\ \text{mm}$). Das Grundmaterial für alle Schweißungen war Cu-ETP. Für jeden Zusatzwerkstoff wurden $n \geq 6$ Schweißungen durchgeführt. Als Referenz dient eine Cu-Cu-Schweißung in Überlappkonfiguration, ohne Zusatzwerkstoff im Fügspalt.

In Abbildung 5-31 sind Querschliffbilder der für diese Untersuchung durchgeführten Schweißnähte dargestellt. Die zugehörigen Schweißungen wurden unter synthetischer Luftatmosphäre erzeugt. Ausgehend von der Cu-Cu-Referenzschweißung (a) wird ein starker Einfluss der gewählten Zusatzwerkstoffe auf die entstehende Porosität beobachtet. Wie im Vorfeld der Untersuchung vermutet, erhöht sich die Porenbildung bei der Verwendung von Ni und Ag (b-c). Im Gegenzug wird eine deutliche Reduzierung der Porenbildung bei der Verwendung von Al, Ti und Mo beobachtet (d-f). Diese Ergebnisse zeigen, dass die Bildung von Gasporen durch Einbringung geeigneter Zusatzwerkstoffe beeinflusst werden kann. Es wird vermutet, dass die im Schmelzbad gelösten Zusatzwerkstoffe mit dem dort gelösten Stickstoff und Sauerstoff reagieren und thermodynamisch sehr stabile Nitride bzw. Oxide bilden. Dies würde die Bildung von Stickstoffoxiden effektiv unterdrücken und einen validen Ansatz zur Erklärung der in Abbildung 5-31 dargestellten, unterschiedlichen Gasporenbildung bieten.

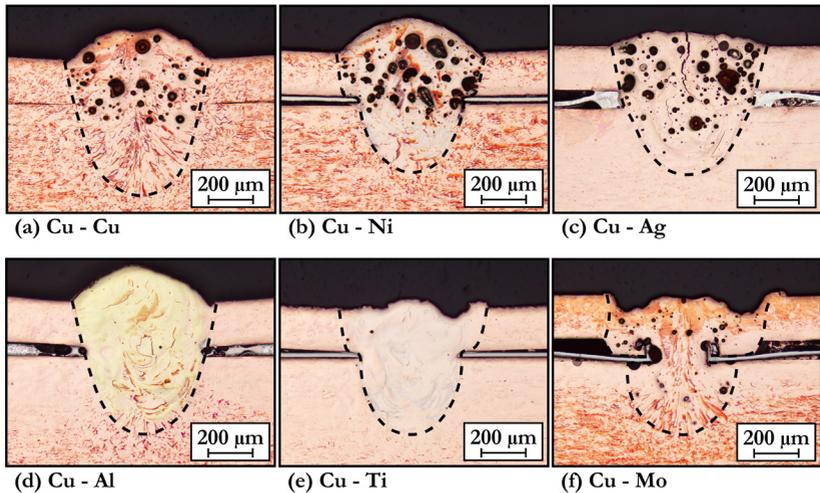


Abbildung 5-31: Querschliffbilder von im Überlappstoß gefügten Cu – Blechen mit Zusatzmaterial im Fügeseit. Cu – Cu – Referenzschweißung (a). 25 µm Nickelfolie (b). 25 µm Silberfolie (c). 50 µm Aluminiumfolie (d). 25 µm Titanfolie (e). 25 µm Molybdänfolie (f). Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 3250 \text{ W}$. Umgebungsgas: synth. Luft.

Bedingt durch die unterschiedlichen thermophysikalischen und chemischen Stoffeigenschaften der Zusatzwerkstoffe werden beim Schweißen unterschiedliche Ergebnisse hinsichtlich des Aufschmelzens der Bleche beobachtet. So führt die hohe Schmelztemperatur von Mo (ca. 2620 °C) dazu, dass die Mo-Folie nur in der Mitte der Schweißnaht aufgeschmolzen wird und sich dadurch der Anbindungsquerschnitt signifikant verringert (Abbildung 5-31-(f)). Ferner ist die Verwendung von Ag mit einer ausgeprägten Heißrissbildung in der Schweißnaht verbunden. Der in Abbildung 5-31-(c) sichtbare Riss in der Nahtmitte trat bei allen Cu-Ag-Schweißungen auf und erstreckt sich jeweils über die gesamte Nahtlänge. Unter Verwendung von Aluminium und Titan als Zusatzwerkstoff hingegen lassen sich keine festigkeitsmindernden Merkmale anhand der gezeigten Querschliffbilder feststellen. Wird der Anteil dieser Legierungselemente auf wenige Prozent beschränkt kommt es jeweils zur Mischkristallbildung [130]–[132], was die

mechanischen Eigenschaften sowie die thermischen und elektrischen Widerstände der Fügeverbindung nur in geringem Maße verschlechtert.

Es muss jedoch in jedem spezifischen Anwendungsfall einzeln geprüft werden, ob der Einsatz von Zusatzwerkstoff den zuvor genannten Maßnahmen zur Minimierung der Porenentstehung vorzuziehen ist.

Durch Auswertung mehrerer Schliffbilder wurde die Porosität von Schweißnähten in Kupfer in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes quantifiziert (Abbildung 5-32). Diese Darstellung verdeutlicht den zuvor beschriebenen Sachverhalt der Zunahme oder Reduzierung von Porosität unter Verwendung unterschiedlicher Zusatzwerkstoffe.

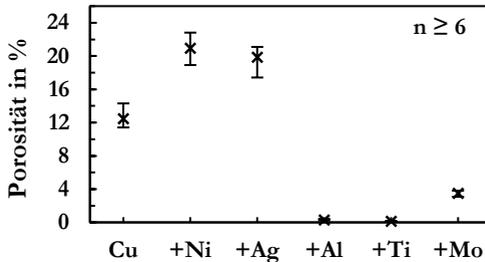


Abbildung 5-32: Porosität in Schweißnähten (ermittelt aus $n \geq 6$ Querschliffbildern) für verschiedene, ins Schweißgut eingebrachte Zusatzwerkstoffe. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 3250 \text{ W}$. Umgebungsgas: synthetische Luft.

Während die Cu-Cu-Referenzschweißung eine Porosität von ca. 12,5 % aufweist, werden mit Verwendung von Nickel und Silber deutlich höhere Porositäten beobachtet, die im Bereich von ca. 20 – 21 % liegen. Der Einsatz von Aluminium oder Titan als Zusatzwerkstoff reduzieren die Gasporosität auf $< 0,3 \%$ und mittels Verwendung von Molybdän wurden Porositäten im Bereich von ca. 3,5 % ermittelt.

Zusammenfassend zeigen die Ergebnisse der in diesem Abschnitt diskutierten Untersuchung, dass durch die Verwendung von Zusatzwerkstoffen die Bildung von Gasporen beeinflusst werden kann. Weiterhin konnten die in Abschnitt 5.2.3 entwickelten Modellvorstellungen für die Entstehung der Poren durch diese Ergebnisse weiter bekräftigt werden.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Porenbildung beim Schweißen von Kupferwerkstoffen unter Verwendung von Laserstrahlung im grünen Wellenlängenbereich untersucht. Dabei konnte gezeigt werden, dass neben der Bildung von Prozessporen auch ein weiterer Porenentstehungsmechanismus existiert, der in Verbindung mit geringen Aspektverhältnissen der Dampfkapillare beim Schweißen ($s/d_f < 5$) auftritt. Die im Rahmen dieser Arbeit diskutierten Ergebnisse zeigen, dass vordergründlich die Mechanismen der metallurgischen Porenbildung und der Reaktionsporenbildung zur Entstehung dieser Poren führen. Diese Erkenntnisse bestätigen die Arbeitshypothese der vorliegenden Arbeit: Bei der Verwendung eines geringen Aspektverhältnisses der Dampfkapillare während des Laserstrahlschweißens von Kupferwerkstoffen werden gasförmige Elemente aus der Umgebungsatmosphäre im Schmelzbad aufgenommen, was die Grundlage hinsichtlich der Bildung von metallurgischen Poren und Reaktionsporen darstellt. Aus diesen Erkenntnissen konnten zahlreiche Optimierungsansätze zur Reduzierung bzw. zur vollständigen Vermeidung der Gasporenbildung abgeleitet werden.

