Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

Michael Jarwitz
Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften

Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

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

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

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

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

Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften

von Dr.-Ing. Michael Jarwitz
Universität Stuttgart



utzverlag München

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

Hauptberichter: Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Christoph Leyens

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

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2020

D 93

Das Werk ist urheberrechtlich geschützt.
Sämtliche, auch auszugsweise Verwertungen bleiben vorbehalten.

Copyright © utzverlag GmbH 2020

ISBN 978-3-8316-4882-5 (gebundenes Buch)
ISBN 978-3-8316-7615-6 (E-Book)

Printed in Germany

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

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis 5

Verzeichnis der Symbole und Abkürzungen 9

Kurzfassung der Arbeit 17

Extended Abstract 21

1 Einleitung 25
1.1 Motivation und Zielsetzung der Arbeit 25
1.2 Aufbau der Arbeit 27

2 Fügen von Nickelschaum an Nickelblech 29
2.1 Einleitung und Stand der Technik zum Laserstrahlschweißen von Metallschäumen 29
2.2 Herausforderungen beim Fügeprozess 30
2.3 Prozessstrategie 35
2.4 Abschätzung von Leistungsbedarf und Prozessparametern 40
2.4.1 Erforderliche Prozessleistung 42
2.4.2 Abschätzung der Prozessparameter für den Fügeprozess 45
2.4.2.1 Analytisches Modell für den Energieeintrag durch den bewegten Laserstrahl 45
2.4.2.2 Temperaturverteilung in der Fügezone 54
2.5 Experimentelle Untersuchung des Fügeprozesses 57
2.5.1 Laserstrahlschweißen von Nickelblech 57
2.5.2 Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech 66
2.6 Experimentelle Untersuchung der Ausdehnung der wärmebeeinflussten Zone (WEZ) im Nickelschaum 73

2.7 Theoretische Untersuchung der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum....77

2.7.1 Analytisches Modell für die Ausdehnung der WEZ beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften....77

2.7.1.1 Temperaturfeld am Interface....80

2.7.1.2 Temperaturfeld im Fügepartner mit geringem thermischen Ansprechvermögen....80

2.7.2 Anwendung des Modells zur Bestimmung der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum....83

2.7.2.1 Temperatur am Interface....84

2.7.2.2 Temperatur im Nickelschaum....85

2.7.2.3 Überprüfung der Voraussetzungen für die Anwendung des Modells....87

2.7.2.4 Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum....88

3 Fügen von Aluminium an Kupfer....92

3.1 Einleitung und Stand der Technik zum Laserstrahlschweißen von Aluminium-Kupfer Mischverbindungen....92

3.2 Herausforderungen beim Schweißprozess....94

3.3 Prozessstrategie....96

3.4 Experimentelle Untersuchung des Schweißprozesses....103

3.4.1 Schweißen ohne räumliche Strahloszillation....107

3.4.2 Schweißen mit räumlicher Strahloszillation....110

3.4.3 Nahtgeometrie als Funktion der Oszillationsparameter....113

3.4.4 Gemittelter Cu-Anteil als Funktion der Nahtgeometrie....117

3.4.5 Elektrischer Widerstand als Funktion der Nahtgeometrie....120

3.4.6 Korrelation von elektrischem Widerstand und mechanischer Festigkeit....122

3.4.7 Schweißen mit räumlicher Strahloszillation und lokaler Leistungsanpassung 123

4 Zusammenfassung 129

5 Literaturverzeichnis 135

Danksagung 144

Verzeichnis der Symbole und Abkürzungen

Symbol	SI-Einheit	Bedeutung
Lateinische Buchstaben		
A_{Al}	-	Absorptionsgrad Aluminium
A_{Cu}	-	Absorptionsgrad Kupfer
a_i	-	*i*-tes Reihenglied
$A_{u,Al}$	-	relative Atommasse Aluminium
$A_{u,Cu}$	-	relative Atommasse Kupfer
$A_{u,Ni}$	-	relative Atommasse Nickel
a_y	m	Oszillationsamplitude in *y*-Richtung
b	m	Breite
b_{Cu}	m	Nahtbreite am Interface zum Kupferblech
b_o	m	Nahtbreite Blechoberseite
b_{Schaum}	m	Breite Nickelschaum
b_u	m	Nahtbreite Blechunterseite
c_p	J/(kg·K)	massenspezifische Wärmekapazität
d_f	m	Fokusdurchmesser
d_{Faser}	m	Faserkerndurchmesser
d_{Quelle}	m	Breite der Wärmequelle
E_P	J	Prozessenergie
$E_{P,Al}$	J	Prozessenergie Aluminium

Symbol	SI-Einheit	Bedeutung
$E_{P,\mathrm{Cu}}$	J	Prozessenergie Kupfer
$E_{P,\mathrm{Ni}}$	J	Prozessenergie Nickel
$E_{P,\mathrm{Schaum}}$	J	Prozessenergie Nickelschaum
F_{Al}	m²	Nahtfläche Aluminium
F_{Cu}	m²	Nahtfläche Kupfer
F_{Schaum}	m²	Querschnittsfläche Nickelschaum
f_c	m	Kollimationsbrennweite
f_f	m	Fokussierbrennweite
f_y	Hz	Oszillationsfrequenz in y-Richtung
ΔH_S	J/kg	massenspezifische Schmelzenthalpie
$\Delta H_{S,\mathrm{Ni}}$	J/kg	massenspezifische Schmelzenthalpie Nickel
ΔH_V	J/kg	massenspezifische Verdampfungsenthalpie
$\Delta H_{V,\mathrm{m,Al}}$	J/mol	molare Verdampfungsenthalpie Aluminium
$\Delta H_{V,\mathrm{m,Cu}}$	J/mol	molare Verdampfungsenthalpie Kupfer
$\Delta H_{V,\mathrm{m,Ni}}$	J/mol	molare Verdampfungsenthalpie Nickel
$\Delta H_{V,\mathrm{Ni}}$	J/kg	massenspezifische Verdampfungsenthalpie Nickel
I_{heat}	J/m²	Wärmefluss durch Interface
j	-	Laufvariable der Diskretisierung
K	-	Materialkennwert
K_{Al}	-	Materialkennwert Aluminium
K_{Cu}	-	Materialkennwert Kupfer

Symbol	SI-Einheit	Bedeutung
K_{Ni}	-	Materialkennwert Nickel
K_{Schaum}	-	Materialkennwert Nickelschaum
l	m	Länge
l_{Naht}	m	Nahtlänge
l_R	m	Länge des Weges des elektrischen Stroms durch die Schweißnaht
m_2	-	zweites zentralisiertes und normiertes Moment
M^2	-	Beugungsmaßzahl
n	-	Laufvariable der Spiegelquellen
n_g	-	Nummer der Spiegelquelle, ab der sich der Quotient des Beitrags zur Temperaturerhöhung aufeinanderfolgender Spiegelquellen nicht mehr ändert
P_L	W	Laserleistung
P_P	W	Prozessleistung
Pe	-	Peclet-Zahl
q	-	Exponent
q_a	-	Quotient aufeinanderfolgender Reihenglieder
q_{final}	-	finaler Wert des Quotienten der Beiträge zur Temperaturerhöhung durch aufeinanderfolgende Spiegelquellen
Q_{heat}	J	Gesamtwärmemenge durch Interface pro mm Länge
q_n	-	Quotient der Beiträge zur Temperaturerhöhung durch aufeinanderfolgende Spiegelquellen
Δq_n	-	Änderung des Quotienten der Beiträge zur Temperaturerhöhung durch aufeinanderfolgende Spiegelquellen

Symbol	SI-Einheit	Bedeutung
R^2	-	Bestimmtheitsmaß
R_{Al}	Ω	elektrischer Widerstand des Aluminiumblechs
R_{Cu}	Ω	elektrischer Widerstand des Kupferblechs
R_{mes}	Ω	gemessener elektrischer Widerstand
R_{Naht}	Ω	elektrischer Widerstand der Schweißnaht
r_{th}	$J/(s^{1/2}\cdot m^2\cdot K)$	thermisches Ansprechvermögen
$r_{th,Ni}$	$J/(s^{1/2}\cdot m^2\cdot K)$	thermisches Ansprechvermögen Nickel
$r_{th,Schaum}$	$J/(s^{1/2}\cdot m^2\cdot K)$	thermisches Ansprechvermögen Nickelschaum
s	m	Tiefe
s_{Cu}	m	Einschweißtiefe in das Kupfer
s_K	m	Kapillartiefe
s_{Ni}	m	Dicke Nickelblech
t	s	Zeit
ΔT	K	Temperaturdifferenz
T_0	K	Ausgangstemperatur
t_0	s	Bezugszeitpunkt
ΔT_c	K	Temperaturerhöhung während des Abkühlens
T_{crit}	K	kritische Temperatur
ΔT_{error}	K	Temperaturfehler
ΔT_h	K	Temperaturerhöhung während des Heizens
T_{iface}	K	Temperatur am Interface

Symbol	SI-Einheit	Bedeutung
$T_{\max}$	K	Maximaltemperatur
ΔT_n	K	Beitrag zur Temperaturerhöhung durch Spiegelquelle n
t_n	s	diskretisierter Zeitschritt
$\Delta T_{Oberfläche}$	K	Temperaturerhöhung auf der Oberfläche
$\Delta T_{Oberseite}$	K	Temperaturdifferenz an Blechoberseite
t_{off}	s	Endzeitpunkt der Temperaturerhöhung auf der Oberfläche
t_{on}	s	Startzeitpunkt der Temperaturerhöhung auf der Oberfläche
T_P	K	Prozesstemperatur
ΔT_{res}	K	resultierende Temperaturerhöhung
T_S	K	Schmelztemperatur
$T_{S,\mathrm{Ni}}$	K	Schmelztemperatur Nickel
$\Delta T_{Unterseite}$	K	Temperaturdifferenz an Blechunterseite
T_V	K	Verdampfungstemperatur
$T_{V,\mathrm{Ni}}$	K	Verdampfungstemperatur Nickel
v	m/s	Vorschubgeschwindigkeit
v_{global}	m/s	globale Vorschubgeschwindigkeit
v_{lokal}	m/s	lokale Relativgeschwindigkeit
V_P	m³	Prozessvolumen
$V_{P,\mathrm{Ni}}$	m³	Prozessvolumen Nickel
$V_{P,Schaum}$	m³	Prozessvolumen Nickelschaum

Symbol	**SI-Einheit**	**Bedeutung**
v_x	m/s	Geschwindigkeitskomponente in x-Richtung
v_y	m/s	Geschwindigkeitskomponente in y-Richtung
(x,y,z)	-	stationäres Koordinatensystem
(x',y',z')	-	mitbewegtes Koordinatensystem
x_0	m	Beobachtungspunkt im ortsfesten Koordinatensystem
$X_{\mathrm{Cu},m}$	Gew.-%	gemittelter Kupferanteil
z_f	m	Fokusposition in z-Richtung
z_{low}	m	z-Koordinate im Fügepartner mit niedrigem thermischen Ansprechvermögen
z_R	m	Rayleigh-Länge
z_{WEZ}	m	Ausdehnung der wärmebeeinflussten Zone
$z_{WEZ,exp}$	m	experimentell ermittelte Ausdehnung der wärmebeeinflussten Zone

Griechische Buchstaben

α_{Kamera}	°	Beobachtungswinkel der Hochgeschwindigkeitskamera
γ	-	relative Dichte
η_A	-	Einkoppelgrad
η_{th}	-	thermischer Wirkungsgrad
κ	m²/s	Temperaturleitfähigkeit
λ	m	Wellenlänge
λ_{Bel}	m	Emissionswellenlänge des Beleuchtungslasers
λ_{Laser}	m	Emissionswellenlänge des Lasers

Symbol	**SI-Einheit**	**Bedeutung**
λ_{th}	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit
$\lambda_{th,Ni}$	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit Nickel
$\lambda_{th,Schaum}$	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit Nickelschaum
ξ	-	verdampfter Massenanteil
ρ	kg/m³	Dichte
ρ_{Al}	kg/m³	Dichte Aluminium
ρ_{Cu}	kg/m³	Dichte Kupfer
ρ_{el}	(Ω·m²)/m	spezifischer elektrischer Widerstand
ρ_{Ni}	kg/m³	Dichte Nickel
ρ_{Schaum}	kg/m³	Dichte Nickelschaum

Abkürzung	**Bedeutung**
Al	Aluminium
Al99,5	Reinaluminium (99,5 % Aluminium)
CFK	carbonfaserverstärkter Kunststoff
Cu	Kupfer
Cu-OF	sauerstofffreies Kuper (oxygen free)
CuZn	Kupfer-Zink-Legierung (Messing)
cw	continuous wave (Dauerstrichbetrieb)
HAZ	heat-affected zone
HS-Kamera	Hochgeschwindigkeitskamera
Ni	Nickel

Abkürzung	**Bedeutung**
REM	Rasterelektronenmikroskop
R-Ni99,2	Reinnickel (99,2 % Nickel)
WEZ	wärmebeeinflusste Zone

Kurzfassung der Arbeit

Um die steigenden Produktanforderungen erfüllen zu können, werden die einzelnen Bauteile eines Produkts immer häufiger maßgeschneidert entsprechend ihrer Funktion optimiert. Der Einsatz unterschiedlicher Materialien innerhalb eines Produkts bietet dabei ein großes Potential zur Optimierung der Funktionseigenschaften des Produkts. Daher nimmt der Materialmix innerhalb von Produkten immer weiter zu, und mit ihm auch der Bedarf an geeigneten Fügetechnologien. In diesem Zuge gewinnt auch das Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften an Bedeutung.

Beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften stellen diese Eigenschaften jedoch eine besondere Herausforderung für den Fügeprozess dar. Sie bestimmen zum einen wie die eingebrachte Wärme im Bauteil verteilt wird, und zum anderen wie groß der Energie- beziehungsweise Leistungsbedarf zur Erzeugung eines bestimmten Prozessvolumens ist. In der Fügezone (am Interface) zwischen den beiden Fügepartnern ändern die thermophysikalischen Eigenschaften schlagartig beim Übergang vom einen Fügepartner zum anderen. Daher ändern in der Fügezone auch schlagartig sowohl die Verteilung der eingebrachten Energie, als auch der erforderliche Energiebedarf. Dies erfordert einen lokal gezielten Energieeintrag, um die für den Fügeprozess benötigte Temperaturverteilung in der Fügezone und deren direkter Umgebung zu generieren.

Der Laser ist hierfür prinzipiell ein gut geeignetes Fügewerkzeug, aufgrund seiner Vorteile, wie einer zeitlich und räumlich gezielten Energieeinbringung und seiner hohen Flexibilität. Ohne geeignete Prozessstrategien sind die vorteilhaften Eigenschaften des Lasers alleine jedoch meist nicht ausreichend, um die Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften erfolgreich zu meistern. Daher lautet die Hypothese der vorliegenden Arbeit:

Durch die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung, mittels an die jeweilige Fügeaufgabe angepasster Prozessstrategien, kann das Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften realisiert werden.

Das Ziel dieser Arbeit liegt in der Entwicklung und Umsetzung solcher prozessangepassten Strategien für die gezielte Energieeinbringung beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften. Dies wird anhand zweier Beispiele mit den dominierenden physikalischen Effekten Wärmeleitung und Konvektion demonstriert:

- Das Fügen von Nickelschaum an Nickelblech (Wärmeleitung), und
- Das Fügen von Aluminium-Kupfer-Mischverbindungen (Konvektion).

Für das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech wird eine Überlapp T-Stoß Konfiguration betrachtet, mit dem Nickelblech als oberem und dem Nickelschaum als unterem Fügepartner. Beide Fügepartner bestehen aus Reinnickel R-Ni99,2 und weisen verhältnismäßig kleine Abmessungen auf. Das Nickelblech hat eine Dicke von 0,3 mm und der Nickelschaum hat eine Breite von 0,135 mm. Der offenporige Nickelschaum besitzt darüber hinaus sehr kleine Strukturelemente mit typischen Strukturgrößen von wenigen 10 µm bis zu wenigen 100 µm. Aufgrund dieser geringen Strukturgrößen des Schaums besteht die Gefahr der Zerstörung der Schaumstruktur während des Schweißprozesses. Darüber hinaus kommt es beim Einsatz organischer Beschichtungen auf dem Nickelschaum beim Überschreiten von bereits vergleichsweise geringen kritischen Temperaturen (von etwa 140 °C – 300 °C, im Vergleich zur Schmelztemperatur von Nickel von 1455 °C) zur Ausbildung einer wärmebeeinflussten Zone (WEZ), wodurch die nutzbare, beschichtete Fläche reduziert wird.

Für das Laserstrahlschweißen von Aluminium (Al) an Kupfer (Cu) wird ebenfalls ein Überlappstoß als Fügeanordnung untersucht. Hierzu wird reines Al (Al99,5) und reines Cu (Cu-OF) mit Blechdicken von jeweils 1 mm verwendet. Beim Laserstrahlschweißen von Al an Cu stellen neben den unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften der beiden Fügepartner vor allem die sich während des Schweißprozesses ausbildenden intermetallischen Phasen eine große Herausforderung dar. Die meisten dieser intermetallischen Phasen weisen eine höhere Sprödigkeit, geringere Festigkeit und einen höheren spezifischen elektrischen Widerstand auf, als die beiden Ausgangsmaterialien. Daher beeinflussen die intermetallischen Phasen sowohl die elektrischen, als auch die mechanischen Eigenschaften der erzeugten Schweißnähte negativ und müssen so weit wie möglich minimiert werden.

Für beide Fügeaufgaben wurden Festkörperlaser mit einer Emissionswellenlänge um 1 µm eingesetzt.

Für beide Fügeaufgaben wurden aus den jeweiligen Anforderungen und Herausforderungen für den Fügeprozess die entsprechenden Anforderungen an die jeweils anzuwendende Prozessstrategie abgeleitet. Darauf basierend wurden dann geeignete Prozessstrategien abgeleitet und umgesetzt.

Für das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech wurde ein Keybowl-Schweißprozess ausgewählt und umgesetzt. Dieser ist durch eine einsetzende Verdampfung an der Schmelzbadoberfläche, die Ausbildung einer Vertiefung mit Aspektverhältnis < 1 und gleichzeitig stabiler Einschweißtiefe gekennzeichnet. Hierdurch kann eine durchgängige Durchschweißung durch das Nickelblech, ohne Öffnung der Kapillare an der Blechunterseite, bei gleichzeitig kurzen Wechselwirkungszeiten erzielt werden. Mit einem solchen Keybowl-Schweißprozess konnte ein erfolgreiches Fügen von Nickelschaum an Nickelblech mit Vorschubgeschwindigkeiten von $v \geq 5$ m/min bei einem Fokusdurchmesser von $d_f = 300$ µm demonstriert werden.

Für die theoretischen Untersuchungen der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum wurde in dieser Arbeit ein analytisches Modell für das Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften aufgestellt. Die Ergebnisse der theoretischen und experimentellen Untersuchungen dieser Arbeit zeigten eine Abnahme der Ausdehnung der WEZ mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit. Es zeigte sich jedoch auch, dass bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten ab etwa $v \geq 25$ m/min nur noch mit einer geringfügigen Abnahme der Ausdehnung der WEZ zu rechnen ist und einer Skalierung der Prozessstrategie hin zu noch höheren Vorschubgeschwindigkeiten somit Grenzen gesetzt sind.

Für das Laserstrahlschweißen von Al an Cu wurde das Laserstrahltiefschweißen mit räumlicher Strahloszillation als Prozessstrategie ausgewählt und umgesetzt. Damit konnten die Nahtbreite am Interface und die Einschweißtiefe in das untenliegende Cu-Blech nahezu unabhängig voneinander eingestellt werden. Dies ermöglichte es sowohl große Anbindungsbreiten zu erzeugen, als auch das Mischungsverhältnis der beiden Fügepartner zu reduzieren, um die Ausbildung intermetallischer Phasen in der Schweißnaht gering zu halten.

Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit haben gezeigt, dass ein hohes Verhältnis von Nahtbreite am Interface zu Einschweißtiefe in das Cu (Breite/Tiefe) vorteilhaft ist für die Erzeugung eines geringen elektrischen Widerstands. Die Nähte mit einem Verhältnis Breite/Tiefe > 4 weisen die geringsten elektrischen Widerstände auf. Gleichzeitig ist jedoch eine minimale Einschweißtiefe in das Kupfer von etwa 20 µm erforderlich, um

akzeptable Widerstandswerte zu erhalten. Durch den Einsatz räumlicher Strahloszillation mit konstanter Laserleistung konnte der elektrische Widerstand der erzeugten Schweißnähte um etwa 25 % reduziert werden (auf etwa 1,1 μΩ), im Vergleich zu den Widerständen der Schweißnähte, die ohne räumliche Strahloszillation erzeugt wurden. Durch eine lokale Anpassung der Laserleistung über den Oszillationszyklus, entsprechend P_L/v_{lokal} = konstant, konnte eine weitere Reduzierung des elektrischen Widerstands um 18 % (auf etwa 0,88 μΩ) demonstriert werden.

Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit zeigen, dass durch den Einsatz angepasster Prozessstrategien für die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung das Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften erfolgreich realisiert werden kann. Anhand der beiden betrachteten Anwendungsbeispiele konnten konkrete Prozessstrategien hierfür aufgezeigt und deren erfolgreiche Umsetzung demonstriert werden. Somit ist der Ausgangspunkt für die Übertragung dieser Erkenntnisse auf die Entwicklung von Prozessstrategien für weitere Anwendungsfälle gegeben.

Extended Abstract

In order to meet the ever-increasing demands on products, the individual components of a product are more and more frequently tailored to their function. Since the use of different materials within a product offers great potential for optimizing the functional properties of the product, the material mix within the products increases, and with it the need for suitable joining technologies. In this context, laser beam welding of metals with different thermophysical properties is also gaining in importance.

For laser beam welding of metals with different thermophysical properties, these different thermophysical properties pose special challenges for the joining process. On the one hand, they determine how the supplied heat is distributed in the part and, on the other hand, how large the energy or power required for the generation of a certain process volume is. In the joining zone (at the interface) between the two joining partners, the thermophysical properties change abruptly at the transition from one joining partner to the other. Therefore, both the distribution of the supplied energy and the required energy also change abruptly in the joining zone. This requires a locally controlled energy input in order to generate the temperature distribution in the joining zone and its vicinity, which is required for the joining process.

In principle, the laser is a well suited joining tool for this due to its advantages, such as a temporally and spatially controlled energy input and its high flexibility. Without suitable process strategies, however, the advantages of the laser alone are usually not sufficient to successfully master the challenges of laser beam welding of metals with different thermophysical properties. Therefore, the hypothesis for the present thesis is:

Laser beam welding of metals with different thermophysical properties can be realized by the controlled adjustment of the locally supplied energy and its distribution by means of process strategies adapted to the respective joining task.

The aim of this work is to develop and implement such process-adapted strategies for the controlled energy supply during laser beam welding of metals with different thermophysical properties. This is demonstrated by the two examples with the dominating physical effects of heat conduction and convection:

- The joining of nickel foam sheets to solid nickel sheets (heat conduction), and
- the joining of aluminum-copper dissimilar joints (convection).

For laser beam welding of nickel foam sheets to solid nickel sheets, an overlap T-joint configuration is considered, with the solid nickel sheet as the upper joining partner and the nickel foam sheet as the lower joining partner. Both joining partners are made of pure nickel R-Ni99.2 and have comparatively small dimensions. The solid nickel sheet has a thickness of 0.3 mm and the nickel foam sheet has a width of 0.135 mm. The open-celled nickel foam has also very small structural elements with typical structure sizes of a few 10 µm to a few 100 µm. Due to these small structural sizes of the foam, there is a risk of destruction of this foam structure during the welding process. In addition, if organic coatings are applied on the nickel foam sheets, the heat-affected zone (HAZ) occurs typically at low critical temperatures (of about 140 °C – 300 °C, compared to the melting temperature of nickel of 1455 °C), which reduces the usable coated area.

For laser beam welding of aluminum (Al) to copper (Cu), an overlap joint is also considered as joint configuration. Pure Al (Al99.5) and pure Cu (Cu-OF) with sheet thicknesses of 1 mm each are used. In laser beam welding of Al to Cu, in addition to the different thermophysical properties of the two joining partners, the formation of intermetallic phases during the welding process poses a major challenge. Most of these intermetallic phases have a higher brittleness, lower strength and a higher specific electrical resistance than the base materials. Therefore, the formation of the intermetallic phases in the weld must be minimized in order to not adversely affect the properties of the weld joint.

For both joining tasks, solid-state lasers with an emission wavelength of around 1 µm were used.

For both joining tasks, the corresponding requirements for the process strategy to be applied were derived from the respective requirements and challenges for the joining process in each case. Based on this, suitable process strategies were then derived and implemented.

A keybowl welding process was selected and implemented for laser beam welding of nickel foam sheets to solid nickel sheets. Such a process is characterized by an onset of evaporation at the weld pool surface, the formation of a vapor depression with an aspect ratio of < 1 and a simultaneously stable welding depth. This allows a continuous full penetration welding through the solid nickel sheet without an opening of the capillary on the bottom side of the sheet and at the same time short interaction times. With such

a keybowl welding process a successful joining of nickel foam sheets to solid nickel sheets with feed rates of $v \geq 5$ m/min at a focus diameter of $d_f = 300$ µm could be demonstrated.

For the theoretical investigations of the extent of the HAZ in the nickel foam sheets an analytical model for laser beam welding of metals with different thermophysical properties was developed within this work. The results of the theoretical and experimental investigations of this work showed a decrease of the extension of the HAZ with increasing feed rate. However, it also turned out that at higher feed rates of about $v \geq 25$ m/min only a slight decrease of the extension of the HAZ is to be expected and therefore scaling of the process strategy towards even higher feed rates is limited.

For laser beam welding of Al to Cu, the selected and implemented process strategy was deep penetration welding with spatial oscillation of the laser beam. With this, the seam width at the interface and the welding depth into the lower Cu sheet can be adjusted almost independently of each other. This made it possible to create large joining widths and also to reduce the mixing ratio of the two joining partners in order to minimize the formation of intermetallic phases in the weld seam.

The results of the present work have shown that a high ratio of seam width at the interface to welding depth into the Cu (width/depth) is advantageous for the generation of a low electrical resistance. The weld seams with a width/depth ratio > 4 have the lowest electrical resistances. At the same time, however, a minimum welding depth into the copper of about 20 µm is required in order to obtain reasonable resistance values. By using spatial beam oscillation with constant laser power, the electrical resistance of the generated weld seams could be reduced by about 25 % (to about 1.1 µΩ) compared to the resistances of the weld seams generated without spatial beam oscillation. By locally adjusting the laser power over the oscillation cycle, corresponding to P_L/v_{lokal} = constant, a further reduction of the electrical resistance by 18 % (to about 0.88 µΩ) could be demonstrated.

The results of this work show that laser beam welding of metals with different thermophysical properties can be realized successfully by applying adapted process strategies for the controlled adjustment of the locally supplied energy and its distribution. On the basis of the two considered application examples specific process strategies for this could be presented and their successful implementation demonstrated. Thus, the starting point for the transfer of these findings to the development of process strategies for further applications is given.

1 Einleitung

1.1 Motivation und Zielsetzung der Arbeit

Um die steigenden Produktanforderungen erfüllen zu können, werden die einzelnen Bauteile eines Produkts immer häufiger maßgeschneidert entsprechend ihrer Funktion optimiert. Dabei bietet der Einsatz unterschiedlicher Materialien innerhalb eines Produkts ein großes Potential zur Optimierung der Funktionseigenschaften des Produkts. Hierdurch nimmt die Vielfalt der eingesetzten Materialien, sowie der Materialmix innerhalb der Produkte immer weiter zu (getreu dem Motto „Das richtige Material an der richtigen Stelle“). [1–5]

Die unterschiedlichen, für ein Produkt verwendeten Materialien müssen erfolgreich zu einem Bauteil gefügt werden, damit das (End-)Produkt seine Funktion erfüllen kann und die vorteilhaften Eigenschaften der eingesetzten Materialien ausgenützt werden können. Dazu sind geeignete Fügetechnologien erforderlich. Der Laser ist hierfür grundsätzlich ein geeignetes Werkzeug, aufgrund seiner Vorteile wie einer zeitlich und räumlich gezielten Energieeinbringung, hoher realisierbarer Prozessgeschwindigkeiten und Bearbeitungsqualitäten, seiner hohen Flexibilität, sowie der guten Eignung zur Automatisierbarkeit [4–6].

Die Beispiele für den Einsatz unterschiedlicher Materialien für die Funktionsoptimierung von Bauteilen sind vielfältig. Angefangen bei den sogenannten „Tailored Blanks“ im Automobilbau [7] über den Einsatz von Leichtmetallen (beispielsweise Aluminium) [8, 9] und Verbundmaterialien (beispielsweise karbonfaserverstärkten Kunststoffen (CFK)) [10–12] für den Leichtbau bis hin zur Verwendung „neuartiger Materialien“ wie Metallschäumen [13, 14]. Auch Kombinationen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften finden immer häufiger Verwendung. Zu nennen sind hier beispielsweise metallische Mischverbindungen wie Aluminium-Stahl Verbindungen [15, 16] für den Karosseriebau oder Aluminium-Kupfer Verbindungen [1, 17, 18] für die Elektromobilität und für Batterieanwendungen.

Im Fokus der vorliegenden Arbeit stehen ausschließlich Kombinationen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften (die Kombination Nickelschaum und Nickelblech, sowie die Kombination Aluminium und Kupfer) und wie diese erfolgreich mithilfe des Laserstrahlschweißens gefügt werden können.

Beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften stellen diese Eigenschaften besondere Herausforderungen für den Fügeprozess dar. Sie bestimmen zum einen, wie die eingebrachte Wärme im Bauteil verteilt wird, und zum anderen, wie groß der Energie- beziehungsweise Leistungsbedarf zur Erzeugung eines bestimmten Prozessvolumens ist. Um zwei Fügepartner miteinander verschweißen zu können, muss in der Fügezone zwischen den beiden Fügepartnern die erforderliche Temperaturverteilung erzeugt werden. Die Temperaturverteilung ist das Resultat der eingebrachten Energie und hängt von deren zeitlichen und örtlichen Verteilung im Material ab. Die Verteilung der Energie im Material wird wiederum durch die zeitliche und örtliche Einbringung der Energie, sowie die Materialeigenschaften bestimmt. In der Fügezone (am Interface) zwischen den beiden Fügepartnern ändern die thermophysikalischen Eigenschaften schlagartig beim Übergang vom einen Fügepartner zum anderen. Daher kommt es in der Fügezone auch schlagartig zu einer Änderung sowohl der Verteilung der eingebrachten Energie, als auch des erforderlichen Energiebedarfs. Dies erschwert es, die für den Fügeprozess benötigte Temperaturverteilung in der Fügezone zu generieren. Zudem kommen häufig weitere, erschwerende Randbedingungen hinzu, welche die maximal zulässige Temperaturerhöhung in der direkten Umgebung der Fügezone beschränken. Dies können beispielsweise die Erzeugung wärmebeeinflusster Zonen in angrenzenden Bauteilen, in (aktiven) Beschichtungen der Bauteile, oder den Bauteilen selbst sein. Zusätzlich kann auch die Kompatibilität der zu fügenden Metalle eine weitere Herausforderung darstellen, zum Beispiel durch die Ausbildung meist sehr spröder intermetallischer Phasen mit nachteiligen Eigenschaften in der Fügeverbindung.

Die vorteilhaften Eigenschaften des Lasers als Fügewerkzeug alleine sind ohne geeignete Prozessstrategien jedoch meist nicht ausreichend, um die zuvor genannten Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften erfolgreich zu meistern. Vielmehr sind darüber hinaus noch spezielle Prozessstrategien erforderlich, die an die konkreten Herausforderungen der jeweiligen Fügeaufgabe angepasst sind. Somit lässt sich die Hypothese für die vorliegende Arbeit formulieren:

Durch die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung, mittels an die jeweilige Fügeaufgabe angepasster Prozessstrategien, kann das Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften realisiert werden.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit liegt in der Entwicklung und Umsetzung prozessangepasster Strategien für die gezielte Energieeinbringung beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften. Dies wird anhand zweier Beispiele mit den dominierenden physikalischen Effekten Wärmeleitung und Konvektion für die Energieverteilung in der Fügezone demonstriert:

- Das Fügen von Nickelschaum an Nickelblech (Wärmeleitung), und
- Das Fügen von Aluminium-Kupfer-Mischverbindungen (Konvektion).

1.2 Aufbau der Arbeit

Die Erreichung des Ziels der vorliegenden Arbeit wird anhand der beiden betrachteten Umsetzungsbeispiele demonstriert. Das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech wird in Kapitel 2 behandelt, als Beispiel mit Wärmeleitung als dominierendem physikalischen Effekt für die Energieverteilung in der Fügezone. Das Laserstrahlschweißen von Aluminium an Kupfer wird in Kapitel 3 behandelt, als Beispiel mit Konvektion als dominierendem physikalischen Effekt für die Energieverteilung in der Fügezone.

In Abschnitt 2.1 wird auf den aktuellen Stand der Technik zum Laserstrahlschweißen von Metallschäumen eingegangen. In Abschnitt 2.2 werden die konkreten Anforderungen und Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech diskutiert. Ausgehend davon wird in Abschnitt 2.3 eine geeignete Prozessstrategie abgeleitet und ausgewählt.

In Abschnitt 2.4 werden theoretische Überlegungen zum Schweißprozess angeführt. Basierend auf der Leistungsbilanz wird die erforderliche Prozessleistung zur Erzeugung der Prozessvolumina in den beiden Fügepartnern abgeschätzt. Mithilfe eines analytischen Modells erfolgt eine Abschätzung der Prozessparameter für den Fügeprozess. In Abschnitt 2.5 folgen die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen des Laserstrahlschweißens von Nickelblech und des Laserstrahlschweißens von Nickelschaum an Nickelblech, anhand derer die Umsetzung der Prozessstrategie demonstriert wird.

Nach der Behandlung des Fügeprozesses wird näher auf die Ausdehnung der wärmebeeinflussten Zone (WEZ) im Nickelschaum eingegangen. Hierzu werden ebenfalls sowohl Ergebnisse experimenteller Untersuchungen (Abschnitt 2.6), als auch theoretischer Untersuchungen (Abschnitt 2.7) diskutiert. Für die theoretischen Untersuchungen wird ein analytisches Modell für die Ausdehnung der WEZ beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften aufgestellt. Es folgt sowohl die Diskussion des Vergleichs zwischen den theoretischen Ansätzen und den experimentell bestimmten Werten, als auch der Vorhersage der Ausdehnung der WEZ bei weiteren Prozessparametern.

Kapitel 3 beginnt zunächst ebenfalls mit der Darlegung des aktuellen Stands der Technik zum Laserstrahlschweißen von Aluminium-Kupfer Mischverbindungen (Abschnitt 3.1), bevor auch hier näher auf die konkreten Anforderungen und Herausforderungen für diese Fügeaufgabe eingegangen wird (Abschnitt 3.2). Analog zu Kapitel 2 wird darauf basierend eine geeignete Prozessstrategie abgeleitet und ausgewählt (Abschnitt 3.3).

Anschließend werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen des Schweißprozesses dargelegt, wobei zunächst ein Überblick über die erzeugten Schweißnähte ohne und mit räumlicher Strahloszillation gegeben wird (Abschnitt 3.4.1 und 3.4.2). Dann werden die Zusammenhänge zwischen der Nahtgeometrie und den Oszillationsparametern, sowie die Abhängigkeiten der Eigenschaften der Schweißnähte von der Nahtgeometrie aufgezeigt (Abschnitt 3.4.3 bis 3.4.5). Dieses Kapitel abschließend werden die Korrelation zwischen elektrischem Widertand und mechanischer Festigkeit (Abschnitt 3.4.6) diskutiert, sowie das Potential einer lokalen Leistungsanpassung bei der räumlichen Strahloszillation aufgezeigt (Abschnitt 3.4.7).

Abschließend werden die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit in Kapitel 4 nochmals zusammengefasst.

2 Fügen von Nickelschaum an Nickelblech

Um das Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften realisieren zu können, sind an die jeweilige Fügeaufgabe angepasste Prozessstrategien für die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung erforderlich. Hierzu können sowohl Prozessstrategien mit Wärmeleitung, als auch mit Konvektion als dominierendem physikalischen Effekt für die Energieverteilung in der Fügezone eingesetzt werden. In diesem Kapitel wird die Entwicklung und Umsetzung von Prozessstrategien mit Wärmeleitung als dominierendem physikalischen Effekt behandelt. Dies geschieht anhand des Beispiels des Laserstrahlschweißens von Nickelschaum an Nickelblech.

2.1 Einleitung und Stand der Technik zum Laserstrahlschweißen von Metallschäumen

Metallschäume besitzen aufgrund ihrer spezifischen Eigenschaften ein hohes Potential für zahlreiche Anwendungsgebiete, beispielsweise für Leichtbaukonstruktionen, Schalldämpfer, Energieabsorber, Wärmeübertrager, Filter, Katalysatoren oder Elektroden [13, 14, 19, 20]. Die vorteilhaften Eigenschaften von Metallschäumen können einerseits aus der Kombination von geringer Dichte (im Vergleich zu Vollmaterial des gleichen Metalls) und gleichzeitig guten mechanischen, thermischen, akustischen oder elektrischen Eigenschaften resultieren. Andererseits kann auch die Struktur der Metallschäume für deren vorteilhafte Eigenschaften verantwortlich sein. Hier ist zum Beispiel das typischerweise große Verhältnis von Oberfläche zu Volumen zu nennen, welches unter anderem bei der Anwendung für Elektroden von Vorteil ist. Die spezifischen Eigenschaften von Metallschäumen hängen im Wesentlichen von drei Merkmalen ab. Dem Metall aus dem der Schaum besteht, der relativen Dichte des Schaums und der Zelltopologie. Diese drei Merkmale werden daher auch häufig zur Charakterisierung von Metallschäumen verwendet. [13]

Um die Metallschäume für ihre Funktionserfüllung mit anderen Konstruktionsteilen fügen zu können, sind geeignete Fügetechnologien erforderlich. Diese umfassen unter an-

derem das Schrauben, Kleben, Löten und Schweißen [13]. Insbesondere das Laserstrahlschweißen hat sich aufgrund der Möglichkeit einer geringen und lokal gezielten Energieeinbringung bereits als geeignete und vielversprechende Technologie zum Fügen von Metallschäumen erwiesen [13, 20–25]. Als eine große Herausforderung für den Fügeprozess hat sich eine Zerstörung der aufgeschmolzenen Schaumstruktur aufgrund der Oberflächenspannung herausgestellt, bei übermäßigem Energieeintrag in den Schaum [20, 24, 25]. Zur Kompensation der damit verbundenen Volumenreduktion wurde vielfach auf die Verwendung von Zusatzmaterial zurückgegriffen [20, 23–25]. Das Laserstrahlschweißen in Überlappkonfiguration von Vollmaterial an einen Metallschaum des gleichen Metalls ohne den Einsatz von Zusatzmaterial wurde am Beispiel des Fügens von CuZn-Blechen an offenporigen CuZn-Schaum demonstriert [22]. Allerdings waren die geometrischen Abmessungen der Fügepartner vergleichsweise groß mit einer Blechdicke von 1 mm und Strukturelementen des Schaums von etwa der gleichen Größenordnung, so dass vergleichsweise viel Material für die Erzeugung einer Fügeverbindung zur Verfügung stand. Im Fokus der vorliegenden Arbeit stand dahingegen die Entwicklung und Umsetzung von Prozessstrategien für das Laserstrahlschweißen von Metallschäumen an Vollmaterial in Überlappkonfiguration mit kleinen Abmessungen von wenigen hundert µm ohne die Verwendung von Zusatzmaterial.

In den nächsten Abschnitten erfolgt eine detaillierte Betrachtung der Randbedingungen und Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelbelch, gefolgt von der Ableitung der Prozessstrategie, sowie den Ergebnissen der theoretischen und experimentellen Untersuchungen des Schweißprozesses.