Durch die Verwendung einer gepulsten Strahlquelle in Verbindung mit der Anwendung des SHADOW®-Verfahrens konnten nominelle Dampfkapillaren mit Aspektverhältnissen im Bereich von 0,1 – 13,3 für das kontinuierliche Nahtschweißen erzeugt werden. Bei diesen Schweißungen wurde die Bildung von Prozessporen (Ursache: Kapillarin stabilität) ausschließlich unter Verwendung des kleinsten Fokussdurchmessers ($d_f = 150 \mu\text{m}$) in Verbindung mit der Applizierung einer geringen Schweißgeschwindigkeit ($v = 0,25 \text{ m/s}$) festgestellt. Diese traten in diesem Fall unter Realisierung von Dampfkapillaren mit einem nominellen Aspektverhältnis von $s/d_f > 5,8$ auf. Jedoch wurde auch bei der Realisierung von Dampfkapillaren mit $s/d_f < 5$ eine teilweise sehr stark ausgeprägte Porenbildung beobachtet. Form, Größe, Lage und Anzahl dieser Poren unterscheiden sich grundlegend von den Prozessporen, weshalb von einem weiteren Porenentstehungsmechanismus ausgegangen werden muss: der Bildung von Gasporen (Ursache: Aufnahme gasförmiger Elemente aus der Umgebung während des Schweißens). Die Identifizierung und tiefgehende

Untersuchung der zugrunde liegenden Wirkzusammenhänge dieser Porenbildung wurden anschließend anhand weiterer experimenteller Ergebnisse diskutiert.

Die Gasporenbildung tritt ausschließlich dann auf, wenn die Bedingungen für das Erreichen des Tiefschweißregimes erfüllt sind, und steht folglich in Verbindung mit der Ausbildung einer Dampfkapillare. Dementsprechend kann beim Wärmeleitungsschweißen die Bildung von Gasporen gänzlich vermieden werden. Jedoch werden dabei mit der hier verwendeten Schweißkonfiguration nur sehr geringe Schweißnahtiefen erreicht ($s < 100 \mu\text{m}$).

Es konnte gezeigt werden, dass die Gasporenbildung durch Veränderung der prozessseitigen Einflussgrößen (P , v , d_f) beeinflusst werden kann. Durch Änderung dieser Größen wird im Wesentlichen der Energieeintrag beim Schweißen, und damit das aufgeschmolzene Werkstoffvolumen sowie das entstehende (nominelle) Aspektverhältnis der Dampfkapillare beeinflusst. Da eine Korrelation zwischen aufgeschmolzenem Werkstoffvolumen und dem entstehenden, absoluten Porenvolumen in einer Schweißnaht besteht, hat es sich als elementar wichtig erwiesen, das poröse Volumen auf das aufgeschmolzene Werkstoffvolumen zu normieren (relative Porosität, im Rahmen dieser Arbeit als Porosität bezeichnet). Je größer das Aspektverhältnis der Dampfkapillare beim Schweißen ist, desto geringer fällt die resultierende, maximale Gasporosität in einer Schweißnaht aus.

Im Gegensatz zur Prozessporenbildung, bei der sich einzelne Poren in einem Schliffbild identifizieren lassen, wurden im Rahmen dieser Arbeit beim Schweißen mit geringem s/d_f im Mittel ca. 180 Gasporen pro ausgewertetem Querschliffbild einer Schweißnaht detektiert. Dabei weisen ca. 90 % dieser Poren einen Radius $< 5 \mu\text{m}$ auf, diese besitzen jedoch nur einen Anteil von ca. 11 % an der gesamten Gasporosität in einer Schweißnaht. Die meisten Gasporen (ca. 42 %) weisen einen Radius von 10 – 25 μm auf.

Die zentrale Erkenntnis aus den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen ist, dass die Gasporenbildung auf die Aufnahme von Gasen im schmelzflüssigen Kupfer während des Schweißens zurückzuführen ist. Dies zeigt der Vergleich zwischen Proben, die unter inerter Atmosphäre und unter Luft-Atmosphäre geschweißt wurden. Während der Einsatz einatomiger Edelgase beim Schweißen von hochreinem Kupfer (Cu-OFE) zu porenfreien

Nähten führt, weisen in Luft-Atmosphäre geschweißte Proben eine hohe Porosität auf.

Aufbauend auf dieser Erkenntnis wurden die in flüssigem Kupfer löslichen Bestandteile atmosphärischer Luft (H_2 , O_2 und N_2) separat hinsichtlich ihres Einflusses auf die Gasporenbildung untersucht. Die dazu in einer Schweißkammer durchgeführten Experimente lassen vermuten, dass Wasserstoff zwar während des Schweißens im Schmelzbad in Lösung geht, jedoch nicht zur metallurgischen Porenbildung führt (Porenbildung aufgrund unterschiedlicher Löslichkeit von Gasen im flüssigen bzw. festen Metall). Ferner wurde festgestellt, dass im Umgebungsgas vorkommender Sauerstoff während des Schweißens in großem Umfang im Schmelzbad aufgenommen wird. Durch die gute metallurgische Verträglichkeit von Kupferoxid und Kupfer wird der Sauerstoff chemisch gebunden und in Form von Cu_2O ins Werkstoffgefüge eingelagert. Dies macht eine durch Sauerstoff induzierte, metallurgische Porenbildung unmöglich. Eine Untersuchung des Einflusses der Feuchtigkeitskonzentration im Umgebungsgas ergab, dass das H_2O -Molekül ebenfalls nicht zur Gasporenbildung beiträgt. Im Gegensatz dazu wurden bei unter reiner Stickstoff-Atmosphäre geschweißten Proben zahlreiche, sehr kleine Poren beobachtet (Porenradius $< 5 \mu m$). Damit konnte der Stickstoff im Kontext dieser Arbeit als einziges Element atmosphärischer Luft identifiziert werden, welches zur metallurgischen Porenbildung führt. Daraus hat sich die wichtige Erkenntnis abgeleitet, dass Stickstoff beim Schweißen von Kupfer unter Verwendung eines geringen Aspektverhältnisses der Dampfkapillare in atomarer (dissoziierter) Form vorliegt, und somit keine inerten Eigenschaften aufweist.

Darauf aufbauend wurde der dominante Porenentstehungsmechanismus, die Bildung von Reaktionsporen, identifiziert. Die gleichzeitige Aufnahme von Stickstoff und Sauerstoff im schmelzflüssigen Kupfer führt zur Bildung einer im Metall unlöslichen gasförmigen Phase, bei welcher es sich um Oxidformen des Stickstoffs handelt (sogenannte nitrose Gase). Es konnte nachgewiesen werden, dass die Ausbildung der Gasporen stark vom Konzentrationsverhältnis zwischen Stickstoff und Sauerstoff im Umgebungsgas abhängt. Aufbauend auf dieser Erkenntnis wurde ein Modell für die Gasporenbildung entwickelt, das sowohl die metallurgische Porenbildung als auch die Reaktionsporenbildung berücksichtigt. Mittels Trägergasheißextraktion konnte zudem nachgewiesen werden, dass die im Kontext dieser Arbeit untersuchten, porösen Schweißnähte

gegenüber dem Grundwerkstoff signifikant erhöhte Stickstoff- und Sauerstoffkonzentrationen aufwiesen.

Ferner wurde gezeigt, dass beim Schweißen von sauerstoffhaltigem Kupfer (Cu-ETP) ein weiterer Porenentstehungsmechanismus auftritt. Dieser ist, unabhängig von der Art der Umgebungsgasatmosphäre, auf den im Werkstoff gebundenen Sauerstoff zurückzuführen. Dabei wird vermutet, dass die im Grundwerkstoff lokal konzentrierten Oxid-Zonen durch die sehr schnelle Erhitzung während des Schweißens dissoziieren und gasförmigen Sauerstoff freisetzen, welcher wiederum zur Porenbildung im schmelzflüssigen Kupfer führen kann.

Anhand der gewonnenen Erkenntnisse konnten Strategien zur Minimierung der Gasporenbildung abgeleitet werden. Aus prozessseitiger Sicht konnte gezeigt werden, dass die maximal auftretende Porosität in einer Schweißnaht mit dem nominellen Aspektverhältnis der Dampfkapillare während des Schweißens korreliert. Folglich ist für das Erreichen einer Zieleinschweißtiefe stets der kleinstmögliche Fokusdurchmesser beim Schweißen zu verwenden, wenn die Bildung von Gasporen minimiert werden soll. Unter Verwendung einatomiger Edelgase können Schweißnähte mit sehr geringer Porenbildung (Cu-ETP) und auch porenfreie Schweißnähte (Cu-OFE) realisiert werden. Die Verwendung von Stickstoff reduziert die Porosität ebenfalls stark, es ist jedoch die gleichzeitige Anwesenheit von Sauerstoff im Umgebungsgas zu vermeiden. Ferner wurde gezeigt, dass durch den Einsatz geeigneter Zusatzwerkstoffe die Reaktion von Stickstoff und Sauerstoff im Schmelzbad effektiv unterdrückt werden kann. Diese Strategie ermöglicht auch bei Schweißungen unter atmosphärischer Luft porenarme bis porenfreie Nähte.

Aus den grundlegenden Untersuchungen dieser Arbeit ergeben sich Fragestellungen für weiterführende Untersuchungen. Diese beziehen sich vordergründlich auf die Erforschung möglicher Zusammenhänge zwischen der verwendeten Wellenlänge beim Laserstrahlschweißen von Kupfer und der Gasporenbildung. So ist die in dieser Arbeit diskutierte Art der Gasporenbildung beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen (insbesondere bei Verwendung von herkömmlicher infraroter Laserstrahlung) bisher nicht beobachtet worden. Ferner zeigen aktuelle Untersuchungen, dass grüne Laserstrahlung im Vergleich mit infraroter Laserstrahlung intensiver mit

entstehendem Metalldampf wechselwirkt (Absorption und/oder Streuung der Laserstrahlung) [133]. Daraus ergibt sich die Fragestellung, inwiefern auftretende Prozesstemperaturen (insbesondere die Temperaturen im Metalldampf) einen Einfluss auf die Dissoziation von Stickstoff und Sauerstoff haben, und ob diesbezüglich Unterschiede bei der Verwendung von Laserstrahlung mit unterschiedlicher Wellenlänge für das Schweißen von Kupfer zu erwarten sind.

Da die Dissoziation von Stickstoff in der Umgebung der Schweißzone die fundamentale Ursache der Gasporenbildung darzustellen scheint, liegt möglicherweise eine Korrelation zwischen der verwendeten Wellenlänge beim Schweißen und der Dissoziation von Stickstoff vor. Dies konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht umfassend untersucht werden, ist aber Gegenstand aktueller Forschung.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Dampfkapillargeometrien beobachtet, die ein sehr geringes Aspektverhältnis ($s/d_f < 1$) aufweisen. In diesem Zusammenhang könnten die Verdampfungsrate und Impulsrichtung des abströmenden Metalldampfs die Interaktion mit der Umgebungsgasatmosphäre, und die damit verbundene Aufnahme dort enthaltener Gase im Schmelzbad beeinflussen.

Darüber hinaus ist eine Untersuchung des Einflusses der Gasporosität auf die entstehende Schweißnahtfestigkeit von großem Interesse. Sollte sich keine signifikante Herabsetzung der Festigkeit durch in der Schweißverbindung enthaltene Gasporen nachweisen lassen, so könnte auf weitere (kostenintensive) Optimierungsstrategien, wie sie bereits in dieser grundlegenden Arbeit entwickelt wurden, gänzlich verzichtet werden.

Die im Rahmen dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse tragen erstmals zum Verständnis der Gasporenbildung im Kontext des Laserstrahlschweißens von Kupfer bei. Aufgrund des steigenden Bedarfs zuverlässiger Schweißprozesse, und der Entwicklung hin zur Verwendung geringer Aspektverhältnisse beim Laserstrahlschweißen dieses Werkstoffes, stellt diese Forschungsarbeit für den industriellen Einsatz dieser Schweißprozesse eine wertvolle Grundlage dar.

Literaturverzeichnis

- [1] Kampker, A.; Vallée, D.: Elektromobilität: Grundlagen einer Zukunftstechnologie, Vol. 2, Heidelberg: Springer Vieweg, 2018.
- [2] Blom, A.; Dunias, P.; van Engen, P.; Hoving, W.; de Kramer, J.: Process spread reduction of laser microspot welding of thin copper parts using real-time control, Proceedings of SPIE, Vol. 4977, S. 493–507, 2003.
- [3] Dold, E.-M.; Kaiser, E.; Klausmann, K.; Pricking, S.; Zaske, S.; Brockmann, R.: High-performance welding of copper with green multi-kW continuous wave disk lasers, Proceedings of SPIE, Vol. 10911, S. 179-184, 2019.
- [4] Dold, E.-M.; Kaiser, E.; Pricking, S.; Killi, A.; Kiefer, F.; Bisch, S.; Zaske, S.; Baumann, F.; Brockmann, R.: Copper welding applications with a 2 kW cw laser in the green wavelength regime, Proceedings of SPIE, Vol. 11273, S. 112730D-1, 2020.
- [5] Kaiser, E.; Dold, E.-M.; Killi, A.; Zaske, S.; Pricking, S.: Application benefits of welding copper with a 1 kW, 515 nm continuous wave laser, LANE, Fürth, 2018.
- [6] Hummel, M.; Häusler, A.; Olowinsky, A.; Gillner, A.; Poprawe, R.: Comparing 1070 nm and 515 nm Wavelength Laser Beam Sources in Terms of Efficiency for Laser Microwelding Copper, Lasers in Engineering, Vol. 46, S. 187-202, 2020.
- [7] Engler, S.: Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen mit brillanten Strahlquellen im infraroten und grünen Wellenlängenbereich, RWTH Aachen, Dissertation, 2015.
- [8] Alter, L.; Heider, A.; Bergmann, J. P.: Influence of hydrogen, oxygen, nitrogen, and water vapor on the formation of pores at welding of copper using laser light at 515 nm wavelength, Journal of Laser Applications, Vol. 32, Nr. 2, S. 022020, 2020.
- [9] Seibold, G.: Absorption technischer Oberflächen in der Lasermaterialbearbeitung. Herbert Utz Verlag, Universität Stuttgart, Dissertation, 2006.

-
- [10] Zou, J. 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*, Vol. 357, S. 1522–1527, 2015.
- [11] Hügel, H.; Graf, T.: *Laser in der Fertigung: Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren*, Vieweg + Teubner, Vol. 2, 2009.
- [12] Hagemann, H.-J.; Gudat, W.; Kunz, C.: Optical constants from the far infrared to the x-ray region: Mg, Al, Cu, Ag, Au, Bi, C, and Al_2O_3 , *Journal of the Optical Society of America*, Vol. 65, S. 742–744, 1975.
- [13] Krishnan, S.; Hansen, G. P.; Hauge, R. H.; Margrave, J. L.: Spectral emissivities and optical properties of electromagnetically levitated liquid metals as functions of temperature and wavelength, *High Temperature Science*, Vol. 29, Nr. 1, S. 17–52, 1990.
- [14] Cagran, C.: *Thermal Conductivity and Thermal Diffusivity of Liquid Copper*, Diplomarbeit, Graz, 2000.
- [15] Pottlacher, G.: Thermal conductivity of pulse-heated liquid metals at melting and in the liquid phase, *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 250–252, S. 177–181, 1999.
- [16] Engler, S.; Ramsayer, R.; Poprawe, R.: Process Studies on Laser Welding of Copper with Brilliant Green and Infrared Lasers, *Physics Procedia*, Vol. 12, S. 339–346, 2011.
- [17] Heider, A.; Stritt, P.; Hess, A.; Weber, R.; Graf, T.: Process Stabilization at welding Copper by Laser Power Modulation, *Physics Procedia*, Vol. 12, S. 81–87, 2011.
- [18] Hess, A.; Schuster, R.; Heider, A.; Weber, R.; Graf, T.: Continuous Wave Laser Welding of Copper with Combined Beams at Wavelengths of 1030nm and of 515nm, *Physics Procedia*, Vol. 12, S. 88–94, 2011.
- [19] Heider, A.; Sollinger, J.; Abt, F.; Boley, M.; Weber, R.; Graf, T.: High-Speed X-Ray Analysis of Spatter Formation in Laser Welding of Copper, *Physics Procedia*, Vol. 41, S. 112–118, 2013.
- [20] Heider, A.; Stritt, P.; Weber, R.; Graf, T.: High-power laser sources enable high-quality laser welding of copper, *ICALEO*, San Diego, USA, Paper Nr. 401, S. 343-348, 2014.

-
- [21] Liebl, S.; Wiedenmann, R.; Ganser, A.; Schmitz, P.; Zäh, M. F.: Laser Welding of Copper Using Multi Mode Fiber Lasers at Near Infrared Wavelength, *Physics Procedia*, Vol. 56, S. 591-600, 2014.
- [22] Lee, M.; Reinermann, N.; Grupp, M.: Welding of copper with brilliant fiber laser sources., *LANE*, Fürth, 2016.
- [23] Miyagi, M.; Kawahito, Y.; Kawakami, H.; Shoubu, T.: Dynamics of solid-liquid interface and porosity formation determined through x-ray phase-contrast in laser welding of pure Al, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 250, S. 9–15, 2017.
- [24] Reisgen, U.; Olschok, S.; Turner, C.: Welding of thick plate copper with laser beam welding under vacuum, *Journal of Laser Applications*, Vol. 29, Nr. 2, S. 022402, 2017.
- [25] Kaiser, E.; Dold, E.-M.; Killi, A.; Zaske, S.; Pricking, S.: Application benefits of welding copper with a 1 kW, 515 nm continuous wave laser, *LANE*, Fürth, 2018.
- [26] Kaplan, A.; Powell, J.: Spatter in laser welding, *Journal of laser Applications*, Vol. 23, Nr. 3, S. 032005, 2011.
- [27] Miyagi, M.; Zhang, X.: Investigation of laser welding phenomena of pure copper by x-ray observation system, *Journal of Laser Applications*, Vol. 27, Nr. 4, S. 042005, 2015.
- [28] Heider, A.: Erweitern der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer mit Einschweißiefen zwischen 1 mm und 10 mm, *Universität Stuttgart, Dissertation*, 2018.
- [29] Hohenberger, B.: Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppel-fokustechnik - Steigerung von Prozesssicherheit, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung, *Universität Stuttgart, Dissertation*, 2002.
- [30] Beck, M.: Modellierung des Lasertiefschweißens, *Teubner*, Stuttgart, 1996.
- [31] Mladenov, G.; Vutova, K.; Wojcicki, S.: Experimental investigation of the weld depth and thermal efficiency during electron beam welding, *Vacuum*, Vol. 51, Nr. 2, S. 231–233, 1998.