2.2 Herausforderungen beim Fügeprozess

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech in der Überlapp T-Stoß Konfiguration untersucht. Im Folgenden wird näher auf die untersuchte Fügegeometrie, sowie die Randbedingungen und Herausforderungen für diesen Fügeprozess eingegangen. Eine Skizze der Fügegeometrie ist in Bild 2.1 gezeigt. Der Laserstrahl trifft auf die Oberfläche des Nickelblechs und wird mit der Vorschubgeschwindigkeit v linear über das Nickelblech bewegt. Dieses wird dabei an eine senkrecht dazu stehende Lage des Nickelschaums geschweißt. Hierzu kamen Festkörperlaser mit einer Emissionswellenlänge um 1 µm zum Einsatz. Beide verwendeten Materialien bestehen aus Reinnickel (R-Ni99,2) und haben verhältnismäßig

kleine Abmessungen. Die Nickelbleche haben eine Dicke von s_{Ni} = 0,3 mm und der Nickelschaum, bei dem es sich um einen offenporigen Metallschaum handelt, hat eine Breite von b_{Schaum} = 0,135 mm.

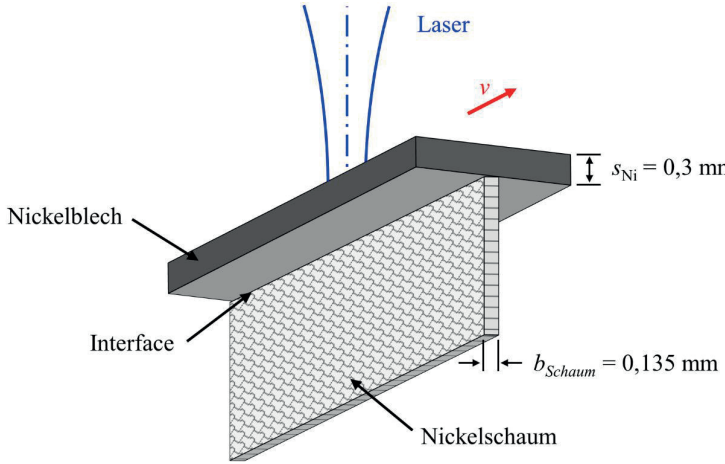


Bild 2.1: Fügegeometrie für das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech.

Randbedingungen und Anforderungen

Für ein erfolgreiches Schweißen von Nickelschaum an Nickelblech ist eine stoffschlüssige Verbindung der beiden Fügepartner erforderlich. Daraus folgt, dass in der Fügezone (am Interface zwischen Nickelschaum und Nickelblech) mindestens die Schmelztemperatur der beiden Fügepartner erreicht werden muss. Gleichzeitig ist eine Zerstörung der Schaumstruktur unbedingt zu vermeiden. Werden organische Beschichtungen auf dem Nickelschaum eingesetzt, so kann es beim Überschreiten einer kritischen Temperatur T_{crit} für eine solche Beschichtung zur Ausbildung einer wärmebeeinflussten Zone (WEZ) im Nickelschaum kommen. Bei organischen Stoffen, wie beispielsweise Kunststoffen, ist dies typischerweise bereits bei etwa 140 °C – 300 °C [2, 10, 11, 26, 27] der Fall. Um die nutzbare, beschichtete Fläche des Nickelschaums möglichst groß zu halten, muss die Ausdehnung der WEZ z_{WEZ} im Nickelschaum möglichst gering gehalten werden. Hierzu ist es erforderlich die maximale Reichweite der Isotherme der kritischen Temperatur, $\max\left(z_{T_{crit}}(t)\right)$, im Nickelschaum ebenfalls möglichst gering zu halten. Daraus abgeleitet muss der Energieeintrag in den Nickelschaum ebenfalls möglichst gering gehalten werden. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde diesbezüglich das Ziel gesetzt, die maximale Reichweite der Isotherme einer kritischen Temperatur von

T_{crit} = 156 °C im Nickelschaum unter 3 mm zu halten (max($z_{156\,°C}(t)$) < 3 mm). Somit gilt es sowohl die Anforderungen für den Fügeprozess selbst (Anbindung ohne Zerstörung der Schaumstruktur), als auch für die durch den Fügeprozess verursachte WEZ einzuhalten. Die resultierenden Randbedingungen für den Fügeprozess sind:

- Temperatur am Interface T_{iface} > Schmelztemperatur $T_{S,Ni}$,
- keine Zerstörung der Struktur des Nickelschaums,
- Energieeintrag in den Nickelschaum möglichst gering (max($z_{156\,°C}(t)$) < 3 mm)

Herausforderungen

Die speziellen Herausforderungen für die hier betrachtete Fügeaufgabe liegen in den unterschiedlichen *thermophysikalischen Eigenschaften* der beiden Fügepartner, *der Struktur des Schaums*, sowie der geringen *kritischen Temperatur für die Ausbildung einer wärmebeeinflussten Zone*. Diese werden im Folgenden näher erläutert.

Die unterschiedlichen *thermophysikalischen Eigenschaften* der beiden Fügepartner sind die Wärmeleitfähigkeit λ_{th}, die Dichte ρ, die Temperaturleitfähigkeit $\kappa = \lambda_{th}/(\rho \cdot c_p)$), wobei c_p die massenspezifische Wärmekapazität ist, und das thermische Ansprechvermögen $r_{th} = \sqrt{\lambda_{th} \cdot \rho \cdot c_p}$ [28]. Diese bestimmen materialseitig sowohl die Verteilung der Energie im Material, als auch den erforderlichen Energie- beziehungsweise Leistungsbedarf zur Erzeugung eines bestimmten Prozessvolumens. In der Fügezone (am Interface) zwischen den beiden Fügepartnern ändern die thermophysikalischen Eigenschaften schlagartig beim Übergang vom einen Fügepartner zum anderen. Daher kommt es in der Fügezone auch schlagartig zu einer Änderung der Verteilung der eingebrachten Energie. Dies hat zur Folge, dass die Einstellung der lokal erforderlichen Temperaturverteilung in der Fügezone und deren direkten Umgebung erschwert wird. Außerdem ändert sich in der Fügezone auch schlagartig der erforderliche Energie- beziehungsweise Leistungsbedarf zur Erzeugung der benötigten Prozessvolumina in den beiden Fügepartnern. Konkrete Zahlenwerte für die Unterschiede in den thermophysikalischen Eigenschaften und für die abgeschätzte, benötigte Energie beziehungsweise Leistung zur Erzeugung der jeweiligen Prozessvolumina im Nickelschaum und Nickelblech werden in Abschnitt 2.4 gegeben.

Die Struktur des verwendeten *Nickelschaums* ist in der in Bild 2.2 gezeigten Mikroskopaufnahme des Schaums zu sehen. Dort sind die einzelnen Strukturelemente und die wiederkehrende Zellstruktur des Schaums zu erkennen, wie sie für solche offenporige Metallschäume typisch sind [13]. Bei dem im Rahmen der vorliegenden Arbeit verwendeten Schaum sind die einzelnen Strukturelemente verhältnismäßig klein mit typischen

Abmessungen von wenigen 10 µm bis zu wenigen 100 µm. Aufgrund dieser geringen Strukturgrößen des Schaums kann es während des Fügeprozesses zu einer Zerstörung der Schaumstruktur kommen. Hierfür werden zwei Mechanismen als relevant angesehen. Dies sind zum einen das vollständige Verdampfen einzelner Strukturelemente oder gar größerer Volumenanteile des Nickelschaums. Zum anderen können bei einem übermäßigen Energieeintrag in den Schaum größere Anteile der Schaumstruktur aufgeschmolzen werden, was zu einem Zusammenziehen der Schmelze aufgrund der Oberflächenspannung führen kann. Über eine solche Zerstörung der schmelzflüssigen Schaumstruktur aufgrund der Oberflächenspannung bei übermäßigem Energieeintrag wurde bereits in [20, 24, 25] berichtet. Für ein Verdampfen der Strukturelemente des Schaums muss die Verdampfungstemperatur im Nickelschaum erreicht werden. Dies kann bei einer direkten Bestrahlung des Nickelschaums durch den Laserstrahl erfolgen. Dazu kann es kommen, wenn sich während des Prozesses eine Dampfkapillare durch das obere Nickelblech hindurch bis in den Nickelschaum ausbildet. Aufgrund der geringen Größe der Strukturelemente des Schaums reichen bereits geringe Energiemengen aus, um diese aufzuschmelzen oder zu verdampfen (konkrete Zahlenwerte siehe Abschnitt 2.4). Verglichen mit der erforderlichen Energiemenge zur Erzeugung des Prozessvolumens im Nickelblech sind hier bereits etwa um den Faktor 30 geringere Energiemengen notwendig. Hierheraus wird die Herausforderung zum Fügen der beiden Partner deutlich, sowie die Notwendigkeit einer lokal kontrollierten Energieeinbringung.

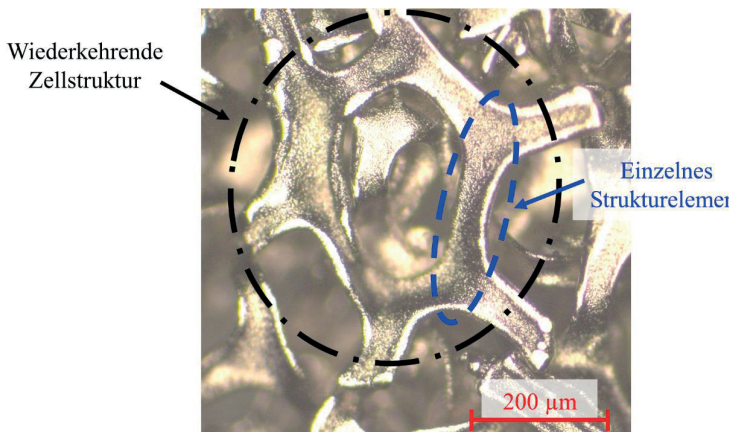


Bild 2.2: Mikroskopaufnahme des Nickelschaums.

Werden organische Beschichtungen auf dem Nickelschaum eingesetzt, so kann es beim Überschreiten einer *kritischen Temperatur* T_{crit} für eine solche Beschichtung *zur Ausbildung einer WEZ* im Nickelschaum kommen. Die kritischen Temperaturen T_{crit} für solche organischen Beschichtungen sind meist deutlich geringer als die Schmelztemperatur von Nickel $T_{S,Ni}$ = 1455 °C [29]. Bei organischen Stoffen, wie beispielsweise Kunststoffen, ist dies typischerweise bereits bei etwa 140 °C – 300 °C [2, 10, 11, 26, 27] der Fall. In der Fügezone muss jedoch mindestens die Schmelztemperatur von Nickel erreicht werden, was zu einer Herausforderung für die Umsetzung einer möglichst geringen Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum führt.

Zusammenfassend können die speziellen Herausforderungen bei diesem Fügeprozess festgehalten werden:

- Die unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften der beiden Fügepartner
    - Unterschiedlicher Energiebedarf E_P zum Erreichen eines bestimmten Prozessvolumens im Nickelblech und im Nickelschaum ($E_{P,Ni} >> E_{P,Schaum}$)
    - Änderung der Wärmeableitung und der Verteilung der Energie in der Fügezone
- Die Struktur des Nickelschaums
    - Mögliche Zerstörung der Strukturelemente während des Fügeprozesses
- Geringe kritische Temperatur T_{crit} für die Ausbildung einer wärmebeeinflussten Zone (WEZ) (typisch: 140 °C - 300 °C).

Die Hypothese ist, dass die Fügeaufgabe des *Laserstrahlschweißens von Nickelschaum an Nickelblech durch die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung, mittels an die Fügeaufgabe angepasster Prozessstrategien, erfolgreich realisiert werden kann.*

Um diese Hypothese verifizieren zu können, werden in den folgenden Abschnitten (Abschnitt 2.3 bis 2.5) zunächst die Ergebnisse theoretischer Überlegungen und der experimentellen Untersuchungen zum Fügeprozess selbst dargelegt und diskutiert. Anschließend wird dann in Abschnitt 2.6 und 2.7 auf die ebenfalls experimentell und theoretisch ermittelten Ergebnisse zur Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum eingegangen.

2.3 Prozessstrategie

Die Ausführungen im vorangegangen Abschnitt machen deutlich, dass für ein erfolgreiches Fügen von Nickelschaum an Nickelblech mittels Laserstrahlschweißen die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung erforderlich ist. Dazu wird eine an diese Fügeaufgabe angepasste Prozessstrategie benötigt. In diesem Abschnitt wird auf die Anforderungen an die Prozessstrategie eingegangen und anhand der Anforderungen eine mögliche Strategie abgeleitet.

Anforderungen

Basierend auf den zuvor erläuterten Randbedingungen und Herausforderungen für den Fügeprozess lassen sich die beiden wesentlichen Anforderungen an die anzuwendende Prozessstrategie ableiten. Dies sind eine über die gesamte Schweißnahtlänge gezielt und reproduzierbar einstellbare Einschweißtiefe, sowie eine kurze Wechselwirkungszeit in der Fügezone während des Fügeprozesses. Diese beiden Anforderungen werden im Folgenden näher erläutert.

In der Fügezone zwischen Nickelschaum und Nickelblech muss mindestens die Schmelztemperatur von Nickel erreicht werden. Aufgrund der gegebenen Fügeanordnung (Überlapp T-Stoß mit auf das obenliegende Nickelblech einfallendem Laserstrahl, siehe Bild 2.1) kann die Energie des Laserstrahls jedoch nicht direkt in die Fügezone und den untenliegenden Nickelschaum eingebracht werden. Die Energie muss zunächst in das Nickelblech eingebracht und durch dieses hindurch bis in die Fügezone und den Nickelschaum geleitet werden. Für die Bearbeitung des Nickelschaums ist eine wesentlich geringere Energiemenge (etwa Faktor 20, siehe Abschnitt 2.4) ausreichend, als für die Bearbeitung des Nickelblechs. Es darf allerdings auch kein übermäßiger Energieeintrag in den Nickelschaum erfolgen, da es sonst zu einer Zerstörung der Schaumstruktur kommen kann. Somit folgt, dass die Einschweißtiefe über die gesamte Schweißnahtlänge gezielt und reproduzierbar eingestellt werden muss. Bei einer zu geringen Einschweißtiefe wird die Schmelztemperatur in der Fügezone nicht überschritten und somit auch keine Schweißverbindung erzeugt und bei einer zu großen Einschweißtiefe kann die Schaumstruktur zerstört werden.

Um die Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum gering zu halten, muss der Energieeintrag in den Nickelschaum gering gehalten werden. Dieser erfolgt über Wärmeleitung. Die durch Wärmeleitung lokal abgeführte Wärmemenge hängt im Wesentlichen von den Materialeigenschaften, dem lokalen Temperaturgradienten und der Wechselwirkungszeit ab. Für die hier betrachtete Fügeaufgabe sind die Materialeigenschaften und die

minimal erforderliche Temperatur in der Fügezone vorgegeben. Daher bleibt nur die Wechselwirkungszeit als adressierbarer Parameter, um den Energieeintrag in den Nickelschaum zu beeinflussen. Somit folgt die Anforderung nach einer möglichst kurzen Wechselwirkungszeit in der Fügezone, um den Energieeintrag in den Nickelschaum und damit auch die Ausdehnung der WEZ gering zu halten.

Zusammenfassend kann für die Anforderungen an eine geeignete Prozessstrategie festgehalten werden:

1) Eine über die gesamte Schweißnahtlänge gezielt und reproduzierbar einstellbare Einschweißtiefe.
2) Kurze Wechselwirkungszeit in der Fügezone während des Fügeprozesses.

Ableitung der Prozessstrategie

Ausgehend von den zuvor erläuterten Anforderungen kann eine geeignete Prozessstrategie abgeleitet werden. Dazu werden nachfolgend die Vor- und Nachteile verschiedener Prozessregime des Laserstrahlschweißens für die Erfüllung dieser Anforderungen diskutiert, sowie deren Eignung als anzuwendende Prozessstrategie. Darauf basierend wird eine entsprechende Strategie abgeleitet. An dieser Stelle sei vorweggegriffen, dass die nachfolgend angeführten Überlegungen nahelegen, dass für die hier betrachtete Schweißaufgabe weder ein Wärmeleitungsschweißprozess, noch ein „klassischer" Laserstrahltiefschweißprozess beide Anforderungen gleichzeitig erfüllen können. Aus der Kombination der jeweiligen Vorteile des Wärmeleitungs- und Tiefschweißens für die hier betrachtete Schweißaufgabe würde sich hingegen eine geeignete Prozessstrategie ergeben, mit der beide Anforderungen gleichzeitig erfüllt werden können. Ein entsprechender Schweißprozess ist gekennzeichnet durch eine einsetzende Verdampfung an der Schmelzbadoberfläche, die Ausbildung einer Vertiefung mit Aspektverhältnis < 1 bei gleichzeitig stabiler Einschweißtiefe. Ein solcher Prozess soll im Folgenden als *Keybowl-Schweißprozess* (in Anlehnung an die im Englischen für das Laserstrahltiefschweißen gebräuchliche Bezeichnung „*keyhole-welding*") bezeichnet und als Prozessstrategie umgesetzt werden.

Bei einem *Wärmeleitungsschweißprozess* wird die Energie an der Werkstückoberfläche eingekoppelt und über Wärmeleitung im Werkstück verteilt. Die Temperaturverteilung in der Fügezone stellt sich somit auch durch Wärmeleitung ein, wodurch eine konstante und reproduzierbar einstellbare Einschweißtiefe zu erwarten ist. Somit wird Anforderung 1) erfüllt. Die erforderliche Energiemenge, um die Schmelztemperatur in der Fü-

gezone zu erreichen, muss dazu von der Werkstückoberseite zur Fügezone geleitet werden. Wie bereits erwähnt, hängt die durch Wärmeleitung lokal abgeführte Wärmemenge im Wesentlichen von den Materialeigenschaften, dem lokalen Temperaturgradienten und der Wechselwirkungszeit ab. Für die hier betrachtete Schweißaufgabe sind das verwendete Material und damit auch die Materialeigenschaften vorgegeben. Um die Schmelztemperatur in der Fügezone zu erreichen ist also eine hohe Temperatur auf der Schmelzbadoberfläche vorteilhaft, sowie eine ausreichend lange Wechselwirkungszeit erforderlich. Die Maximaltemperatur an der Schmelzbadoberfläche ist beim Wärmeleitungsschweißen durch die Verdampfungstemperatur begrenzt. In der Praxis führt dies zu typischerweise nur vergleichsweise geringen umsetzbaren Vorschubgeschwindigkeiten. Eine geringe Vorschubgeschwindigkeit steht jedoch in Widerspruch zu Anforderung 2) nach einer möglichst kurzen Wechselwirkungszeit während des Fügeprozesses, um die Ausdehnung der WEZ gering zu halten. Basierend auf den zuvor angeführten Überlegungen erscheint ein reiner Wärmeleitungsschweißprozess für die hier betrachtete Fügeaufgabe nicht als Prozessstrategie geeignet. Die Ergebnisse der theoretischen (Abschnitt 2.4.2) und experimentellen Untersuchungen des Fügeprozesses (Abschnitt 2.5) werden diese Überlegungen zumindest für die im Rahmen der vorliegenden Arbeit betrachtete Fügeaufgabe und die betrachteten Schweißkonfigurationen stützen.

Das *Laserstrahltiefschweißen* ist durch die Ausbildung einer Dampfkapillare der Tiefe s_K im Werkstück gekennzeichnet [6, 30, 31]. Ab welchem Aspektverhältnis s_K/d_f (Verhältnis von Kapillartiefe s_K zu Fokusdurchmesser d_f) eine Vertiefung in der Schmelze als Dampfkapillare definiert ist, ist jedoch meist nicht spezifiziert. In [32] wird die Schwelle zur Erzeugung einer Dampfkapillare als $s_K \approx d_f$ definiert. Dem folgend wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit das „klassische“ Laserstrahltiefschweißen definiert durch das Vorhandensein einer Dampfkapillare mit Aspektverhältnis $s_K/d_f > 1$ (der Begriff „Tiefschweißen“ wird in der vorliegenden Arbeit synonym für das so definierte „klassische“ Laserstrahltiefschweißen verwendet). Durch die Einkopplung der Laserstrahlung ins Werkstück in dieser Dampfkapillare wird die Energie direkt weiter in die Tiefe im Werkstück eingebracht und muss nicht erst über Wärmeleitung im Werkstück verteilt werden. Daher sind beim Tiefschweißen typischerweise auch deutlich höhere Vorschubgeschwindigkeiten umsetzbar als beim Wärmeleitungsschweißen. Dies ist vorteilhaft für die Erfüllung von Anforderung 2). Beim Tiefschweißen können jedoch auch häufig Fluktuationen der Kapillar- und Einschweißtiefe beobachtet werden [33–37]. Mögliche Ursachen für solche Fluktuationen stellen das Spiking [33–35, 37] oder auch andere Instabilitäten der Dampfkapillare [34, 36] dar. Durch solche Fluktuationen der Kapillar- und Einschweißtiefe wird eine konstante und gezielte Energieverteilung in der Fügezone erschwert. Dies steht im Widerspruch zu Anforderung 1). Basierend auf

den zuvor angeführten Überlegungen erscheint ein „klassischer“ Laserstrahltiefschweißprozess ebenfalls nicht als Prozessstrategie geeignet. Die im Rahmen der experimentellen Untersuchungen des Fügeprozesses erzielten Ergebnisse aus Stichversuchen zum Tiefschweißen mit einem kleinen Fokusdurchmesser von $d_f = 60$ µm (Abschnitt 2.5.1) werden diese Überlegungen stützen.

Aus der Kombination der jeweiligen Vorteile des Wärmeleitungs- und Tiefschweißens für die hier betrachtete Schweißaufgabe würde sich hingegen eine geeignete Prozessstrategie ergeben. Bei einem entsprechenden Prozess müsste die Verdampfungstemperatur an der Schmelzbadoberfläche bereits erreicht werden und sich eine Vertiefung in der Schmelze ausbilden. Die Vertiefung müsste gleichzeitig noch stabil sein und somit auch zu einer konstanten Einschweißtiefe führen. Ein solcher Keybowl-Schweißprozess würde also „zwischen“ dem Wärmeleitungs- und dem Tiefschweißen liegen. Daher wird im Folgenden der Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen näher betrachtet, und auf das Prozessregime des Keybowl-Schweißens eingegangen.

Das Wärmeleitungsschweißen ist durch das Erreichen der Verdampfungstemperatur an der Schmelzbadoberfläche begrenzt und das „klassische“ Laserstrahltiefschweißen beginnt, nach der im Rahmen der vorliegenden Arbeit verwendeten Definition, mit der Ausbildung einer Dampfkapillare mit Aspektverhältnis > 1. Der Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen läuft im Allgemeinen wie folgt ab: bei Erreichen der Verdampfungstemperatur an der Schmelzbadoberfläche setzt Verdampfung ein und durch den Rückstoßdruck des abdampfenden Materials bildet sich eine Vertiefung in der Schmelze aus. Bei weiter zunehmender Verdampfung wächst diese Vertiefung in der Schmelze weiter an, bis es schließlich zu Mehrfachreflektionen der Laserstrahlung in der Vertiefung kommt und damit zu einer Zunahme der eingekoppelten Laserleistung und der Einschweißtiefe [6, 32, 38]. Der Übergang ins Tiefschweißen ist oftmals sehr abrupt und wird als Tiefschweißschwelle bezeichnet [6, 39]. Die Höhe des Sprungs in der Einschweißtiefe an der Tiefschweißschwelle ist jedoch von den Prozessparametern und den Materialeigenschaften abhängig [6]. So wurde auch schon von Prozessen berichtet, bei denen eine stetige Zunahme der Einschweißtiefe bei Überschreiten der Verdampfungstemperatur und weiterer Zunahme der Laserleistung bei sonst konstanten Prozessparametern beobachtet wurde [40, 41]. Insbesondere wurde auch schon von stabilen Schweißprozessen bei geringen Aspektverhältnissen berichtet. Beispielsweise beim Laserstrahlschweißen von Kupfer mit grüner Laserstrahlung und hohen Vorschubgeschwindigkeiten [42], oder beim Laserstrahlschweißen von Titan-Aluminium-Legierungen mit hohen Vorschubgeschwindigkeiten [43]. Aus der Literatur [6] ist bekannt,

dass das Aspektverhältnis s_K/d_f beim Einsetzen des Tiefschweißeffekts mit zunehmender Peclet-Zahl ($Pe = v \cdot d_f/\kappa$) und zunehmendem Absorptionsgrad A des Materials für die Laserstrahlung abnimmt. Bei den Experimenten, über die in [41–43] berichtet wird, waren die Peclet-Zahlen und Absorptionsgrade mit $Pe \geq 2{,}9$ und $A \geq 0{,}25$ auch vergleichsweise hoch. Welche Voraussetzungen genau erfüllt sein müssen, damit stabile Laserstrahlschweißprozesse mit Vertiefungen mit Aspektverhältnissen < 1 realisiert werden können, ist aktuell jedoch nicht bekannt und bedarf weitergehender Untersuchungen.

Wenn der Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen nicht mit einer sprungartigen, sondern mit einer stetigen Zunahme der Einschweißtiefe bei zunehmender Laserleistung einhergeht, dann wird davon ausgegangen, dass bei einsetzender Verdampfung an der Schmelzbadoberfläche auch Vertiefungen in der Schmelze mit Aspektverhältnis < 1 realisiert werden können. Somit kann auch das Prozessregime des *Keybowl-Schweißens* genutzt werden. Dieses liegt im Übergangsbereich zwischen dem Prozessregime des Wärmeleitungsschweißens und dem „klassischen" Laserstrahltiefschweißen. Bei einem Keybowl-Schweißprozess wird die Verdampfungstemperatur an der Schmelzbadoberfläche bereits erreicht und es bildet sich durch den induzierten Rückstoßdruck des abströmenden Materials eine Vertiefung in der Schmelze aus, welche ein Aspektverhältnis < 1 aufweist. In der Literatur [41–43] berichtete Ergebnisse deuten darauf hin, dass im Fall des *Keybowl-Schweißens* die Vertiefungen mit geringem Aspektverhältnis auch stabil sind und somit keine Fluktuationen der Kapillar- und Einschweißtiefe zu erwarten sind, wie sie beim „klassischen" Laserstrahltiefschweißen auftreten können [33–37]. Somit erscheint dieses Prozessregime als geeignet für die gleichzeitige Erfüllung beider Anforderungen an die Prozessstrategie für die hier betrachtete Schweißaufgabe. Durch das Erreichen der Verdampfungstemperatur ist eine hohe Oberflächentemperatur gegeben und durch die Vertiefung in der Schmelze kann die Energie auch bereits etwas weiter in der Tiefe im Werkstück eingebracht werden. Beides ist Vorteilhaft für die Umsetzung hoher Vorschubgeschwindigkeiten bei gleichzeitigem Erreichen der Schmelztemperatur in der Fügezone. Darüber hinaus ist aufgrund der erwarteten Ausbildung einer stabilen Vertiefung mit Aspektverhältnis < 1 eine konstante und gezielt einstellbare Einschweißtiefe zu erwarten. Es wird erwartet, dass die Energie- und Temperaturverteilung in der Fügezone selbst in diesem Fall weiterhin durch Wärmeleitung dominiert ist.

Für die im Rahmen der vorliegenden Arbeit betrachtete Fügeaufgabe ergeben sich für einen Fokusdurchmesser von $d_f = 300\ \mu m$ und Vorschubgeschwindigkeiten von $v = 5$ m/min bis 15 m/min (wie sie in den Untersuchungen im Rahmen der vorliegenden

Arbeit angewendet wurden) Peclet-Zahlen von $Pe \approx 1{,}1$ bis 3,3. Der Absorptionsgrad von flüssigem Nickel bei Schmelztemperatur für die Wellenlänge $\lambda = 1{,}03$ µm beträgt $A = 0{,}29$ [44]. Somit liegen unter diesen Bedingungen sowohl die Peclet-Zahlen, als auch der Absorptionsgrad in etwa in dem Bereich, in dem sie auch bei den Untersuchungen lagen, bei denen bereits über einen stabilen Schweißprozess bei geringem Aspektverhältnis berichtet wurde [42, 43]. Daher wird angenommen, dass das Prozessregime des Keybowl-Schweißens auch beim Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech angewendet werden kann. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit soll gezeigt werden, dass mithilfe des Keybowl-Schweißens ein stabiler Schweißprozess im Nickelblech umgesetzt und die Fügeaufgabe des Laserstrahlschweißens von Nickelschaum an Nickelblech erfolgreich realisiert werden kann.

Fazit

Anhand der Anforderungen an die anzuwendende Prozessstrategie wurde ein Keybowl-Schweißprozess als eine mögliche Prozessstrategie für das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech abgeleitet und ausgewählt. Dieser wurde im weiteren Verlauf der Untersuchungen der vorliegenden Arbeit für dieses Anwendungsbeispiel umgesetzt.

2.4 Abschätzung von Leistungsbedarf und Prozessparametern

Um die eingangs aufgestellte Hypothese verifizieren zu können, müssen die Unterschiede in den thermophysikalischen Eigenschaften und dem erforderlichen Energie- beziehungsweise Leistungsbedarf zur Erzeugung der jeweiligen Prozessvolumina im Nickelblech und Nickelschaum quantifiziert werden. Die Ergebnisse hierzu werden in diesem Abschnitt behandelt. Um die beiden Fügepartner verschweißen zu können, muss nicht nur die benötigte Prozessleistung zur Erzeugung der Prozessvolumina eingebracht, sondern auch die erforderliche Temperaturverteilung in der Fügezone generiert werden. Für die Abschätzung möglicher Prozessparameter zur Erzeugung dieser erforderlichen Temperaturverteilung wird ein analytisches Modell verwendet. Das Modell und die damit erlangten Ergebnisse werden ebenfalls in diesem Abschnitt diskutiert. Mithilfe der Ergebnisse für den erforderlichen Leistungsbedarf und die resultierende Temperaturverteilung in der Fügezone kann der Schweißprozess ausgelegt und die Auswahl der Prozessstrategie verifiziert werden.

Die in diesem Abschnitt behandelten Ergebnisse beziehen sich nur auf den Schweißprozess selbst. Der Wärmeeintrag in den Nickelschaum während des Schweißprozesses und die damit verbundene Ausdehnung der WEZ aufgrund der resultierenden Temperaturverteilung im Nickelschaum werden in späteren Abschnitten behandelt. Die experimentell ermittelten Ergebnisse werden in Abschnitt 2.6 diskutiert wohingegen die theoretischen Betrachtungen in Abschnitt 2.7 behandelt werden.

Thermophysikalische Eigenschaften

In Tabelle 2.1 ist eine Übersicht über die thermophysikalischen Eigenschaften von Nickel und Nickelschaum gegeben. Des Weiteren sind die jeweiligen Verhältnisse der Materialkennwerte von Nickel (K_{Ni}) zu den Materialkennwerten von Nickelschaum

Kennwert (K)	Nickel	Nickelschaum	K_{Ni}/ K_{Schaum}
ρ in kg/m³ (@ 25 °C)	8900 [29]	2667	3,34
λ_{th} in W/(m·K) (@ 27 °C)	90,7 [29]	11,41	7,95
c_p in J/(kg·K) (@ 25 °C)	444 [29]	444	1
κ in m²/s	$2{,}295 \cdot 10^{-5}$	$9{,}639 \cdot 10^{-6}$	2,38
r_{th} in J/(s$^{1/2}$·m²·K)	$1{,}893 \cdot 10^{4}$	$3{,}676 \cdot 10^{3}$	5,15
T_S in °C	1455 [29]	1455	1
T_V in °C	2729,85 [45]	2729,85	1
ΔH_S in kJ/kg	297,8 [29]	297,8	1
ΔH_V in kJ/kg[1]	6457,28 [45]	6457,28	1

Tabelle 2.1: Materialdaten von Nickel und Nickelschaum. ρ: Dichte; λ_{th}: Wärmeleitfähigkeit; c_p: massenspezifische Wärmekapazität; κ: Temperaturleitfähigkeit; r_{th}: thermisches Ansprechvermögen; T_S: Schmelztemperatur; T_V: Verdampfungstemperatur; ΔH_S: massenspezifische Schmelzenthalpie; ΔH_V: massenspezifische Verdampfungsenthalpie.

[1] In [45] ist die molare Verdampfungsenthalpie von Nickel mit $\Delta H_{V,m,Ni} = 379$ kJ/mol angegeben. Zusammen mit der relativen Atommasse von Nickel $A_{u,Ni} = 58{,}6934$ [29] ergibt sich daraus die massenspezifische Verdampfungsenthalpie von Nickel zu $\Delta H_{V,Ni} = 6457{,}28$ kJ/kg.

(K_{Schaum}) aufgeführt. Die für den Schweißprozess relevantesten Unterschiede in den thermophysikalischen Eigenschaften sind in der Wärmeleitfähigkeit λ_{th} (Faktor 7,95), der Dichte ρ (Faktor 3,34), der Temperaturleitfähigkeit κ (Faktor 2,38) und dem thermischen Ansprechvermögen r_{th} (Faktor 5,15). Die massenspezifische Wärmekapazität c_p, die Schmelztemperatur T_S und die massenspezifische Schmelzenthalpie ΔH_S sind hingegen jeweils identisch für das Vollmaterial und den Metallschaum [13]. Es wird davon ausgegangen, dass dies auch für die Verdampfungstemperatur T_V und die massenspezifische Verdampfungsenthalpie ΔH_V gilt (in [13] wird nicht auf die Verdampfungstemperatur und –Enthalpie eingegangen). Die Temperaturleitfähigkeit κ und das thermische Ansprechvermögen r_{th} wurden jeweils aus den anderen thermophysikalischen Größen berechnet. Die Wärmeleitfähigkeit des Nickelschaums wurde ebenfalls berechnet. Hierzu wurde die in [13] angegebene Skalierungsrelation verwendet, nach der die Wärmeleitfähigkeit des Nickelschaums $\lambda_{th,Schaum} = \lambda_{th,Ni} \cdot \gamma^q$ aus der relativen Dichte des Schaums γ und der Wärmeleitfähigkeit von Nickel $\lambda_{th,Ni}$ abgeschätzt werden kann. Typische Werte für den Exponenten q liegen zwischen 1,65 und 1,8 [13]. Für die vorliegende Arbeit wurde ein mittlerer Wert für q von $q = 1{,}72$ angenommen. Die relative Dichte des Schaums $\gamma = \rho_{Schaum}/\rho_{Ni}$ [13] beschreibt das Verhältnis der Dichte des Nickelschaums ρ_{Schaum} zu der Dichte von Nickel ρ_{Ni}. Sie beträgt für den im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Nickelschaum $\gamma = 0{,}3$. Die konkreten Auswirkungen der unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften auf die jeweils erforderlichen Prozessleistungen zur Erzeugung der Prozessvolumina im Nickelblech und Nickelschaum werden im Folgenden behandelt.

2.4.1 Erforderliche Prozessleistung

Für die Auslegung des Schweißprozesses können mithilfe der Leistungsbilanz die erforderlichen Prozessleistungen zur Erzeugung der Prozessvolumina im Nickelblech und im Nickelschaum abgeschätzt werden. Darüber hinaus können auch die Prozessleistungen abgeschätzt werden, bei denen es zu einer Zerstörung der Schaumstruktur kommen kann und welche somit nicht überschritten werden dürfen. Aus der Leistungsbilanz kann die Prozessleistung [6]

$$P_P = \rho \cdot b \cdot s \cdot v \cdot \left(c_p \cdot \Delta T + \Delta H_S + \xi \cdot \Delta H_V \right) \tag{2.1}$$

bestimmt werden, die für die Bearbeitung eines bestimmten Prozessvolumens benötigt wird. Dabei sind b und s die Breite und Tiefe des zu bearbeitenden Volumens, v die

Vorschubgeschwindigkeit und ΔT die Temperaturdifferenz zwischen der Ausgangstemperatur T_0 und der erforderlichen Prozesstemperatur T_P und ξ der verdampfte Massenanteil. Für ein erfolgreiches Verschweißen der beiden Fügepartner müssen sowohl das Nickelblech als auch der Nickelschaum am Interface aufgeschmolzen werden, damit eine stoffschlüssige Verbindung entstehen kann. Somit müssen die Prozessvolumina jeweils mindestens auf Schmelztemperatur erhitzt ($T_P = T_{S,\mathrm{Ni}}$) und die Schmelzenthalpie $\Delta H_{S,\mathrm{Ni}}$ zugeführt werden (eine Überhitzung und Verdampfung des Materials wird nicht betrachtet, $\xi = 0$). Für die Ausgangstemperatur wird ein Wert von $T_0 = 20$ °C angenommen. Aus der Leistungsbilanz (2.1) ist unter diesen Randbedingungen direkt ersichtlich, dass für den unterschiedlichen Bedarf an Prozessleistung für die beiden Fügepartner das pro Zeit zu bearbeitende Volumen ($b \cdot s \cdot v$) und die volumenspezifische Wärmekapazität (ρc_p) maßgebend sind. Im hier betrachteten Fall sind v und c_p für beide Fügepartner gleich. Daher sind die zu erzeugende Querschnittsfläche und die Dichte ausschlaggebend. Allein aus dem Unterschied in der Dichte ($\gamma = 0{,}3$) folgt, dass für die Erzeugung eines bestimmten Prozessvolumens im Nickelschaum nur 30 % der Leistung ausreichend sind, die für die Erzeugung des gleichen Prozessvolumens im Nickelblech erforderlich ist. Darüber hinaus ist die zu erzeugende Querschnittsfläche im Nickelschaum ebenfalls geringer.

Zunächst wird die benötigte Prozessleistung für die Bearbeitung des Nickelblechs abgeschätzt. Hierzu werden die Materialdaten von Nickel (siehe Tabelle 2.1) verwendet. Das Nickelblech muss vollständig durchgeschweißt werden und es wird ein trapezförmiger Nahtquerschnitt angenommen, mit Nahtbreiten an der Ober- und Unterseite von $b_o = 0{,}4$ mm und $b_u = 0{,}2$ mm, sowie einer Tiefe von $s = 0{,}3$ mm. Die Nahtbreiten entsprechen in etwa den aus dem Experiment resultierenden Nahtbreiten bei $v = 5$ m/min (siehe Abschnitt 2.5.1) und die Tiefe entspricht der Dicke des Nickelblechs. Typische Vorschubgeschwindigkeiten beim Laserstrahlschweißen liegen zwischen etwa $v = 5$ m/min und 15 m/min. Dieser Geschwindigkeitsbereich wurde auch bei den hier vorgestellten Abschätzungen betrachtet. Für $v = 5$ m/min ergibt sich eine benötigte Prozessleistung zum Aufschmelzen des Nickelblechs von $P_P = 62$ W. Für $v = 10$ m/min und 15 m/min ergeben sich entsprechend $P_P = 125$ W und 187 W. Jeweils unter der Annahme eines konstanten Prozessvolumens. Bei Berücksichtigung des Einkoppelgrades η_A und des thermischen Wirkungsgrades η_{th} kann zudem die erforderliche eingestrahlte Laserleistung $P_L = P_P/(\eta_A \cdot \eta_{\mathrm{th}})$ [6] abgeschätzt werden. Ein Einkoppelgrad von $\eta_A = 0{,}29$ entspricht dem Absorptionsgrad von flüssigem Nickel bei Schmelztemperatur für die Wellenlänge $\lambda = 1{,}03$ µm [44] und ein thermischer Wirkungsgrad von $\eta_{\mathrm{th}} = 0{,}48$ ist in etwa als Obergrenze des zu erwartenden thermischen Wirkungsgrades anzusehen (siehe

beispielsweise [6, 40, 46]). Mit der Annahme eines Einkoppelgrades von $\eta_A = 0{,}29$ und eines thermischen Wirkungsgrades von $\eta_{th} = 0{,}48$ ergibt sich für die erforderliche eingestrahlte Laserleistung ein Wert von $P_L = 448$ W für $v = 5$ m/min. Für $v = 10$ m/min und 15 m/min ergeben sich entsprechend $P_L = 897$ W und 1345 W.

Für die Abschätzung der benötigten Prozessleistung für die Bearbeitung des Nickelschaums werden die Materialdaten von Nickelschaum (siehe Tabelle 2.1) verwendet. Der Nickelschaum hat eine Breite von $b_{Schaum} = 0{,}135$ mm und es wird angenommen, dass dieser nur bis zu einer Tiefe von maximal $s = 100$ µm aufgeschmolzen werden muss, beziehungsweise darf, um eine Anbindung an das Nickelblech zu ermöglichen ohne dabei die Struktur des Schaums zu zerstören. Bei $v = 5$ m/min ist hierzu eine Prozessleistung von $P_P = 2{,}8$ W erforderlich, was nur etwa 4,5 % der erforderlichen Prozessleistung zum Aufschmelzen des Nickelblechs entspricht. Zum vollständigen Verdampfen ($\Delta T = T_{V,Ni} - T_0$, $\Delta H_V = \Delta H_{V,Ni}$, $\xi = 1$) des gleichen Volumens des Nickelschaums wären hingegen 24 W erforderlich, was etwa 38 % der erforderlichen Prozessleistung zum Aufschmelzen des Nickelblechs entspricht. Zum vollständigen Verdampfen eines einzelnen Strukturelements des Nickelschaums (siehe Bild 2.2, typische Abmessungen: 60 µm x 350 µm x 15 µm) wären hingegen nur 1,6 W erforderlich, was nur etwa 2,6 % der erforderlichen Leistung zum Aufschmelzen des Nickelblechs entspricht. Wird noch berücksichtigt, dass bei einem Strahldurchmesser von beispielsweise $d_f = 300$ µm keine vollständige Überlappung zwischen Laserstrahl und Nickelschaum vorliegt, sondern nur auf der Fläche ($b_{Schaum} \cdot d_f$), so wären dies etwa 10 % der auf den Nickelschaum auftreffenden Leistung.

Fazit

Anhand dieser Abschätzungen wird der deutlich unterschiedliche Bedarf an Prozessleistung ersichtlich, der für die Erzeugung der jeweiligen Prozessvolumina in den beiden Fügepartnern erforderlich ist. So reichen etwa 4,5 % der für die Bearbeitung des Nickelblechs erforderlichen Prozessleistung für die Bearbeitung des Nickelschaums aus. Bei einer größeren Energie- beziehungsweise Leistungszufuhr in den Nickelschaum könnten deutlich größere Volumenanteile des Nickelschaums aufgeschmolzen werden, wodurch sich das Risiko erhöhen würde, dass die Schaumstruktur durch ein Zusammenziehen der Schmelze aufgrund der Oberflächenspannung zerstört wird (wie auch in [20, 24, 25] berichtet). Wenn sich während des Prozesses eine nach unten geöffnete Kapillare im Nickelblech ausbildet, so kann die durch die Kapillare transmittierte Laserstrahlung direkt auf den Nickelschaum treffen und einzelne Strukturelemente des Nickelschaums vollständig verdampfen (und damit ebenfalls die Schaumstruktur zerstören). Hierzu sind

nur etwa 3-10 % der für die Bearbeitung des Nickelblechs erforderlichen Leistung ausreichend. Diese Ergebnisse verdeutlichen die Relevanz einer lokal genau kontrollierten Einbringung der Energie und deren Verteilung für das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech.

2.4.2 Abschätzung der Prozessparameter für den Fügeprozess

Um die beiden Fügepartner verschweißen zu können, muss in der Fügezone mindestens die Schmelztemperatur erreicht werden. Die Abschätzung möglicher Prozessparameter zur Erzeugung der dazu erforderlichen Temperaturverteilung soll mithilfe eines analytischen Modells erfolgen. Aufgrund der sehr unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften der beiden Fügepartner wird die Temperaturverteilung in der Fügezone durch die Temperaturverteilung im Nickelblech vorgegeben und die Temperaturfelder in den beiden Fügepartnern können jeweils durch separate Modelle beschrieben werden. Die Voraussetzungen für diese Annahme und deren Gültigkeit werden in Abschnitt 2.7 ausführlicher diskutiert.

An dieser Stelle soll daher ausschließlich der Energieeintrag durch den bewegten Laserstrahl und das daraus resultierende Temperaturfeld im Nickelblech betrachtet werden. Hierzu wird zunächst näher auf das verwendete analytische Modell eingegangen und anschließend auf die damit berechneten Temperaturverteilungen. Dabei wird sich zeigen, dass das Erreichen der Schmelztemperatur an der Blechunterseite ohne Überschreiten der Verdampfungstemperatur an der Blechoberseite nur bei vergleichsweise geringen Vorschubgeschwindigkeiten ($v < 0{,}3$ m/min für $d_f = 300$ µm) und/oder ausreichend großen Strahldurchmessern ($d_f \geq 600$ µm für $v \geq 4{,}5$ m/min) möglich ist. Diese Resultate bekräftigen den Ansatz einen Keybowl-Schweißprozess anstelle eines reinen Wärmeleitungsschweißprozesses als Prozessstrategie zu verfolgen, um auch bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten die Schmelztemperatur an der Blechunterseite erreichen zu können.

2.4.2.1 Analytisches Modell für den Energieeintrag durch den bewegten Laserstrahl

Der Energieeintrag in das Nickelblech durch den bewegten Laserstrahl wird durch eine bewegte Wärmequelle mit gaußförmiger Intensitätsverteilung auf einem endlich dicken Körper modelliert. Das resultierende Temperaturfeld im Nickelblech kann durch Lösen der dreidimensionalen Wärmeleitungsgleichung erhalten werden. In Bild 2.3 ist eine

Skizze der Anordnung und der verwendeten Koordinatensysteme gezeigt. Der Laserstrahl trifft auf die Blechoberseite auf und wird mit der Vorschubgeschwindigkeit v in positiver x-Richtung über das Nickelblech bewegt. Das Koordinatensystem (x,y,z) ist ortsfest, während sich das Koordinatensystem (x',y',z') mit dem Zentrum des Laserstrahls mitbewegt.

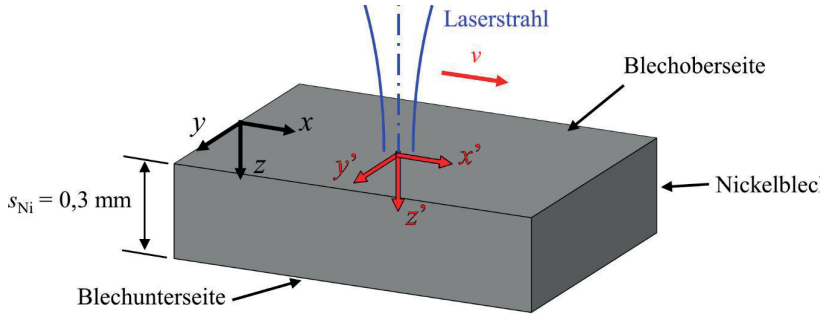


Bild 2.3: Skizze der Anordnung und verwendeten Koordinatensysteme für das analytische Modell für den Energieeintrag durch den bewegten Laserstrahl.

Für einen bewegten Laserstrahl mit gaußförmiger Intensitätsverteilung als Wärmequelle wurde das in einem halbunendlichen Körper resultierende, stationäre Temperaturfeld in [47] hergeleitet. Die endliche Blechdicke s kann mit der Methode der Spiegelquellen berücksichtigt werden, wobei die Spiegelquellen so anzuordnen sind, dass kein Wärmefluss über die Blechober- und Unterseite auftritt [30, 48, 49]. Der Durchmesser des Laserstrahls wurde in [47] als der Durchmesser definiert, bei dem die Intensität auf 1/e des Intensitätsmaximums abgefallen ist. Dies erfordert eine Anpassung der dort beschriebenen Lösung an die gängige Definition des Strahldurchmessers bei einem Abfall der Intensität auf 1/e² des Intensitätsmaximums. Mit den entsprechenden Anpassungen wird die von einem bewegten Laserstrahl mit gaußförmiger Intensitätsverteilung in einem endlich dicken Blech erzeugte Temperaturverteilung durch [50]

$$\Delta T(x',y',z',s) = \frac{\eta_A \cdot P_L}{\pi^{3/2} \cdot r_{th}} \times \sum_{n=-\infty}^{+\infty} \int_0^{\infty} \frac{\exp - \left[\dfrac{(x'+v\cdot t)^2 + y'^2}{\dfrac{d_f^2}{8} + 4\cdot\kappa\cdot t} + \dfrac{(z'-2\cdot n\cdot s)^2}{4\cdot\kappa\cdot t} \right]}{\sqrt{t}\cdot\left(\dfrac{d_f^2}{8} + 4\cdot\kappa\cdot t\right)} dt \qquad (2.2)$$

beschrieben. Dabei sind ΔT die Temperaturerhöhung gegenüber Umgebungstemperatur, P_L die Laserleistung, η_A der Einkoppelgrad, r_{th} das thermische Ansprechvermögen, κ die Temperaturleitfähigkeit, v die Vorschubgeschwindigkeit, d_f der Durchmesser des Laserstrahls auf der Blechoberfläche, t die Zeit, n die Laufvariable der Spiegelquellen, und s die Blechdicke. In x- und y-Richtung wird das Blech als unendlich ausgedehnt betrachtet. Gl. (2.2) liefert die sich aufgrund der Wärmeleitung ausbildende stationäre Temperaturverteilung im mitbewegten Koordinatensystem. Die Einflüsse von Wärmeverlusten an die Umgebung, konvektivem Wärmetransport und der Schmelzenthalpie werden nicht berücksichtigt.

Für die hier betrachteten Abschätzungen sind insbesondere die Temperaturverteilung an der Blechunterseite (der Fügezone) und der Blechoberseite von Interesse. Bei der Berechnung der Temperaturverteilung an einer dieser beiden Blechoberflächen reicht es, wie im Folgenden erläutert, aus Symmetriegründen aus, jeweils nur die Spiegelquellen auf einer Seite des Blechs, $n = 0\ldots+\infty$, zu berechnen und diese mit doppeltem Beitrag zu berücksichtigen. Die Spiegelquellen zur Berücksichtigung der endlichen Blechdicke werden jeweils durch Spiegelung einer Quelle an einer der beiden Blechoberflächen erzeugt. Die Originalquelle, $n = 0$, wird an der Blechunterseite gespiegelt, woraus sich die Spiegelquelle $n = 1$ ergibt. Diese wird wiederum an der Blechoberseite gespiegelt, was zur Spiegelquelle $n = -1$ führt, welche wiederum an der Blechunterseite gespiegelt wird und so zu Spiegelquelle $n = 2$ führt, usw. Daher liefern für die Temperaturverteilungen an einer dieser beiden Blechoberflächen immer jeweils 2 Spiegelquellen auf gegenüberliegenden Seiten des Blechs paarweise den gleichen Beitrag. Welche der Spiegelquellen auf der gegenüberliegenden Seite des Blechs den gleichen Beitrag liefert unterscheidet sich um $|n| = 1$ für die Temperaturverteilung an der Blechober- und Unterseite. Für die Temperaturverteilung an der Blechunterseite liefern die Originalquelle ($n = 0$) und die erste Spiegelquelle ($n = 1$) den gleichen Beitrag, die Spiegelquellen $n = -1$ und $n = +2$, usw. Für die Temperaturverteilung an der Blechoberseite liefern hingegen die Spiegelquellen $n = +1$ und $n = -1$, $n = +2$ und $n = -2$, usw., den gleichen Beitrag. Somit folgen die Temperaturverteilung

$$\Delta T_{Oberseite} = \Delta T_0 + 2 \cdot \sum_{n=1}^{+\infty} \Delta T_n \tag{2.3}$$

an der Blechoberseite und die Temperaturverteilung

$$\Delta T_{Unterseite} = \Delta T_0 + \Delta T_1 + 2 \cdot \sum_{n=2}^{+\infty} \Delta T_n \tag{2.4}$$

an der Blechunterseite, wobei

$$\Delta T_n = \frac{\eta_A \cdot P_L}{\pi^{3/2} \cdot r_{\mathrm{th}}} \times \int_0^{\infty} \frac{\exp - \left[\dfrac{(x' + v \cdot t)^2 + y'^2}{\dfrac{d_f^2}{8} + 4 \cdot \kappa \cdot t} + \dfrac{(z' - 2 \cdot n \cdot s)^2}{4 \cdot \kappa \cdot t} \right]}{\sqrt{t} \cdot \left(\dfrac{d_f^2}{8} + 4 \cdot \kappa \cdot t \right)} dt \tag{2.5}$$

jeweils der Beitrag zur Temperaturerhöhung durch die Spiegelquelle n ist. In der Praxis reicht meist eine geringe Anzahl an Spiegelquellen aus, um die endliche Dicke des Werkstücks zu berücksichtigen. Die benötigte Anzahl an Spiegelquellen variiert jedoch mit den Prozessparametern, den Materialeigenschaften, der Blechdicke und dem Abstand von der Wärmequelle, an dem die Temperaturverteilung bestimmt werden soll. Aus diesem Grund gibt es keine allgemeingültige Anzahl an Spiegelquellen, die erforderlich beziehungsweise ausreichend ist, um die endliche Blechdicke bei der Berechnung der Temperaturverteilung zu berücksichtigen. Es bietet sich vielmehr an, eine an die jeweiligen Randbedingungen angepasste Anzahl an Spiegelquellen zu berücksichtigen. Die Vorgehensweise zur Ermittlung dieser angepassten Anzahl an Spiegelquellen wird im Folgenden näher erläutert.

Dies geschieht beispielhaft anhand der Temperaturverteilung an der Unterseite des Nickelblechs ($z' = s_{\mathrm{Ni}} = 0{,}3$ mm) bei $y' = 0$ für die Parameter $d_f = 300$ µm, $v = 5$ m/min und $P_L = 450$ W. Es wurden die Materialeigenschaften von Nickel (siehe Tabelle 2.1) verwendet, sowie ein Einkoppelgrad von $\eta_A = 0{,}29$. Das Integral in Gl. (2.2) und Gl. (2.5) wurde mithilfe der Simpson Regel [51] gelöst und die Integration erfolgte von $t = 10^{-6}$ s bis 10^6 s in 10^5 Zeitschritten mit einer logarithmischen Schrittweite[2]. Zunächst soll die Temperaturverteilung ohne Berücksichtigung der Spiegelquellen betrachtet werden. Bild 2.4 zeigt beispielhaft die nach Gl. (2.2) berechnete Temperaturverteilung im mitbewegten Koordinatensystem als Funktion von x' ohne die Berücksichtigung der Spiegelquellen. In negativer x'-Richtung, entgegen der Vorschubrichtung des Laserstrahls, ist ein steiler Anstieg der Temperatur bis zum Temperaturmaximum kurz hinter dem Zentrum des Laserstrahls ($x' = 0$) zu erkennen. Nach dem Temperaturmaximum ist der Temperaturabfall zunächst ebenfalls steil und wird dann mit abnehmendem x' immer flacher.

[2] Logarithmische Schrittweite bedeutet, dass die Zeitschritte auf einer logarithmischen Skala gleichverteilt sind, d.h. der Quotient aufeinanderfolgender Zeitschritte ist konstant, $(t_{i+1}/t_i) = \text{const.}$ Umgesetzt wurde die Aufteilung der Zeitschritte in *Python* mit der Funktion *numpy.logspace* [52]: t = numpy.logspace(-6.0, 6.0, 100000.0).

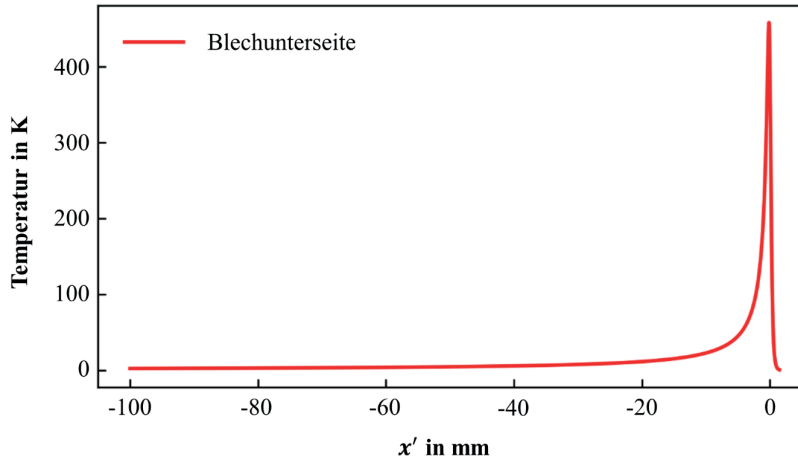


Bild 2.4: Berechnete Temperaturverteilung über x' an der Blechunterseite ($z' = s_{Ni} = 0{,}3$ mm) für $y' = 0$, ohne Spiegelquellen. Parameter: $d_f = 300$ µm; $v = 5$ m/min; $P_L = 450$ W; $\eta_A = 0{,}29$; Materialeigenschaften von Nickel (siehe Tabelle 2.1).

Nun soll der Einfluss der Anzahl an berücksichtigten Spiegelquellen auf die berechnete Temperatur für verschiedene x'-Positionen betrachtet werden. Um die Zusammenhänge zwischen der Anzahl berücksichtigter Spiegelquellen und der Temperatur aufzuzeigen, reicht es aus den zuvor genannten Symmetriegründen aus nur die Spiegelquellen auf einer Blechseite zu betrachten. Für die Spiegelquellen auf der anderen Blechseite gelten die gleichen Zusammenhänge und für die Berechnung der tatsächlichen Temperatur muss dann jeweils der doppelte Beitrag der Spiegelquellen berücksichtigt werden, entsprechend Gl. (2.3) und Gl. (2.4). Daher wurden für die folgenden Beispiele jeweils nur die Spiegelquellen auf einer Seite des Blechs berücksichtigt. Bild 2.5 zeigt die Temperatur an verschiedenen x'-Positionen der Blechunterseite in Abhängigkeit der Anzahl Spiegelquellen. Bei Berücksichtigung der Spiegelquellen für die Temperaturberechnung steigt die Temperatur mit zunehmender Anzahl an Spiegelquellen an, bis nach einer gewissen Anzahl an Spiegelquellen nahezu keine Änderung der Temperatur mehr ersichtlich ist. Diese Anzahl ist für verschiedene x'-Positionen unterschiedlich. So ergibt sich für $x' = 0$ mm und -1 mm bereits nach etwa 3-5 Spiegelquellen nahezu keine Änderung der Temperatur mehr, während für $x' = -20$ mm und -80 mm dies erst nach etwa 15-20 Spiegelquellen der Fall ist.

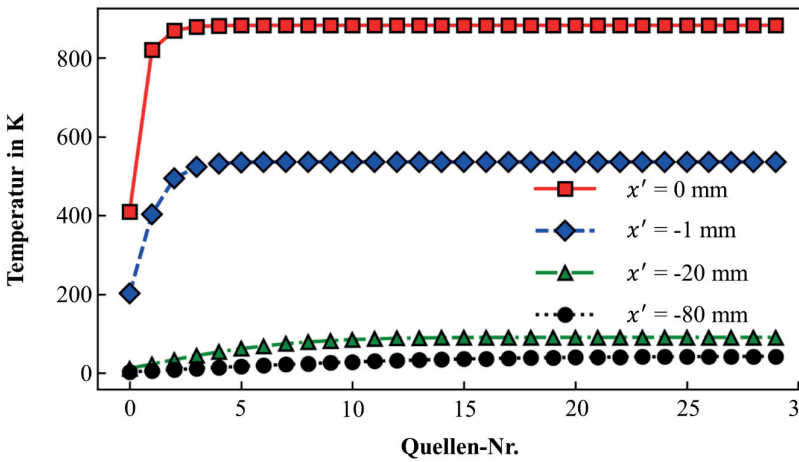


Bild 2.5: Berechnete Temperatur für verschiedene x'-Positionen an der Blechunterseite ($z' = s_{Ni} = 0{,}3$ mm) für $y' = 0$ in Abhängigkeit der Anzahl berücksichtigter Spiegelquellen auf einer Seite des Blechs. Parameter: $d_f = 300$ µm; $v = 5$ m/min; $P_L = 450$ W; $\eta_A = 0{,}29$; Materialeigenschaften von Nickel (siehe Tabelle 2.1).

Die Änderung der Temperatur ist in diesem Fall allerdings nicht exakt null, sie wird jedoch mit weiter zunehmender Anzahl an Spiegelquellen immer geringer. Die Beschränkung der Anzahl berücksichtigter Spiegelquellen auf eine endliche Anzahl ist nur zulässig, wenn die Temperatur für eine unendliche Anzahl an Spiegelquellen gegen einen endlichen Grenzwert konvergiert. Um diese Konvergenz zu zeigen kann die geometrische Reihe herangezogen werden [53]. Eine Reihe bei der der Quotient $q_a = a_{i+1}/a_i$ aufeinanderfolgender Glieder a_i und a_{i+1} konstant ist, wird als geometrische Reihe bezeichnet [51]. Für $|q_a| < 1$ konvergiert eine unendliche geometrische Reihe gegen den Grenzwert [51]

$$\frac{a_0}{1-q_a}, \tag{2.6}$$

wobei a_0 das erste Glied der Reihe ist. In unserem Fall wird der Quotient $q_n = \Delta T_{n+1}/\Delta T_n$ der Beiträge ΔT_n aufeinanderfolgender Spiegelquellen betrachtet. Ist dieser Quotient konstant und sein Betrag kleiner eins, so konvergiert die Temperatur für eine unendliche Anzahl an Spiegelquellen gegen einen endlichen Wert. Dieser Grenzwert kann dann

abgeschätzt werden, ohne alle Spiegelquellen berechnen zu müssen. Bild 2.6 zeigt diesen Quotienten q_n der Beiträge ΔT_n aufeinanderfolgender Spiegelquellen für verschiedene x'-Positionen in Abhängigkeit der Quellennummer.

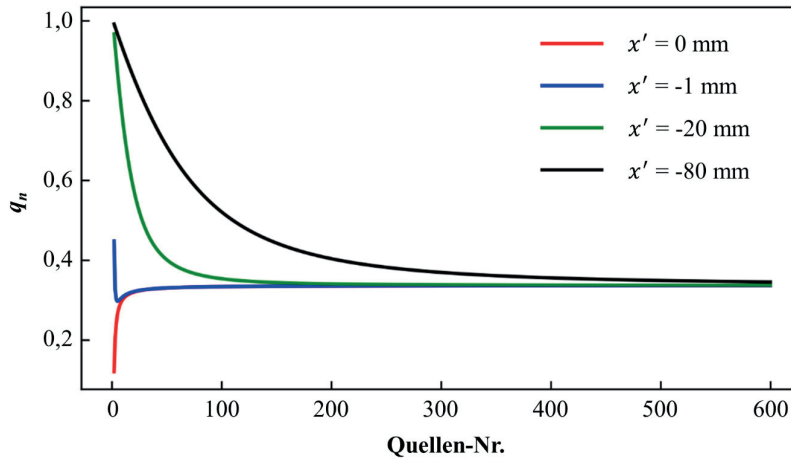


Bild 2.6: Quotient q_n der Beiträge ΔT_n aufeinanderfolgender Spiegelquellen für verschiedene x'-Positionen an der Blechunterseite ($z' = s_{Ni} = 0{,}3$ mm) für $y' = 0$ in Abhängigkeit der Quellennummer, bei Berücksichtigung der Spiegelquellen auf einer Seite des Blechs. Parameter: $d_f = 300$ µm; $v = 5$ m/min; $P_L = 450$ W; $\eta_A = 0{,}29$; Materialeigenschaften von Nickel (siehe Tabelle 2.1).

Der Quotient q_n ist zunächst nicht konstant über die Spiegelquellen und ist auch für die verschiedenen x'-Positionen unterschiedlich. Mit zunehmender Anzahl an Spiegelquellen konvergiert q_n gegen einen konstanten Wert, der auch für alle x'-Positionen gleich ist. In dem hier betrachteten Beispiel ist dieser Wert etwa 0,34 und somit kleiner 1. Demnach ist davon auszugehen, dass die Temperatur für jede x'-Position gegen einen endlichen Wert konvergiert. Wäre dies nicht der Fall, so würde mit zunehmender Anzahl an Spiegelquellen die Temperatur an jeder x'-Position gegen unendlich streben. Aus der Praxis ist jedoch auch eine endliche Temperaturverteilung zu erwarten. Mit Gl. (2.6) kann zusätzlich auch der Fehler in der Temperaturberechnung abgeschätzt werden, der durch die nicht berücksichtigten Spiegelquellen gemacht wurde. Wird davon ausgegangen, dass sich der Quotient q_n ab einer bestimmten Quelle n_g nicht mehr ändert, so können die Beiträge aller folgenden Spiegelquellen als geometrische Reihe beschrieben werden. Die Temperatur kann dann unter Berücksichtigung aller Spiegelquellen bis zur

Quelle n_g berechnet und der Temperaturfehler ΔT_{error} als Beitrag aller nicht berücksichtigter Spiegelquellen ($n > n_g$) nach Gl. (2.6) abgeschätzt werden. Da der Quotient q_n für alle x'-Positionen gegen denselben Wert q_{final} konvergiert, kann dieser bei einer beliebigen x'-Position abgeschätzt werden.

Somit kann für jede x'-Position die Temperatur unter Berücksichtigung der jeweils erforderlichen Anzahl an Spiegelquellen nach der folgenden Vorgehensweise berechnet werden. Die Temperatur wird je nach betrachteter Blechseite nach Gl. (2.3) oder Gl. (2.4) berechnet. Hierzu werden die Beiträge aller Spiegelquellen $n \geq 0$ entsprechend Gl. (2.5) berechnet, und jeweils der Quotient q_n bestimmt. Der Temperaturfehler wird sowohl für q_n als auch für das zuvor bestimmte q_{final} abgeschätzt. Wenn diese beiden Temperaturfehler unter einem festgelegten Grenzwert liegen und auch um weniger als diesen Grenzwert voneinander abweichen, dann wird davon ausgegangen, dass die geforderte Genauigkeit für die Temperaturbestimmung erreicht ist und die Berechnung kann an dieser Stelle abgebrochen werden.

Für die Berechnung der Temperaturverteilungen im Nickelblech wurden folgende Abbruchkriterien festgelegt:

- $\Delta q_n < 0{,}001$
- $\Delta T_{error} < 1$ K
- $|\Delta T_{error}(q_n) - \Delta T_{error}(q_{final})| < 1$ K.

Der Wert für q_{final} wurde dabei jeweils zuvor bei der x'-Position bestimmt, bei der sich ohne Spiegelquellen das Maximum der Temperaturverteilung befindet. Das Abbruchkriterium hierfür war $\Delta q_n < 10^{-6}$. Damit kann der Gesamtfehler bei der Temperaturberechnung zu etwa 2 K abgeschätzt werden.

Bild 2.7 zeigt das resultierende Temperaturfeld über x' an der Blechunterseite mit Berücksichtigung der Spiegelquellen (blaue Kurve) im Vergleich zum Temperaturfeld ohne Berücksichtigung der Spiegelquellen (rote Kurve). Das Temperaturfeld mit Berücksichtigung der Spiegelquellen wurde nach Gl. (2.4) und mit der zuvor beschriebenen Vorgehensweise zur Berücksichtigung der Spiegelquellen berechnet. Die Temperaturverteilungen mit und ohne Berücksichtigung der Spiegelquellen unterscheiden sich deutlich. So ist beispielsweise mit Spiegelquellen die Maximaltemperatur mehr als doppelt so hoch wie ohne Spiegelquellen.

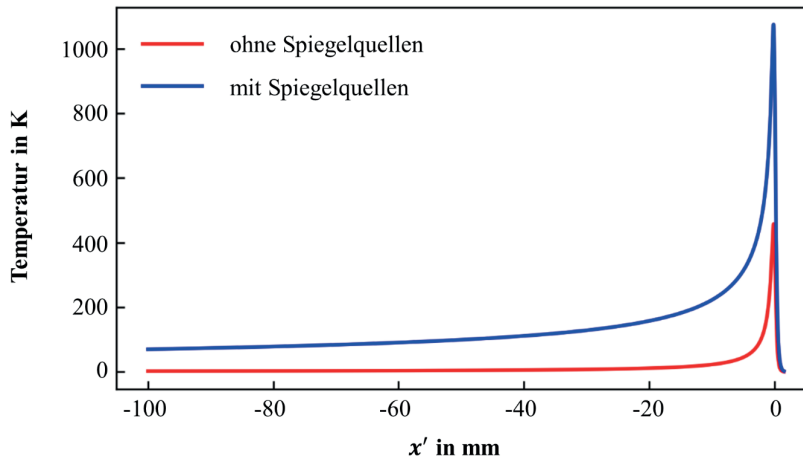


Bild 2.7: Berechnete Temperaturverteilung über x' an der Blechunterseite ($z' = s_{Ni} = 0{,}3$ mm) für $y' = 0$, mit (blau) und ohne (rot) Berücksichtigung der Spiegelquellen. Parameter: $d_f = 300$ µm; $v = 5$ m/min; $P_L = 450$ W; $\eta_A = 0{,}29$; Materialeigenschaften von Nickel (siehe Tabelle 2.1).

In Bild 2.8 ist die entsprechende Anzahl Spiegelquellen über x' gezeigt, die für die Berechnung der in Bild 2.7 gezeigten Temperaturverteilung berücksichtigt wurde. Die erforderliche Anzahl zu berücksichtigender Spiegelquellen variiert über x'. In dem Bereich in dem das Maximum der Temperatur liegt ist eine größere Anzahl an Spiegelquellen erforderlich, die dann zunächst mit abnehmendem x' geringer wird und anschließend weiter zunimmt. Würde eine feste Anzahl an Spiegelquellen für jede x'-Position verwendet, so würde entweder stellenweise die Temperatur unterschätzt oder ein unnötig großer numerischer Aufwand zur Berechnung der Temperatur betrieben.

Wie bereits erwähnt ändert die erforderliche Anzahl zu berücksichtigender Spiegelquellen nicht nur mit der x'-Position, sondern auch mit den Prozessparametern, der Blechdicke und den Materialeigenschaften, weshalb die Berücksichtigung einer angepassten Anzahl an Spiegelquellen auch in diesen Fällen vorteilhaft ist. Der Quotient q_n konvergiert je nach Parameter ebenfalls gegen unterschiedliche Werte. Es ist daher für jeden Fall zu prüfen, ob der Quotient q_n gegen einen Wert $|q_{final}| < 1$ konvergiert, da die Temperaturberechnung nur unter dieser Bedingung nach der zuvor beschriebenen Vorgehensweise durchgeführt werden darf.

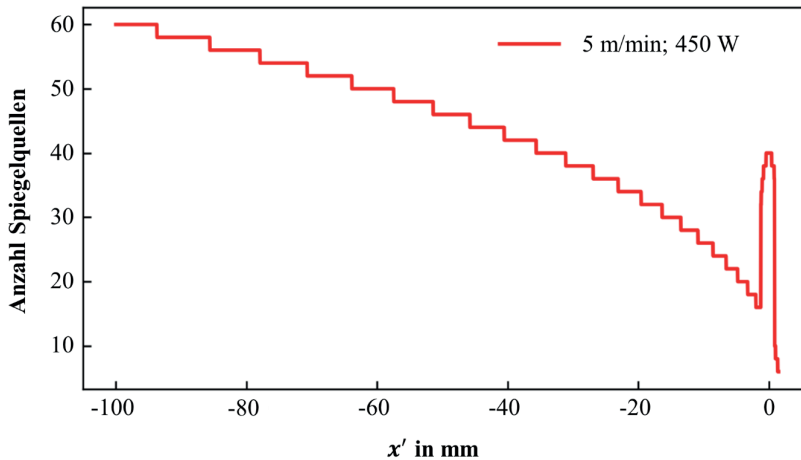


Bild 2.8: Anzahl der Spiegelquellen über x', die für die Berechnung des in Bild 2.7 gezeigten Temperaturfelds berücksichtigt wurden. Parameter: d_f = 300 µm; v = 5 m/min; P_L = 450 W; η_A = 0,29; Materialeigenschaften von Nickel (siehe Tabelle 2.1).

2.4.2.2 Temperaturverteilung in der Fügezone

Mithilfe des im vorherigen Abschnitt beschriebenen analytischen Modells kann die Temperaturverteilung in der Fügezone abgeschätzt und somit mögliche Prozessparameter ermittelt werden. Voraussetzung für ein erfolgreiches verschweißen der beiden Fügepartner ist das Erreichen der Schmelztemperatur in der Fügezone. Bei einem Wärmeleitungsschweißprozess wäre an der Blechoberseite die Verdampfungstemperatur in erster Näherung als Maximaltemperatur anzusehen.

Für die Abschätzung der Prozessparameter wurden für unterschiedliche Fokusdurchmesser und Vorschubgeschwindigkeiten die resultierenden Temperaturverteilungen an der Blechober- und Unterseite des Nickelblechs berechnet. Die Temperaturverteilungen für die Blechoberseite wurden mit Gl. (2.3) berechnet und für die Unterseite mit Gl. (2.4), jeweils mit der im vorhergehenden Abschnitt beschriebenen Vorgehensweise zur Berücksichtigung der Spiegelquellen. Das Integral in Gl. (2.5) wurde mithilfe der Simpson Regel [51] gelöst und die Integration erfolgte von $t = 10^{-6}$ s bis 10^6 s in 10^5

Zeitschritten mit einer logarithmischen Schrittweite[3]. Es wurden die Materialdaten von Nickel (siehe Tabelle 2.1, S. 41) und eine Blechdicke von $s_{Ni} = 0{,}3$ mm verwendet. Für den Einkoppelgrad wurde ein Wert von $\eta_A = 0{,}29$ angenommen (entsprechend dem Absorptionsgrad von flüssigem Nickel bei Schmelztemperatur für $\lambda = 1{,}03$ µm [44]). Sowohl für die Blechoberseite als auch für die Blechunterseite wurde die Temperaturverteilung jeweils entlang der Symmetrieachse der Bewegungsrichtung des Laserstrahls bei $y' = 0$ mit einer Schrittweite in x' von $d_f/10$ berechnet und die Maximaltemperatur ausgewertet. Die Laserleistung wurde jeweils so angepasst, dass als Maximaltemperatur an der Blechoberseite die Verdampfungstemperatur von Nickel $T_{V,Ni} = 2729{,}85$ °C [45] erreicht wurde. Bild 2.9 zeigt die berechnete Maximaltemperatur an der Blechunterseite für verschiedene Fokusdurchmesser in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit, bei Erreichen der Verdampfungstemperatur an der Blechoberseite.

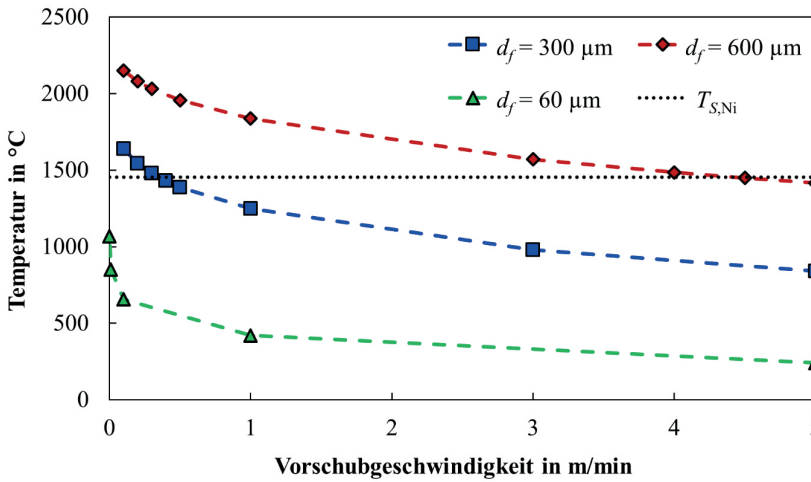


Bild 2.9: Berechnete Maximaltemperatur an der Unterseite des Nickelblechs ($z' = s_{Ni} = 0{,}3$ mm) bei $y' = 0$ für unterschiedliche Fokusdurchmesser d_f in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit, jeweils bei Erreichen der Verdampfungstemperatur an der Blechoberseite. Die schwarz gepunktete Linie zeigt die Schmelztemperatur von Nickel $T_{S,Ni} = 1455$ °C [29] an.

[3] Logarithmische Schrittweite bedeutet, dass die Zeitschritte auf einer logarithmischen Skala gleichverteilt sind, d.h. der Quotient aufeinanderfolgender Zeitschritte ist konstant, $(t_{i+1}/t_i) = \text{const}$. Umgesetzt wurde die Aufteilung der Zeitschritte in *Python* mit der Funktion *numpy.logspace* [52]: t = numpy.logspace(-6.0, 6.0, 100000.0).

Für einen Fokusdurchmesser von $d_f = 300$ µm (blaue Quadrate) wird die Schmelztemperatur an der Blechunterseite nur für geringe Vorschubgeschwindigkeiten von $v \leq 0{,}3$ m/min überschritten. Für einen größeren Fokusdurchmesser von $d_f = 600$ µm (rote Rauten) wird die Schmelztemperatur hingegen auch bei etwas höheren Vorschubgeschwindigkeiten von bis zu $v < 4{,}5$ m/min überschritten. Allerdings ist die dazu erforderliche Laserleistung je nach Geschwindigkeit auch um etwa einen Faktor 1,5 bis 2 höher als für $d_f = 300$ µm bei gleicher Vorschubgeschwindigkeit. Für den kleinsten betrachteten Fokusdurchmesser von $d_f = 60$ µm (grüne Dreiecke) wird hingegen die Schmelztemperatur an der Blechunterseite auch bei stillstehendem Laserstrahl nicht erreicht. Mit kleinen Fokusdurchmessern von einigen 10 µm kann demnach ein Fügeprozess im Wärmeleitungsschweißen nicht realisiert werden. Mit größeren Fokusdurchmessern lässt sich die Schmelztemperatur an der Blechunterseite tendenziell auch bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten erreichen. Allerdings wird selbst bei vergleichsweise großen Fokusdurchmessern von $d_f = 600$ µm ($= 2 \cdot s_{Ni}$) die Schmelztemperatur an der Blechunterseite nur bei immer noch vergleichsweise geringen Vorschubgeschwindigkeiten von $v < 4{,}5$ m/min erreicht.

Aus der Abschätzung der erforderlichen Prozessleistung (Abschnitt 2.4.1) ergab sich für eine Vorschubgeschwindigkeit von $v = 5$ m/min eine erforderliche Laserleistung von $P_L = 448$ W zur Erzeugung des erforderlichen Prozessvolumens im Nickelblech. Die Berechnung der Temperaturverteilung im Nickelblech ergab jedoch, dass für $d_f = 300$ µm und $v = 5$ m/min die Verdampfungstemperatur an der Oberseite des Nickelblechs bereits bei einer Laserleistung von $P_L = 343$ W erreicht wird, ohne die Schmelztemperatur an dessen Unterseite zu erreichen. Das erforderliche Prozessvolumen lässt sich demnach für diese Parameterkombination nicht durch einen reinen Wärmeleitungsschweißprozess erzeugen.

Fazit

Die Abschätzungen der Temperaturverteilung in der Fügezone haben gezeigt, dass ein reiner Wärmeleitungsschweißprozess nicht für den Fügeprozess geeignet scheint, da hierzu entweder sehr geringe Vorschubgeschwindigkeiten ($v < 0{,}3$ m/min für $d_f = 300$ µm) und/oder vergleichsweise große Fokusdurchmesser ($d_f \geq 600$ µm für $v \geq 4{,}5$ m/min) erforderlich sind. Bei sehr geringen Vorschubgeschwindigkeiten ist jedoch auch mit einer vergleichsweise großen Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum beim späteren Fügeprozess zu rechnen und bei großen Fokusdurchmessern ist eine entsprechend hohe Laserleistung erforderlich.

Diese Ergebnisse bekräftigen den Ansatz einen Keybowl-Schweißprozess anstelle eines reinen Wärmeleitungsschweißprozesses als Prozessstrategie zu verfolgen, um auch bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten die Schmelztemperatur an der Blechunterseite zu erreichen, und so die benötigte Temperaturverteilung in der Fügezone erzeugen zu können.

Für das Tiefschweißen wurden keine theoretischen Untersuchungen durchgeführt, sondern ausschließlich experimentelle Untersuchungen. Im Folgenden soll zunächst weiterhin der Fügeprozess selbst (Durchschweißung durch das Nickelblech und Anbindung an den Nickelschaum) detaillierter betrachtet werden. Dabei wird auch auf die Ergebnisse der Untersuchungen zum Tiefschweißen eingegangen. Anschließend wird näher auf die Ausdehnung der wärmebeeinflussten Zone (WEZ) im Nickelschaum eingegangen. Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen hierzu werden in Abschnitt 2.6 betrachtet und die Ergebnisse der theoretischen Untersuchungen in Abschnitt 2.7.