- [32] Le-Quang, T.; Shevchik, S. A.; Meylan, B.; Vakili-Farahani, F.; Olbinado, M. P.; Rack, A.; Wasmer, K.: Why is in situ quality control of laser keyhole welding a real challenge?, *Procedia CIRP*, Vol. 74, S. 649-653, 2018.
- [33] Haeusler, A.; Schürmann, A.; Schöler, C.; Olowinsky, A.; Gillner, A.; Poprawe, R.: Quality improvement of copper welds by laser microwelding with the usage of spatial power modulation, *Journal of Laser Applications*, Vol. 29, Nr. 2, S. 022422, 2017.
- [34] Kaiser, E.; Huber, R.; Stolzenburg, C.; Killi, A.: *Sputter-free and Uniform Laser Welding of Electric or Electronical Copper Contacts with a Green Laser*, LANE, Fürth, 2014.
- [35] Dold, E. M.; Kaiser, E.; Klausmann, K.; Pricking, S.; Zaske, S.; Brockmann, R.: High-performance welding of copper with green multi-kW continuous wave disk lasers, *Proceedings of SPIE*, Vol. 10911, S.179-184, 2019.
- [36] Zediker, M.: *Stable Keyhole Welding of 1 mm Thick Copper with a 600 Watts Blue Laser System*, ICALEO, Orlando, USA, 2018.
- [37] 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*, Vol. 5, S. 29–36, 2010.
- [38] Gapontsev, V.; Avdokhin, A.; Kadwani, P.; Samartsev, I.; Platonov, N.; Yagodkin, R.: SM green fiber laser operating in CW and QCW regimes and producing over 550W of average output power, *Proceedings of SPIE*, Vol. 8964, S. 36-44, 2014.
- [39] Finuf, M.; Ream, S.; Gray, B.; Pelaprat, J. M.; Zediker, M.; Fritz, R.: *Stable conduction and keyhole welding of copper with 275 watt blue laser*, LiM, München, 2017.
- [40] Britten, S.; Krause, V.: *Industrial Blue Diode Laser Breaks 1 kW Barrier: New cw high power blue diode laser allows controlled heat conduction welding of copper*, *PhotonicsViews*, Vol. 16, Nr. 2, S. 30–33, 2019.
- [41] Baumann, M.; et al.: 1000 W blue fiber-coupled diode-laser emitting at 450 nm, *Proceedings of SPIE*, Vol. 10900, S. 10-21, 2019.

-
- [42] Laserline GmbH, “<https://www.laserline.com/de-int/ldm-blue-blauer-diodenlaser>,” Mai 2020.
- [43] Alter, L.; Heider, A.; Bergmann, J. P.: Investigations on copper welding using a frequency-doubled disk laser and high welding speeds, *Procedia CIRP*, Vol. 74, S. 12–16, 2018.
- [44] Fève, J. P.; et al.: Scalable blue laser system architecture, *Proceedings of SPIE*, Vol. 11262, S. 112620P, 2020.
- [45] Beck, T.; Bantel, C.; Boley, M.; Bergmann, J. P.: OCT Capillary Depth Measurement in Copper Micro Welding Using Green Lasers, *Applied Sciences*, Vol. 11, Nr. 6, S. 2655, 2021.
- [46] Morimoto, K.; Tsukamoto, M.; Masuno, S.; Sato, Y.; Azumi, K.; Hayashi, Y.; Abe, N.: Copper plate welding with 100 W blue diode laser, *ICALEO*, Orlando, USA, 2018.
- [47] Haubold, M.; Ganser, A.; Eder, T.; Zäh, M. F.: Laser welding of copper using a high power disc laser at green wavelength, *Procedia CIRP*, Vol. 74, S. 446–449, 2018.
- [48] Rütering, M.; Britten, S.: Diodenlasertechnik zum Kupfer-schweißen weiterentwickelt, *Photonik*, Vol. 6, S. 40–43, 2019.
- [49] Pricking, S.; Huber, R.; Klausmann, K.; Kaiser, E.; Stolzenburg, C.; Killi, A.: High-power CW and long-pulse lasers in the green wavelength regime for copper welding, *Proceedings of SPIE*, Vol. 9741, S. 97410G, 2016.
- [50] Gref, W.: Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Foksmatrixtechnik, Herbert Utz Verlag, Universität Stuttgart, Dissertation, 2005.
- [51] Ruß, A.: Schweißen mit dem Scheibenlaser: Potentiale der guten Fokussierbarkeit, Herbert Utz Verlag, Universität Stuttgart, Dissertation, 2006.
- [52] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, Berlin: Springer, 2005.

-
- [53] Dausinger, F.: Laser welding of aluminum alloys: from fundamental investigation to industrial application, Proceedings of SPIE, Vol. 3888, S. 367-379, 2000.
- [54] Winkler, R.: Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium-Druckguss, Herbert Utz Verlag, Universität Stuttgart, Dissertation, 2003.
- [55] Gellert, M.: Wasserstoffporenbildung beim Laserstrahl-schweißen von Aluminium, Braunschweig, Dissertation, 1998.
- [56] Beckmann, F.; Emmelmann, C.: Optimization of the weldability of laser additive manufactured aluminum by means of hydrogen minimization in the component and welding parameter optimization, LiM, München, 2019.
- [57] Tiwari, S. N.; Beech, J.: Origin of gas bubbles in aluminium, Metal Science, Vol. 12, Nr. 8, S. 356–362, 1978.
- [58] Karagadde, S.; Dutta, P.: A comparison of time-scales governing the interaction and growth of hydrogen bubbles with a solidifying front, International Communications in Heat and Mass Transfer, Vol. 79, S. 16–20, 2016.
- [59] Teichmann, F.; Müller, S.; Dilger, K.: Investigations on dual laser beam welding of aluminum high pressure die castings at reduced ambient pressure, Journal of Laser Applications, Vol. 30, Nr. 3, S. 032420, 2018.
- [60] Möser, M.: Zum Wasserstoffbruch niedrigfester Stähle - Fischeugen und Blasenrisse, Neue Hütte, Vol. 29, S. 229–233, 1984.
- [61] Keller, T.: Verhalten von Wasserstoff in Titanlegierungen: Absorption, Diffusion und Phasenumwandlungen, Darmstadt, Dissertation, 2005.
- [62] Madina, V.; Azkarate, I.: Compatibility of materials with hydrogen. Particular case: Hydrogen embrittlement of titanium alloys, International Journal of Hydrogen Energy, Vol. 34, Nr. 14, S. 5976-5980, 2009.
- [63] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe - nichteisenmetallische Werkstoffe, Vol. 4, Berlin: Springer, 2010.

- [64] Leimser, M.: Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahtigenschaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen, Herbert Utz Verlag, Universität Stuttgart, Dissertation, 2008.
- [65] Matsunawa, A.; Kim, J. D.; Seto, N.; Mizutani, M.; Katayama, S.: Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding, *Journal of Laser Applications*, Vol. 10, Nr. 6, S. 247–254, 1998.
- [66] Seto, N.; Katayama, S.; Matsunawa, A.: High-speed simultaneous observation of plasma and keyhole behavior during high power CO₂ laser welding: Effect of shielding gas on porosity formation, *Journal of Laser Applications*, Vol. 12, Nr. 6, S. 245–250, 2000.
- [67] Zhao, L.; Tian, Z.; Peng, Y.: Porosity and Nitrogen Content of Weld Metal in Laser Welding of High Nitrogen Austenitic Stainless Steel, *ISIJ International*, Vol. 47, Nr. 12, S. 1772–1775, 2007.
- [68] Sun, J.; Nie, P.; Feng, K.; Li, Z.; Guo, B.; Jiang, E.: The elimination of pores in laser welds of AISI 304 plate using different shielding gases, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 248, S. 56–63, 2017.
- [69] Fetzner, F.; Sommer, M.; Weber, R.; Weberpals, J.-P.; Graf, T.: Reduction of pores by means of laser beam oscillation during remote welding of AlMgSi, *Optics and Lasers in Engineering*, Vol. 108, S. 68–77, 2018.
- [70] Rapp, J.: Laserschweißbeignung von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Leichtbau. Stuttgart: Teubner, 1996.
- [71] Dowden, J.; Kapadia, P.; Clucas, A.; Ducharme, R.; Steen, W. M.: On the relation between fluid dynamic pressure and the formation of pores in laser keyhole welding, *Journal of Laser Applications*, Vol. 8, Nr. 4, S. 183–190, 1996.
- [72] Lin, R.; Wang, H. P.; Lu, F.; Solomon, J.; Carlson, B. E.: Numerical study of keyhole dynamics and keyhole-induced porosity formation in remote laser welding of Al alloys, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Vol. 108, S. 244–256, 2017.
- [73] Noor, A. M. M.; Nor, N. H. M.; Yokoyama, S.: Solubility of Nitrogen Gas into Molten Copper at Temperature Range of 1,993 K to 2,443 K, *High Temperature Materials and Processes*, Vol. 36, Nr. 10, 2017.