2.5 Experimentelle Untersuchung des Fügeprozesses

Nachdem in den vorangegangenen Abschnitten die theoretischen Abschätzungen zum Fügeprozess dargelegt wurden, werden in diesem Abschnitt nun die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen des Fügeprozesses behandelt. Dabei wird zunächst auf die Ergebnisse des Laserstrahlschweißens von Nickelblech und anschließend auf die Ergebnisse des Laserstrahlschweißens von Nickelschaum an Nickelblech eingegangen. An dieser Stelle sei vorweggegriffen, dass mit der Umsetzung eines Keybowl-Schweißprozesses ein erfolgreiches Fügen von Nickelschaum an Nickelblech möglich ist. Das resultierende Prozessfenster für die Laserleistung ist mit nur etwa 50 W bis 75 W jedoch vergleichsweise klein. Dies verdeutlicht nochmals die Herausforderung für diesen Fügeprozess, sowie die Notwendigkeit einer *gezielten Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung durch eine angepasste Prozessstrategie.*

2.5.1 Laserstrahlschweißen von Nickelblech

Für eine erfolgreiche Anbindung des Nickelschaums an das Nickelblech ist die Erzeugung einer konstanten Durschweißung durch das Nickelblech über die gesamte Nahtlänge erforderlich. Um gleichzeitig eine Zerstörung des Nickelschaums zu verhindern, darf sich dabei weder eine nach unten geöffnete Kapillare im Nickelblech ausbilden (Gefahr der Verdampfung und somit Zerstörung der Nickelschaumstruktur), noch darf

sich ein übermäßiger Energieeintrag in den Nickelschaum ergeben (Gefahr des Abschmelzens der dünnen Strukturen des Nickelschaums und Zusammenziehen der Schmelze durch die Oberflächenspannung). Die experimentellen Untersuchungen des Laserstrahlschweißens von Nickelblech wurden durchgeführt, um die Prozessgrenzen für eine durchgängige Durchschweißung, sowie für die Öffnung der Kapillare an der Blechunterseite zu ermitteln. In Bild 2.10 ist eine Skizze des verwendeten Versuchsaufbaus gezeigt.

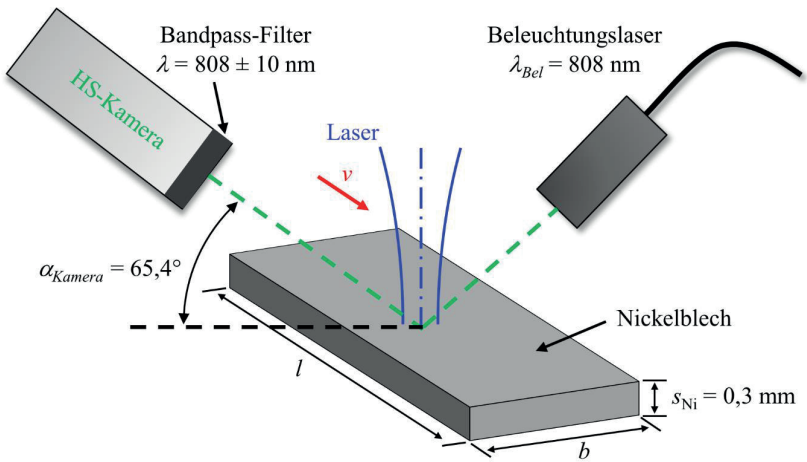


Bild 2.10: Skizze des Versuchsaufbaus für die experimentellen Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen von Nickelblech.

Die verwendeten Bleche bestanden aus Reinnickel R-Ni99,2 und hatten Abmessungen von 50 mm x 5 mm x 0,3 mm (l x b x s_{Ni}), wobei l und b die Länge und Breite der Probe sind. Die erzeugten Schweißnähte hatten jeweils eine Länge von 20 mm. Als Strahlquelle wurde ein Scheibenlaser (TruDisk 8001) in Kombination mit einer Transportfaser mit einem Faserkerndurchmesser von 100 µm verwendet. Der Laserstrahl wurde mit einer Scanneroptik auf die Blechoberseite fokussiert und über das Nickelblech bewegt. Der resultierende Fokusdurchmesser betrug $d_f = 300$ µm.

Die Parameter des Laser- und Optiksetups sind in Tabelle 2.2 aufgelistet. Für die Prozessbeobachtung wurde eine Hochgeschwindigkeitskamera (HS-Kamera) und ein zusätzlicher Beleuchtungslaser eingesetzt. Die HS-Kamera war unter einem Beobachtungswinkel von $\alpha_{Kamera} = 65{,}4°$ zur Probenoberfläche auf die Probenoberseite ausgerichtet. Der verwendete Beleuchtungslaser hat eine Emissionswellenlänge von

λ_{Bel} = 808 nm und vor der HS-Kamera war ein entsprechender Bandpassfilter (λ = 808 ± 10 nm) angebracht. Die Hochgeschwindigkeitsaufnahmen wurden mit einer Aufnahmerate von 10 000 Bildern pro Sekunde aufgezeichnet.

Für die Auswertung des Prozessverhaltens und die Identifizierung der Prozessgrenzen wurden sowohl die Aufnahmen der HS-Kamera, als auch Mikroskopaufnahmen der erzeugten Schweißnähte herangezogen. Das Prozessverhalten und die Prozessgrenzen werden zunächst anhand des Beispiels der Vorschubgeschwindigkeit von v = 5 m/min diskutiert. Anschließend werden die Ergebnisse betrachtet, die mit Vorschubgeschwindigkeiten von v = 10 m/min und 15 m/min erzeugt wurden. Abschließend wird noch auf die Ergebnisse von Stichversuchen eingegangen, bei denen ein deutlich kleinerer Fokusdurchmesser von d_f = 60 µm verwendet wurde.

Prozessverhalten und Prozessgrenzen für v = 5 m/min

Die Prozessresultate für v = 5 m/min sind in Bild 2.11 anhand von Mikroskopaufnahmen der Nahtober- und Unterraupen von Schweißnähten gezeigt, die mit unterschiedlichen Laserleistungen erzeugt wurden. Bei einer Laserleistung von 400 W ist noch keine Durchschweißung durch das Nickelblech erzielt worden (Bild 2.11a). Bei einer Erhöhung der Laserleistung auf 425 W ist erstmals eine durchgängige Durchschweißung erzielt worden (Bild 2.11b). Dies stellt somit die untere Prozessgrenze bezüglich der eingebrachten Leistung für diese Vorschubgeschwindigkeit dar. Die mittlere Nahtbreite bei P_L = 425 W beträgt an der Blechoberseite b_o = 405 µm und an der Blechunterseite b_u = 243 µm. Bei weiterer Erhöhung der Laserleistung auf 500 W nimmt die Nahtbreite sowohl an der Ober- als auch an der Unterseite weiter zu (Bild 2.11c). Die erforderliche Laserleistung zur Erzeugung des Prozessvolumens für v = 5 m/min wurde auf etwa 448 W abgeschätzt (siehe Abschnitt 2.4.1), was in guter Übereinstimmung mit den im Experiment tatsächlich erforderlichen 425 W steht.

λ_{Laser}	d_{Faser}	M^2	f_c	f_f	d_f	z_R	z_f
1,03 µm	100 µm	15	150 mm	450 mm	300 µm	4,58 mm	0 mm

Tabelle 2.2: Verwendetes Laser- und Optiksetup. λ_{Laser}: Emissionswellenlänge des Lasers; d_{Faser}: Faserkerndurchmesser; M^2: Beugungsmaßzahl; f_c: Kollimationsbrennweite; f_f: Fokussierbrennweite; d_f: Fokusdurchmesser; z_R: Rayleigh-Länge; z_f: Fokusposition.

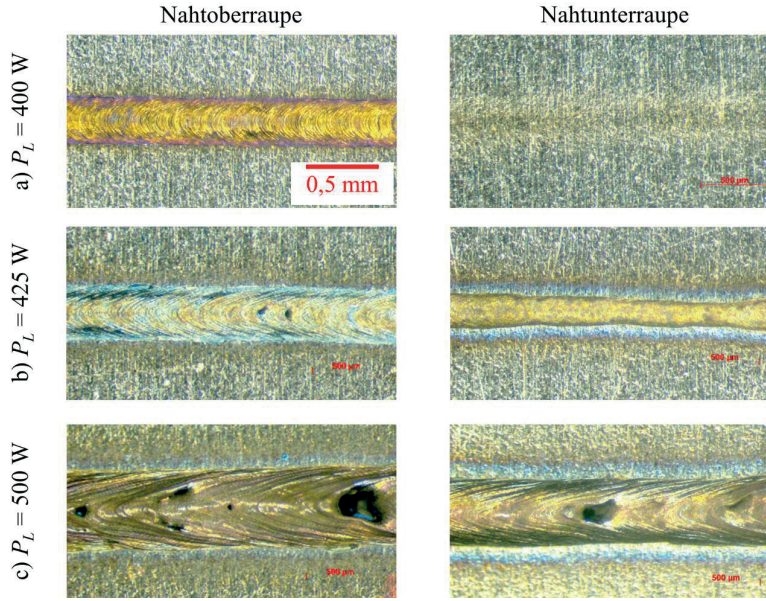


Bild 2.11: Mikroskopaufnahmen von Nahtoberraupen (links) und Nahtunterraupen (rechts) von Schweißnähten in Nickelblech bei v = 5 m/min und unterschiedlichen Laserleistungen: a) P_L = 400 W; b) P_L = 425 W; c) P_L = 500 W. Sonstige Parameter: λ_{Laser} = 1,03 µm; d_f = 300 µm; z_f = 0 mm; M^2 = 15; s_{Ni} = 0,3 mm.

Im Folgenden wird das Prozessverhalten anhand der HS-Kameraaufnahmen diskutiert. In Bild 2.12 sind Einzelbilder aus Aufnahmen der HS-Kamera während eines Prozesses bei v = 5 m/min und P_L = 400 W gezeigt. Bei diesen Parametern ist die eingebrachte Leistung zu gering, so dass noch keine Durchschweißung durch das Nickelblech erzielt wird (vergleiche Bild 2.11a). Das in den Videobildern erkennbare Schmelzbad an der Blechoberseite war mit einer mittleren Länge von etwa 0,42 mm bis 0,47 mm verhältnismäßig kurz. Teilweise waren eine helle Leuchterscheinung am Auftreffpunkt des Lasers und eine Änderung des Erscheinungsbilds des Schmelzbads um diese Leuchterscheinung herum zu erkennen (Bild 2.12b und d). Die helle Leuchterscheinung könnte auf eine Erhöhung der Oberflächentemperatur der Schmelze an dieser Stelle hindeuten. Mit zunehmender Temperatur nimmt auch die aufgrund der Wärmestrahlung abgestrahlte Intensität der Prozessemissionen zu. Aus der Literatur ist bekannt, dass sich beim Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen bei Erreichen der Verdampfungstemperatur an der Schmelzbadoberfläche eine Mulde im Schmelzbad ausbildet,

aufgrund des Rückstoßdrucks des abdampfenden Materials [6, 32, 38] (wie bereits in Abschnitt 2.3 ausführlich beschrieben). Die Änderung des Erscheinungsbilds des Schmelzbads in den in Bild 2.12b) und d) gezeigten HS-Kameraaufnahmen könnte als solch eine Mulde interpretiert werden. Diese Beobachtungen deuten darauf hin, dass in diesem Fall bereits die Verdampfungstemperatur an der Schmelzbadoberfläche erreicht wurde. Somit ist hier höchstwahrscheinlich von einem klassischen Wärmeleitungsschweißprozess auszugehen, bei dem bereits stellenweise die Verdampfungstemperatur an der Schmelzbadoberfläche erreicht wurde und der sich somit bereits an der oberen Prozessgrenze des Wärmeleitungsschweißens befindet. Dies stützt die mithilfe des analytischen Modells (Abschnitt 2.4.2.2) erlangten Erkenntnisse, dass mit einem Fokusdurchmesser von $d_f = 300$ µm und einer Vorschubgeschwindigkeit von $v = 5$ m/min bei Erreichen der Verdampfungstemperatur an der Blechoberseite noch keine Durchschweißung erzielt werden kann.

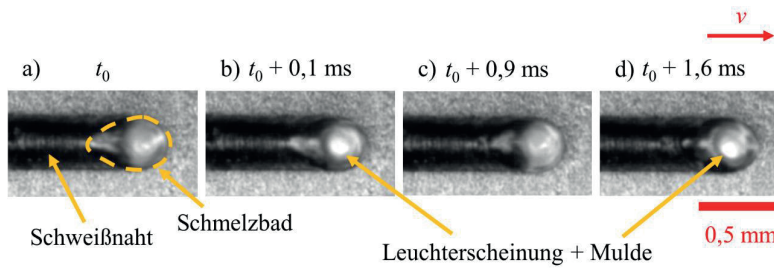


Bild 2.12: Einzelbilder aus HS-Kameraaufnahmen während des Laserstrahlschweißens von Nickelblech. Parameter: $v = 5$ m/min; $P_L = 400$ W; $\lambda_{Laser} = 1{,}03$ µm; $d_f = 300$ µm; $z_f = 0$ mm; $M^2 = 15$; $s_{Ni} = 0{,}3$ mm.

In Bild 2.13 sind Einzelbilder aus Aufnahmen der HS-Kamera während eines Prozesses bei $v = 5$ m/min und $P_L = 425$ W gezeigt. Bei diesen Parametern ist die eingebrachte Leistung ausreichend, um bereits eine durchgängige Durchschweißung durch das Nickelblech zu erzielen (vergleiche Bild 2.11b). Die Schmelzbadlänge ist hier etwa doppelt so groß wie bei dem Schweißprozess mit $v = 5$ m/min und $P_L = 400$ W. Außerdem sind die helle Leuchterscheinung am Auftreffpunkt des Lasers und die umgebende Mulde größer und in allen Bildern der HS-Kameraaufnahme erkennbar. Dies deutet darauf hin, dass in diesem Fall während des gesamten Schweißprozesses die Verdampfungstemperatur überschritten wurde und sich durch den dadurch induzierten Rückstoßdruck des abströmenden Materials dauerhaft eine Vertiefung in der Schmelze gebildet hat. Es ist somit davon auszugehen, dass es sich hierbei nicht mehr um einen reinen, klassischen Wärmeleitungsschweißprozess handelt, sondern um einen Keybowl-

Schweißprozess. Eine Öffnung der Kapillare an der Blechunterseite sollte in den HS-Kameraaufnahmen als kleinerer, dunkler Bereich innerhalb des hellen Bereichs am Auftreffpunkt des Laserstrahls zu erkennen sein (als sogenanntes „Durchschweißloch"). Ein solches Durchschweißloch konnte bei diesen Parametern jedoch nicht beobachtet werden. Daher wird davon ausgegangen, dass es in diesem Fall noch zu keiner Öffnung der Kapillare an der Blechunterseite gekommen ist. Dieser Prozess scheint demnach als Fügeprozess für die in diesem Kapitel betrachtete Aufgabe geeignet zu sein.

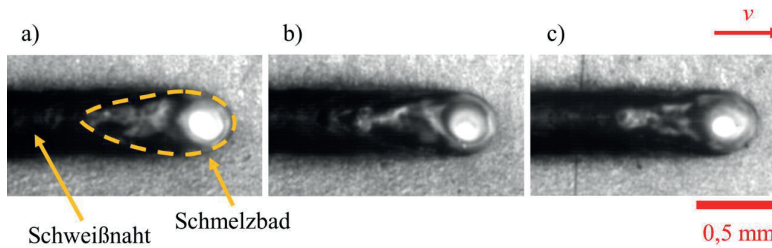


Bild 2.13: Einzelbilder aus HS-Kameraaufnahmen während des Laserstrahlschweißens von Nickelblech. Parameter: $v = 5$ m/min; $P_L = 425$ W; $\lambda_{Laser} = 1{,}03$ µm; $d_f = 300$ µm; $z_f = 0$ mm; $M^2 = 15$; $s_{Ni} = 0{,}3$ mm.

In Bild 2.14 sind Einzelbilder aus Aufnahmen der HS-Kamera während eines Prozesses bei $v = 5$ m/min und $P_L = 500$ W gezeigt. Bei diesen Parametern wurde ebenfalls eine durchgängige Durchschweißung durch das Nickelblech erzielt (vergleiche Bild 2.11c). Die Schmelzbadlänge ist hier nochmals etwa um einen Faktor 2 größer als bei dem Schweißprozess mit $P_L = 425$ W. Es ist jedoch teilweise eine Kapillaröffnung zur Blechunterseite hin erkennbar (Bild 2.14a und c, erkennbar am charakteristischen „Durchschweißloch" innerhalb des Bereichs der hellen Leuchterscheinung). Somit stellt dieser Prozess die obere Prozessgrenze bezüglich der eingebrachten Leistung für diese Vorschubgeschwindigkeit dar und ist als Fügeprozess für die hier betrachtete Aufgabe ungeeignet.

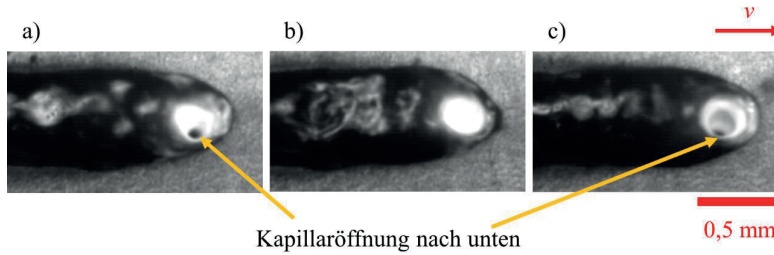


Bild 2.14: Einzelbilder aus HS-Kameraaufnahmen während des Laserstrahlschweißens von Nickelblech. Parameter: $v = 5$ m/min; $P_L = 500$ W; $\lambda_{Laser} = 1{,}03$ µm; $d_f = 300$ µm; $z_f = 0$ mm; $M^2 = 15$; $s_{Ni} = 0{,}3$ mm.

Prozessverhalten und Prozessgrenzen für $v = 10$ m/min und 15 m/min

In Bild 2.15 sind Einzelbilder aus HS-Kameraaufnahmen von Schweißprozessen mit $v = 10$ m/min und unterschiedlichen Leistungen gezeigt, jeweils für die typischen Prozessbedingungen noch nicht durchgeschweißt a), gerade durchgängig durchgeschweißt b) und Öffnung der Kapillare nach unten c). Bei dieser Vorschubgeschwindigkeit war bereits bei dem Prozess ohne erzielte Durchschweißung durchgehend eine helle Leuchterscheinung am Auftreffpunkt des Lasers zu erkennen (Bild 2.15a, $P_L = 625$ W). Bei $P_L = 725$ W ist erstmals eine durchgängige Durchschweißung durch das Nickelblech erzielt worden und bei $P_L = 775$ W konnte teilweise eine Öffnung der Kapillare zur Blechunterseite hin beobachtet werden (Bild 2.15c).

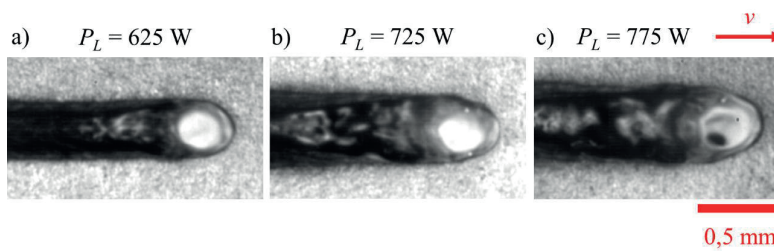


Bild 2.15: Einzelbilder aus HS-Kameraaufnahmen während des Laserstrahlschweißens von Nickelblech bei $v = 10$ m/min und unterschiedlichen Laserleistungen: a) $P_L = 625$ W; b) $P_L = 725$ W; c) $P_L = 775$ W. Sonstige Parameter: $d_f = 300$ µm; $\lambda_{Laser} = 1{,}03$ µm; $z_f = 0$ mm; $M^2 = 15$; $s_{Ni} = 0{,}3$ mm.

Bei einer Vorschubgeschwindigkeit von v = 15 m/min konnte bis zu einer Leistung von P_L = 950 W noch keine Durchschweißung durch das Nickelblech erzielt werden, bei P_L = 1025 W konnte erstmals eine durchgängige Durchschweißung erzielt werden und bei P_L = 1075 W konnte teilweise das Auftreten einer Kapillaröffnung zur Blechunterseite hin beobachtet werden. Das Erscheinungsbild und Verhalten des Prozesses war dabei jeweils vergleichbar mit dem bei v = 10 m/min.

Prozessverhalten und Prozessgrenzen für d_f = 60 µm

Darüber hinaus wurden auch Stichversuche zum Schweißen von Nickelblech mit einem kleinen Fokusdurchmesser von d_f = 60 µm durchgeführt. Für diese Stichversuche wurde ein Faserlaser mit einer Emissionswellenlänge von λ_{Laser} = 1,07 µm verwendet, in Kombination mit einer Transportfaser mit einem Faserkerndurchmesser von 18,5 µm. Zur Fokussierung und Bewegung des Laserstrahls wurde ebenfalls eine Scanneroptik verwendet. Die Beugungsmaßzahl der Laserstrahlung nach der Fokussieroptik betrug M^2 = 2,4. Der resultierende Fokusdurchmesser betrug in diesem Fall d_f = 60 µm und der Laserstrahl wurde ebenfalls auf die Blechoberseite fokussiert (z_f = 0 mm). Die Prozessbeobachtung mittels HS-Kamera erfolgte in diesem Fall von der Blechunterseite. In Bild 2.16a-c) sind Einzelbilder aus HS-Kameraaufnahmen der Blechunterseite während des Schweißprozesses gezeigt, welche mit einer Aufnahmerate von 30 000 Bildern pro Sekunde aufgezeichnet wurden. Die verwendeten Prozessparameter waren v = 43,5 m/min und P_L = 500 W. Bild 2.16d) zeigt eine Mikroskopaufnahme der Nahtwurzel einer solchen Schweißnaht.

In den Aufnahmen der HS-Kamera von der Blechunterseite während des Prozesses ist eine Öffnung der Kapillare zur Blechunterseite hin erkennbar (Bild 2.16a), sowie die Ablösung von Spritzern an der Blechunterseite (Bild 2.16b und c). Jedoch konnte noch keine durchgängige Durchschweißung durch das Nickelblech erzielt werden (Bild 2.16d). Im Rahmen dieser Stichversuche mit d_f = 60 µm konnte auch bei anderen Prozessparametern keine durchgängige Durchschweißung durch das Nickelblech ohne das Auftreten einer nach unten geöffneten Kapillare erzielt werden. Dies stützt die Vermutung, dass mit einem „klassischen“ Laserstrahltiefschweißprozess (wie er im hier betrachteten Fall mit einem Aspektverhältnis s_K/d_f von etwa 5 vorliegt) aufgrund von Fluktuationen der Kapillartiefe keine durchgängige Durchschweißung ohne eine Öffnung der Kapillare an der Blechunterseite erzielt werden kann. Demnach erscheint die Verwendung eines kleinen Fokusdurchmessers (d_f = 60 µm) und eines „klassischen“ Laserstrahltiefschweißprozesses als ungeeignet für den Fügeprozess.

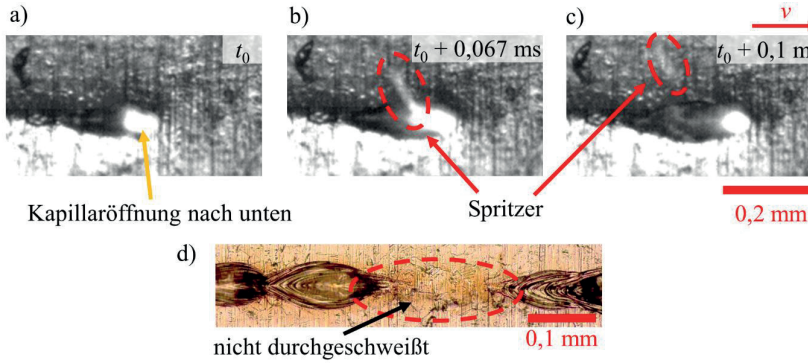


Bild 2.16: a) – c): Einzelbilder aus HS-Kameraaufnahmen der Blechunterseite während des Laserstrahlschweißens von Nickelblech. d) Mikroskopaufnahme der Nahtunterraupe einer Schweißnaht in Nickelblech. Parameter: $v = 43{,}5$ m/min; $P_L = 500$ W; $\lambda_{Laser} = 1{,}07$ µm; $d_f = 60$ µm; $z_f = 0$ mm; $M^2 = 2{,}4$; $s_{Ni} = 0{,}3$ mm.

Fazit

Die experimentellen Untersuchungen des Laserstrahlschweißens von Nickelblech haben gezeigt, dass mit einem Fokusdurchmesser von $d_f = 300$ µm für Vorschubgeschwindigkeiten von $v \geq 5$ m/min bei der im Rahmen der vorliegenden Arbeit betrachteten Fügeaufgabe eine Durchschweißung im Wärmeleitungsschweißen nicht möglich ist. Weiterhin konnte in Stichversuchen mit einem kleinen Fokusdurchmesser ($d_f = 60$ µm) im Tiefschweißen keine durchgängige Durchschweißung ohne Öffnung der Kapillare an der Blechunterseite erzielt werden. Somit konnten die theoretischen Überlegungen aus den Abschnitten 2.3 und 2.4, sowie der Ansatz eines Keybowl-Schweißprozesses als geeignete Prozessstrategie bekräftigt werden. Die experimentell ermittelten Ergebnisse haben gezeigt, dass mit einem Fokusdurchmesser von $d_f = 300$ µm ein solcher Keybowl-Schweißprozess möglich ist und damit eine durchgängige Durchschweißung durch das Nickelblech ohne Öffnung der Kapillare an der Blechunterseite erzielt werden kann. Das potentielle Prozessfenster für einen erfolgreichen Fügeprozess ist jedoch verhältnismäßig klein. So beträgt die Leistungsdifferenz zwischen einem Prozess mit gerade durchgängiger Durchschweißung und einem Prozess mit einer Öffnung der Kapillare an der Blechunterseite nur etwa 50 W bis 75 W. Je nach Vorschubgeschwindigkeit entspricht dies etwa 18 % bis nur 5 % der erforderlichen Laserleistung. Dies verdeutlicht nochmals die Herausforderung für diesen Fügeprozess, sowie die Notwendigkeit einer *gezielten Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung durch eine angepasste Prozessstrategie*.

2.5.2 Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech

Für eine erfolgreiche Anbindung des Nickelschaums an das Nickelblech müssen die im vorherigen Abschnitt beschriebenen Prozessgrenzen (durchgängige Durchschweißung durch das Nickelblech, ohne Öffnung der Kapillare an der Blechunterseite) eingehalten werden. Ausgehend von diesen ermittelten Prozessgrenzen erfolgten die experimentellen Untersuchungen des Laserstrahlschweißens von Nickelschaum an Nickelblech, welche in diesem Abschnitt behandelt werden. Diese Untersuchungen wurden in der Überlapp T-Stoß Konfiguration durchgeführt. Eine Skizze des verwendeten Versuchsaufbaus ist in Bild 2.17 gezeigt.

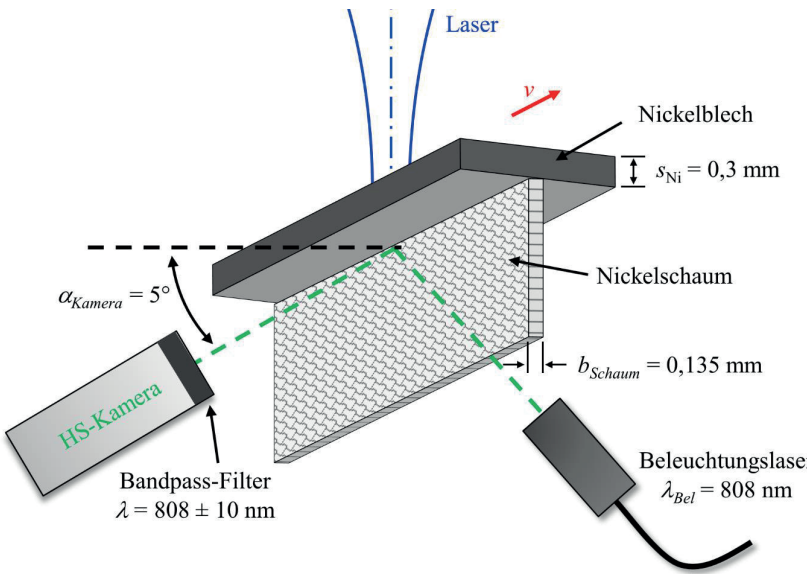


Bild 2.17: Skizze des Versuchsaufbaus für die experimentellen Untersuchungen des Laserstrahlschweißens von Nickelschaum an Nickelblech.

Bei dem verwendeten Versuchsaufbau trifft der Laserstrahl auf die Oberseite des Nickelblechs auf und wird mit der Vorschubgeschwindigkeit v über das Blech bewegt. Dabei wurden die Laserparameter so eingestellt, dass eine Durchschweißung durch das Nickelblech erzielt wird, sodass eine aufrecht stehende Lage des Nickelschaums an die Unterseite des Nickelblechs gefügt werden kann. Der verwendete Nickelschaum bestand aus Reinnickel R-Ni99,2 und hatte eine Breite von b_{Schaum} = 0,135 mm. Die Abmessungen der verwendeten Nickelbleche, sowie die Länge der erzeugten Schweißnähte

waren identisch wie bei den experimentellen Untersuchungen des Laserstrahlschweißens von Nickelblech, siehe Abschnitt 2.5.1. Das verwendete Laser- und Optiksetup war ebenfalls identisch zu den in Abschnitt 2.5.1 beschriebenen Experimenten. Die Parameter des Laser- und Optiksetups sind in Tabelle 2.2 (S. 59) aufgelistet. Eine HS-Kamera für die Prozessbeobachtung war von schräg unten auf die Fügestelle zwischen Nickelschaum und Nickelblech gerichtet. Der Beobachtungswinkel der Kamera zur Blechunterseite betrug $\alpha_{Kamera} = 5°$. Zusätzlich wurde auch hier ein Beleuchtungslaser mit einer Emissionswellenlänge von $\lambda_{Bel} = 808$ nm für die Prozessbeobachtung in Kombination mit einem entsprechenden Bandpassfilter ($\lambda = 808 \pm 10$ nm) vor der HS-Kamera eingesetzt. Die Hochgeschwindigkeitsaufnahmen wurden ebenfalls mit einer Aufnahmerate von 10 000 Bildern pro Sekunde aufgezeichnet.

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass für die hier beschriebenen Versuche zum Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech und für die in Abschnitt 2.5.1 beschriebenen Versuche zum Laserstrahlschweißen von Nickelblech unterschiedliche Chargen des Nickelblechs von unterschiedlichen Lieferanten verwendet wurden. Für die Erzeugung gleicher Prozessresultate (durchgängige Durchschweißung; nach unten geöffnete Kapillare) ergaben sich durch die unterschiedlichen Materialchargen leicht unterschiedliche erforderliche Laserleistungen. Für die im Folgenden beschriebenen Experimente wurde die verwendete Laserleistung jeweils so angepasst, dass die Prozessresultate im Vergleich zum Schweißen von Nickelblech (vgl. Abschnitt 2.5.1) identisch sind. Das Prozessverhalten, sowie die Größe des potentiellen Prozessfensters blieben konstant, so dass die Erkenntnisse aus den Untersuchungen des Laserstrahlschweißens von Nickelblech ihre Gültigkeit behielten und auf das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech übertragen werden konnten.

Die Anbindung des Nickelschaums an das Nickelblech wird über das Schmelzbad an der Unterseite des Nickelblechs erzeugt. Bei einer zu geringen Laserleistung konnte keine Durchschweißung durch das Nickelblech und somit auch keine Anbindung zwischen Nickelschaum und Nickelblech erzielt werden. Bei ausreichender Laserleistung konnte hingegen eine durchgängige Durchschweißung durch das Nickelblech und eine erfolgreiche Anbindung des Nickelschaums an das Nickelblech erzielt werden. In Bild 2.18 ist eine Mikroskopaufnahme der Fügestelle einer geschweißten Probe gezeigt, bei der eine Anbindung zwischen Nickelschaum und Nickelblech erzeugt wurde. Die Blickrichtung auf die Fügestelle ist analog zur Blickrichtung der HS-Kamera (siehe Bild 2.17). Die verwendeten Prozessparameter waren $v = 9{,}48$ m/min und $P_L = 800$ W. Es sind das Nickelblech, der Nickelschaum mit seiner typischen Schaumstruktur, die

Schweißnaht, sowie die einzelnen angebundenen Strukturelemente des Schaums zu erkennen. Weiterhin ist zu beachten, dass sich der Nickelschaum an der Unterseite des Nickelblechs spiegelt. Anhand dieser Aufnahme ist zu erkennen, dass die einzelnen Strukturelemente des Nickelschaums an die Unterseite des Nickelblechs angebunden sind, und dass die Struktur des Schaums intakt ist.

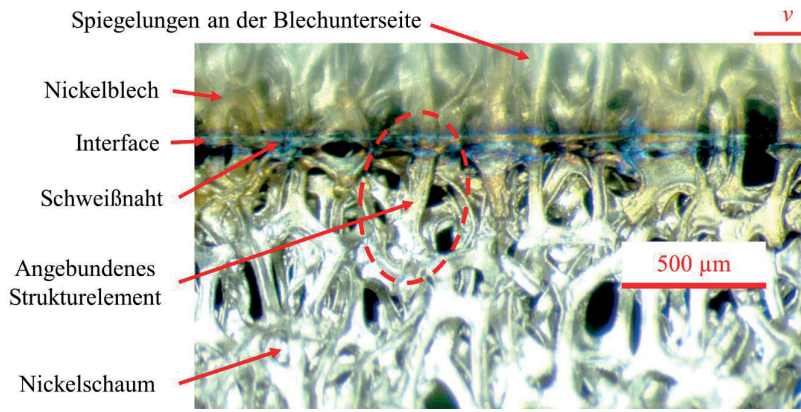


Bild 2.18: Mikroskopaufnahme der Fügestelle zwischen Nickelschaum und Nickelblech einer geschweißten Probe. Gleiche Perspektive wie HS-Kamera (siehe Bild 2.17). Parameter: $v = 9{,}48$ m/min; $P_L = 800$ W; $\lambda_{Laser} = 1{,}03$ µm; $d_f = 300$ µm; $z_f = 0$ mm; $M^2 = 15$; $s_{Ni} = 0{,}3$ mm; $b_{Schaum} = 0{,}135$ mm.

Bei einer Erhöhung der Laserleistung um 50 W auf $P_L = 850$ W ist die eingebrachte Laserleistung zu hoch, so dass bereits größere Teile der Schaumstruktur während des Prozesses zerstört werden und somit die Anbindungsfläche zwischen Nickelschaum und Nickelblech reduziert wird. Auch in diesem Fall ist das Prozessfenster zwischen einem Prozess mit gewünschtem Resultat (erfolgreiche Anbindung des Nickelschaums an das Nickelblech) und einem ungewünschten Resultat (Zerstörung des Nickelschaums) mit einer Leistungsdifferenz von etwa 50 W verhältnismäßig gering. Dies ist in guter Übereinstimmung mit den im vorherigen Abschnitt beschriebenen Ergebnissen für das Prozessfenster für eine durchgängige Durchschweißung durch das Nickelblech ohne Kapillaröffnung an der Blechunterseite und unterstreicht die Übertragbarkeit der Ergebnisse vom reinen Nickelblech auf die Verbindung von Nickelschaum an Nickelblech. Bild 2.19 zeigt eine Mikroskopaufnahme der Fügestelle einer solchen Probe, die mit $v = 9{,}48$ m/min und $P_L = 850$ W geschweißt wurde. In dieser Aufnahme ist zu erkennen, dass in größeren Bereichen die Strukturelemente des Nickelschaums nicht mehr vorhan-

den sind und an diesen Stellen dementsprechend auch keine Anbindung zwischen Nickelschaum und Nickelblech erzielt wurde. Es ist nur noch an vereinzelten Strukturelementen des Nickelschaums eine Anbindung an das Nickelblech erfolgt.

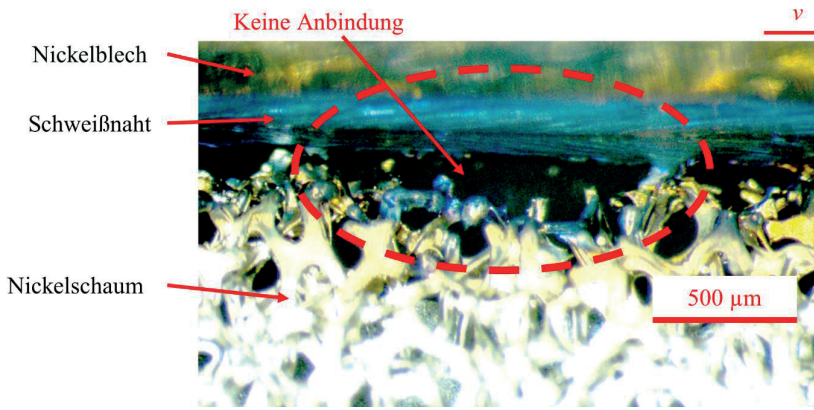


Bild 2.19: Mikroskopaufnahme der Fügestelle zwischen Nickelschaum und Nickelblech einer geschweißten Probe. Gleiche Perspektive wie HS-Kamera (siehe Bild 2.17). Parameter: $v = 9{,}48$ m/min; $P_L = 850$ W; $\lambda_{Laser} = 1{,}03$ µm; $d_f = 300$ µm; $z_f = 0$ mm; $M^2 = 15$; $s_{Ni} = 0{,}3$ mm; $b_{Schaum} = 0{,}135$ mm.

Das Prozessverhalten bei einer überhöhten eingebrachten Laserleistung und die damit verbundenen Auswirkungen auf den Fügeprozess werden im Folgenden näher betrachtet. Dies geschieht beispielhaft anhand von HS-Kameraaufnahmen, die bei einem Schweißprozess mit $v = 9{,}48$ m/min und $P_L = 850$ W aufgenommen wurden. Bild 2.20 zeigt eine Sequenz von Einzelbildern aus den HS-Kameraaufnahmen während des Prozesses, anhand derer auf die Zerstörung der Schaumstruktur eingegangen wird.

Bei einer überhöhten eingebrachten Laserleistung kann es zu einer Vergrößerung des aufgeschmolzenen Volumens des Nickelschaums kommen. Das Schmelzbad an der Unterseite des Nickelblechs beginnt sich zu vergrößern (Bild 2.20b) und durch die größeren Abmessungen des Schmelzbads, insbesondere in Richtung des Nickelschaums, wird auch ein deutlich größeres Volumen des Nickelschaums aufgeschmolzen (Bild 2.20c). Das vergrößerte Schmelzbad zieht sich anschließend wieder in Richtung des Nickelblechs zurück und löst sich dabei vom Nickelschaum ab (Bild 2.20d). Das Zusammenziehen der Schmelze in Richtung des Nickelblechs könnte durch die Oberflächenspannung bedingt sein. In dem zuvor aufgeschmolzenen Bereich des Nickelschaums sind nun keine Strukturelemente mehr vorhanden, wodurch die Schaumstruktur hier lokal

zerstört wurde. Im weiteren Verlauf des Prozesses bildet sich an dieser Stelle auch keine weitere Verbindung zwischen dem Schmelzbad an der Blechunterseite und dem Nickelschaum aus (Bild 2.20e und f), so dass an dieser Stelle keine Anbindung zwischen Nickelschaum und Nickelblech erzeugt werden konnte. Ein Verdampfen einzelner Strukturelemente des Schaums konnte in den im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Untersuchungen hingegen nicht beobachtet werden. Dies deutet darauf hin, dass das Zusammenziehen der Schmelze aufgrund der Oberflächenspannung bei übermäßigem Energieeintrag in den Schaum der vorherrschende Schädigungsmechanismus für die Schaumstruktur ist. Über eine solche Zerstörung der Schaumstruktur bei übermäßigem Energieeintrag in den Schaum wurde auch bereits in [20, 24, 25] berichtet.

Darüber hinaus kann es bei einer überhöhten eingebrachten Laserleistung auch zur Ablösung von Spritzern an der Blechunterseite kommen. Bild 2.21 zeigt eine Sequenz von Einzelbildern aus den HS-Kameraaufnahmen während des gleichen Prozesses. In Bild 2.21b) ist eine lokale Schmelzeanhäufung im vorderen Bereich des Schmelzbads an der Blechunterseite zu erkennen (rot gestrichelter Kreis). Im darauffolgenden Einzelbild (Bild 2.21c) ist ein Spritzer kurz nach seiner Ablösung aus dem Schmelzbad zu erkennen, der sich anschließend weiter vom Schmelzbad und der Fügestelle entfernt, wie in den darauffolgenden Einzelbildern (Bild 2.21d und e) zu erkennen. Diese Spritzerablösung kann durch eine nach unten geöffnete Kapillare erklärt werden. Bei einer nach unten geöffneten Kapillare kann der beim Schweißen entstehende Metalldampf nach unten entweichen. Durch Reibung zwischen diesem ausströmenden Metalldampf und der Schmelze kann es beim Überschreiten der Oberflächenspannung der Schmelze zur Spritzerablösung kommen.

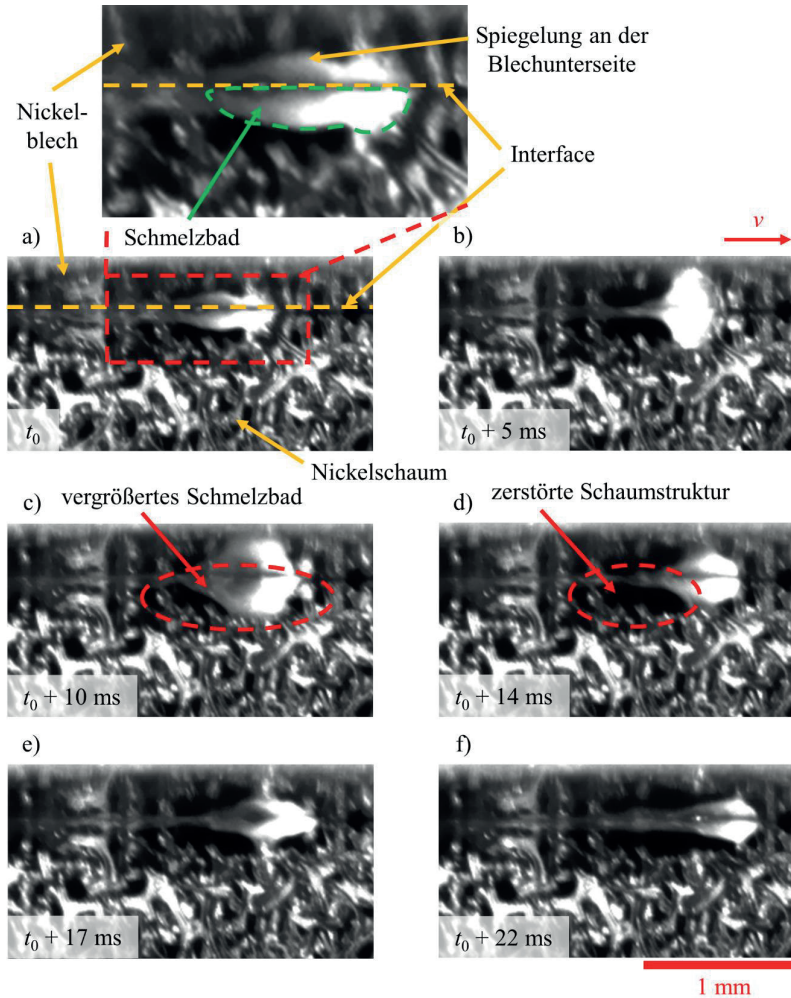


Bild 2.20: Einzelbilder aus HS-Kameraaufnahmen der Fügestelle während des Laserstrahlschweißens von Nickelschaum an Nickelblech, mit Zerstörung der Struktur des Nickelschaums. Parameter: $v = 9{,}48$ m/min; $P_L = 850$ W; $\lambda_{Laser} = 1{,}03$ µm; $d_f = 300$ µm; $z_f = 0$ mm; $M^2 = 15$; $s_{Ni} = 0{,}3$ mm; $b_{Schaum} = 0{,}135$ mm.

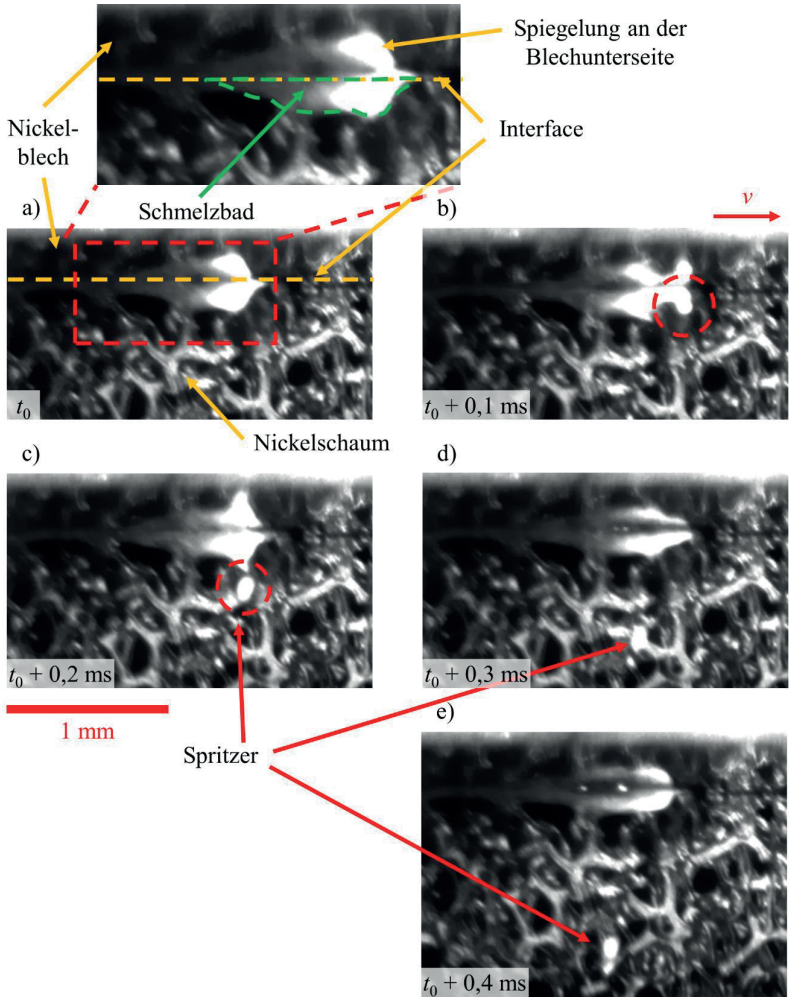


Bild 2.21: Einzelbilder aus HS-Kameraaufnahmen der Fügestelle während des Laserstrahlschweißens von Nickelschaum an Nickelblech, mit Ablösung eines Spritzers an der Blechunterseite. Parameter: $v = 9{,}48$ m/min; $P_L = 850$ W; $\lambda_{Laser} = 1{,}03$ µm; $d_f = 300$ µm; $z_f = 0$ mm; $M^2 = 15$; $s_{Ni} = 0{,}3$ mm; $b_{Schaum} = 0{,}135$ mm.

Fazit

Die experimentellen Untersuchungen des Laserstrahlschweißens von Nickelschaum an Nickelblech haben gezeigt, dass das Fügen von Nickelschaum an Nickelblech möglich ist. Somit konnte die Umsetzung eines Keybowl-Schweißprozesses als angepasste Prozessstrategie für diese Fügeaufgabe erfolgreich demonstriert werden. Die Anbindung des Nickelschaums an das Nickelblech erfolgt dabei durch die Anbindung der einzelnen Strukturelemente des Nickelschaums über das Schmelzbad an der Unterseite des Nickelblechs. Dazu ist eine durchgängige Durchschweißung durch das Nickelblech erforderlich. Bei überhöhter eingebrachter Laserleistung konnten eine Zerstörung der Struktur des Nickelschaums, sowie Spritzer an der Unterseite des Nickelblechs beobachtet werden. Als Mechanismus für die Zerstörung der Schaumstruktur konnte ein Aufschmelzen größerer Teile des Nickelschaums und ein anschließendes Zurückziehen der Schmelze in Richtung des Nickelblechs beobachtet werden. Ein Verdampfen einzelner Strukturelemente des Schaums konnte in diesen Untersuchungen hingegen nicht beobachtet werden. Das resultierende Prozessfenster ist auch hier mit nur etwa 50 W vergleichsweise klein.

2.6 Experimentelle Untersuchung der Ausdehnung der wärmebeeinflussten Zone (WEZ) im Nickelschaum[4]

Um die nutzbare, beschichtete Fläche des Nickelschaums möglichst groß zu halten, muss die Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum möglichst gering gehalten werden. Aus diesem Grund ist die Betrachtung der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum beim Schweißen zusätzlich zum eigentlichen Fügeprozess zu berücksichtigen. Dies ist insbesondere zu berücksichtigen, wenn beispielsweise organische Beschichtungen auf dem Nickelschaum eingesetzt werden. Die Ausdehnung der WEZ, z_{WEZ}, im Nickelschaum wird definiert als die während des Fügeprozesses erreichte maximale Reichweite $z_{WEZ} = \max\left(z_{T_{\mathrm{crit}}}(t)\right)$ der Isothermen einer gegebenen kritischen Temperatur T_{crit} in den Nickelschaum. Die experimentellen Untersuchungen zur Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum wurden ebenfalls in der Überlapp T-Stoß Konfiguration durchgeführt und werden in diesem Abschnitt behandelt. Eine Skizze des Versuchsaufbaus ist in Bild 2.22

[4] Die in diesem Abschnitt vorgestellten Ergebnisse wurden im Rahmen einer vom Autor angeleiteten und betreuten Masterarbeit [54] experimentell ermittelt und bereits in einer vom Autor mitverfassten Veröffentlichung veröffentlicht [55].

gezeigt. Die Fügeanordnung, die verwendeten Materialien und Abmessungen der Proben, sowie das verwendete Laser- und Optiksetup waren identisch zu den Untersuchungen des Fügeprozesses (siehe Abschnitt 2.5.1 und Abschnitt 2.5.2).

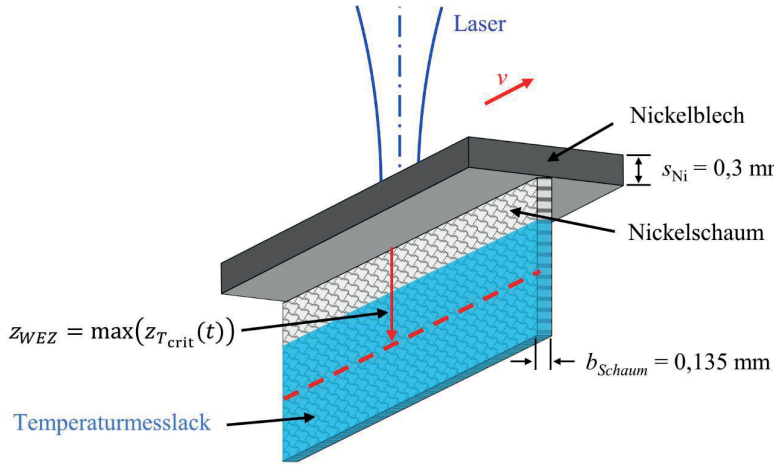


Bild 2.22: Skizze des Versuchsaufbaus für die experimentellen Untersuchungen der Ausdehnung der WEZ, z_{WEZ}, im Nickelschaum.

Für die experimentelle Bestimmung der Ausdehnung der WEZ wurde ein Temperaturmesslack verwendet. Ein solcher Temperaturmesslack enthält temperaturempfindliche Pigmente, die bei Überschreiten einer gewissen kritischen Temperatur transparent werden. Dieser Effekt ist irreversibel und erlaubt somit die Bestimmung der maximalen Reichweite der Isothermen der entsprechenden Temperatur. Für die hier behandelten Untersuchungen wurde ein Temperaturmesslack mit einer kritischen Temperatur für den Farbumschlag der Pigmente von 156 °C [56] eingesetzt. Somit wurde die Ausdehnung der WEZ z_{WEZ} für eine kritische Temperatur von T_{crit} = 156 °C untersucht, welche sich am unteren Ende des Temperaturbereiches befindet, in dem typischerweise die WEZ in organischen Materialien auftritt (siehe Abschnitt 2.2). Der Temperaturmesslack wurde vor der Versuchsdurchführung auf den Nickelschaum aufgetragen bis zu einem Abstand von etwa 1 mm zu der an das Nickelblech zu fügenden Kante. Die Kante selbst wurde nicht mit dem Temperaturmesslack beschichtet, um den Fügeprozess nicht zu beeinflussen. Nach den Versuchen wurde für jede Probe der maximale Abstand des Bereichs mit Farbumschlag von der Fügestelle unter einem Lichtmikroskop vermessen. Dies stellt

den jeweiligen Wert für z_{WEZ} dar. Bild 2.23 zeigt eine Mikroskopaufnahme einer geschweißten und zuvor mit dem Temperaturmesslack beschichteten Probe, mit eingezeichnetem Messwert für z_{WEZ}.

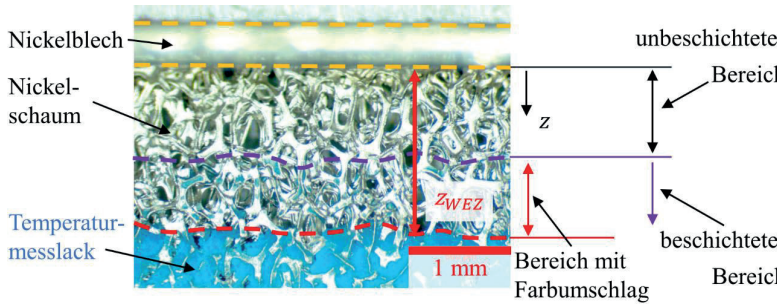


Bild 2.23: Mikroskopaufnahme einer geschweißten und zuvor mit Temperaturmesslack beschichteten Probe, mit eingezeichnetem Messwert für die Ausdehnung der WEZ z_{WEZ}.

In dem in Bild 2.24 gezeigten Diagramm sind die Ergebnisse der experimentell bestimmten Werte für die Ausdehnung der WEZ (rote Quadrate) für eine kritische Temperatur von $T_{crit} = 156$ °C für unterschiedliche Vorschubgeschwindigkeiten dargestellt. Die für den jeweiligen Prozess erforderliche Streckenenergie P_L/v (blaue Rauten, Werte auf der rechten Ordinate) ist ebenfalls in diesem Diagramm dargestellt, wobei die eingestrahlte Laserleistung P_L verwendet wurde. Die Vorschubgeschwindigkeit wurde zwischen 5 m/min, 10 m/min und 15 m/min variiert und die Laserleistung jeweils entsprechend angepasst, so dass eine erfolgreiche, durchgängige Anbindung des Nickelschaums an das Nickelblech erzielt wurde, ohne die Struktur des Schaums zu zerstören. Die zugehörigen Prozessparameter sind in Tabelle 2.3 aufgelistet.

Sowohl die Ausdehnung der WEZ als auch die erforderliche Streckenenergie nehmen mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit ab. Die Ausdehnung der WEZ nimmt um etwa 34 % ab, von $z_{WEZ} = 3{,}15$ mm für $v = 5$ m/min auf $z_{WEZ} = 2{,}07$ mm für $v = 15$ m/min. Die größte Abnahme ist dabei von 5 m/min auf 10 m/min mit etwa 32 %

v in m/min	5	10	15
P_L in W	550	850	1200

Tabelle 2.3: Prozessparameter für die experimentelle Untersuchung der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum.

zu verzeichnen, wohingegen die Abnahme von 10 m/min auf 15 m/min nur noch etwa 3 % beträgt. Ein ähnliches Verhalten ist für die Streckenenergie zu erkennen. Diese nimmt um etwa 27 % ab, von 6,6 J/mm für v = 5 m/min auf 4,8 J/mm für v = 15 m/min. Auch hier ist die größte Abnahme von 5 m/min auf 10 m/min zu verzeichnen, mit etwa 23 %. Diese Ergebnisse stützen die getroffene Annahme für die Prozessstrategie, dass eine kurze Wechselwirkungszeit und somit hohe Vorschubgeschwindigkeiten anzustreben sind, um den Wärmeeintrag in den Nickelschaum und die damit verbundene Ausdehnung der WEZ gering zu halten.

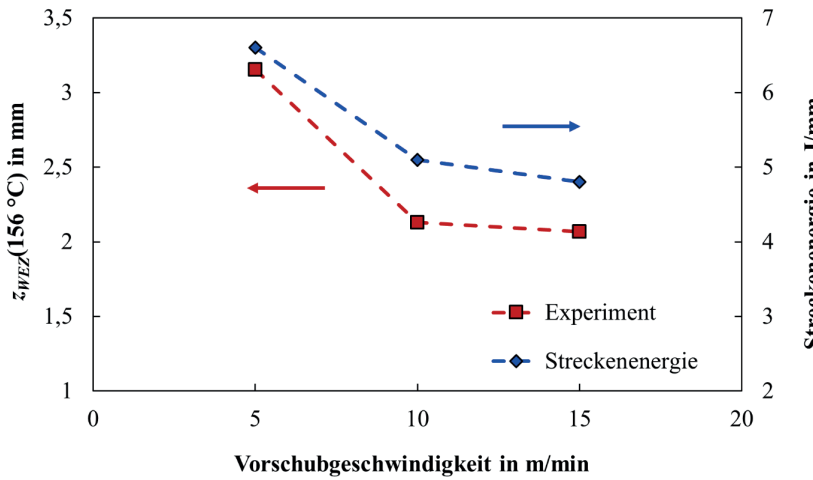


Bild 2.24: Experimentell ermittelte Werte der Ausdehnung der WEZ z_{WEZ} im Nickelschaum für T_{crit} = 156 °C (rote Quadrate) und erforderliche Streckenenergie P_L/v (blaue Rauten). Prozessparameter siehe Tabelle 2.3. Restliche Parameter: d_f = 300 µm; λ_{Laser} = 1,03 µm; z_f = 0 mm; M^2 = 15; s_{Ni} = 0,3 mm; b_{Schaum} = 0,135 mm.

Die ähnlichen Kurvenverläufe von z_{WEZ} und der Streckenenergie lassen eine mögliche Korrelation zwischen diesen beiden Größen vermuten. Eine mögliche Erklärung hierfür steht in Zusammenhang mit dem thermischen Wirkungsgrad. Mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit ist auch eine Zunahme des thermischen Wirkungsgrads zu erwarten [6, 40, 46]. Mit zunehmendem thermischen Wirkungsgrad nehmen gleichzeitig auch die Wärmeverluste ins umgebende Material ab. Dies führt einerseits zu einer geringeren erforderlichen Streckenergie zur Erzeugung des gleichen Prozessvolumens und ist somit eine mögliche Erklärung für die Abnahme der erforderlichen Streckenenergie. Andererseits wird aufgrund der geringeren Wärmeverluste ins umgebende Material auch weniger Wärme in den Nickelschaum abgeführt, was wiederum eine mögliche Erklärung für

die Abnahme der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum ist. Für hohe Vorschubgeschwindigkeiten ist jedoch auch eine asymptotische Annäherung des thermischen Wirkungsgrads an einen Maximalwert zu erwarten (siehe [6, 40, 46]). Dies bedeutet wiederum, dass für hohe Vorschubgeschwindigkeiten keine nennenswerte Abnahme von z_{WEZ} mehr zu erwarten ist. Ein solches Verhalten lässt sich bereits anhand der experimentell ermittelten Ergebnisse von z_{WEZ} vermuten, welche bereits von $v = 10$ m/min auf $v = 15$ m/min nur noch eine geringe Abnahme von z_{WEZ} zeigen. Für eine genauere Untersuchung dieses Zusammenhangs und der Vorschubgeschwindigkeit ab der keine signifikante Änderung von z_{WEZ} mehr zu erwarten ist, soll im nächsten Abschnitt näher auf die theoretische Abschätzung des Wärmeeintrags in den Nickelschaum und die damit verbundene Ausdehnung der WEZ eingegangen werden.

2.7 Theoretische Untersuchung der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum[5]

Die theoretischen Untersuchungen der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum erfolgten mithilfe eines analytischen Modells zur Beschreibung der Ausdehnung der WEZ beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften. Das hierzu verwendete Modell wird zunächst näher beschrieben und auf dessen Randbedingungen und Voraussetzungen eingegangen. Anschließend werden die Ergebnisse des Modells anhand der Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen der Ausdehnung der WEZ beim Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech verifiziert. Die experimentell ermittelten Ergebnisse konnten durch das Modell mit einer Abweichung von weniger als 12 % nachgebildet werden. Eine Reduzierung von z_{WEZ} mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit konnte durch das Modell bestätigt werden. Zudem hat sich gezeigt, dass ab Schweißgeschwindigkeiten von $v \geq 25$-30 m/min nur noch mit einer geringen Abnahme von z_{WEZ} zu rechnen ist.

2.7.1 Analytisches Modell für die Ausdehnung der WEZ beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften

Zunächst wird das verwendete analytische Modell beschrieben und auf dessen Randbedingungen und Voraussetzungen eingegangen. Es wird das Laserstrahlschweißen von

[5] Die Ausführungen in diesem Abschnitt basieren in Teilen auf einer vom Autor mitverfassten Veröffentlichung [50].

Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften in Überlappkonfiguration mit Wärmeleitung als einzigem Wärmetransportmechanismus betrachtet. Der Laserstrahl trifft dabei auf den Fügepartner mit dem höheren thermischen Ansprechvermögen auf und die WEZ entsteht im Fügepartner mit dem geringeren thermischen Ansprechvermögen. Das thermische Ansprechvermögen $r_{\mathrm{th}} = \sqrt{\lambda_{\mathrm{th}} \cdot \rho \cdot c_p}$ [28] (im Englischen als „*thermal responsivity*“ bezeichnet) bestimmt maßgeblich die lokale Erhöhung der Oberflächentemperatur eines Körpers bei Wärmezufuhr durch eine Oberflächenwärmequelle [48]. Man beachte, dass nach dieser Definition bei Materialien mit hohem r_{th} ein größerer Energieeintrag erforderlich ist um die gleiche Temperaturerhöhung zu erzielen, als bei Materialien mit geringem r_{th}. In dem hier betrachteten Fall stellt das Nickelblech den Fügepartner mit dem höheren thermischen Ansprechvermögen dar und der Nickelschaum den Fügepartner mit dem geringeren thermischen Ansprechvermögen. Wie bereits erwähnt wird die Ausdehnung der WEZ, z_{WEZ}, als maximale Reichweite $z_{WEZ} = \max\left(z_{T_{\mathrm{crit}}}(t)\right)$ der Isothermen einer gegebenen kritischen Temperatur T_{crit} im Fügepartner mit dem geringeren thermischen Ansprechvermögen im Verlauf des Fügeprozesses definiert. Bild 2.25 zeigt die Anordnung der Fügepartner und die verwendeten Koordinatensysteme für das Modell.

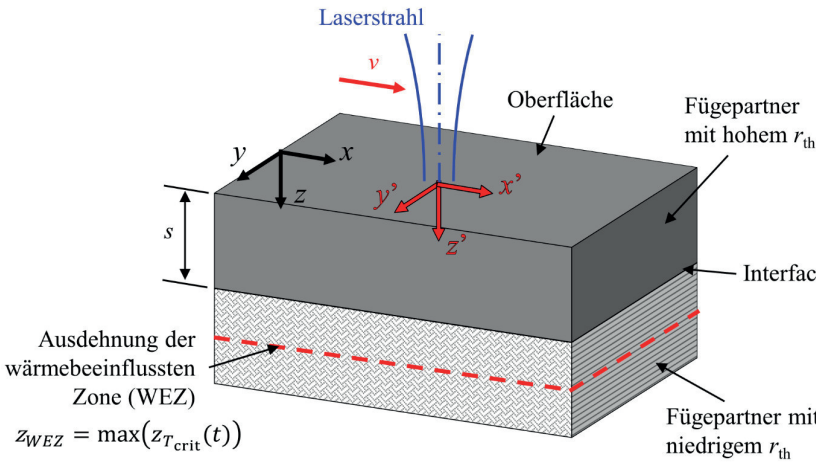


Bild 2.25: Anordnung der Fügepartner und Definition der verwendeten Koordinatensysteme für das analytische Modell zur Vorhersage der Ausdehnung der WEZ beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften.

Der Laserstrahl trifft auf den Fügepartner mit hohem thermischen Ansprechvermögen auf und bewegt sich in positiver x-Richtung im ortsfesten Koordinatensystem (x,y,z). Das Koordinatensystem (x',y',z') bewegt sich mit dem Zentrum des Laserstrahls mit. Es wird davon ausgegangen, dass die Temperaturfelder in den beiden Fügepartnern jeweils durch separate Modelle beschrieben werden können, wenn der Unterschied in den thermischen Ansprechvermögen groß ist. In dem hier betrachteten Fall beträgt der Unterschied mehr als Faktor 5 (siehe Tabelle 2.1, S. 41).

Aufgrund des großen Unterschieds in den thermischen Ansprechvermögen wird für die Bestimmung des Temperaturfeldes im Fügepartner mit dem höheren thermischen Ansprechvermögen der Wärmefluss durch das Interface der beiden Fügepartner als vernachlässigbar klein angenommen. Dadurch wird die separate Bestimmung des Temperaturfelds im Fügepartner mit dem höheren thermischen Ansprechvermögen ermöglicht, ohne dabei den Einfluss des Fügepartners mit dem geringeren thermischen Ansprechvermögen berücksichtigen zu müssen. Folglich wird die Temperaturverteilung am Interface T_{iface} durch die Temperaturverteilung im oberen Fügepartner mit dem höheren thermischen Ansprechvermögen vorgegeben. Das Temperaturfeld in dem vom Laserstrahl erwärmten Fügepartner mit dem höheren thermischen Ansprechvermögen wird durch Lösen der dreidimensionalen Wärmeleitungsgleichung für eine bewegte Wärmequelle mit gaußförmiger Intensitätsverteilung erhalten. Die resultierende Temperaturverteilung am Interface zwischen den beiden Fügepartnern bildet dann die Randbedingung für die Bestimmung des Temperaturfelds im Fügepartner mit dem niedrigeren thermischen Ansprechvermögen, in welchem eindimensionale Wärmeleitung angenommen wird. Diese Annahme kann getroffen werden, wenn die Temperaturleitfähigkeit κ verhältnismäßig gering ist, so dass die Reichweite der betrachteten Isotherme von T_{crit} klein ist gegenüber der Breite der Wärmequelle d_{Quelle} am Interface. In dem hier betrachteten Fall ist die Breite der Wärmequelle durch die erhöhte Temperaturverteilung (T_{iface} - T_{crit}) am Interface gegeben. In Anlehnung an die Definition des Durchmessers eines Laserstrahls [57] kann die Breite dieser Wärmequelle $d_{Quelle} = 4 \cdot \sqrt{m_2}$ basierend auf dem zweiten zentralisierten und normierten Moment m_2 der erhöhten Temperaturverteilung bestimmt werden. Die Schmelzenthalpie, sowie Wärmeverluste durch Konvektion und Strahlung werden vernachlässigt.

Zusammenfassend können als Voraussetzungen für das Modell festgehalten werden:

- Wärmeeintrag in den Fügepartner mit dem höheren thermischen Ansprechvermögen,
- vernachlässigbarer Wärmefluss durch das Interface,

- eindimensionale Wärmeleitung im Fügepartner mit dem niedrigeren thermischen Ansprechvermögen.

Die Erfüllung dieser Vorrausetzungen ist jeweils bei der Anwendung des Modells zu prüfen. Auf die Gültigkeit der Voraussetzungen für den hier betrachteten Fall wird in Abschnitt 2.7.2 eingegangen, bei der Diskussion der Ergebnisse aus der Anwendung des Modells. Im Folgenden wird näher auf das jeweilige Vorgehen zur Bestimmung der Temperaturfelder in den beiden Fügepartnern eingegangen.

2.7.1.1 Temperaturfeld am Interface

Das Temperaturfeld am Interface resultiert aus dem Energieeintrag durch den bewegten Laserstrahl in den (oberen) Fügepartner mit dem höheren thermischen Ansprechvermögen. Dieses kann durch Lösen der dreidimensionalen Wärmeleitungsgleichung für eine bewegte Wärmequelle mit gaußförmiger Intensitätsverteilung auf einem endlich dicken Körper erhalten werden. Die Herleitung für das resultierende Temperaturfeld erfolgte bereits in Abschnitt 2.4.2.1 (S. 45). Mit den Gleichungen Gl. (2.4) und Gl. (2.5), sowie dem in Abschnitt 2.4.2.1 beschriebenen Vorgehen zur Berücksichtigung der Spiegelquellen, kann für $z' = z = s_{Ni}$ die stationäre Temperaturverteilung am Interface im mitbewegten Koordinatensystem (x', y', z') bestimmt werden. Das Temperaturfeld im ortsfesten Koordinatensystem (x,y,z) folgt mit $v = \partial x'/\partial t = \Delta x'/\Delta t$ und der Transformation $t = t_0 + \Delta t = t_0 + \Delta x'/v$. Für $y' = y$ und $z' = z$ ergibt sich die zeitliche Entwicklung des Temperaturfeldes an einem ortsfesten Beobachtungspunkt x_0, der vom Laserstrahl passiert wird. Das Zentrum des Laserstrahls passiert den Beobachtungspunkt zum Zeitpunkt $t_0 = 0$ s. Die zeitliche Entwicklung des Temperaturfelds an diesem Beobachtungspunkt x_0 bildet die Randbedingung für das, sich durch eindimensionale Wärmeleitung ausbildende, Temperaturfeld im (unteren) Fügepartner mit dem geringeren thermischen Ansprechvermögen.

2.7.1.2 Temperaturfeld im Fügepartner mit geringem thermischen Ansprechvermögen

Man betrachte einen Körper, dessen Oberfläche eine Temperaturerhöhung $\Delta T_{Oberfläche}$ (in Bezug auf die Umgebungstemperatur) von $t = t_{on}$ bis $t = t_{off}$ erfährt, wie schematisch in Bild 2.26 skizziert.

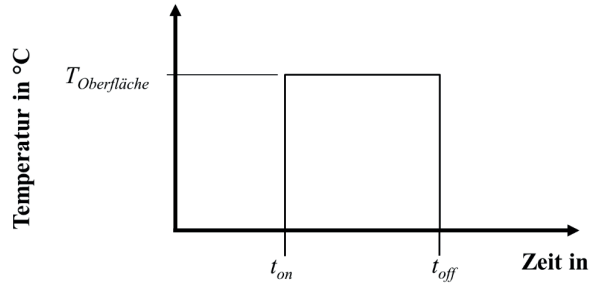


Bild 2.26: Schematische Skizze der erhöhten Oberflächentemperatur, welche als Randbedingung für den Fügepartner mit dem niedrigeren thermischen Ansprechvermögen vorgegeben wird.

Die Lösung der eindimensionalen Wärmeleitungsgleichung (in z-Richtung) in diesem Körper mit der vorgegebenen Oberflächentemperatur bei $z = 0$ als Randbedingung führt zu

$$\Delta T_h(z,t) = \Delta T_{Oberfläche} \cdot \mathrm{erfc}\left(\frac{z}{\sqrt{4 \cdot \kappa \cdot (t - t_{on})}}\right) \tag{2.7}$$

für Zeiten $t_{on} < t \leq t_{off}$, und zu

$$\Delta T_c(z,t) = \Delta T_{Oberfläche} \cdot \mathrm{erfc}\left(\frac{z}{\sqrt{4 \cdot \kappa \cdot (t - t_{on})}}\right) - \Delta T_{Oberfläche} \cdot \mathrm{erfc}\left(\frac{z}{\sqrt{4 \cdot \kappa \cdot (t - t_{off})}}\right) \tag{2.8}$$

für Zeiten $t > t_{off}$ [58]. Das Intervall $t_{on} \ldots t_{off}$ kann auch in zwei (oder mehr) Zyklen $t_{on} \ldots t_1$ und $t_1 \ldots t_{off}$ aufgeteilt werden. Die Temperaturfelder, die durch jeden dieser einzelnen Zyklen erzeugt werden, sind jeweils wieder durch Gl. (2.7) und Gl. (2.8) gegeben. Das resultierende Temperaturfeld $\Delta T(z,t)$ für das Intervall $t_{on} \ldots t_{off}$ ergibt sich aus der Summe der Temperaturfelder aller Zyklen. Ist die vorgegebene Temperaturerhöhung an der Oberfläche $\Delta T_{Oberfläche}(t)$ während des betrachteten Intervalls nicht konstant, so kann diese durch eine Reihe von Zyklen mit konstanter Oberflächentemperatur angenähert werden, wie beispielhaft in Bild 2.27 skizziert.

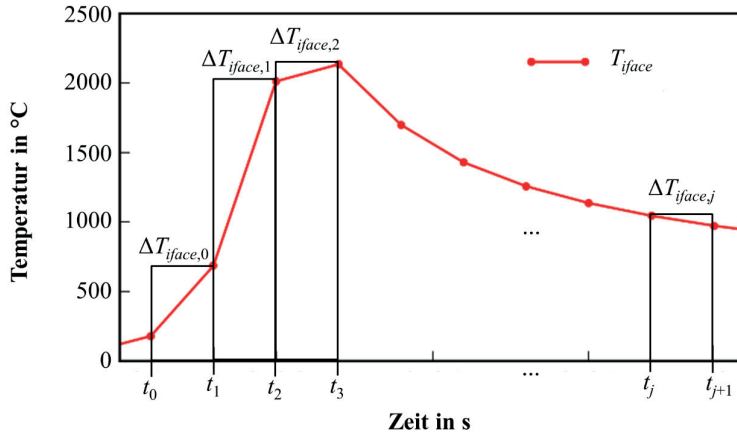


Bild 2.27: Beispielhafte Darstellung für die Aufteilung der zeitabhängigen Randbedingung einer vorgegebenen Temperaturerhöhung am Interface in eine Reihe von Zyklen mit konstanter Temperatur.

Das resultierende Temperaturfeld im Material ergibt sich dann aus der Summe der Temperaturfelder all dieser vorgegebenen Temperaturzyklen an der Oberfläche, siehe hierzu auch [48]. Somit ergibt sich das Temperaturfeld

$$\Delta T_{res,n}\left(z_{low},t_n\right)=\Delta T_{iface,n-1}\cdot\operatorname{erfc}\left(\frac{z_{low}}{\sqrt{4\cdot\kappa\cdot\left(t_n-t_{n\text{-}1}\right)}}\right)$$
$$+\sum_{j=0}^{n-2}\Delta T_{iface,j}\cdot\operatorname{erfc}\left(\frac{z_{low}}{\sqrt{4\cdot\kappa\cdot\left(t_n-t_j\right)}}\right)-\Delta T_{iface,j}\cdot\operatorname{erfc}\left(\frac{z_{low}}{\sqrt{4\cdot\kappa\cdot\left(t_n-t_{j+1}\right)}}\right) \tag{2.9}$$

im Fügepartner mit dem geringeren thermischen Ansprechvermögen, wobei z_{low} die z-Koordinate im Fügepartner mit dem geringeren thermischen Ansprechvermögen ist ($z = z_{low} + s_{Ni}$), t_n ist die diskretisierte Zeit, wie in Bild 2.27 gezeigt, und j ist die Laufvariable der Diskretisierung, beginnend bei null.

Die jeweilige Temperaturerhöhung $\Delta T_{iface,j}(t) = \Delta T(t_j)$ gilt für das Intervall vom Zeitpunkt t_j bis zum Zeitpunkt t_{j+1} (siehe auch Bild 2.27). Für das Temperaturfeld zum Zeitpunkt t_n müssen die Beiträge der vorgegebenen Temperaturerhöhungen am Interface aller Zyklen von $j = 0$ bis $j = n$-1 berücksichtigt werden. Gl. (2.9) beschreibt das gesamte

zeitliche und räumliche Temperaturfeld im Fügepartner mit dem geringeren thermischen Ansprechvermögen. Sie kann jedoch nicht direkt nach z_{low} aufgelöst werden, um so die maximale Reichweite der Isothermen einer gegebenen kritischen Temperatur zu bestimmen. Daher muss zunächst die Temperatur für jeden Zeitpunkt t_n für alle Positionen z_{low} im Fügepartner mit dem geringeren thermischen Ansprechvermögen bestimmt werden, was für diskretisierte Werte für z_{low} geschieht. Daraus kann für jede Position z_{low} die maximale Temperatur bestimmt werden, die im Verlaufe des Prozesses an dieser Position auftritt, woraus wiederum die maximale Reichweite $z_{WEZ} = \max\left(z_{T_{\mathrm{crit}}}(t)\right)$ der Isothermen einer gegebenen kritischen Temperatur ermittelt werden kann. Somit kann schlussendlich die Ausdehnung der WEZ z_{WEZ} im Fügepartner mit dem geringeren thermischen Ansprechvermögen ermittelt werden.

2.7.2 Anwendung des Modells zur Bestimmung der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum

Das zuvor beschriebene Modell wurde für die theoretische Ermittlung der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum beim Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech angewendet. Hierzu wurden dieselbe Fügeanordnung (Skizze siehe Bild 2.22, S. 74) und dieselben Materialien (Materialdaten siehe Tabelle 2.1, S. 41) betrachtet, wie in den vorangegangenen Abschnitten. In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse aus der Anwendung des Modells vorgestellt. Für die Berechnungen wurde angenommen, dass die Nickelbleche in x- und y-Richtung unendlich ausgedehnt sind und eine endliche Dicke von $s_{\mathrm{Ni}} = 0{,}3$ mm besitzen. Für den Nickelschaum wurde eine unendliche Ausdehnung in x-Richtung, sowie eine halbunendliche Ausdehnung in z-Richtung angenommen, bei einer endlichen Breite von $b_{Schaum} = 0{,}135$ mm. Die Umgebungstemperatur wurde zu 20 °C angenommen. In dieser Konfiguration stellt das Nickelblech den Fügepartner mit dem höheren thermischen Ansprechvermögen ($r_{\mathrm{th,Ni}} = 1{,}893 \cdot 10^4$ J/(s$^{1/2}$·m^2·K)) dar und der Nickelschaum den Fügepartner mit dem geringeren thermischen Ansprechvermögen ($r_{\mathrm{th},Schaum} = 3{,}676 \cdot 10^3$ J/(s$^{1/2}$·m^2·K)). Die Ausdehnung der WEZ z_{WEZ} im Nickelschaum wurde für eine kritische Temperatur von $T_{\mathrm{crit}} = 156$ °C untersucht, analog zu den experimentellen Untersuchungen von z_{WEZ} (Abschnitt 2.6).

Das Modell wurde zunächst anhand des experimentell ermittelten Ergebnisses für z_{WEZ} bei $v = 5$ m/min und $P_L = 550$ W kalibriert und anschließend anhand der restlichen experimentell ermittelten Werten von z_{WEZ} verifiziert. Für die Kalibrierung wurde der Einkoppelgrad η_A bei der Berechnung angepasst, bis für $\eta_A = 0{,}5$ die Abweichung zwischen

den aus dem Modell und aus dem Experiment ermittelten Werten weniger als 1,5 % betrug. Für alle weiteren Berechnungen wurde der Einkoppelgrad bei $\eta_A = 0{,}5$ konstant gehalten. Mit einer maximalen Abweichung von den experimentell ermittelten Werten von weniger als 12 % hat sich das Modell als geeignet erwiesen, um die Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum zu beschreiben. Folglich wurde das Modell zur Vorhersage der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum für weitere Prozessparameter angewendet.