- [74] Latash, Y. V.; Torkhov, G. F.; Kostenko, Y. I.; Kalinyuk, N. N.: Nitrogen Solubility in Liquid Copper, Nickel and Cu-Cr, Ni-Cr Alloys, *Izvestiya Akademii Nauk SSSR. Metally*, Vol. 1, S. 45-49, 1986.
- [75] Baker, E. H.: Experiments on the Melting of Copper under Nitrogen, *Journal of the Institute of Metals*, Vol. 99, S. 228–229, 1971.
- [76] Satir-Kolorz, A.; Feichtinger, H. K.; Speidel, M. O.: Über die Löslichkeit von Stickstoff in Eisen- und Stahlgusslegierungen unter erhöhtem Druck, *Giessereiforschung*, Vol. 41, Nr. 4, S. 149–165, 1989.
- [77] Pehlke, R. D.; Elliot, J. F.: Solubility of Nitrogen in Liquid Iron Alloys, *AIME Transactions*, Vol. 218, S. 1088–1101, 1960.
- [78] Gedeon, S. A.; Eagar, T. W.: Thermochemical analysis of hydrogen absorption in welding, *Welding Journal*, Vol. 68, Nr. 7, S. 264–271, 1990.
- [79] Streltsov, F. N.: Solubility of Hydrogen in Copper Melts, *Russian Metallurgy*, Vol. 6, S. 46–49, 1983.
- [80] Talbot, D. E. J.: Effects of hydrogen in aluminium, magnesium, copper, and their alloys, *International Metallurgical Reviews*, Vol. 20, Nr. 1, S. 166–184, 1975.
- [81] Kato, E.; Ueno, H.; Orimo, T.: Solubility of Hydrogen in Liquid Copper Alloys, *Transactions of the Japan Institute of Metals*, Vol. 11, Nr. 5, S. 351–358, 1970.
- [82] Bever, M. B.; Floe, C. F.: Solubility of Hydrogen in Molten Copper-tin Alloys, *American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, Vol. 11, Nr. 3, S. 1-11, 1944.
- [83] Eichenauer, W.; Hattenbach, K.; Pebler, A.: Die Löslichkeit von Wasserstoff in festem und flüssigem Aluminium, *Zeitschrift für Metallkunde*, Vol. 52, Nr. 10, S. 682–684, 1961.
- [84] Weinstein, M.; Elliot, J. F.: Solubility of hydrogen in liquid iron alloys, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, Vol. 227, S. 382-393, 1963.

- [85] Liang, H.; Bever, M. B.; Floe, C. F.: The Solubility of Hydrogen in Molten Iron-silicon Alloys, Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Vol. 167, S. 395–404, 1946.
- [86] Oberg, K. E.; Friedmann, L. M.; Boorstein, W. M.; Rapp, R.A.: The diffusivity and solubility of oxygen in liquid copper and liquid silver from electrochemical measurements, Metallurgical Transactions, Vol. 4, Nr. 1, S. 61-67, 1973.
- [87] Sato, Y.; Dong, W.; Kokawa, H.; Kuwana, T.: Nitrogen Absorption by Iron and Stainless Steels during YAG Laser Welding, ISIJ International, Vol. 40, S. 20–24, 2000.
- [88] Dong, W.; Kokawa, H.; Sato, Y. S.; Tsukamoto, S.: Nitrogen absorption by iron and stainless steels during CO₂ laser welding, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 34, Nr. 1, S. 75–82, 2003.
- [89] Dong, W.; Kokawa, H.; Sato, Y. S.; Tsukamoto, S.: Mechanism governing nitrogen absorption by steel weld metal during laser welding, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 35, Nr. 2, S. 331–338, 2004.
- [90] Sieverts, A.; Krumbhaar, W.: Über die Löslichkeit von Gasen in Metallen und Legierungen, Berichte aus der deutschen chemischen Gesellschaft, Vol. 43, Nr. 1, S. 893–900, 1910.
- [91] Sieverts, A.; Zapf, G.; Moritz, H.: Die Löslichkeit von Wasserstoff, Deuterium und Stickstoff in Eisen, Zeitschrift für Physikalische Chemie, Vol. 183, Nr. 1, S. 19–37, 1938.
- [92] Röntgen, P.; Möller, F.: Über die Löslichkeit von Gasen in Kupfer und Aluminium, Metallwirtschaft, Vol. 13, S. 81-83, 97-100, 1934.
- [93] Eichenauer, W.; Pebler, A.: Messung des Diffusionskoeffizienten und der Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminium und Kupfer, Zeitschrift für Metallkunde, Vol. 48, Nr. 7, S. 373–378, 1957.
- [94] McLellan, R. B.: Solid solutions of hydrogen in gold, silver and copper, Journal of Physics and Chemistry of Solids, Vol. 34, Nr. 6, S. 1137-1141, 1973.

- [95] Jones, F. G.; Pehlke, R. D.: Solubility of hydrogen in solid Ni- Co and Ni- Cu alloys, *Metallurgical Transactions*, Vol. 2, Nr. 9, S. 2655–2663, 1971.
- [96] Eichenauer, W.; Loser, W.; Witte, H.: Löslichkeit und Diffusionsgeschwindigkeit von Wasserstoff und Deuterium in Einkristallen aus Nickel und Kupfer, *Zeitschrift für Metallkunde*, Vol. 56, Nr. 5, S. 287ff, 1965.
- [97] Allen, N. P.; Hewitt, T.: The Equilibrium of the Reaction between Steam and Molten Copper, *Journal of the Institute of Metals*, Vol. 51, S. 257–275, 1933.
- [98] Rhines, F. N.; Mathewson, C. H.: Solubility of Oxygen in Solid Copper, *American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, Technical Publication No. 534, 1934.
- [99] Schmid, R.: A thermodynamic analysis of the Cu-O system with an associated solution model, *Metallurgical Transactions B*, Vol. 14, Nr. 3, S. 473–481, 1983.
- [100] Neumann, J.; Zhong, T.; Chang, Y.: The Cu- O (copper-oxygen) system, *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, Vol. 5, Nr. 2, S. 136–140, 1984.
- [101] Dies, K.: *Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik*, Berlin, Heidelberg: Springer, 1967.
- [102] Weißbach, W.; Dahms, M.; Jaroschek, C.: *Werkstoffkunde*, Wiesbaden: Springer Fachmedien, 2015.
- [103] Klare, P.: *Kupfer - Sauerstoff - Wasserstoff. Auszüge aus dem Schrifttum der letzten 100 Jahre*, Clausthal - Zellerfeld: Schriften der Gesellschaft Deutscher Metallhütten- und Bergleute e.V., 1962.
- [104] Iwase, K.: Occlusion of gases by metals and alloys in liquid and solid states, *Scientific Reports of Tohoku University*, Vol. 1, Nr. 15, S. 531, 1926.
- [105] Kopineck, H.-J.: Quantentheorie des N₂-Moleküls, *Zeitschrift für Naturforschung A*, Vol. 7, Nr. 5, S. 314–324, 1952.

- [106] Tsukamoto, S.; Zhao, L.; Arakane, G.; Sugino, T.; Yasuda, K.: Prevention of porosity in deep partial penetration laser and hybrid welding with minimum solute oxygen in the weld metal, Proceedings of ICALEO, Vol. 2010, Nr. 1, S. 618-625, 2010.
- [107] Minhyo, S.; Kazuhiro, N.: Weld bead formation by a 10 kW class high power fiber laser on 16 mm thickness carbon steel plate, Transactions of JWRI, Vol. 39, Nr. 33-38, S. 7, 2010.
- [108] Baker, W. A.; Child, F. C.: The Removal of Gases from Molten Bronzes, Journal of the Institute of Metals, Vol. 70, S. 149–371, 1944.
- [109] Allen, N. P.: The Effect of Pressure on the Liberation of Gases from Metals (with special reference to silver and oxygen), Journal of the Institute of Metals, Vol. 49, S. 317–346, 1932.
- [110] Kick, M. K.; et al.: Laser welding of copper alloys using a pulsed laser source at a green wavelength, LiM, München, 2017.
- [111] Olowinsky, A.; Boglea, A.; Gedicke, J.: Innovative Laser Welding Processes: TWIST and SHADOW in Microtechnology, Laser Technik Journal, Vol. 5, Nr. 3, S. 48-51, 2008.
- [112] Kramer, T.; Olowinsky, A.; Durand, F.: SHADOW: a new welding technique, Proceedings of SPIE, Vol. 4637, S. 545-554, 2002.
- [113] Weinzierl, S.: Der Hulk vs. das Kupfer, Produktion, Vol. 30, Nr. 31, S. 8–9, 2016.
- [114] Wieland-Werke, “Materialdatenblatt K32 (Cu-ETP).” www.wieland.de, 2017.
- [115] Wieland-Werke, “Materialdatenblatt K10 (Cu-OFE).” www.wieland.de, 2017.
- [116] Wieland-Werke, “Materialdatenblatt K65 (CuFe2P).” www.wieland.de, 2017.
- [117] Wieland-Werke, “Materialdatenblatt B16 (CuSn6).” www.wieland.de, 2017.