Der aus dem Modell erhaltene Wert für den Einkoppelgrad von 0,5 ist ebenfalls konsistent mit der Annahme eines Keybowl-Schweißprozesses. Bei Annahme einer kegelförmigen Geometrie für die Einkopplung, sowie eines Absorptionsgrads von 0,29 (entsprechend dem Absorptionsgrad von flüssigem Nickel bei Schmelztemperatur für $\lambda = 1{,}03$ µm [44]), ergibt sich nach [6] ein Einkoppelgrad von 0,5 bei einem Aspektverhältnis s_K/d_f von 0,39. Dies wäre konsistent mit der Annahme eines Keybowl-Schweißprozesses mit niedrigem Aspektverhältnis (< 1).

Die resultierenden Temperaturverteilungen am Interface und im Nickelschaum, sowie die Ausbreitung der Isotherme der kritischen Temperatur im Nickelschaum werden im Folgenden zunächst beispielhaft für die Prozessparameter $v = 5$ m/min und $P_L = 550$ W ausführlich diskutiert. Anschließend wird auf die Vorhersage der Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum für weitere Prozessparameter eingegangen.

2.7.2.1 Temperatur am Interface

Für die Berechnung der Temperatur am Interface wurden die Materialeigenschaften von Nickel (siehe Tabelle 2.1, S. 41), die Gleichungen Gl. (2.4) und Gl. (2.5), sowie das in Abschnitt 2.4.2.1 beschriebene Vorgehen zur Berücksichtigung der Spiegelquellen verwendet. Das Integral in Gl. (2.5) wurde mithilfe der Simpson Regel [51] gelöst und die Integration erfolgte von $t = 10^{-6}$ s bis 10^6 s in 10^5 Zeitschritten mit einer logarithmischen Schrittweite[6]. Es wurde jeweils eine Schrittweite in x' von $d_f/10$ für alle folgenden Berechnungen verwendet. Bild 2.28 zeigt die resultierende zeitliche Entwicklung des Temperaturfelds an einem ortsfesten Beobachtungspunkt x_0 am Interface ($z' = z = s_{Ni} = 0{,}3$ mm) in der Mitte der Schweißung ($y' = y = 0$).

[6] Logarithmische Schrittweite bedeutet, dass die Zeitschritte auf einer logarithmischen Skala gleichverteilt sind, d.h. der Quotient aufeinanderfolgender Zeitschritte ist konstant, $(t_{i+1}/t_i) = \text{const}$. Umgesetzt wurde die Aufteilung der Zeitschritte in *Python* mit der Funktion *numpy.logspace* [52]: t = numpy.logspace(-6.0, 6.0, 100000.0).

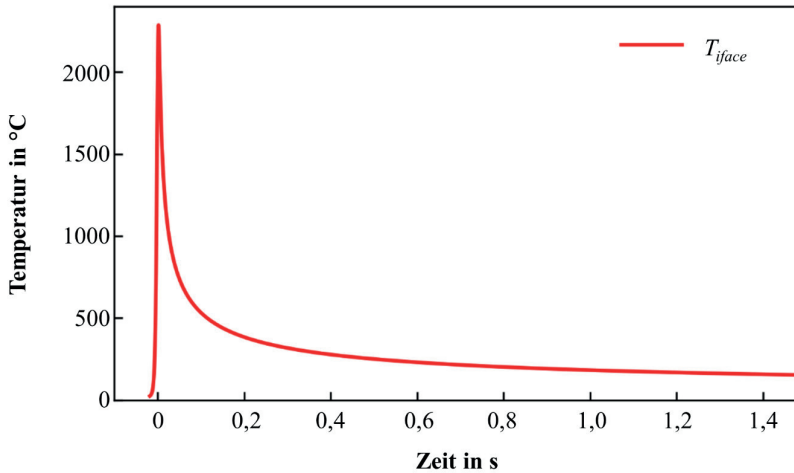


Bild 2.28: Zeitliche Entwicklung des Temperaturfelds an einem ortsfesten Beobachtungspunkt x_0 am Interface ($z' = z = s_{Ni} = 0{,}3$ mm) zwischen dem Nickelblech und dem Nickelschaum in der Mitte der Schweißung ($y' = y = 0$). Materialdaten von Nickel siehe Tabelle 2.1, S. 41. Prozessparameter: $v = 5$ m/min; $P_L = 550$ W; $\eta_A = 0{,}5$; $d_f = 300$ µm.

Die Temperatur am Interface steigt zunächst schnell an, wenn der Laserstrahl den Beobachtungspunkt passiert ($t = 0$ s) und erreicht ihren Maximalwert von etwa 2285 °C kurz nach dem Passieren des Laserstrahls ($t = 2$ ms). Anschließend fällt die Temperatur zunächst ebenfalls wieder schnell ab (bis etwa 1000 °C), geht dann jedoch in eine langsamere Abnahme über. Die Temperatur am Interface ist nur für etwa 12,8 ms über der Schmelztemperatur ($T_{S,Ni} = 1455$ °C [29]), liegt jedoch für etwa 1,44 s oberhalb der kritischen Temperatur von 156 °C.

2.7.2.2 Temperatur im Nickelschaum

Das Temperaturfeld im Nickelschaum wurde mit Gl. (2.9) und den Materialeigenschaften von Nickelschaum (siehe Tabelle 2.1, S. 41) bestimmt. Die mit Gl. (2.4) und Gl. (2.5) ermittelte und im vorherigen Abschnitt beschriebene Temperatur am Interface wurde hierzu als Vorgabetemperatur am Interface verwendet und es wurde eine z-Diskretisierung im Nickelschaum von $\Delta z = 20$ µm verwendet. In Bild 2.29 ist die resultierende Temperaturverteilung im Nickelschaum für verschiedene Zeitpunkte gezeigt.

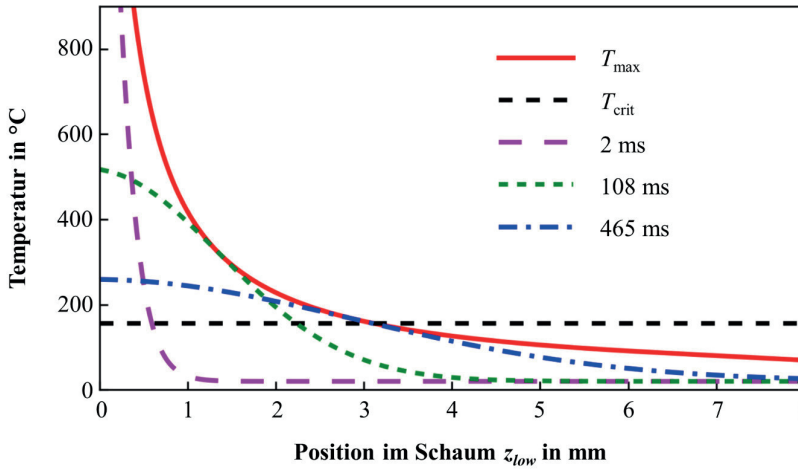


Bild 2.29: Temperaturfeld im Nickelschaum zu verschiedenen Zeitpunkten zusammen mit der kritischen Temperatur (T_{crit}, schwarz gestrichelte Gerade) und der maximalen Temperatur an jeder Position im Schaum (T_{max}, rote durchgezogene Kurve).

Die schwarz gestrichelte Gerade stellt die kritische Temperatur (T_{crit} = 156 °C) dar und die rote durchgezogene Kurve die maximale Temperatur, die an jeder Position im Nickelschaum erreicht wurde. Die Reichweite des Temperaturanstiegs in den Nickelschaum ist noch gering, wenn die vorgegebene Temperatur am Interface ihr Maximum erreicht (pink gestrichelte Kurve, t = 2 ms). Zu einem späteren Zeitpunkt (grün gepunktete Kurve, t = 108 ms) hat sich der Temperaturanstieg weiter in den Nickelschaum ausgebreitet und die Temperatur am Interface nimmt langsam ab. Bei Erreichen der maximalen Reichweite der Isotherme der kritischen Temperatur (blau strichpunktierte Kurve, t = 465 ms) nimmt die Temperatur am Interface weiterhin ab.

In Bild 2.30 ist die Reichweite der Isotherme der kritischen Temperatur im Nickelschaum ($z(T_{crit})$) in Abhängigkeit der Zeit gezeigt. Die Reichweite der Isotherme in den Nickelschaum nimmt zunächst schnell zu und verlangsamt sich dann, bis sie nach etwa 0,47 s ihren maximalen Wert (die Ausdehnung der WEZ) von z_{WEZ} = 3,11 mm erreicht hat. Anschließend nimmt die Reichweite wieder langsam ab, während sich der Nickelschaum abkühlt. Die Abweichung vom experimentell ermittelten Wert für die Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum, $z_{WEZ,exp}$ = 3,15 mm (siehe Abschnitt 2.6), beträgt in diesem Fall weniger als 1,5 %. Dies wurde als ausreichend für die Kalibrierung des Mo-

dells anhand dieses Parametersatzes (v = 5 m/min; P_L = 550 W) angesehen und der verwendete Einkoppelgrad von η_A = 0,5 für alle weiteren Berechnungen von z_{WEZ} konstant gehalten.

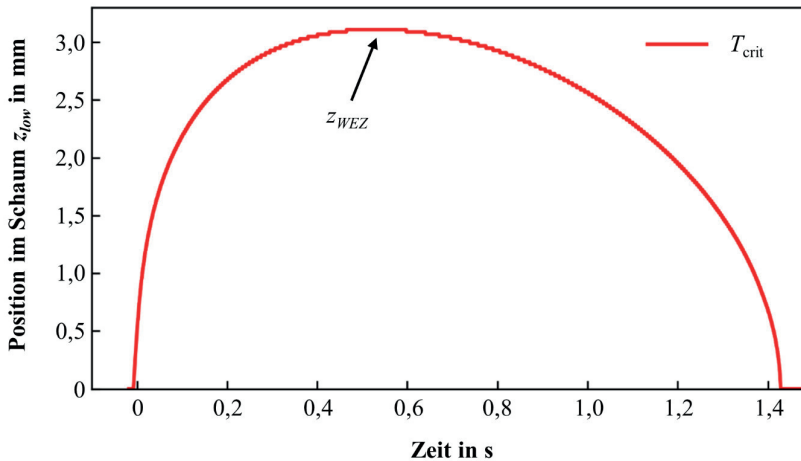


Bild 2.30: Position der Isotherme der kritischen Temperatur im Nickelschaum in Abhängigkeit der Zeit.

2.7.2.3 Überprüfung der Voraussetzungen für die Anwendung des Modells

Der Wärmefluss durch das Interface wurde über

$$I_{heat} = -\lambda_{th} \cdot \left(\mathrm{d}T / \mathrm{d}z_{low}\right)\Big|_{z_{low}=0} \tag{2.10}$$

abgeschätzt [48], wobei T die durch Gl. (2.9) gegebene Temperatur im Nickelschaum ist. Die gesamte Wärmemenge pro mm Länge, die während des Prozesses durch das Interface geflossen ist ergibt sich aus

$$Q_{heat} = \sum_t I_{heat}(t) \cdot F_{Schaum}, \tag{2.11}$$

wobei $F_{Schaum} = b_{Schaum} \cdot 1$ mm die Querschnittsfläche des Nickelschaums in z-Richtung ist für 1 mm Länge. Für das hier betrachtete Beispiel beträgt Q_{heat} nur etwa 4,29 % der

eingekoppelten Streckenenergie ($P_L \cdot \eta_A / v$) und somit kann die Voraussetzung eines vernachlässigbaren Wärmeflusses durch das Interface für das Modell als erfüllt angesehen werden.

Die Annahme eindimensionaler Wärmeleitung im Nickelschaum als Voraussetzung für das Modell kann als erfüllt angesehen werden, wenn die Breite der Wärmequelle d_{Quelle} groß ist im Vergleich zur Ausdehnung der WEZ. Wie in Abschnitt 2.7.1 beschrieben, wurde die Breite der Wärmequelle $d_{Quelle} = 4 \cdot \sqrt{m_2}$ basierend auf dem zweiten zentralisierten und normierten Moment m_2 der erhöhten Temperaturverteilung (T_{iface} - T_{crit}) bestimmt. Daraus ergibt sich für das hier behandelte Beispiel eine Breite der Wärmequelle von $d_{Quelle} = 94{,}67$ mm, was deutlich größer als die Ausdehnung der WEZ von $z_{WEZ} = 3{,}11$ mm ist. Somit kann auch die Annahme eindimensionaler Wärmeleitung im Nickelschaum als erfüllt angesehen werden.

2.7.2.4 Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum

In Bild 2.31 sind sowohl die experimentell (rote Quadrate) als auch die mithilfe des analytischen Modells ermittelten Werte für z_{WEZ} (grüne Dreiecke) in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit dargestellt. Weiterhin sind die ebenfalls aus dem Modell erhaltenen Werte für die eingekoppelte Streckenenergie ($P_L \cdot \eta_A / v$, blaue Rauten, Werte auf der rechten Ordinate) dargestellt.

Die aus dem Experiment ermittelten Werte konnten mit dem analytischen Modell gut nachgebildet werden und weisen eine maximale Abweichung von weniger als 12 % auf. Mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit nimmt die aus dem Modell ermittelte maximale Temperatur T_{max} am Interface zu, von $T_{max}(v = 5$ m/min$) = 2285$ °C über $T_{max}(v = 10$ m/min$) = 2320$ °C bis $T_{max}(v = 15$ m/min$) = 2455$ °C. Für die Extrapolation von z_{WEZ} für weitere Vorschubgeschwindigkeiten wurde für jede Geschwindigkeit die Laserleistung so angepasst, dass T_{max} am Interface in etwa 2320 °C betrug, als mittlerer Wert aus den Ergebnissen für $v = 5$ m/min bis $v = 15$ m/min.

Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen der Ausdehnung der WEZ (Abschnitt 2.6) haben eine Abnahme sowohl von z_{WEZ}, als auch der aufzuwendenden Streckenergie mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit gezeigt, wobei die Abnahme bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten geringer ausfiel. Diese Trends konnten auch bei der Extrapolation mithilfe des analytischen Modells beobachtet werden (siehe Bild 2.31). Sowohl z_{WEZ} als auch die eingekoppelte Streckenenergie nehmen nach dem analytischen Modell ebenfalls mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit ab. Auch nach dem Modell fällt die Abnahme bei geringen Vorschubgeschwindigkeiten

($v < 10$ m/min) deutlich größer aus, als bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten ($v \geq 25$-30 m/min). So nimmt z_{WEZ} von $v = 2{,}5$ m/min auf $v = 5$ m/min um etwa 30,8 % ab, von $z_{WEZ} = 4{,}49$ mm auf $z_{WEZ} = 3{,}11$ mm, wohingegen von $v = 30$ m/min auf $v = 50$ m/min nur noch eine Abnahme um insgesamt etwa 5,4 % erfolgt, von $z_{WEZ} = 1{,}84$ mm auf $z_{WEZ} = 1{,}74$ mm. Diese Ergebnisse stützen auch die aus den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen abgeleitete Vermutung, wonach für hohe Vorschubgeschwindigkeiten keine nennenswerte Abnahme von z_{WEZ} mehr zu erwarten ist.

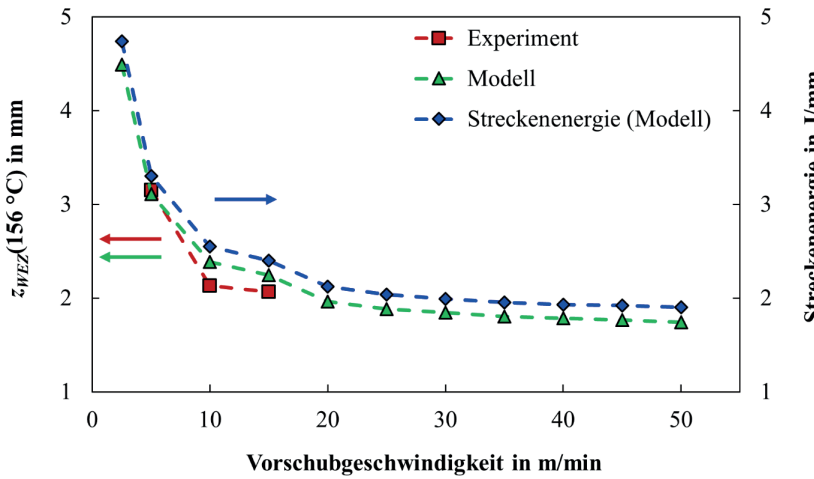


Bild 2.31: Ausdehnung der WEZ z_{WEZ} im Nickelschaum für $T_{crit} = 156$ °C in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit. Experimentell ermittelte Werte (rote Quadrate) und mithilfe des analytischen Modells ermittelte Werte (grüne Dreiecke), sowie aus dem Modell erhaltene eingekoppelte Streckenenergie $P_L \cdot \eta_A / v$ (blaue Rauten). Prozessparameter aus dem Experiment siehe Tabelle 2.3 (S. 75), Materialeigenschaften siehe Tabelle 2.1 (S. 41). Restliche Parameter: $\lambda_{Laser} = 1{,}03$ µm; $\eta_A = 0{,}5$; $d_f = 300$ µm; $z_f = 0$ mm; $M^2 = 15$; $s_{Ni} = 0{,}3$ mm; $b_{Schaum} = 0{,}135$ mm.

In Abschnitt 2.6 wurde ein möglicher Zusammenhang des Verhaltens von z_{WEZ} und der Streckenenergie mit dem thermischen Wirkungsgrad diskutiert, wonach mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit auch eine Zunahme des thermischen Wirkungsgrads und somit eine Abnahme der in den Nickelschaum abgeführten Wärmemenge zu erwarten ist. Mithilfe des analytischen Modells wurde auch die durch das Interface in den Nickelschaum pro mm Länge abgeführte Wärmemenge Q_{heat} bestimmt. Diese nimmt ebenfalls mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit ab. Das Verhältnis von Q_{heat} zur eingekoppelten Streckenenergie ist mit etwa 4,3 % für $v = 2{,}5$ m/min am größten, nimmt dann mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit zunächst geringfügig ab und ist ab

$v \approx 20$ m/min annähernd konstant bei etwa 4,23 %. Somit nimmt für niedrige Vorschubgeschwindigkeiten ($v < 20$ m/min) sowohl die eingekoppelte Streckenenergie, als auch der Anteil von Q_{heat} an der eingekoppelten Streckenenergie mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit ab. Für hohe Vorschubgeschwindigkeiten ($v \geq 20$ m/min) hingegen ist der Anteil von Q_{heat} an der eingekoppelten Streckenenergie näherungsweise konstant. Das Verhalten von Q_{heat} in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit könnte demnach auch mit dem thermischen Wirkungsgrad in Verbindung gebracht werden. Für hohe Vorschubgeschwindigkeiten ist eine asymptotische Annäherung des thermischen Wirkungsgrads an einen Maximalwert zu erwarten [6, 40, 46]. In [6] wird eine Annäherung an 95 % des maximal möglichen Wertes des thermischen Wirkungsgrads bereits für Peclet-Zahlen ($Pe = v \cdot d_f / \kappa$) zwischen etwa 2 bis 3 berichtet. In dem hier betrachteten Fall beginnt die Abnahme von z_{WEZ} mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit ab etwa $v = 10$ m/min bis 15 m/min geringer zu werden. Die Peclet-Zahlen liegen dabei mit $Pe \approx 2{,}2$ bis 3,3 ebenfalls in etwa in diesem Bereich. Ein Zusammenhang der hier berichteten Beobachtungen mit dem thermischen Wirkungsgrad wäre somit konsistent.

Zuletzt muss noch überprüft werden, ob die Voraussetzungen für die Anwendung des Modells für alle hier betrachteten Parameter erfüllt wurden. Der maximale Anteil der durch das Interface in den Nickelschaum pro mm Länge abgeführten Wärmemenge Q_{heat} an der eingekoppelten Streckenenergie beträgt etwa 4,3 %. Somit kann die Voraussetzung eines vernachlässigbaren Wärmeflusses durch das Interface für das Modell für alle hier betrachteten Parameter als erfüllt angesehen werden. Die berechnete Breite der Wärmequelle d_{Quelle} am Interface liegt für die hier gezeigten Ergebnisse zwischen etwa 95 mm und 317 mm, was jeweils deutlich größer ist als z_{WEZ}. Daher kann auch die Annahme eindimensionaler Wärmeleitung im Nickelschaum für alle hier betrachteten Parameter als erfüllt angesehen werden. Somit sind alle Vorrausetzung für die Anwendung des Modells für die hier betrachteten Parameter erfüllt und die Anwendung des Modells gerechtfertigt.

Fazit

Die Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum wurde sowohl experimentell als auch theoretisch untersucht und das aufgestellte analytische Modell hat sich als geeignet zur Beschreibung von z_{WEZ} erwiesen. Sowohl die experimentell als auch die theoretisch ermittelten Ergebnisse zeigen eine Abnahme der Ausdehnung der WEZ mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit. Diese Ergebnisse bestätigen die getroffene Annahme für die Prozessstrategie, dass eine kurze Wechselwirkungszeit und somit hohe Vorschubgeschwindigkeiten anzustreben sind, um den Wärmeeintrag in den Nickelschaum und die damit verbundene Ausdehnung der WEZ gering zu halten. Es zeigte sich jedoch auch,

dass bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten ab etwa $v \geq 25$ m/min nur noch mit einer geringfügigen Abnahme von z_{WEZ} zu rechnen ist und einer Skalierung der Prozessstrategie hin zu noch höheren Vorschubgeschwindigkeiten somit Grenzen gesetzt sind.

Des Weiteren ist zu beachten, dass hier ausschließlich die Wärmeableitung in den Nickelschaum und die damit verbundene Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum untersucht wurden. Mögliche Auswirkungen höherer Vorschubgeschwindigkeiten auf fluiddynamische Effekte im Schmelzbad, wie beispielsweise Humping oder die Spritzerbildung, wurden hier nicht betrachtet. Es ist jedoch durchaus möglich, dass solche Effekte bei Schweißprozessen mit höheren Vorschubgeschwindigkeiten auftreten können und die resultierende Schweißnahtqualität negativ beeinflussen. Daher ist vor der Umsetzung einer Prozessstrategie mit sehr hohen Vorschubgeschwindigkeiten auch eine Untersuchung der Auswirkungen auf solche fluiddynamischen Effekte ratsam.

3 Fügen von Aluminium an Kupfer[7]

Im vorangegangenen Kapitel wurde die Entwicklung und Umsetzung einer Prozessstrategie für das Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften behandelt, bei der Wärmeleitung der dominierende physikalische Effekt für die Energieverteilung in der Fügezone ist. Eine weitere Möglichkeit für das Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften ist der Einsatz einer Prozessstrategie, bei der Konvektion den dominierenden physikalischen Effekt für die Energieverteilung in der Fügezone darstellt. Auf die Entwicklung und Umsetzung einer solchen Prozessstrategie wird in diesem Kapitel eingegangen, anhand des Beispiels des Laserstrahlschweißens von Aluminium an Kupfer.

3.1 Einleitung und Stand der Technik zum Laserstrahlschweißen von Aluminium-Kupfer Mischverbindungen

Das Schweißen von Aluminium (Al) an Kupfer (Cu) wird für hochleistungsfähige elektrische Leichtbauanwendungen benötigt, wie beispielsweise Anwendungen in der Batterietechnik oder der Elektromobilität [1, 17, 18, 60, 61]. Das Schweißen dieser Metallkombination aus Al und Cu ist jedoch mit einigen Herausforderungen verbunden. Diese liegen zum einen in den deutlich unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften der beiden Materialien, wie beispielsweise der Schmelztemperatur und der Wärmeleitfähigkeit, und zum anderen in der Ausbildung intermetallischer Phasen in der Schweißnaht [61, 62]. Die meisten dieser intermetallischen Phasen weisen eine höhere Sprödigkeit, eine geringere mechanische Festigkeit, sowie einen höheren spezifischen elektrischen Widerstand auf, als die beiden Ausgangsmaterialien [61, 63]. Hierdurch werden sowohl die mechanischen, als auch die elektrischen Eigenschaften der Schweißnaht negativ beeinflusst, weshalb die Ausbildung dieser intermetallischen Phasen während des Schweißprozesses minimiert werden muss. Ein zuverlässiges und reproduzierbares Schweißen von Al an Cu mit hoher resultierender Qualität der Schweißverbindung mithilfe eines unmodulierten, kontinuierlichen (cw-) Laserstrahlschweißprozesses hat sich

[7] Die Ausführungen in diesem Kapitel basieren in Teilen auf einer vom Autor mitverfassten Veröffentlichung [59].

ohne geeignete Prozessstrategien als herausfordernd erwiesen. Die Hauptgründe für eine schlechte Qualität der resultierenden Schweißnähte stellen vor allem eine starke Durchmischung der beiden Materialien und das Auftreten von großen Rissen in der Schweißnaht beim cw-Laserstrahlschweißprozess dar [62].

Es wurden bereits verschiedene Ansätze zur Prozessbeeinflussung erfolgreich angewendet, um diese Probleme zu reduzieren. Diese umfassten unter anderem eine zeitliche Modulation der Laserleistung sowie eine räumliche Oszillation des Laserstrahls. So konnten beim gepulsten Schweißen von Mischverbindungen mit einer zeitlichen Modulation der Laserleistung ein feinkörnigeres Gefüge, eine gleichmäßigere Durchmischung, sowie eine Reduzierung der Risse in der Schweißnaht erzielt werden [64, 65]. Bei Linearschweißungen von Al-Cu Mischverbindungen konnte durch eine zeitliche Laserleistungsmodulation zwar die Konstanz der Einschweißtiefe erhöht werden, eine gleichmäßigere Durchmischung der beiden Fügepartner konnte in diesem Fall jedoch nicht erzielt werden [66–68]. Räumliche Strahloszillation wurde ebenfalls bereits erfolgreich beim Laserstrahlschweißen von Al an Cu eingesetzt, um die Nahtqualität zu verbessern. Mit einem Singlemode-Faserlaser und kleinen Fokusdurchmessern ($d_f < 50$ µm) in Kombination mit einer räumlichen Strahloszillation konnte eine homogene Durchmischung der beiden Materialien demonstriert werden [69]. Darüber hinaus konnten kleinere Durchmischungszonen und eine Reduzierung von Poren und Rissen in den Schweißnähten (im Vergleich zu Linearschweißungen) durch den Einsatz eines gepulsten Lasers in Kombination mit einer räumlichen Strahloszillation erreicht werden [70]. Große Anbindungsbreiten am Interface und geringe Einschweißtiefen in das untenliegende Cu-Blech konnten mit einem Faserlaser und räumlicher Strahloszillation erzeugt werden [62]. Die resultierenden Nähte wiesen eine höhere ertragbare Scherzugkraft auf, als Nähte die ohne räumliche Strahloszillation erzeugt wurden. Der elektrische Widerstand der Schweißnähte nahm mit zunehmender Anbindungsfläche ab. Geringe Dicken (< 5 µm) des intermetallischen Phasensaums am Interface konnten durch eine Kombination aus zeitlicher Leistungsmodulation und räumlicher Strahloszillation erreicht werden [1]. Aufgrund dieser geringen Dicken des intermetallischen Phasensaums wurden auch hohe ertragbare Scherzugkräfte der Schweißnähte erzielt. Zudem ergaben sich aufgrund der geringen Dicken des intermetallischen Phasensaums auch geringe elektrische Widerstände der Fügeverbindungen. Es wurde jedoch auch berichtet, dass für Dicken des intermetallischen Phasensaums von weniger als 3 µm die ertragbaren Scherzugkräfte drastisch abnahmen. Darüber hinaus wurde auch eine Korrelation zwischen einer hohen mechanischen Festigkeit und einem geringen elektrischen Widerstand der Verbindungen berichtet [71].

Die meisten dieser Untersuchungen beschränkten sich auf das Schweißen mit kleinen Fokusdurchmessern (von etwa 50 µm oder weniger) und vergleichsweise geringen Laserleistungen (< 1 kW). Im Gegensatz dazu lag der Fokus im Rahmen der vorliegenden Arbeit auf dem reproduzierbaren Schweißen von Aluminium an Kupfer mit Multimode-Lasern mit hoher mittlere Leistung (> 1 kW). Das Ziel lag in der Entwicklung und Umsetzung prozessangepasster Strategien für die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie beim Laserstrahlschweißen von Aluminium an Kupfer. An dieser Stelle sei vorweggegriffen, dass als Prozessstrategie eine räumliche Oszillation des Laserstrahls umgesetzt wurde.

In den nächsten Abschnitten erfolgt eine detaillierte Betrachtung der Herausforderungen bei diesem Fügeprozess, der Ableitung der Prozessstrategie, sowie der experimentellen Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen von Aluminium an Kupfer.

3.2 Herausforderungen beim Schweißprozess

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde das Laserstrahlschweißen von Aluminium an Kupfer in der Überlappkonfiguration untersucht. Die verwendeten Materialien waren reines Aluminium (Al99,5) und reines Kupfer (Cu-OF) mit einer Dicke von jeweils 1 mm und es wurden Festkörperlaser mit einer Emissionswellenlänge um 1 µm eingesetzt. Im Folgenden soll näher auf die Anforderungen an die Schweißverbindung, sowie die Herausforderungen für den Schweißprozess eingegangen werden.

Da Al-Cu Fügeverbindungen hauptsächlich für elektrische Anwendungen eingesetzt werden, ist die Hauptanforderung an eine solche Fügeverbindung eine hohe elektrische Leitfähigkeit, respektive ein geringer elektrischer Widerstand der Verbindung [17]. Zudem muss eine ausreichende mechanische Festigkeit der Verbindung gegeben sein, um den mechanischen Belastungen während des Betriebs Stand zu halten [17]. In der Regel überwiegen jedoch die Anforderungen an die elektrischen Eigenschaften der Fügeverbindung. Daraus lassen sich sowohl Anforderungen an die Geometrie, als auch an die Materialeigenschaften der zu erzeugenden Schweißverbindung ableiten. Bezüglich der Geometrie ist der erzeugte Anbindungsquerschnitt ausschlaggebend für die Eigenschaften der erzeugten Schweißverbindung. Bezüglich der Materialeigenschaften sind der spezifische elektrische Widerstand ρ_{el} und die Zugfestigkeit die relevanten Größen. Der Anbindungsquerschnitt der erzeugten Schweißverbindung sollte möglichst groß, der spezifische elektrische Widerstand möglichst gering und die Zugfestigkeit möglichst hoch sein.

Die speziellen Herausforderungen für die hier betrachtete Fügeaufgabe des Laserstrahlschweißens von Aluminium an Kupfer liegen in den unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften der beiden Fügepartner, der Ausbildung intermetallischer Phasen in der Schweißnaht, sowie der schlechten Schweißbarkeit der beiden Materialien selbst. Die Hauptherausforderung beim Schweißen von Al-Cu Mischverbindungen ist die Bildung intermetallischer Phasen in der Schweißnaht. Wie bereits erwähnt, weisen die meisten intermetallischen Phasen eine höhere Härte, geringere Festigkeit, sowie einen höheren spezifischen elektrischen Widerstand auf, als die beiden Ausgangsmaterialien [61, 63]. Dadurch verschlechtern sich sowohl die mechanischen, als auch die elektrischen Eigenschaften der Schweißverbindung, weshalb es die Bildung der intermetallischen Phasen während des Schweißprozesses so weit wie möglich zu minimieren gilt. Die Durchmischung beider Fügepartner in der flüssigen Phase begünstigt jedoch die Bildung der intermetallischen Phasen [1] und es wird davon ausgegangen, dass mit zunehmendem Mischungsverhältnis der beiden Materialien sowohl die Gefahr der Bildung als auch der Anteil der intermetallischen Phasen in der Schweißnaht zunimmt. Daher sollte möglichst wenig Durchmischung der beiden Fügepartner während des Schweißprozesses erfolgen, um den Anteil der intermetallischen Phasen in der Schweißverbindung zu minimieren. Hierzu ist es erforderlich, die aufgeschmolzenen Anteile der Fügepartner gezielt einstellen zu können, wozu wiederum die gezielte Einstellung der erzeugten Schweißnahtgeometrie und der dazu benötigten Temperaturverteilung in der Fügezone und deren direkten Umgebung erforderlich ist.

Die thermophysikalischen Eigenschaften bestimmen auch bei dieser Fügeaufgabe von der Materialseite aus die Verteilung der Energie im Material und den erforderlichen Energie- beziehungsweise Leistungsbedarf zur Erzeugung eines bestimmten Prozessvolumens. Außerdem sind im Fall des Schweißens von Aluminium an Kupfer auch die Schmelztemperaturen der beiden Fügepartner unterschiedlich. Somit ist auch hier die Einstellung der lokal erforderlichen Temperaturverteilung in der Fügezone und deren direkten Umgebung erschwert. Dies erschwert wiederum die gezielte Einstellung der aufgeschmolzenen Anteile der beiden Fügepartner und somit auch die Minimierung des Anteils der intermetallischen Phasen in der Schweißnaht.

Darüber hinaus ist auch das Laserstrahlschweißen der beiden Ausgangsmaterialien Aluminium und Kupfer in jeweils artgleicher Verbindung bereits mit einigen Herausforderungen verbunden. Hier sind beispielweise eine schwankende Einschweißtiefe, die Entstehung von Nahtdefekten wie Poren, Spritzern und Auswürfen, sowie die hohe Reflektivität der beiden Materialien für Laserwellenlängen um 1 µm zu nennen [36, 72–79].

Hierdurch wird die Erzeugung einer gezielten und reproduzierbaren Schweißnahtgeometrie zusätzlich erschwert.

Auch für das *Laserstrahlschweißen von Aluminium an Kupfer* lautet die Hypothese, dass diese Fügeaufgabe *durch die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung, mittels an die Fügeaufgabe angepasster Prozessstrategien, erfolgreich realisiert werden kann.*

Zur Verifizierung dieser Hypothese werden in den folgenden Abschnitten zunächst einige theoretische Überlegungen zum Schweißprozess diskutiert und daraus eine räumliche Strahloszillation als geeignete Prozessstrategie abgeleitet (Abschnitt 3.3). Anschließend werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen des Laserstrahlschweißens von Al an Cu aufgezeigt und diskutiert. Dabei werden zunächst die Zusammenhänge zwischen den Prozessparametern und der Nahtgeometrie, sowie eine Korrelation zu den resultierenden Nahteigenschaften dargelegt (Abschnitt 3.4.1 bis Abschnitt 3.4.5). Anschließend wird auf die Korrelation zwischen elektrischem Widerstand und der Scherzugfestigkeit der Verbindungen eingegangen (Abschnitt 3.4.6). Abschließend wird das Potential einer lokal angepassten Laserleistung bei der räumlichen Strahloszillation aufgezeigt (Abschnitt 3.4.7).

3.3 Prozessstrategie

Das Ziel bei der Fügeaufgabe des Laserstrahlschweißens von Aluminium an Kupfer ist es, einen möglichst geringen elektrischen Widerstand der Schweißverbindung bei gleichzeitig ausreichender mechanischer Festigkeit zu erzeugen. Es wird angenommen, dass der resultierende elektrische Widerstand der Schweißnaht im Wesentlichen durch drei Faktoren beeinflusst wird:

(1) Die Nahtbreite am Interface zwischen den Fügepartnern,
(2) Die metallurgische Zusammensetzung der Schweißnaht,
(3) Die Gleichmäßigkeit der Nahtgeometrie entlang der gesamten Naht.

Es wird weiterhin davon ausgegangen, dass diese Faktoren auch die Haupteinflussfaktoren auf die mechanische Festigkeit der Naht sind, und dass Maßnahmen zur Reduzierung des elektrischen Widerstands gleichermaßen auch zu einer Erhöhung der mechanischen Festigkeit führen und umgekehrt. Eine Korrelation zwischen einem geringen elektrischen Widerstand der Schweißnaht und einer hohen mechanischen Festigkeit wurde auch bereits in [71] festgestellt.

Im Folgenden wird zunächst auf die thermophysikalischen Eigenschaften der Fügepartner eingegangen und es werden theoretische Betrachtungen zur Wahl der Materialanordnung diskutiert. Anschließend werden einige grundsätzliche Überlegungen zum resultierenden elektrischen Widerstand der erzeugten Schweißnähte diskutiert. Anhand dieser Überlegungen werden Anforderungen an die zu erzeugenden Schweißnähte, sowie an die dafür erforderlichen Prozessstrategien abgeleitet, woraus letztendlich die verwendete Prozessstrategie abgeleitet wird.

Thermophysikalische Eigenschaften

In Tabelle 3.1 ist eine Übersicht der Materialkennwerte von Aluminium und Kupfer, sowie der jeweiligen Verhältnisse der Materialkennwerte von Kupfer (K_{Cu}) zu den Materialkennwerten von Aluminium (K_{Al}) angegeben. Die größten Unterschiede in den thermophysikalischen Eigenschaften liegen in der Dichte ρ (Faktor 3,32), der massenspezifischen Wärmekapazität c_p (Faktor 2,33) und der Schmelztemperatur T_S mit einem Unterschied von mehr als 420 K. Die Unterschiede in der Temperaturleitfähigkeit κ (Faktor 1,19) und dem thermischen Ansprechvermögen r_{th} (Faktor 1,55) sind bei dieser Materialkombination hingegen weniger stark ausgeprägt. Aus den unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften folgt der unterschiedliche Energiebedarf zur Erzeugung eines bestimmten Prozessvolumens in den beiden Fügepartnern. Aus der Energiebilanz folgt die benötigte Prozessenergie [6]

$$E_P = \rho \cdot V_P \cdot \left(c_p \cdot \Delta T + \Delta H_S + \xi \cdot \Delta H_V \right), \tag{3.1}$$

um ein bestimmtes Prozessvolumen V_P auf die erforderliche Prozesstemperatur T_P zu erwärmen, wobei ΔT die Temperaturdifferenz zwischen der Ausgangstemperatur T_0 und der erforderlichen Prozesstemperatur T_P ist. Zum Aufschmelzen (erhitzen auf $T_P = T_S$ und zuführen von ΔH_S, Ausgangstemperatur $T_0 = 20$ °C, Anteil der verdampften Masse $\xi = 0$) eines Volumens von 1 mm³ wird für Kupfer eine Prozessenergie von $E_{P,\mathrm{Cu}} = 5{,}54$ J benötigt und für Aluminium eine Prozessenergie von $E_{P,\mathrm{Al}} = 2{,}62$ J. Für die Erzeugung des gleichen Prozessvolumens ist somit für Kupfer mehr als doppelt so viel Energie (Faktor 2,11) erforderlich, als für Aluminium.

Anordnung der Fügepartner

Unter Berücksichtigung der Fügegeometrie hat dies direkte Auswirkungen auf die Wahl der Anordnung der beiden Fügepartner für die Prozessstrategie. Wird davon ausgegangen, dass in der Überlappkonfiguration nur möglichst wenig in den unteren Fügepartner eingeschweißt werden soll (um möglichst wenig Durchmischung der beiden Fügepartner zu erzeugen), so bedeutet dies, dass die erforderliche Prozessenergie größtenteils für die Erzeugung des Prozessvolumens im oberen Fügepartner aufgebracht werden muss. Mit Aluminium als oberem Fügepartner ist somit eine deutlich geringere erforderliche Prozessenergie beziehungsweise –Leistung zu erwarten. Außerdem lässt sich vermuten,

Kennwert (K)	Aluminium	Kupfer	K_{Cu}/K_{Al}
ρ in kg/m³ (@ 25 °C) [29]	2700	8960	3,32
λ_{th} in W/(m·K) (@ 27 °C) [29]	237	401	1,69
c_p in J/(kg·K) (@ 25 °C) [29]	897	385	0,43
κ in m²/s	$9{,}786 \cdot 10^{-5}$	$1{,}162 \cdot 10^{-4}$	1,19
r_{th} in J/(s$^{1/2}$·m²·K)	$2{,}396 \cdot 10^{4}$	$3{,}719 \cdot 10^{4}$	1,55
T_S in K [29]	933,47	1357,77	1,45
T_V in K [45]	2743	2868	1,05
ΔH_S in kJ/kg [29]	396,9	208,7	0,53
ΔH_V in kJ/kg[8] [45]	10525,54	4799,67	0,46
ρ_{el} in Ω·m (@ 25 °C) [29]	$2{,}71 \cdot 10^{-8}$	$1{,}71 \cdot 10^{-8}$	0,63

Tabelle 3.1: Materialdaten von Aluminium und Kupfer. ρ: Dichte; λ_{th}: Wärmeleitfähigkeit; c_p: massenspezifische Wärmekapazität; κ: Temperaturleitfähigkeit; r_{th}: thermisches Ansprechvermögen; T_S: Schmelztemperatur; T_V: Verdampfungstemperatur; ΔH_S: massenspezifische Schmelzenthalpie; ΔH_V: massenspezifische Verdampfungsenthalpie; ρ_{el}: spezifischer elektrischer Widerstand.

[8] In [45] sind die molaren Verdampfungsenthalpien von Aluminium mit $\Delta H_{V,m,Al} = 284$ kJ/mol und Kupfer mit $\Delta H_{V,m,Cu} = 305$ kJ/mol angegeben. Zusammen mit der relativen Atommasse von Aluminium und Kupfer von $A_{u,Al} = 26{,}982$ und $A_{u,Cu} = 63{,}546$ [29] ergeben sich daraus die massenspezifischen Verdampfungsenthalpien von Aluminium und Kupfer zu $\Delta H_{V,Al} = 10525{,}54$ kJ/kg und $\Delta H_{V,Cu} = 4799{,}67$ kJ/kg.

dass mit Aluminium als oberem Fügepartner eine gezielte, geringe Einschweißtiefe im unteren Fügepartner prozesssicherer umsetzbar ist als mit Kupfer als oberem Fügepartner. Pro aufgeschmolzenem Volumen im oberen Fügepartner (Aluminium) wird eine bestimmte Energie benötigt. Wenn eine Durchschweißung durch das Aluminium erreicht ist und der Übergang zum Kupfer (als unterer Fügepartner) erfolgt, so wird plötzlich pro weiterem aufgeschmolzenem Volumen deutlich mehr Energie benötigt. Dies könnte eine stabilisierende Wirkung auf die Einschweißtiefe beim Übergang zwischen den beiden Fügepartner haben. Im umgekehrten Fall, mit Kupfer als oberem und Aluminium als unterem Fügepartner, wäre hingegen bei Erreichen einer Durchschweißung durch den oberen Fügepartner plötzlich deutlich weniger Energie pro weiter aufgeschmolzenem Volumen erforderlich, was zu einer destabilisierenden Wirkung auf die Einschweißtiefe beim Übergang zwischen den beiden Fügepartner führen könnte.

Diese Vermutung konnte durch die Ergebnisse einer numerischen Simulation der Kapillartiefe beim Schweißen von Aluminium und Kupfer mittels eines einfachen Modells bestätigt werden [66, 80]. Die Ergebnisse dieser Simulation zeigten für Aluminium als oberen Fügepartner sowohl eine geringere erforderliche Laserleistung für eine bestimmte Kapillartiefe, als auch eine stetige Zunahme der Kapillartiefe bei Erreichen des Kupferblechs (bei Berücksichtigung von ebenfalls jeweils 1 mm Materialstärke für beide Fügepartner). Mit Kupfer als oberem Fügepartner ergab sich hingegen eine höhere erforderliche Laserleistung für die gleiche Kapillartiefe, sowie eine sprungartige Zunahme der Kapillartiefe bei Erreichen des Aluminiumblechs. Bei den zuvor angeführten Überlegungen und der Simulation wurde allerdings nur die Energiebilanz berücksichtigt und keine möglichen Auswirkungen von Strömungen im Schmelzbad oder den Einkoppelbedingungen bei sich ändernder Kapillargeometrie. Experimentelle Untersuchungen des Laserstrahlschweißens von Aluminium an Kupfer für beide Materialanordnungen haben jedoch ebenfalls gezeigt, dass beim linearen cw-Schweißen mit Aluminium als oberem Fügepartner sowohl die Einschweißtiefenschwankungen geringer ausfallen, als auch weniger Laserleistung erforderlich ist, im Vergleich zur Anordnung mit Kupfer als oberem Fügepartner [66, 67].

Bei der Wahl der Materialordnung können die unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften der Fügepartner somit auch zum Vorteil für den Schweißprozess in Bezug auf die Einschweißtiefenkonstanz und die erforderliche Laserleistung genutzt werden. Daher wurde Aluminium als oberer Fügepartner gewählt und im Rahmen der vorliegenden Arbeit auch ausschließlich diese Materialanordnung untersucht.

Elektrischer Widerstand der Schweißnaht

Im Folgenden sollen einige grundsätzliche Überlegungen zum resultierenden elektrischen Widerstand der Schweißnaht diskutiert werden. Hierzu ist in Bild 3.1 die Skizze eines Querschnitts einer Schweißnaht gezeigt, mit angedeutetem Pfad des elektrischen Stroms durch die Naht.

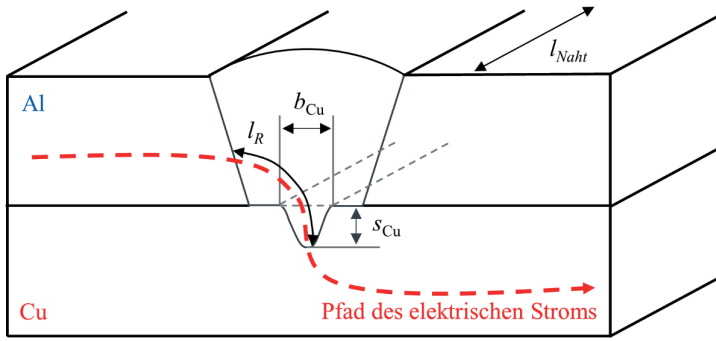


Bild 3.1: Skizze eines Querschnitts einer Schweißnaht, mit angedeutetem Pfad des elektrischen Stroms.

Da der elektrische Strom von einem Fügepartner zum anderen geleitet werden muss, wird die Querschnittsfläche am Interface zwischen den beiden Fügepartnern ($b_{Cu} \cdot l_{Naht}$) als relevante Querschnittsfläche angesehen. Mit dieser Annahme kann für den elektrischen Widerstand der Schweißnaht

$$R_{Naht} \propto \rho_{el} \cdot \frac{l_R}{b_{Cu} \cdot l_{Naht}} \tag{3.2}$$

abgeleitet werden. Dabei sind ρ_{el} der spezifische elektrische Widerstand, b_{Cu} die Nahtbreite am Interface, l_{Naht} die Nahtlänge und l_R die Länge des Weges des elektrischen Stroms durch die Schweißnaht. Gleichung (3.2) wurde idealisiert für einen rechteckförmigen Nahtquerschnitt und einen linearen Strompfad hergeleitet. Für komplexere Geometrien der Naht und des Strompfads wäre eine Berücksichtigung des Integrals entlang des Strompfads durch die Naht besser geeignet, um exaktere Aussagen über den resultierenden Widerstand treffen zu können. Dennoch können anhand von Gl. (3.2) einige grundlegende Anforderungen an die Schweißnaht abgeleitet werden, die zu einem geringen Widerstand führen. Zum einen sollte die Querschnittsfläche am Interface groß sein. Dies bedeutet, dass die Nahtbreite b_{Cu} am Interface groß sein sollte, da die Nahtlänge l_{Naht} oftmals durch konstruktive Randbedingungen vorgegeben ist. Zum anderen

sollte der spezifische elektrische Widerstand ρ_{el} der Naht gering sein. Dieser wird durch die metallurgische Zusammensetzung der Schweißnaht bestimmt und wie bereits erwähnt weisen die meisten intermetallischen Phasen einen wesentlich höheren spezifischen elektrischen Widerstand ρ_{el} auf, als die Ausgangsmaterialien [61, 63] (etwa Faktor 3 bis 8 nach den in [81] aufgeführten Daten). Daher sollte der Anteil der intermetallischen Phasen in der Schweißnaht so gering wie möglich sein. Wie sich später noch zeigen wird, kommt für das Laserstrahlschweißen von Aluminium an Kupfer nur ein Laserstrahltiefschweißprozess in Frage. Beim Tiefschweißen ist jedoch mit einer ausgeprägten Konvektion im Schmelzbad zu rechnen, durch die es zu einer Durchmischung der flüssigen Fügepartner kommt, wodurch die Ausbildung der intermetallischen Phasen begünstigt wird [1]. Der gemittelte Cu-Anteil in der Schweißnaht (Definition siehe Abschnitt 3.4, S. 105) wird als mögliches Maß für den Anteil der durchmischten Fügepartner herangezogen. Für eine exakte Bestimmung des Anteils der intermetallischen Phasen und deren örtlichen Verteilung in der Schweißnaht ist dieser zwar nicht ausreichend, er kann aber als mögliches Maß für die Abschätzung des Anteils der intermetallischen Phasen in der Schweißnaht herangezogen werden. Es wird erwartet, dass der Anteil an aufgeschmolzenem Cu mit zunehmender Einschweißtiefe in das Cu zunimmt, und somit auch der gemittelte Cu-Anteil. Aus diesem Grund sollte die Einschweißtiefe in das Cu möglichst gering sein, um ein geringes ρ_{el} der Schweißnaht zu erreichen. Somit lässt sich ableiten, dass ein hohes Verhältnis von Nahtbreite am Interface zur Einschweißtiefe in das Cu (b_{Cu}/s_{Cu}) vorteilhaft für die Erzielung eines geringen elektrischen Widerstands der Schweißnaht ist. Darüber hinaus sollten sowohl die Nahtbreite am Interface als auch die Einschweißtiefe in das Cu über die gesamte Länge der Naht konstant sein.

Analoge Überlegungen können auch für die mechanische Festigkeit der Fügeverbindung gemacht werden. Für die mechanische Festigkeit sind ebenfalls sowohl die Geometrie, als auch die Materialeigenschaften der Verbindung entscheidend. Um eine möglichst hohe mechanische Belastung ertragen zu können, sollte der Anbindungsquerschnitt ebenfalls möglichst groß sein und auch die Zugfestigkeit der Schweißnaht sollte möglichst groß sein. Da die Zugfestigkeit der meisten intermetallischen Phasen wesentlich geringer ist, als die der beiden Ausgangsmaterialien [63], sollte auch in diesem Fall der Anteil der intermetallischen Phasen in der Schweißnaht so gering wie möglich sein. Somit folgen sowohl für die elektrischen, als auch für die mechanischen Eigenschaften der erzeugten Fügeverbindung die gleichen Anforderungen an die Geometrie und metallurgische Zusammensetzung der Schweißnaht. Daher ist davon auszugehen, dass die Optimierung der Fügeverbindung bezüglich einer der beiden Eigenschaften (elektrisch oder mechanisch) gleichzeitig auch zu einer Verbesserung der anderen führt.

Ableitung der Prozessstrategie

Für die betrachtete Fügeaufgabe gilt es also große Nahtbreiten am Interface von vorzugsweise 1 mm oder größer bei Einschweißtiefen um etwa 1 mm zu erzeugen und beide Größen möglichst unabhängig voneinander, gezielt, konstant und reproduzierbar einstellen zu können. Hierzu ist eine geeignete und angepasste Prozessstrategie erforderlich und Laserstrahltiefschweißen mit räumlicher Strahloszillation wird als solche angesehen.

Aufgrund des geringen Absorptionsgrades A für die Laserstrahlung bei Wellenlängen um 1 µm ($A_{Al} \approx 7{,}4$ % [46] und $A_{Cu} \approx 6{,}8$ % [76], jeweils bei Raumtemperatur und senkrechtem Strahlungseinfall) und der hohen Wärmeleitfähigkeit (siehe Tabelle 3.1) ist das Laserstrahlschweißen der beiden Ausgangsmaterialien Aluminium und Kupfer mit Festkörperlasern bereits in artgleicher Verbindung mit einigen Herausforderungen verbunden [72–76, 78, 82]. So kann für beide Materialien ein Wärmeleitungsschweißprozess als nicht zielführend angesehen werden, um Einschweißtiefen von etwa 1 mm zu erzeugen. Ein Keybowl-Schweißprozess, wie er für das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech angewendet wurde (siehe Kapitel 2), erscheint für die hier betrachtete Fügeaufgabe ebenfalls als nicht zielführend. Sowohl bei Kupfer, als auch bei Aluminium ist für Laserwellenlängen um 1 µm typischerweise ein ausgeprägter Sprung der Einschweißtiefe bei Überschreiten der Tiefschweißschwelle vorhanden [6, 8, 39, 76]. Ein Prozess mit stabiler Vertiefung mit Aspektverhältnis kleiner 1 ist bei den verwendeten Materialien und der verwendeten Laserwellenlänge daher nicht zu erwarten. Somit erscheint nur ein Laserstrahltiefschweißprozess als zielführend, um die erforderlichen Einschweißtiefen um 1 mm zu erzeugen. Beim linearen cw-Schweißen von Aluminium und Kupfer im Tiefschweißen können jedoch häufig Nahtdefekte und Instabilitäten beobachtet werden, wie Schwankungen der Einschweißtiefe, die Bildung von Poren, Spritzern und Auswürfen [36, 72–79]. Durch Fluktuationen der Kapillar- und Einschweißtiefe wird eine konstante und gezielte Energieverteilung in der Fügezone jedoch erschwert. Darüber hinaus wäre für die Erzeugung einer Nahtbreite am Interface von 1 mm oder größer auch ein entsprechend großer Strahldurchmesser von > 1 mm erforderlich. Der Sprung in der Einschweißtiefe an der Tiefschweißschwelle nimmt mit größer werdendem Strahldurchmesser jedoch ebenfalls zu [6]. Hierdurch wird es wesentlich schwieriger, stabil geringe Einschweißtiefen im Tiefschweißen mit großen Strahldurchmessern zu erzeugen (die in [8] berichteten Ergebnisse zum linearen cw-Schweißen von Aluminium lassen auf einen Sprung im Aspektverhältnis s_K/d_f von ungefähr 4 beim Übergang ins Tiefschweißen schließen. Für Strahldurchmesser von etwa 1 mm würde dies eine minimal mögliche Einschweißtiefe im Tiefschweißen von etwa 4 mm

bedeuten). Der Einsatz einer räumlichen Strahloszillation hat sich bereits als geeignetes Mittel für die Stabilisierung des Schweißprozesses herausgestellt, insbesondere in Bezug auf die Einschweißtiefe. So konnte durch den Einsatz räumlicher Strahloszillation eine Stabilisierung der Einschweißtiefe beim Schweißen von Aluminium auch für niedrige Einschweißtiefen nahe der Tiefschweißschwelle beobachtet werden [8]. Weiterhin wurde über eine Stabilisierung der Einschweißtiefe gegenüber einem Fokusshift berichtet [83]. Darüber hinaus hat sich der Einsatz räumlicher Strahloszillation auch beim Schweißen von Al-Cu Mischverbindungen bereits als vorteilhaft herausgestellt [1, 62, 69–71].

Daher wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit das Laserstrahltiefschweißen mit räumlicher Strahloszillation, sowie die Fügeanordnung mit Aluminium als oberem Fügepartner als *Prozessstrategie* für das Laserstrahlschweißen von Aluminium an Kupfer gewählt, um *die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung umsetzen zu können*.

3.4 Experimentelle Untersuchung des Schweißprozesses

Um die Eignung der ausgewählten Prozessstrategie für eine gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie beim Laserstrahlschweißen von Aluminium an Kupfer zu verifizieren, wurden experimentelle Untersuchungen des Schweißprozesses durchgeführt, welche in diesem Abschnitt behandelt werden.

Es wurde das Laserstrahlschweißen von reinem Aluminium (Al99,5) an reines Kupfer (Cu-OF) in der Überlappkonfiguration unter dem Einsatz räumlicher Strahloszillation untersucht. In Bild 3.2 ist eine Skizze des verwendeten Versuchsaufbaus und der Probengeometrie zu sehen. Die Bleche haben jeweils eine Dicke von 1 mm und das Aluminiumblech ist als oberer Fügepartner angeordnet. Die Geometrie und Anordnung der Fügepartner wurde in Anlehnung an die Geometrie für Proben für Scherzugversuche (nach DIN EN ISO 14273 [84]) ausgewählt. Es wurden Linearnähte mit einer Länge von 35 mm erzeugt. Als Laserstrahlquelle wurde ein Festkörperlaser (Laserline LDF 4000.8) mit einer Emissionswellenlänge von $\lambda_{Laser} = 1{,}08$ µm eingesetzt, in Kombination mit einer Transportfaser mit einem Faserkerndurchmesser von 100 µm. Der Laserstrahl wurde mittels einer Scanneroptik (Scansonic RLW-A) auf die Oberfläche des Al-Blechs fokussiert, unter einem Anstellwinkel von 10° zur Flächennormalen in stechender Anordnung. Mit diesem Setup ergibt sich ein Fokusdurchmesser von $d_f = 280$ µm und eine Rayleigh-Länge von $z_R = 5$ mm.

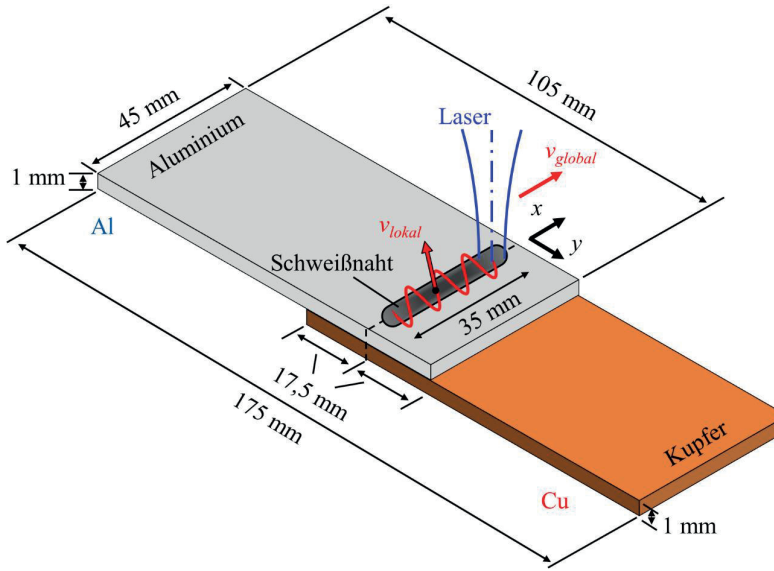


Bild 3.2: Skizze des Versuchsaufbaus und der Probengeometrie für die experimentellen Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen von Aluminium an Kupfer.

Zunächst wurden Linearschweißungen mit einer konstanten Vorschubgeschwindigkeit von $v_{global} = 6$ m/min und variierenden Laserleistungen von 1,5 kW bis zu 3,25 kW durchgeführt. Anschließend wurde eine räumliche Strahloszillation senkrecht zur Vorschubrichtung eingesetzt, mit einer Trajektorie entsprechend

$$\begin{pmatrix} x(t) \\ y(t) \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} v_{global} \cdot t \\ a_y \cdot \sin\left(2\pi f_y \cdot t\right) \end{pmatrix}. \tag{3.3}$$

Bei den Versuchen mit räumlicher Strahloszillation war die globale Vorschubgeschwindigkeit in x-Richtung konstant bei $v_{global} = 6$ m/min und die Laserleistung war ebenfalls konstant bei $P_L = 3{,}25$ kW (mit Ausnahme der Stichversuche zur lokalen Leistungsanpassung bei der räumlichen Strahloszillation, bei denen die Laserleistung in Abhängigkeit der y-Auslenkung angepasst wurde, Abschnitt 3.4.7). Die Oszillationsfrequenz f_y wurde zwischen 200 Hz und 1000 Hz variiert und die Oszillationsamplitude a_y zwischen 0,25 mm und 1 mm. Alle Versuche wurden ohne den Einsatz von Schutzgas durchgeführt.

Zur Auswertung der Versuche wurden die geometrischen Größen, der elektrische Widerstand, sowie die ertragbaren Scherzugkräfte der erzeugten Schweißnähte herangezogen. In Bild 3.3 ist eine Lichtmikroskopaufnahme (Bild 3.3a) und eine Rasterelektronenmikroskop (REM-)Aufnahme (Bild 3.3b) von typischen Querschliffen von Linearschweißungen ohne räumliche Strahloszillation gezeigt.

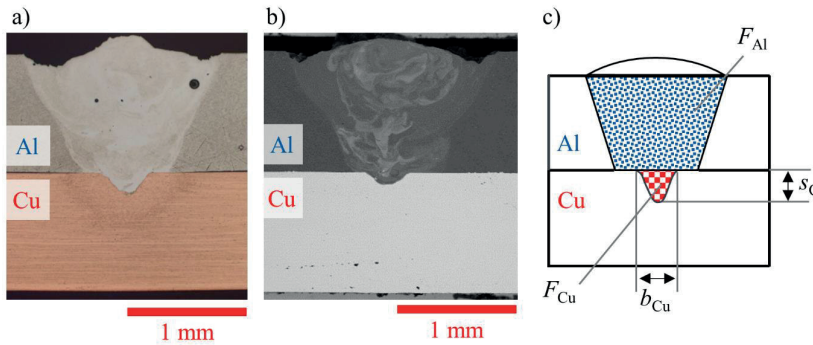


Bild 3.3: Aufnahmen typischer Querschliffe von Schweißnähten, erzeugt mit Linearschweißungen ohne räumliche Strahloszillation: a) Lichtmikroskopaufnahme, b) REM-Aufnahme. Parameter: $P_L = 2$ kW; $v_{global} = 6$ m/min; $\lambda_{Laser} = 1{,}08$ µm; $d_f = 280$ µm; $z_f = 0$ mm; $z_R = 5$ mm. c) Skizze eines typischen Nahtquerschnitts mit eingezeichneten geometrischen Größen für die Auswertung: Nahtbreite b_{Cu} am Interface, Einschweißtiefe s_{Cu} in das Cu und aufgeschmolzene Nahtflächen von Aluminium F_{Al} und Kupfer F_{Cu}.

Die vermessenen geometrischen Größen der Schweißnähte waren die Nahtbreite b_{Cu} am Interface, die Einschweißtiefe s_{Cu} in das Cu und die aufgeschmolzenen Nahtflächen von Aluminium F_{Al} und von Kupfer F_{Cu}. In Bild 3.3c) ist eine Skizze eines typischen Nahtquerschnitts gezeigt, in dem die geometrischen Größen für die Auswertung eingezeichnet sind. Aus der REM-Aufnahme (Bild 3.3b) ist ersichtlich, dass für eine unmodulierte Linearschweißung eine inhomogene Verteilung des Kupfers (hellere Bereiche im Nahtquerschnitt) über den gesamten Nahtquerschnitt vorliegt, selbst bei nur geringen Einschweißtiefen in das Cu. Der gemittelte Cu-Anteil

$$X_{Cu,m} = \left(F_{Cu} \cdot \rho_{Cu}\right) / \left(F_{Cu} \cdot \rho_{Cu} + F_{Al} \cdot \rho_{Al}\right) \tag{3.4}$$

der Schweißnaht wurde zur Quantifizierung des Mischungsverhältnisses der beiden Metalle herangezogen. Er wurde aus den aufgeschmolzenen Nahtflächen von Al und Cu bestimmt, jeweils gewichtet mit deren Dichte. Die Nahtflächen wurden hierzu aus den Querschliffen ermittelt, wie in Bild 3.3c) dargestellt.

Der elektrische Widerstand der Schweißnähte wurde mit einer 4-Punkt-Messung [85] ermittelt. In Bild 3.4a) ist eine Skizze des 4-Punkt-Messaufbaus gezeigt, der für die Messung des elektrischen Widerstands der Schweißnähte verwendet wurde und in Bild 3.4b) das entsprechende Ersatzschaltbild für den gemessenen elektrischen Widerstand R_{mes}.

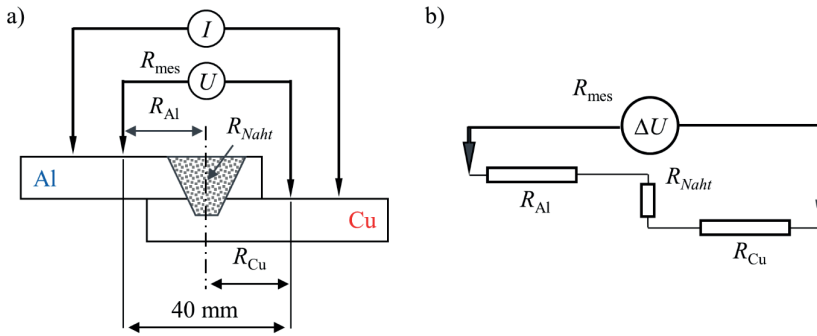


Bild 3.4: a) Skizze des Aufbaus zur 4-Punkt-Messung des elektrischen Widerstands der Schweißnähte. b) Ersatzschaltbild für den gemessenen Widerstand.

Der gemessene elektrische Widerstand $R_{mes} = R_{Al} + R_{Naht} + R_{Cu}$ wurde idealisiert als Summe der Widerstände der beiden Bleche R_{Al} und R_{Cu} bis zur Schweißnaht und dem Widerstand der Schweißnaht R_{Naht} selbst angenommen. Es wurde weiterhin angenommen, dass die Widerstände in den beiden Ausgangsmaterialien durch den Schweißprozess nicht beeinflusst werden und daher ausschließlich der Widerstand der Schweißnaht von Interesse ist. Der Beitrag der beiden Bleche zwischen den Messspitzen und der Mittelachse der Schweißnaht $R_{Al} + R_{Cu}$ zum insgesamt gemessenen Widerstand R_{mes} wurde in einer Kalibriermessung ermittelt und betrug 21 µΩ. Dieser Offset von 21 µΩ wurde von jedem gemessenen elektrischen Widerstand abgezogen, um so den elektrischen Widerstand der Schweißnaht R_{Naht} zu erhalten. Der elektrische Strom könnte auch durch die Kontaktfläche zwischen den beiden Blechen geleitet werden, was als Parallelschaltung betrachtet werden kann. Der elektrische Widerstand wurde ebenfalls für zwei Bleche gemessen, die nur angepresst, aber nicht zusammengeschweißt wurden. Dieser lag zwischen 10 mΩ und 50 mΩ, was etwa drei Größenordnung höher ist, als der Widerstand der geschweißten Proben. Die Kontaktfläche zwischen den beiden Blechen würde den gemessenen Widerstand R_{mes} nur um bis zu 2 ‰ beeinflussen und wurde daher vernachlässigt.

Für die Bestimmung der mechanischen Festigkeit der erzeugten Schweißnähte wurden Scherzugversuche (in Anlehnung an DIN EN ISO 14273 [84]) der angefertigten Proben durchgeführt und jeweils die maximal ertragbare Scherzugkraft ausgewertet.

Im Folgenden werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen des Schweißprozesses dargelegt. Dabei wird zunächst ein Überblick über die erzeugten Schweißnähte ohne und mit räumlicher Strahloszillation gegeben (Abschnitt 3.4.1 und 3.4.2). Anschließend werden die Zusammenhänge zwischen der Nahtgeometrie und den Oszillationsparametern, sowie die Abhängigkeiten der Eigenschaften der Schweißnähte von der Nahtgeometrie aufgezeigt (Abschnitt 3.4.3 bis 3.4.5). Abschließend wird die Korrelation zwischen elektrischem Widertand und mechanischer Festigkeit der erzeugten Schweißnähte diskutiert (Abschnitt 3.4.6), sowie das Potential einer lokalen Leistungsanpassung bei der räumlichen Strahloszillation auf die Naht und deren elektrischen Widerstand (Abschnitt 3.4.7).

3.4.1 Schweißen ohne räumliche Strahloszillation

Die ohne räumliche Strahloszillation erzeugten Schweißnähte dienen als Referenz für die Schweißnähte, die mit räumlicher Strahloszillation erzeugt wurden. In Bild 3.5 sind Mikroskopaufnahmen von Querschliffen von Schweißnähten gezeigt, die durch Linearschweißungen bei gleicher Vorschubgeschwindigkeit und unterschiedlichen Laserleistungen erzeugt wurden.

Wie erwartet nimmt die Einschweißtiefe s_{Cu} in das Cu mit zunehmender Laserleistung zu. Die aufgeschmolzene Nahtfläche des Cu, sowie die Durchmischung der beiden Materialien (erkennbar an den dunkelgrauen und goldfarbenen Bereichen in den Querschliffen) nehmen ebenfalls zu. Außerdem sind Risse und Poren in den Schweißnähten erkennbar. Risse sind in den Schweißnähten zu finden, bei denen eine Einschweißung in das Cu-Blech mit einer Einschweißtiefe in das Cu von mehr als 0,5 mm erzeugt wurde. Für nur geringe Einschweißtiefen in das Cu oder für eine vollständige Durchschweißung durch das Cu konnten hingegen keine Risse gefunden werden.

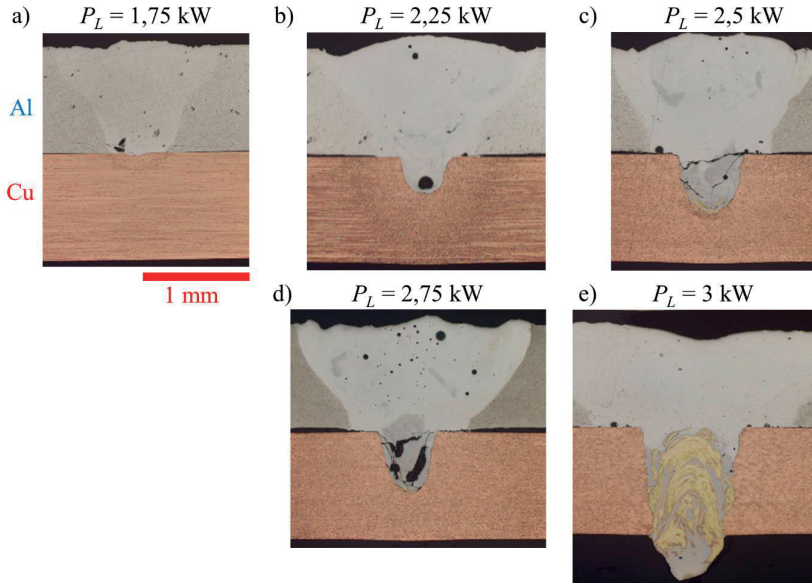


Bild 3.5: Mikroskopaufnahmen von Querschliffen von Schweißnähten, die mit Linearschweißungen bei unterschiedlichen Leistungen und konstanter Vorschubgeschwindigkeit von v_{global} = 6 m/min erzeugt wurden. Parameter: λ_{Laser} = 1,08 µm; d_f = 280 µm; z_f = 0 mm; z_R = 5 mm.

Wie bereits erwähnt, ist lineares cw-Laserstrahlschweißen ohne Strahlmodulation der beiden Materialien Al und Cu jeweils für sich bereits sehr instabil und anfällig für die Ausbildung von Nahtdefekten und Fluktuationen der Einschweißtiefe [36, 72–79]. Dies gilt ebenfalls für das Laserstrahlschweißen der Materialkombination dieser beiden Metalle. Dies wird aus Bild 3.6 ersichtlich, in dem Mikroskopaufnahmen von Querschliffen derselben Schweißnaht an zwei unterschiedlichen Positionen der Naht gezeigt sind. Es ist ersichtlich, dass s_{Cu} und b_{Cu} nicht konstant entlang der mit unmoduliertem Linearschweißen erzeugten Naht sind und somit Punkt 3) der in Abschnitt 3.3 postulierten Einflussfaktoren nicht erfüllt ist.

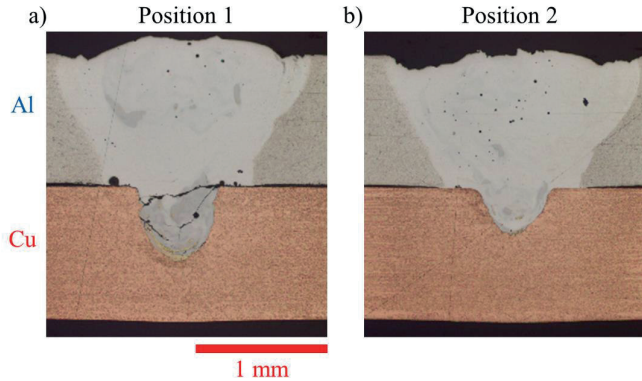


Bild 3.6: Mikroskopaufnahmen von Querschliffen an zwei Positionen derselben Schweißnaht. Parameter: $P_L = 2{,}5$ kW; $v_{global} = 6$ m/min; $\lambda_{Laser} = 1{,}08$ µm; $d_f = 280$ µm; $z_f = 0$ mm; $z_R = 5$ mm.

Der Einfluss der Laserleistung auf die Nahtgeometrie ist im Diagramm in Bild 3.7 dargestellt. Sowohl die Breite als auch die Tiefe nehmen mit zunehmender Laserleistung zu. Die Einschweißtiefe weist eine nahezu lineare Zunahme mit zunehmender Laserleistung auf, bis bei $P_L = 3$ kW die Durchschweißung durch das Cu-Blech erfolgt ist. Im Gegensatz dazu nimmt die Nahtbreite mit der Laserleistung zunächst deutlich zu von $P_L = 1{,}5$ kW bis etwa $P_L = 2{,}25$ kW und konvergiert anschließend gegen einen oberen Grenzwert. Der gemittelte Cu-Anteil nimmt in guter Übereinstimmung mit der Einschweißtiefe in das Cu zu.

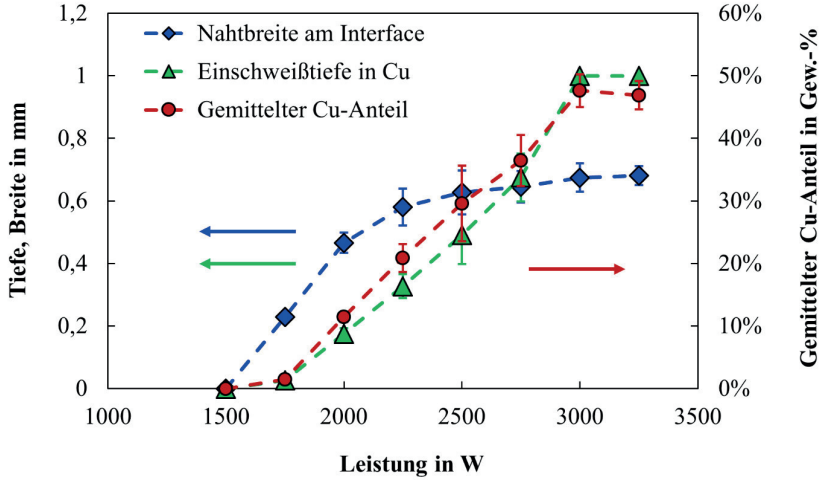


Bild 3.7: Nahtbreite b_{Cu} am Interface (blaue Rauten), Einschweißtiefe s_{Cu} in das Cu (grüne Dreiecke) und gemittelter Cu-Anteil (rote Punkte) aufgetragen über der Laserleistung für Schweißnähte erzeugt mit Linearschweißungen bei gleicher Vorschubgeschwindigkeit. Parameter: $v_{global} = 6$ m/min; $\lambda_{Laser} = 1{,}08$ µm; $d_f = 280$ µm; $z_f = 0$ mm; $z_R = 5$ mm. Die Fehlerbalken geben die Standardabweichung an.

3.4.2 Schweißen mit räumlicher Strahloszillation

In Bild 3.8 ist eine Übersicht von Mikroskopaufnahmen von Querschliffen von Schweißnähten gezeigt, die mit einer räumlichen Oszillation des Laserstrahls bei unterschiedlichen Oszillationsparametern erzeugt wurden. Bei der geringsten verwendeten Amplitude von $a_y = 0{,}25$ mm ist das Erscheinungsbild der Schweißnähte dem der mittels konventionellem Linearschweißen erzeugten Nähte sehr ähnlich. Diese weisen eine hohe Einschweißtiefe in das Cu auf, sowie eine starke Durchmischung der beiden Materialien (erkennbar an den dunkelgrauen und goldfarbenen Bereichen in den Querschliffen). Mit zunehmender Amplitude sinkt die Einschweißtiefe und die Nahtbreite nimmt zu. Gleichzeitig werden die dunkelgrauen und goldfarbenen Bereiche deutlich geringer. In manchen der Schweißnähte, die mit einer großen Oszillationsamplitude erzeugt wurden, sind Risse in der Mitte der Naht im Al-Blech erkennbar. Für große Amplituden und hohe Frequenzen ist die verwendete Laserleistung von 3,25 kW nicht mehr ausreichend, um eine Einschweißung in das untenliegende Cu-Blech und somit

eine Anbindung zwischen den beiden Blechen zu erzeugen. Anhand der gezeigten Querschliffe ist bereits ersichtlich, dass sich mit unterschiedlichen Oszillationsparametern unterschiedliche Nahtgeometrien erzeugen lassen. Die Abhängigkeit der Nahtgeometrie von den Oszillationsparametern wird im nächsten Abschnitt detaillierter betrachtet.

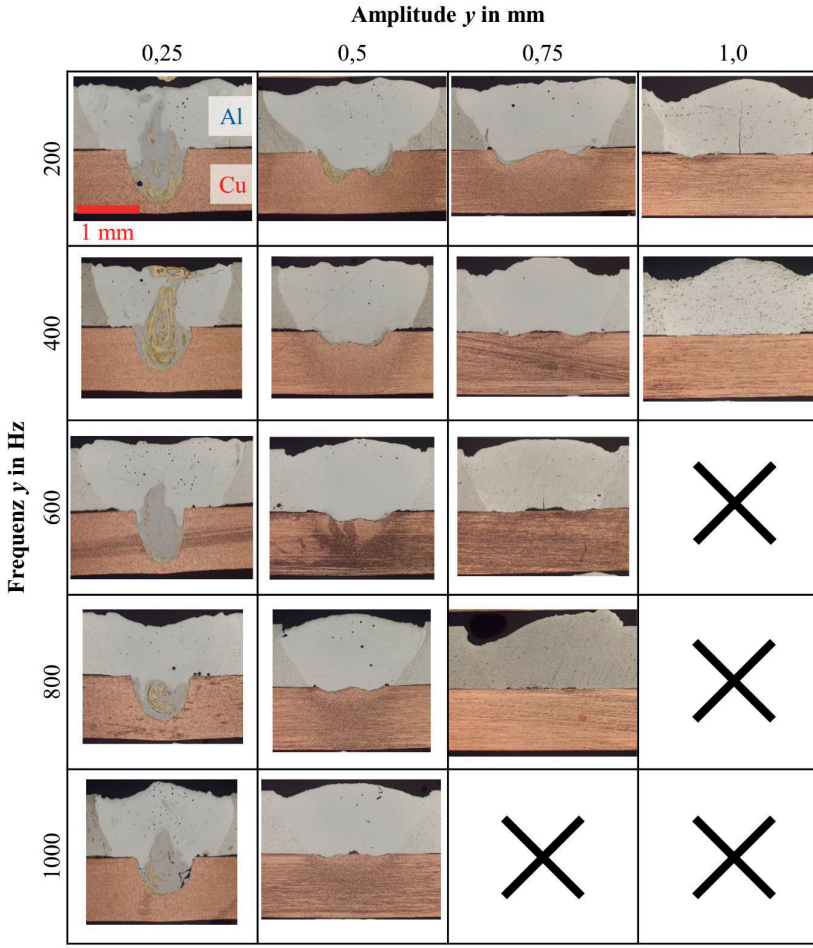


Bild 3.8: Mikroskopaufnahmen von Querschliffen von Schweißnähten, die mit einer räumlichen Oszillation des Laserstrahls erzeugt wurden. Parameter: $P_L = 3{,}25$ kW; $d_f = 280$ µm; $\lambda_{Laser} = 1{,}08$ µm; $v_{global} = 6$ m/min; $z_f = 0$ mm; $z_R = 5$ mm.

An dieser Stelle sei noch darauf hingewiesen, dass bei den mit räumlicher Strahloszillation erzeugten Schweißnähten bei manchen Oszillationsparametern eine höhere Einschweißtiefe an den Rändern der Schweißnaht (in *y*-Richtung) erzeugt wurde, als in der Schweißnahtmitte. In den Querschliffen der Schweißnähte ist dies als „Backenzahneffekt“ erkennbar. Insbesondere wurde bei manchen Oszillationsparametern nur an den Rändern der Schweißnaht (in *y*-Richtung) auch wirklich in das untenliegende Kupferblech eingeschweißt, in der Schweißnahtmitte jedoch nicht. Dies ist in Bild 3.9a) beispielhaft anhand eines Querschliffs einer Schweißnaht gezeigt, die mit den Oszillationsparametern $f_y = 400$ Hz und $a_y = 0{,}75$ mm erzeugt wurde. In diesen Fällen wurden für die Bestimmung der Nahtbreite b_{Cu} am Interface und der aufgeschmolzenen Nahtfläche des Kupfers F_{Cu} auch nur die Bereiche der Schweißnaht berücksichtigt, an denen tatsächlich in das untenliegende Kupferblech eingeschweißt wurde. Dies ist beispielhaft in der in Bild 3.9b) gezeigten Skizze eines Nahtquerschnitts mit „Backenzahneffekt“ dargestellt.