- [118] “DIN EN ISO 13919-2:2021: Elektronen- und Laserstrahl-Schweißverbindungen - Anforderungen und Empfehlungen für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten - Teil 2: Aluminium, Magnesium und ihre Legierungen und reines Kupfer.” 2021.
- [119] DIN EN ISO 13919-2:2001-12: Schweißen - Elektronenstrahl- und Laserstrahl-Schweißverbindungen; Richtlinie für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten - Teil 2: Aluminium und seine schweißgeeigneten Legierungen. 2001.
- [120] Möller, D.: Luft: Chemie, Physik, Biologie, Reinhaltung, Recht. Walter de Gruyter, Berlin, New York, 2011.
- [121] Wyman, L.: Copper embrittlement No. III, Transaction of AIME, Vol. 111, S. 205, 1933.
- [122] Restori, R.; Schwarzenbach, D.: Charge Density in Cuprite, Cu₂O, Acta Crystallographica Section B: Structural Science, Vol. 42, Nr. 3, S. 201-208, 1986.
- [123] Biro, E.; Weckman, D. C.; Zhou, Y.: Pulsed Nd:YAG laser welding of copper using oxygenated assist gases, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33, Nr. 7, S. 2019–2030, 2002.
- [124] Riedel, E.; Janiak, C.: Anorganische Chemie. Walter de Gruyter, 2011.
- [125] BGHM Berufsgenossenschaft Holz und Metall: Nitrose Gase beim Schweißen und bei verwandten Verfahren - DGUV Information 209-047, 2017.
- [126] Spiegel-Ciobanu, V. E.: Exposure to Nitrogen Oxides (NO/NO₂) in Welding, Welding in the World, Vol. 53, Nr. 7, S. 12–19, 2009.
- [127] Kuron, D.: Kupfer, Vol. 2, ISBN 3-921505-01-1, 1995.
- [128] Graubner, S.: Synthese und Charakterisierung von Kupferoxid-Dünnschichten, Giessen, Dissertation, 2010.
- [129] Roberts, H. S.; Smyth, F. H.: The System Copper: Cupric Oxide: Oxygen., Journal of the American Chemical Society, Vol. 43, Nr. 5, S. 1061–1079, 1921.
- [130] Joukainen, A.; Grant, N. J.; Floe, C. F.: Titanium-copper binary phase diagram, Transactions of AIME, Vol. 194, S. 766–770, 1952.

-
- [131] Hansen, M.; Anderko, K.; Salzberg, H. W.: Constitution of binary alloys, Journal of the Electrochemical Society, Vol. 105, Nr. 12, S. 260C, 1958.
- [132] McPherson, D. J.; Hansen, M.: Der Aufbau binärer Legierungselemente des Titans, Zeitschrift für Metallkunde, Vol. 45, Nr. 2, S. 76-82, 1954.
- [133] Kaufmann, F.; Ermer, J.; Maier, A.; Roth, S.; Schmidt, M.: Influence of plume attenuation under high power laser welding of copper using visible wavelengths, Journal of Laser Applications, Vol. 33, Nr. 4, S. 042006, 2021.

Publikationen

Teilergebnisse dieser Dissertationsschrift wurden bereits in den nachfolgenden Vorträgen und Veröffentlichungen publiziert.

Alter, L.; Heider, A.; Bergmann, J. P.: Influence of hydrogen, oxygen, nitrogen and water vapor on the formation of pores at welding of copper using laser light at 515 nm wavelength. *Journal of Laser Applications*, Vol. 32, Nr. 2, S. 022020, 2020.

Alter, L.; Heider, A.; Bergmann, J. P.: The influence of hydrogen, oxygen and water vapor on the formation of pores at welding of copper using laser light at 515 nm wavelength. *Proceedings of ICALEO*, Paper No. 1702, Orlando, FL, USA, 2019.

Alter, L.; Heider, A.; Bergmann, J. P.: High quality laser welds of copper using a frequency-doubled disk laser and high welding speeds. *Procedia CIRP*, Vol. 74, S. 12-16, 2018.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1:	Schematische Darstellung unterschiedlicher Prozessphasen beim Laserstrahlschweißen (nach [10]).	16
Abbildung 2-2:	Absorptionsgrad von Laserstrahlung in reinem Kupfer als Funktion der Wellenlänge bei Raumtemperatur und für senkrechten Strahleinfall (a) sowie als Funktion der Temperatur für ausgewählte Wellenlängen (b). Wellenlängenabhängigkeit berechnet mit n- und k – Werten nach [12]. Temperaturabhängigkeit experimentell ermittelt [2], [7], [13].	17
Abbildung 2-3:	Nahtoberraupe einer Schweißnaht in Cu-ETP. Prozessparameter: $\lambda = 1030 \text{ nm}$; $d_f = 85 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 1000 \text{ W}$.	19
Abbildung 2-4:	Schematische Darstellung der Modellvorstellungen für die Bildung von Prozesssporen (a) und die Bildung von Materialauswürfen (b) beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen (nach [28], [29]).	20
Abbildung 2-5:	Nahtoberraupe einer Schweißnaht in Cu-ETP, deren Entstehung mit der Bildung von Spritzern und Materialauswürfen einherging.	21
Abbildung 2-6:	Zeitliche Entwicklung (im Zeitraum von 2010 – 2022) der verfügbaren cw-Leistung von Laserstrahlung im Wellenlängenbereich von 445 – 532 nm [16], [25], [35]–[42].	24
Abbildung 2-7:	Schematische Halbschnittdarstellung zweier Schweißungen mit großem Aspektverhältnis (a) und mit geringem Aspektverhältnis (b) bei gleicher Schweißnahttiefe.	26
Abbildung 2-8:	Schematische Darstellung einer Modellvorstellung zur Lösung eines zweiatomigen Gases in flüssigem Metall. Es gilt: $t_0 < t_1 < t_2$.	32

- Abbildung 2-9: Schematische Darstellung des Laserstrahl-tiefschweißens mit möglichen Wasserstoffquellen (Verschmutzungen, feuchte Luft) und der Entstehung von Wasserstoffporen bei der Erstarrung des Schweißguts. 33
- Abbildung 2-10: (a): Temperaturabhängige Wasserstofflöslichkeit in Eisen, Aluminium und Kupfer bei 1 bar Umgebungsdruck [82], [83], [85], [90]–[96]. (b): Vergrößerte Darstellung für Kupfer und Aluminium..... 34
- Abbildung 2-11: Löslichkeitsgleichgewicht zwischen Wasserstoff (H_2) und Sauerstoff (O_2) in reinem Kupfer. (a): Abhängigkeit vom Wasserdampfpartialdruck p_{H_2O} für die konstante Temperatur $T = 1150 \text{ }^\circ\text{C}$. (b): Temperaturabhängigkeit T für den konstanten Wasserdampfpartialdruck $p_{H_2O} = 123 \text{ mbar}$ [97].
..... 36
- Abbildung 2-12: Kupferreiche Seite des Cu-O-Zweistoffsystems: $O \leq 0,01 \text{ Gew.-%}$ und $850 \text{ }^\circ\text{C} \leq T \leq 1200 \text{ }^\circ\text{C}$ (a) sowie $O \leq 0,05 \text{ Gew.-%}$ und $1040 \text{ }^\circ\text{C} \leq T \leq 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ (b) [99], [100]..... 37
- Abbildung 2-13: Mikroskopische Lichtbildaufnahmen des Gefüges sauerstoffhaltiger Kupfersorten. (a): Kaltumgeformter Cu-Draht mit 0,022 Gew.-% Sauerstoffgehalt, ungeätzt und nachträglich binarisiert (aus [101]). (b): Gewalztes Blech aus Cu-ETP mit 0,014 Gew.-% Sauerstoffgehalt, geätzt. 38
- Abbildung 4-1: Mit dem SHADOW[®]-Verfahren erzeugte Schweißnaht in Kupfer (Cu-ETP) mit zugehörigem zeitlichem Verlauf der Laserleistung innerhalb eines Laserpulses. 47
- Abbildung 4-2: Schematischer Versuchsaufbau zur Variation der Umgebungs-Gasatmosphäre während des Laserstrahlschweißens. 50
- Abbildung 4-3: Lichtbildaufnahme eines wasserstoffkranken Gefüges (a) und der zugehörigen Werkstoffoberfläche (b) von sauerstoffhaltigem Cu-ETP. Glühdauer im Wasserstoffstrom: 600 s. Glüh-temperatur: $800 \text{ }^\circ\text{C}$ 52

- Abbildung 4-4: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Bleche aus Cu-OFE. Tauchätzung in Mischung aus FeCl_3 , HCl und H_2O (a), Tauchätzung in Mischung aus $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$, H_2O und $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$ (b) und Ätzpolitur mit Mischung aus Silizium-Suspension, NH_3 und H_2O_2 (c).....58
- Abbildung 4-5: Arbeitsschritte bei der Ermittlung von Nahtquerschnittsfläche A_Q und poröser Fläche A_P in einem Querschliffbild.....60
- Abbildung 4-6: Darstellung eines laserstrahlgeschweißten Bleches aus Cu-ETP. Lichtmikroskopische Aufnahme der Nahtberraupe (a), XCT-Aufnahme in Durchstrahlungsrichtung von oben nach unten (b) und XCT-Aufnahme in seitlicher Durchstrahlungsrichtung (c). Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Umgebungsgas: synthetische Luft.....61
- Abbildung 4-7: Mittelwert und Standardabweichung der Porosität von laserstrahlgeschweißten Proben in Abhängigkeit der Anzahl n an ausgewerteten Schliffbildern. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Umgebungsgas: Luft/synthetische Luft63
- Abbildung 5-1: Querschliffbild eines laserstrahlgeschweißten Bleches aus Cu-ETP. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 150 \mu\text{m}$; $v = 0,25 \text{ m/s}$; $P = 2000 \text{ W}$. Umgebungsgas: Luft.....66
- Abbildung 5-2: Aspektverhältnis s/d_f in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit v beim Laserstrahlschweißen von Cu-ETP unter Verwendung von grüner Laserstrahlung ($\lambda = 515 \text{ nm}$). Darstellungen für $d_f = 150 \mu\text{m}$ (a), $d_f = 300 \mu\text{m}$ (b) und $d_f = 587 \mu\text{m}$ (c). Farbliche Markierungen: keine Prozessporen (grün), Übergangsbereich (gelb) und Auftreten von Prozessporen (rot). Ausgewertete Schweißungen je Datenpunkt: $n \geq 6$67

- Abbildung 5-3: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Bleche aus Cu-ETP mit Aspektverhältnissen von $s/d_f = 5,8$ (a), $s/d_f = 2,3$ (b) und $s/d_f = 0,6$ (c). Bearbeitungswellenlänge: $\lambda = 515$ nm. Umgebungsgas: Luft..... 69
- Abbildung 5-4: Darstellung einer Schweißnaht in Cu-OFE durch Aufnahmen der Nahtoberraupe (a), des Längsschliffes (b) und vergrößerte Auszüge des Gefüges im Längsschliff (c, d). Prozessparameter: $\lambda = 515$ nm; $d_f = 300$ μm ; $v = 0,5$ m/s; $P = 1 - 2$ kW (lineare Erhöhung). Umgebungsgas: Luft... 72
- Abbildung 5-5: Nahtquerschnittsfläche A_Q (a) und poröse Fläche A_P (b) in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses s/d_f der Dampfkapillare. Prozessparameter: $\lambda = 515$ nm; $d_f = 150 - 587$ μm ; $v = 0,25 - 1,0$ m/s; $P = 1750 - 4000$ W. Werkstoff: Cu-ETP. Umgebungsgas: Luft..... 74
- Abbildung 5-6: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Cu-Bleche mit gleicher poröser Fläche A_P . Prozessparameter (alle mit $\lambda = 515$ nm): $d_f = 587$ μm ; $v = 0,5$ m/s; $P = 2500$ W (a) und $d_f = 150$ μm ; $v = 0,5$ m/s; $P = 1800$ W (b). Werkstoff: Cu-ETP. Umgebungsgas: Luft..... 75
- Abbildung 5-7: Porosität in Blindschweißungen in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses s/d_f . Material: Cu-ETP. Umgebungsgas: Luft..... 76
- Abbildung 5-8: Mittlere Porenanzahl in Abhängigkeit des Porenradius. Anzahl ausgewerteter Schliffbilder: $n \geq 800$. Material: Cu-ETP. Umgebungsgas: Luft..... 78
- Abbildung 5-9: Klassifizierung unterschiedlicher Porengrößen anhand des Porenradius sowie prozentualer Anteil dieser klassifizierten Größen an der gesamten Porosität. Anzahl ausgewerteter Schliffbilder: $n \geq 800$. Material: Cu-ETP. Umgebungsgas: Luft..... 79

- Abbildung 5-10: Querschliffbild einer laserstrahlgeschweißten Probe aus Cu-OFE. Lichtmikroskopische Aufnahme (a) und REM-Aufnahme mit 10 kV Beschleunigungsspannung (b) des Details A.....80
- Abbildung 5-11: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Kupferbleche (Cu-OFE). Schweißung in Luft (a), vergrößerter Ausschnitt (b), in Argon (c) und in Helium (d). Parameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 4000 \text{ W}$83
- Abbildung 5-12: Gasporosität von in Argon-Atmosphäre und Helium-Atmosphäre geschweißten Proben (a). In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Repräsentative Schliffbilder für Cu-OFE (b) und für Cu-ETP (c).....85
- Abbildung 5-13: Gasporosität von in wasserstoffhaltiger Atmosphäre (zusätzlich: Argon und Luft) geschweißten Proben (a). In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Repräsentative Schliffbilder für Cu-OFE (b) und für Cu-ETP (c).....87
- Abbildung 5-14: Gasporosität von in sauerstoffhaltiger Atmosphäre (Sauerstoff-Argon-Gemische) geschweißten Proben (a). In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Repräsentative Schliffbilder für Cu-OFE (b) und für Cu-ETP (c).....89
- Abbildung 5-15: Gefüge im oberen Teil einer Schweißnaht in Cu-OFE (Querschliffbild). Schweißung unter 100 Vol.-% O_290

- Abbildung 5-16: Gasporosität von in feuchter Argon-Atmosphäre geschweißten Proben (a). In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Repräsentative Schliffbilder für Cu-OFE (b) und für Cu-ETP (c). 92
- Abbildung 5-17: Gasporosität von in reiner Stickstoff-Atmosphäre geschweißten Proben (a). In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Repräsentative Schliffbilder für Cu-OFE (b) und für Cu-ETP (c). 94
- Abbildung 5-18: Querschliffbilder einer Schweißnaht in Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Umgebungsgas: Stickstoff. 96
- Abbildung 5-19: Gasporosität von in verschiedenen Gas-Atmosphären geschweißten Proben. In roter Farbe dargestellt: Cu-ETP. In schwarzer Farbe dargestellt: Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$ 97
- Abbildung 5-20: Anteil des gebildeten Stickstoffmonoxids (NO) in Abhängigkeit der Temperatur beim Erhitzen von Luft [124]. 99
- Abbildung 5-21: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Bleche aus Cu-OFE. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Umgebungsgase: Feuchte, synthetische Luft (a) und trockene, synthetische Luft (b). 101
- Abbildung 5-22: Gasporosität für Schweißnähte in Cu-ETP (rote Datenpunkte) und Cu-OFE (schwarze Datenpunkte), die in Gasgemischen mit variierendem Stickstoff-Sauerstoff-Gehalt geschweißt wurden. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$ 102

- Abbildung 5-23: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Bleche aus Cu-OFE. Die Schweißungen erfolgten in Atmosphären mit unterschiedlichen Stickstoff-Sauerstoff-Anteilen (s. Einzelbilder). Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$ 103
- Abbildung 5-24: Mittlere Anzahl an Poren mit einem Radius $< 5 \text{ }\mu\text{m}$, ermittelt aus jeweils $n \geq 6$ Querschliffbildern, in Abhängigkeit der Stickstoff- und Sauerstoffkonzentration der Umgebungsgasatmosphäre. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$. Material: Cu-OFE... 104
- Abbildung 5-25: Schematische Darstellung einer Modellvorstellung für die metallurgische Porenbildung und die Reaktionsporenbildung beim Laserstrahlschweißen von Reinkupfer in verschiedenen $\text{N}_2\text{-O}_2$ -Umgebungsgasatmosphären. 106
- Abbildung 5-26: Oberfläche (a) und schematischer Querschnitt (b) einer laserstrahlgeschweißten Cu-Probe zur Bestimmung der im aufgeschmolzenen Volumen enthaltenen Gase mittels Trägergasheißextraktion..... 108
- Abbildung 5-27: Mittels Trägergasheißextraktion ermittelte Stickstoff- und Sauerstoffkonzentrationen in laserstrahlgeschweißten Proben aus Cu-OFE. Darstellung mit exemplarischen Querschliffbildern der ungeschweißten Referenzprobe (a), einer in Argon-Atmosphäre geschweißten Probe (b) und einer in einer Atmosphäre aus synthetischer Luft geschweißten Probe (c). 109
- Abbildung 5-28: REM-Aufnahme (Rasterelektronenaufnahme) eines sauerstoffhaltigen, kaltverformten Kupfergefüges (Cu-ETP)... 111
- Abbildung 5-29: Querschliffbilder laserstrahlgeschweißter Proben aus Cu-ETP (a,e), Cu-OFE (b,f), CuFe2P (c,g) und CuSn6 (d,h). Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \text{ }\mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 2500 \text{ W}$ (a-d) bzw. $P = 1000 \text{ W}$ (e-f). Umgebungsgas: Argon. 113

- Abbildung 5-30: Spannvorrichtung für das Schweißen von Blechen in Überlapp-konfiguration (a) mit schematischer Schnittdarstellung A – A (b)..... 117
- Abbildung 5-31: Querschliffbilder von im Überlappstoß gefügten Cu – Blechen mit Zusatzmaterial im Fügespalt. Cu – Cu – Referenzschweißung (a). 25 μm Nickelfolie (b). 25 μm Silberfolie (c). 50 μm Aluminiumfolie (d). 25 μm Titanfolie (e). 25 μm Molybdänfolie (f). Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 3250 \text{ W}$. Umgebungsgas: synth. Luft..... 119
- Abbildung 5-32: Porosität in Schweißnähten (ermittelt aus $n \geq 6$ Querschliffbildern) für verschiedene, ins Schweißgut eingebrachte Zusatzwerkstoffe. Prozessparameter: $\lambda = 515 \text{ nm}$; $d_f = 300 \mu\text{m}$; $v = 0,5 \text{ m/s}$; $P = 3250 \text{ W}$. Umgebungsgas: synthetische Luft..... 120

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen.	22
Tabelle 2:	Technische Spezifikationen der verwendeten Laserstrahlquelle (TRUMPF TruDisk Pulse 421) und der zugehörigen Systemtechnik.	48
Tabelle 3:	Physikalische Werkstoffkennwerte [114]–[117] und chemische Zusammensetzungen der eingesetzten Kupferlegierungen bei Raumtemperatur.	53
Tabelle 4:	Eingesetzte Prozessgase.	55
Tabelle 5:	Auszug der Bestandteile atmosphärischer Luft nach [120].	84

Verzeichnis der Formelzeichen und Abkürzungen

Symbol	Bezeichnung	Einheit
A	Absorptionsgrad	%
A	Kreisfläche	$\mu\text{m}^2, \text{mm}^2$
A_P	Absolute Porosität	mm^2
A_Q	Nahtquerschnittsfläche	mm^2
d_f	Fokusedurchmesser	μm
d_k	Faserkerndurchmesser	μm
E_p	Pulsspitzenenergie	J
f_f	Brennweite der Fokussierlinse	mm
f_k	Brennweite der Kollimationslinse	mm
H_a	Sättigungskonzentration eines atomaren Gases in flüssigem Metall	$\text{m}^3 \cdot \text{kg}^{-1}$
k	Extinktionskoeffizient	-
$K(T)$	Temperaturabhängige Löslichkeitskonstante	$\text{m}^3 \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{Pa}^{-0,5}$
l	Schweißnahtlänge	mm
n	Probenanzahl	-
n	Brechungsindex	-
P	Laserstrahlleistung	W
$p_{\text{H}_2\text{O}}$	Partialdruck Luftfeuchtigkeit	mbar
P_m	Mittlere Laserstrahlleistung	W
p_m	Partialdruck	mbar
P_p	Pulsspitzenleistung	W
p_U	Umgebungsdruck	bar
R	Reflexionsgrad	%
r	Radius	$\mu\text{m}, \text{mm}$
s	Einschweißtiefe	μm
SPP	Strahlparameterprodukt	$\text{mm} \cdot \text{mrad}$
s/d_f	Nominales Aspektverhältnis Dampfkapillare	-
T	Absolute Temperatur	K
T	Transmissionsgrad	%
t	Zeitpunkt	s, min, h
t_p	Pulsdauer	ms

T_U	Umgebungstemperatur	K
v	Schweißgeschwindigkeit	$m \cdot s^{-1}$
λ	Wellenlänge	nm
π	Kreiszahl Pi	-
φ	Relative Feuchtigkeit	%
Ag	Silber	
Al	Aluminium	
Al_2O_3	Aluminiumoxid	
Ar	Argon	
CH_4	Methan	
CO	Kohlenstoffmonoxid	
CO_2	Kohlenstoffdioxid	
Cu	Kupfer	
CuFe2P	Niedriglegierter Kupferwerkstoff mit bis zu 2 % Fe	
CuSn6	Kupfer-Zinn-Zweistofflegierung (Bronze) mit bis zu 6 % Sn	
CuZn	Kupfer-Zink-Zweistofflegierung	
CuZnNi	Kupfer-Zink-Nickel-Dreistofflegierung	
Cu_2O	Kupferoxid (1. Oxidationsstufe)	
Cu_2S	Kupfer-(I)-sulfid	
Cu-ETP	electrolytic tough-pitch (zähgepohltes) Kupfer	
Cu-OF	Hochreines Kupfer mit einem Cu-Gehalt > 99,99 %	
Cu-OFE	Hochreines Kupfer mit einem Cu-Gehalt > 99,99 %	
Cu-PHC	Desoxidiertes Kupfer mit P < 0,0003 %	
cw	continuous wave, Dauerstrichbetrieb	
C_2H_6O	Ethanol	
DF	Dunkelfeld	
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie	
Fe	Eisen	
$FeCl_3$	Eisen-(III)-chlorid	
$Fe(NO_3)_3$	Eisen-(III)-nitrat	
H	Atomarer Wasserstoff	
HCl	Chlorwasserstoff, Salzsäure	
He	Helium	

HF	Hellfeld
H ₂ O	Wasser
H ₂ O ₂	Wasserstoffperoxid
H ₂	Molekularer Wasserstoff
ICP-OES	Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectroscopy
Kr	Krypton
L	Liquidus, flüssige Phase
LLK	Lichtleitkabel, optische Glasfaser
Mo	Molybdän
N	Atomarer Stickstoff
NDIR	Nichtdispersive Infrarotzelle
Ne	Neon
NH ₃	Ammoniak
Ni	Nickel
NO	Stickstoffmonoxid
NO ₂	Stickstoffdioxid
N ₂	Molekularer Stickstoff
O	Atomarer Sauerstoff
O ₂	Molekularer Sauerstoff
P	Phosphor
ppm	Parts per million
P1	Prozessparameter Nr. 1
P2	Prozessparameter Nr. 2
P3	Prozessparameter Nr. 3
Pfo	Programmierbare Fokussieroptik, Scanner-Optik
RGB	Rot, Grün und Blau (Dreifarbentheorie)
SHADOW [®]	Stepless High Speed Accurate and Discrete One Pulse Welding
SiC	Siliziumcarbid
Sn	Zinn
SO ₂	Schwefeldioxid
TC	Thermal Conductivity
Ti	Titan
TS	Tiefschweißen
VE	Vollentsalzt
WLS	Wärmeleitungsschweißen
XCT	X-Ray Computed Tomography

Zn	Zink
α -Fe	α -Ferrit
α -MK	Primär-Mischkristall
γ -Fe	Austenit
δ -Fe	δ -Ferrit
2D	Zweidimensional
(Cu)	Kupfer-Mischkristall
(Eu)	Eutektikum

Alter: Porenbildung beim Schweißen von Kupferwerkstoffen unter Verwendung von Laserstrahlung im grünen Wellenlängenbereich

Die vorliegende Dissertationsschrift beschreibt die grundlegenden Wirkzusammenhänge der Gasporenbildung beim Schweißen von Kupferwerkstoffen unter Verwendung von Laserstrahlung im grünen Wellenlängenbereich. Dabei steht die Beschreibung der Wechselwirkung zwischen Umgebungsgas und schmelzflüssigem Kupfer während des Schweißens im Mittelpunkt der Arbeit. Durch die Ergänzung prozessseitiger und materialseitiger Einflüsse liefert diese Arbeit einen wertvollen Beitrag für das Grundlagenverständnis der Gasporenbildung beim Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen. Zahlreiche Optimierungsmaßnahmen wurden abgeleitet und sind im Rahmen dieser Arbeit beschrieben



ISSN 2199-8159
DOI 10.22032/dbt.57726