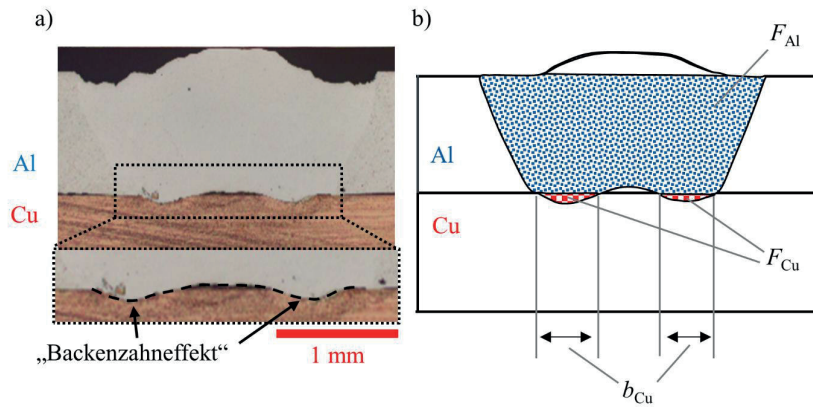


Bild 3.9: a) Mikroskopaufnahme eines Querschliffs einer Schweißnaht, die mit räumlicher Strahloszillation erzeugt wurde, mit auftretendem „Backenzahneffekt“. Parameter: $P_L = 3{,}25$ kW; $\lambda_{Laser} = 1{,}08$ µm; $d_f = 280$ µm; $v_{global} = 6$ m/min; $z_f = 0$ mm; $z_R = 5$ mm; $f_y = 400$ Hz; $a_y = 0{,}75$ mm. b) Skizze eines Nahtquerschnitts mit eingezeichneten geometrischen Größen für die Auswertung bei auftretendem „Backenzahneffekt“: Nahtbreite b_{Cu} am Interface und aufgeschmolzene Nahtflächen von Aluminium F_{Al} und Kupfer F_{Cu}.

3.4.3 Nahtgeometrie als Funktion der Oszillationsparameter

Es wurde angenommen, dass für die Erzeugung eines geringen elektrischen Widerstands der Schweißnähte die gezielte Einstellung der Nahtgeometrie erforderlich ist und, dass eine räumliche Strahloszillation ein geeignetes Mittel hierfür ist. Um dies zu verifizieren wird in diesem Abschnitt die Abhängigkeit der Nahtgeometrie von den Oszillationsparametern aufgezeigt. Die Einschweißtiefe s_{Cu} in das Cu ist in Bild 3.10 in Abhängigkeit von der Oszillationsamplitude a_y (Bild 3.10a) und der Oszillationsfrequenz f_y (Bild 3.10b) dargestellt.

Die gemessene Einschweißtiefe nimmt sowohl mit zunehmender Amplitude, als auch zunehmender Frequenz ab, wobei die Amplitude einen größeren Einfluss hat. Gemittelt über alle Messungen wurde eine Abhängigkeit der Einschweißtiefe von der Amplitude $\partial s_{Cu}/\partial a_y$ von -0,2 mm/mm ermittelt und eine Abhängigkeit der Einschweißtiefe von der Frequenz $\partial s_{Cu}/\partial f_y$ von -0,051 mm/100 Hz. Die Standardabweichung ist für die kleinsten Oszillationsamplituden am größten. Dies deutet darauf hin, dass der Schweißprozess in diesem Fall immer noch instabil und vergleichbar mit dem Schweißprozess bei linearen cw-Schweißungen ohne Oszillation des Laserstrahls ist. Dies steht in guter Übereinstimmung mit den stark fluktuierenden Ergebnissen der Linearschweißungen (vergleiche hierzu auch die in Bild 3.8 gezeigten Mikroskopaufnahmen der Querschliffe für a_y = 0,25 mm und die in Bild 3.6 gezeigten Mikroskopaufnahmen der Querschliffe für Linearschweißungen). Für größere Oszillationsamplituden ist die Standardabweichung hingegen sehr gering, was auf den stabilisierenden Effekt der räumlichen Strahloszillation auf die Geometrie der Schweißnaht hindeutet. Die Einschweißtiefe kann demnach mithilfe der Oszillationsamplitude grob und mithilfe der Oszillationsfrequenz fein eingestellt werden.

Die Nahtbreite b_{Cu} am Interface ist in Bild 3.11 dargestellt, sowohl in Abhängigkeit von der Oszillationsamplitude a_y (Bild 3.11a), als auch der Oszillationsfrequenz f_y (Bild 3.11b). Die gemessene Nahtbreite nimmt mit zunehmender Amplitude a_y zu, solange die lokal verfügbare Energie ausreicht, um das untenliegende Cu-Blech aufzuschmelzen. Dies hängt von der Oszillationsfrequenz ab. Für kleine Amplituden hat die Frequenz keinen nennenswerten Einfluss auf die Nahtbreite. Für Amplituden größer als 0,5 mm nimmt die Nahtbreite mit zunehmender Frequenz ab (mit Ausnahme bei einer Frequenz von 200 Hz).

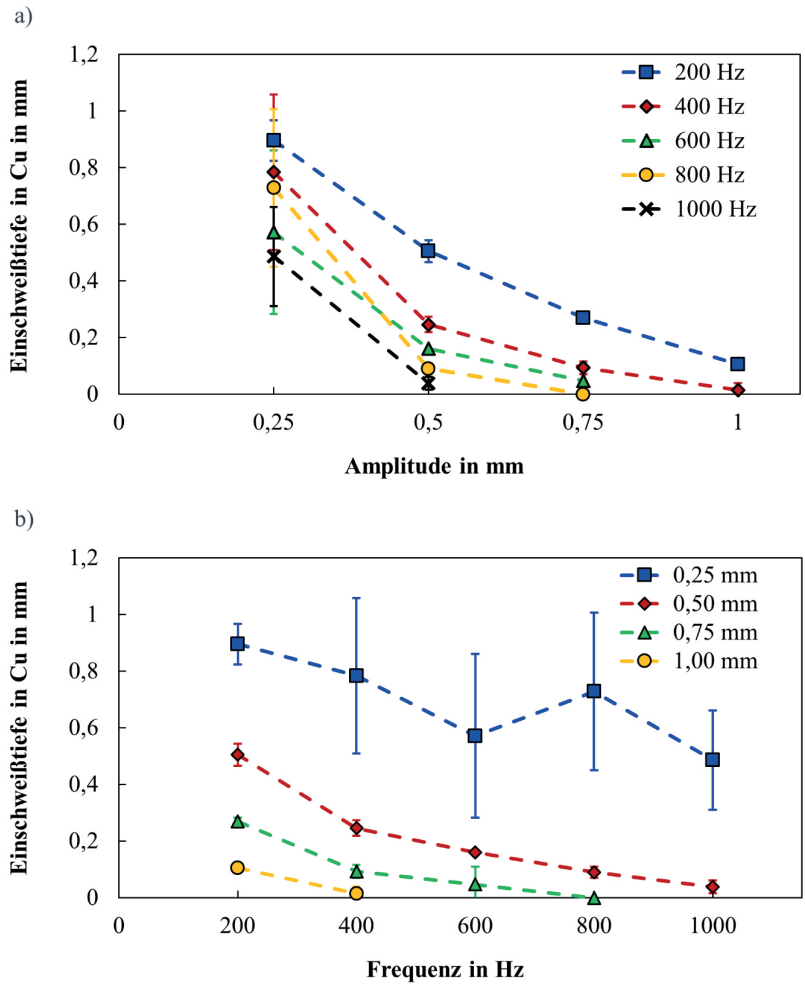


Bild 3.10: Einschweißtiefe in das Cu in Abhängigkeit von: a) Oszillationsamplitude; b) Oszillationsfrequenz. Parameter: $P_L = 3{,}25$ kW; $v_{global} = 6$ m/min; $\lambda_{Laser} = 1{,}08$ µm; $d_f = 280$ µm; $z_f = 0$ mm; $z_R = 5$ mm. Die Fehlerbalken geben die Standardabweichung an.

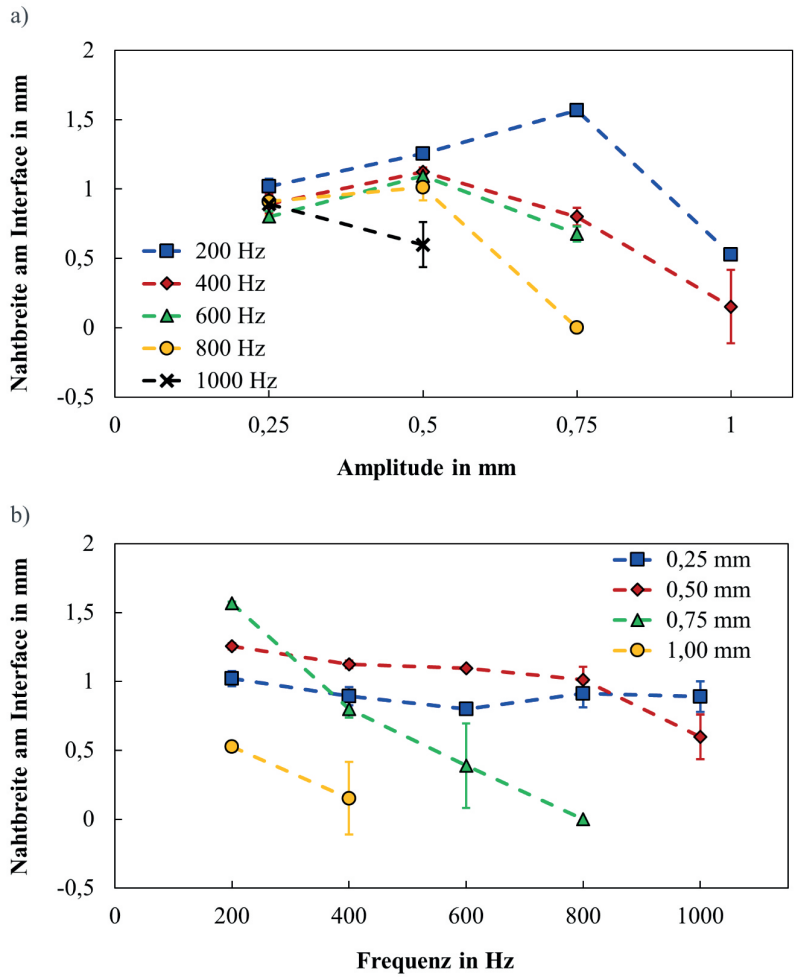


Bild 3.11: Nahtbreite am Interface in Abhängigkeit von: a) Oszillationsamplitude; b) Oszillationsfrequenz. Parameter: $P_L = 3{,}25$ kW; $v_{global} = 6$ m/min; $\lambda_{Laser} = 1{,}08$ µm; $d_f = 280$ µm; $z_f = 0$ mm; $z_R = 5$ mm. Die Fehlerbalken geben die Standardabweichung an.

Bild 3.12 zeigt die gemessenen Nahtbreiten b_{Cu} am Interface über den entsprechenden Einschweißtiefen s_{Cu} in das Cu. Bei den Ergebnissen für Schweißprozesse ohne räumliche Strahloszillation (linear, cw, rote Rauten) wurde festgestellt, dass für jede erzielte Einschweißtiefe auch ein bestimmter Wert der Nahbreite am Interface erzielt wurde. Dies deutet darauf hin, dass die Breite und Tiefe der Naht nicht unabhängig voneinander eingestellt werden können. Die Ergebnisse der Schweißprozesse mit räumlicher Strahloszillation (blaue Punkte) weisen hingegen für gleiche Einschweißtiefen in das Cu auch unterschiedliche Werte für die Nahtbreite am Interface auf. Dies deutet drauf hin, dass diese beiden geometrischen Größen durch den Einsatz einer räumlichen Strahloszillation auch nahezu unabhängig voneinander eingestellt werden können. Bei den im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Untersuchungen konnten bei gleicher Einschweißtiefe größere Nahtbreiten durch Schweißprozesse mit räumlicher Strahloszillation erzeugt werden.

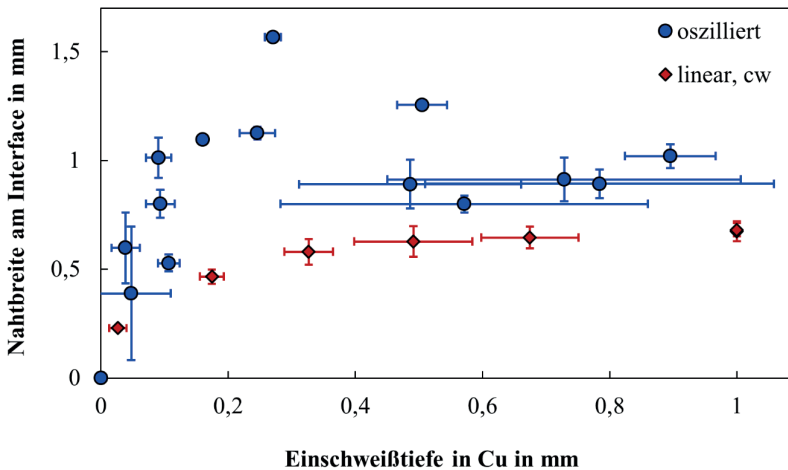


Bild 3.12: Nahtbreite b_{Cu} am Interface über der Einschweißtiefe s_{Cu} in das Cu für Schweißnähte erzeugt mit räumlicher Strahloszillation (blaue Punkte) und ohne räumliche Strahloszillation (rote Rauten). Parameter: v_{global} = 6 m/min; λ_{Laser} = 1,08 µm; d_f = 280 µm; z_f = 0 mm; z_R = 5 mm; oszilliert: P_L = 3,25 kW; linear, cw: P_L = variiert. Die Fehlerbalken geben die Standardabweichung an.

Fazit

Somit hat sich gezeigt, dass mithilfe einer räumlichen Strahloszillation die Nahtgeometrie gezielt eingestellt werden kann. Die Einschweißtiefe ist gezielt und reproduzierbar

einstellbar und insbesondere können die Nahtbreite und die Einschweißtiefe nahezu unabhängig voneinander eingestellt werden. Dies bekräftigt den Ansatz, eine räumliche Oszillation des Laserstrahls als Prozessstrategie für *die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung* einzusetzen.

3.4.4 Gemittelter Cu-Anteil als Funktion der Nahtgeometrie

Beim Laserstrahltiefschweißen kommt es aufgrund der ausgeprägten Konvektion im Schmelzbad zu einer Durchmischung der flüssigen Fügepartner. Daher wird der gemittelte Cu-Anteil in der Schweißnaht (Definition siehe Gl. (3.4), S. 105) als mögliches Maß für den Anteil der durchmischten Fügepartner herangezogen. In Bild 3.13 ist der gemittelte Cu-Anteil in der Schweißnaht in Abhängigkeit der Einschweißtiefe s_{Cu} in das Cu (Bild 3.13a) und der Nahtbreite b_{Cu} am Interface (Bild 3.13b) dargestellt. Es hat sich gezeigt, dass der gemittelte Cu-Anteil in etwa proportional zur Einschweißtiefe ist[9], sowohl für Schweißprozesse mit als auch ohne räumliche Strahloszillation. Eine lineare Regression des gemittelten Cu-Anteils in Abhängigkeit der Einschweißtiefe in das Cu (gestrichelte Linien in Bild 3.13a) ergibt ein Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0{,}98$ im Fall der nicht oszillierten Schweißungen und ein Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0{,}95$ für die Schweißungen mit räumlicher Strahloszillation. Dies bestätigt die zuvor getroffene Annahme, dass die Menge an aufgeschmolzenem Cu, und damit auch der gemittelte Cu-Anteil in der Schweißnaht, im Wesentlichen von der Einschweißtiefe in das untenliegende Cu-Blech abhängen. Der gemittelte Cu-Anteil nimmt sehr stark mit der Nahtbreite zu. Dies ist mit der gleichzeitig zunehmenden Einschweißtiefe (siehe auch Bild 3.12) zu erklären. Der Anstieg ist weniger steil für Schweißnähe, die mit räumlicher Strahloszillation erzeugt wurden. Auch hier weisen die Ergebnisse der Schweißungen ohne räumliche Strahloszillation für jede erzielte Nahtbreite einen bestimmten Wert für den gemittelten Cu-Anteil auf, wohingegen die Ergebnisse der Schweißungen mit räumlicher Strahloszillation für gleiche Nahtbreiten auch unterschiedliche Werte für den gemittelten Cu-Anteil aufweisen und umgekehrt. Dies ist ein weiterer Hinweis dafür, dass es durch das Schweißen mit räumlicher Strahloszillation möglich ist, sowohl die geometrischen Größen, als auch den gemittelten Cu-Anteil in der Naht nahezu unabhängig voneinander einzustellen, was mit einem Schweißprozess ohne räumliche Strahloszillation nicht möglich ist.

[9] Es liegt kein exakt linearer Zusammenhang vor, die Ergebnisse der Messungen zeigen lediglich, dass der gemittelte Cu-Anteil für die hier betrachteten Experimente in etwa proportional zur Einschweißtiefe in das Cu ist. Anhand von Gl. (3.4) ist außerdem ersichtlich, dass aus diesem Zusammenhang nicht direkt auf die Nahtbreite am Interface geschlossen werden kann.

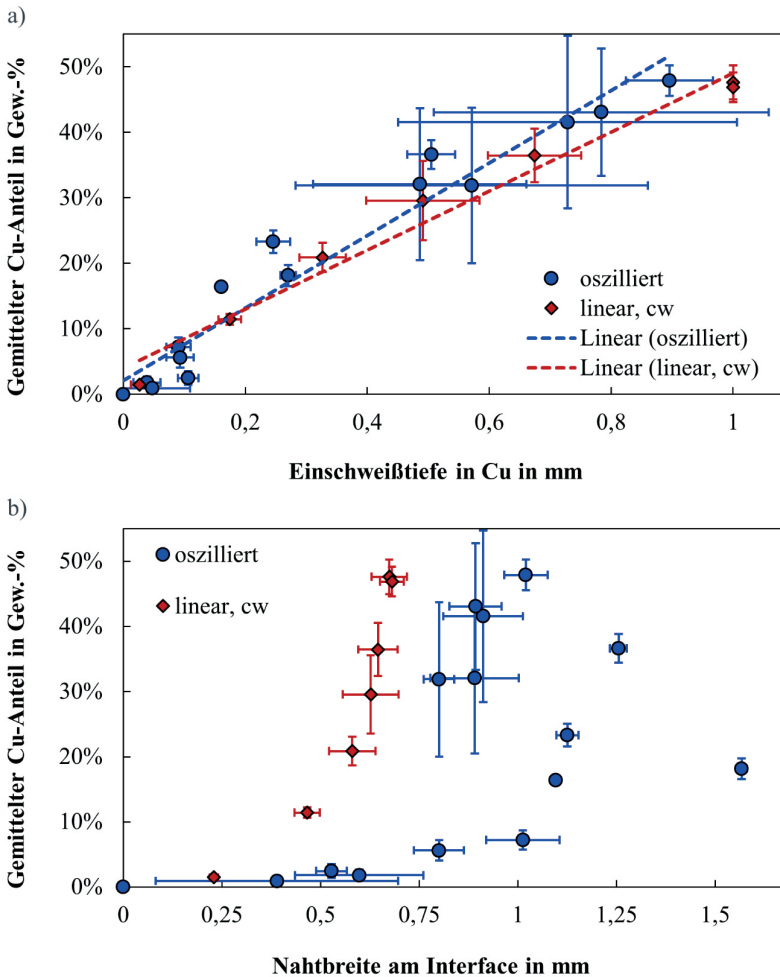


Bild 3.13: a) Gemittelter Cu-Anteil in der Schweißnaht in Abhängigkeit der Einschweißtiefe in das Cu. Die Marker zeigen die gemessenen Werte an und die gestrichelten Linien stellen die Ergebnisse einer linearen Regression dar. b) Gemittelter Cu-Anteil in der Schweißnaht in Abhängigkeit der Nahtbreite am Interface. Parameter: $d_f = 280$ µm; $v_{global} = 6$ m/min; $\lambda_{Laser} = 1{,}08$ µm; $z_f = 0$ mm; $z_R = 5$ mm; oszilliert: $P_L = 3{,}25$ kW; linear, cw: P_L = variiert. Die Fehlerbalken geben die Standardabweichung an.

Bild 3.14 zeigt den gemittelten Cu-Anteil in der Schweißnaht in Abhängigkeit des Verhältnisses von Nahtbreite am Interface zur Einschweißtiefe in das Cu (Verhältnis Breite/Tiefe). Wie bereits in Abschnitt 3.4.3 gezeigt, können mithilfe einer räumlichen Strahloszillation die Nahtbreite am Interface und die Einschweißtiefe in das Cu nahezu unabhängig voneinander eingestellt werden. Insbesondere konnten für gleiche Einschweißtiefen in das Cu auch unterschiedliche Nahtbreiten am Interface erzeugt werden, was bei den mit linearen cw-Schweißungen erzeugten Nähten nicht beobachtet werden konnte (siehe auch Bild 3.12). Somit kann mithilfe einer räumlichen Strahloszillation auch das Verhältnis Breite/Tiefe eingestellt werden. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit ermittelten Zusammenhänge zwischen den Oszillationsparametern Oszillationsamplitude und Oszillationsfrequenz und der Einschweißtiefe in das Cu, sowie der Nahtbreite am Interface sind in den Diagrammen in Bild 3.10 und Bild 3.11 dargestellt. Der gemittelte Cu-Anteil sinkt mit zunehmendem Verhältnis Breite/Tiefe. Bei gleichem Cu-Anteil in der Schweißnaht können für Schweißnähte, die mit räumlicher Strahloszillation erzeugt wurden, höhere Verhältnisse von Breite zu Tiefe erlangt werden. Für Schweißnähte die mit räumlicher Strahloszillation erzeugt wurden, können generell höhere Verhältnisse von Breite zu Tiefe erzeugt werden.

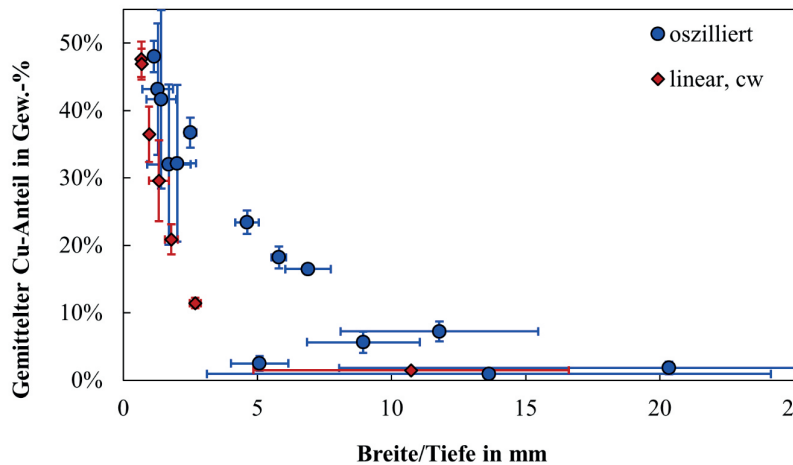


Bild 3.14: Gemittelter Cu-Anteil in der Schweißnaht in Abhängigkeit des Verhältnisses von Breite zu Tiefe für Schweißnähte, die mit (blaue Punkte) und ohne (rote Rauten) räumliche Strahloszillation erzeugt wurden. Parameter: v_{global} = 6 m/min; $\lambda_{La\text{-}ser}$ = 1,08 µm; d_f = 280 µm; z_f = 0 mm; z_R = 5 mm; oszilliert: P_L = 3,25 kW; linear, cw: P_L = variiert. Die Fehlerbalken geben die Standardabweichung an.

3.4.5 Elektrischer Widerstand als Funktion der Nahtgeometrie

In den vorangegangenen Abschnitten wurde bereits gezeigt, dass die Nahtgeometrie mittels räumlicher Strahloszillation gezielt eingestellt werden kann. Bei den Überlegungen zur Prozessstrategie (Abschnitt 3.3) wurde postuliert, dass insbesondere ein hohes Verhältnis von Nahtbreite am Interface zur Einschweißtiefe in das Cu vorteilhaft für die Erzeugung eines geringen elektrischen Widerstands der Schweißnaht ist. Um dies zu verifizieren wird in diesem Abschnitt die Abhängigkeit des elektrischen Widerstands der Schweißnähte von der Nahtgeometrie aufgezeigt. In Bild 3.15 ist der gemessene elektrische Widerstand der Schweißnähte gezeigt, zum einen in Abhängigkeit der Einschweißtiefe in das Cu (Bild 3.15a) und zum anderen über dem Verhältnis von Breite zu Tiefe (Bild 3.15b).

Es hat sich gezeigt, dass eine minimale Einschweißtiefe in das Cu von etwa 20 µm erforderlich ist, um akzeptable Widerstandswerte zu erhalten. Bei einer geringeren Einschweißtiefe in das Cu steigt der Widerstand aufgrund eines mangelnden Kontakts zwischen den beiden Blechen an ($R_{Naht} > 2$ µΩ). Für geringe Verhältnisse von Breite zu Tiefe (< 3) wiesen die ohne räumliche Strahloszillation erzeugten Schweißnähte einen geringeren (besseren) Widerstand auf. Bei höheren Verhältnissen von Breite zu Tiefe (> 4) wiesen hingegen die mit räumlicher Strahloszillation erzeugten Schweißnähte die geringeren Widerstände auf. Allgemein konnten mit räumlicher Strahloszillation höhere Verhältnisse von Breite zu Tiefe und damit einhergehend auch geringere elektrische Widerstände erzeugt werden. So konnte durch den Einsatz räumlicher Strahloszillation der elektrische Widerstand der erzeugten Schweißnähte um etwa 25 % reduziert werden (auf etwa 1,1 µΩ), verglichen mit den Widerständen der Schweißnähte, welche ohne räumliche Strahloszillation erzeugt wurden.

Fazit

Die experimentell ermittelten Ergebnisse für das Laserstrahlschweißen von Al an Cu haben gezeigt, dass ein hohes Verhältnis von Breite zu Tiefe vorteilhaft für die Erzeugung eines geringen elektrischen Widerstands ist, und dass eine räumliche Oszillation des Laserstrahls eine geeignete Prozessstrategie hierfür darstellt. Das Verhältnis von Breite zu Tiefe hat sich als geeignetes Bewertungskriterium für die Eignung der Schweißnähte herausgestellt, und es wird angenommen, dass darin die beiden Punkte 1) + 2) der in Abschnitt 3.3 postulierten Einflussfaktoren zusammengeführt werden.

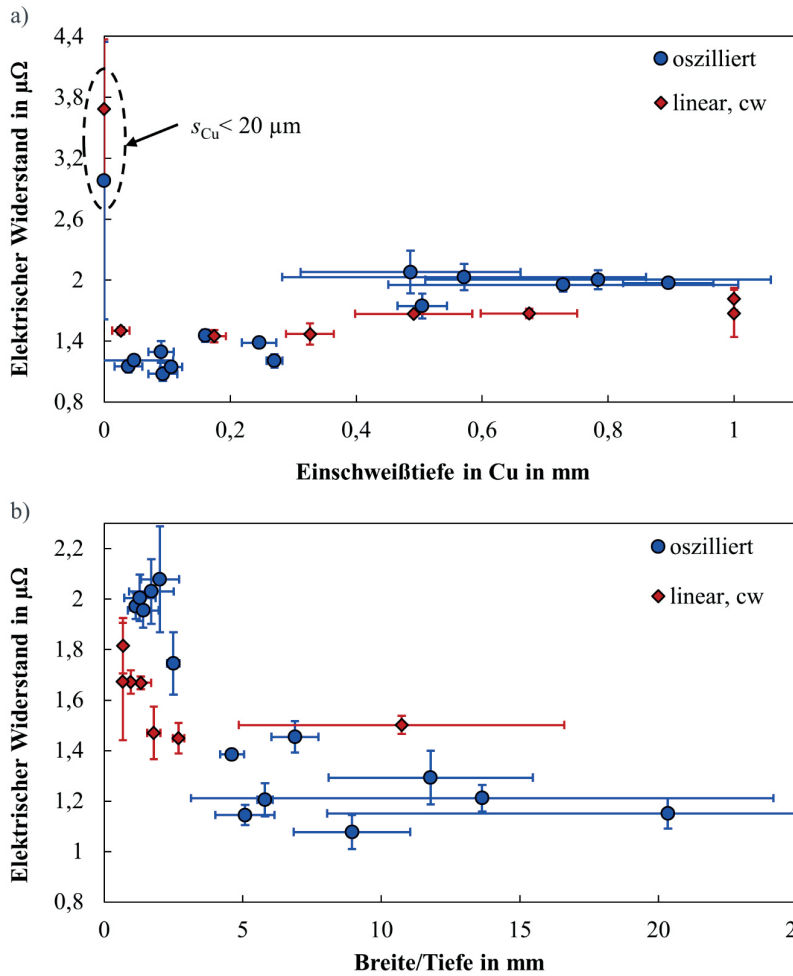


Bild 3.15: Elektrischer Widerstand in Abhängigkeit von: a) Einschweißtiefe in das Cu; b) Verhältnis von Breite zu Tiefe. Parameter: v_{global} = 6 m/min; λ_{Laser} = 1,08 µm; d_f = 280 µm; z_f = 0 mm; z_R = 5 mm; oszilliert: P_L = 3,25 kW; linear, cw: P_L = variiert. Die Nahtlänge der Schweißnähte betrug jeweils 35 mm. Die Fehlerbalken geben die Standardabweichung an.

3.4.6 Korrelation von elektrischem Widerstand und mechanischer Festigkeit

Um eine Korrelation zwischen den elektrischen und mechanischen Eigenschaften der erzeugten Schweißnähte aufzeigen zu können, wurden an den erzeugten Proben auch Scherzugversuche in Anlehnung an DIN EN ISO 14273 [84] durchgeführt. Dabei wurden die maximal ertragbaren Scherzugkräfte ermittelt, um die mechanischen Eigenschaften der Schweißnähte zu quantifizieren. Diese Werte wurden mit den gemessenen elektrischen Widerständen korreliert. Wie bereits zu Beginn von Abschnitt 3.4 beschrieben, wurden jeweils Linearnähte mit einer Nahtlänge von 35 mm untersucht. In Bild 3.16 sind sowohl die maximal ertragbaren Scherzugkräfte, als auch die zugehörigen elektrischen Widerstände dargestellt, für Schweißnähte die mit und ohne räumliche Strahloszillation erzeugt wurden.

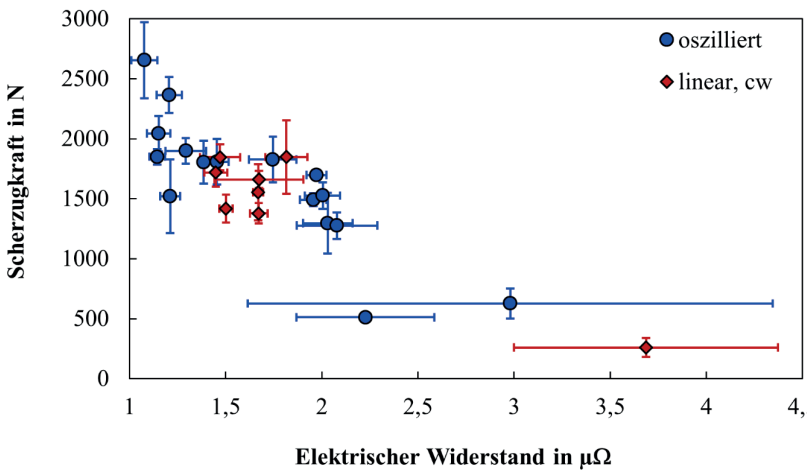


Bild 3.16: Korrelation zwischen dem elektrischen Widerstand und der ertragbaren Scherzugkraft für Schweißnähte, die mit (blaue Punkte) und ohne (rote Rauten) räumliche Strahloszillation erzeugt wurden. Parameter: v_{global} = 6 m/min; λ_{Laser} = 1,08 µm; d_f = 280 µm; z_f = 0 mm; z_R = 5 mm; oszilliert: P_L = 3,25 kW; linear, cw: P_L = variiert. Die Nahtlänge der Schweißnähte betrug jeweils 35 mm. Die Fehlerbalken geben die Standardabweichung an.

Es wurden maximale Scherzugkräfte von bis zu 3 kN ermittelt, die mit den geringsten elektrischen Widerständen von etwa 1,1 µΩ zusammenfielen. Es hat sich gezeigt, dass

die mechanische und elektrische Qualität der Schweißnähte korrelieren und so konnten für hohe ertragbare Scherzugkräfte auch geringe elektrische Widerstände gemessen werden und umgekehrt. Dies bekräftigt die Annahme, dass die Optimierung der Fügeverbindung bezüglich einer der beiden Eigenschaften (elektrisch oder mechanisch) gleichzeitig auch zu einer Verbesserung der anderen führt. Außerdem erlaubt eine Messung des elektrischen Widerstands eine Vorhersage der mechanischen Festigkeit der Verbindung mittels einer zerstörungsfreien Messung. Die hier gezeigten Ergebnisse stehen in guter Übereinstimmung mit Ergebnissen für das Schweißen von Al-Cu Dünnblechverbindungen, für die ebenfalls eine Korrelation zwischen geringem elektrischem Widerstand und hoher mechanischer Festigkeit berichtet wurde [71].

3.4.7 Schweißen mit räumlicher Strahloszillation und lokaler Leistungsanpassung

Beim Laserstrahlschweißen von Al an Cu können mit der Prozessstrategie einer räumlichen Strahloszillation und *konstanter* Laserleistung bereits geringe elektrische Widerstände der Schweißnähte erzeugt werden, wie in den vorangegangenen Abschnitten gezeigt wurde. Beim Schweißen mit räumlicher Strahloszillation und *konstanter* Laserleistung ist der lokale Energieeintrag jedoch nicht konstant über den Oszillationszyklus. Daher soll in diesem Abschnitt das Potential einer *lokalen Anpassung der Laserleistung* während der Strahloszillation für die weitere Reduzierung des elektrischen Widerstands der Schweißnähte aufgezeigt werden.

Energieeintrag beim Schweißen mit räumlicher Strahloszillation

Beim Schweißen mit räumlicher Strahloszillation und konstanter Laserleistung ist die lokale Streckenenergie P_L/v_{lokal} nicht konstant über den Oszillationszyklus, da die lokale Relativgeschwindigkeit

$$v_{lokal}(t) = \sqrt{v_x^2(t) + v_y^2(t)} \tag{3.5}$$

des Laserstrahls zum Werkstück über den Oszillationszyklus variiert. Die Geschwindigkeitskomponenten in x und y-Richtung

$$\begin{pmatrix} v_x(t) \\ v_y(t) \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{\partial}{\partial t} x(t) \\ \frac{\partial}{\partial t} y(t) \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} v_{global} \\ 2\pi f_y \cdot a_y \cdot \cos\left(2\pi f_y \cdot t\right) \end{pmatrix} \tag{3.6}$$

ergeben sich aus der zeitlichen Änderung der Position des Laserstrahls entlang der Trajektorie der Strahloszillation (Gl. (3.3)). Da nur eine Oszillation des Laserstrahls in *y*-Richtung (quer zur globalen Vorschubrichtung) ausgeführt wurde, resultierte eine unterschiedliche lokale Streckenenergie in Abhängigkeit der Auslenkung des Laserstrahls in *y*-Richtung. In Bild 3.17 ist exemplarisch die berechnete lokale Streckenenergie P_L/v_{lokal} in Abhängigkeit der *y*-Position für unterschiedliche Oszillationsparameter dargestellt.

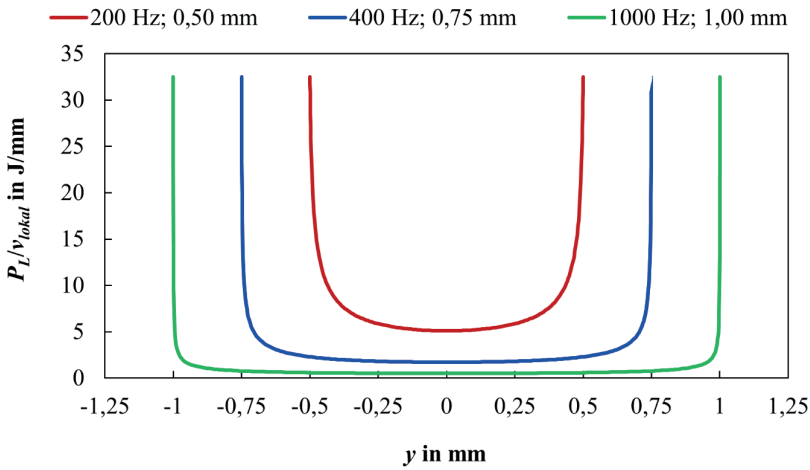


Bild 3.17: Berechnete lokale Streckenenergie P_L/v_{lokal} in Abhängigkeit der *y*-Position für unterschiedliche Oszillationsparameter. Parameter: v_{global} = 6 m/min; P_L = 3,25 kW.

Es ist erkennbar, dass insbesondere zu den Rändern der Oszillationsbewegung (zur maximalen *y*-Auslenkung des Laserstrahls) hin die lokale Streckenenergie deutlich ansteigt. Hierdurch kommt es in den Randbereichen der Schweißnaht (in *y*-Richtung) zu einer lokal höheren Energieeinbringung als in der Schweißnahtmitte und somit auch zu einer höheren Einschweißtiefe an den Rändern der Schweißnaht als in der Schweißnahtmitte. In den Querschliffen der Schweißnähte ist dies als „Backenzahneffekt“ in der Einschweißtiefe erkennbar (siehe hierzu Querschliffe in Bild 3.19a und Bild 3.8). Das Auftreten dieses „Backenzahneffekts“ mit einer höheren Einschweißtiefe an den Rändern der Schweißnaht (in Oszillationsrichtung) beim Laserstrahlschweißen mit räumlicher Strahloszillation, sowie das Erzielen einer gleichmäßigeren Einschweißtiefe über die gesamte Nahtbreite durch eine lokale Anpassung der Laserleistung über den Oszillationszyklus, wurden auch bereits in [69] berichtet. Beim Laserstrahlschweißen mit

räumlicher Strahloszillation und *konstanter Laserleistung* sind der Möglichkeit zur gezielten Einstellung der lokal eingebrachten Energie somit Grenzen gesetzt. Um die Möglichkeiten der lokal gezielten Energieeinbringung beim Schweißen mit räumlicher Strahloszillation zu erweitern ist eine *lokale Anpassung der Laserleistung* an die Oszillationsbewegung erforderlich.

Lokale Anpassung der Laserleistung

Für die vorliegende Arbeit wurde angenommen, dass die (lokale) Einschweißtiefe mit der (lokal) eingebrachten Streckenenergie skaliert. Daher ist die Anpassung der Laserleistung in solch einer Weise erforderlich, dass P_L/v_{lokal} über den gesamten Oszillationszyklus konstant ist. Systemtechnisch erfolgte die Anpassung der Laserleistung über die Scannersoftware. In dieser konnte die Laserleistung in 8 diskreten Bereichen in y-Richtung vorgegeben werden. Die Bereiche waren über die gesamte Oszillationsbreite ($2 \cdot a_y$) gleichverteilt und symmetrisch zur globalen Vorschubrichtung ($y = 0$) angeordnet. Somit ergaben sich jeweils 4 Bereiche von $y = 0$ bis $y = \pm a_y$. Für die Umsetzung der Leistungsanpassung wurden jeweils die lokalen Geschwindigkeitswerte aus der Mitte jedes Bereichs gewählt ($v_{lokal}(y = \pm 1/8 \cdot a_y; \pm 3/8 \cdot a_y; \pm 5/8 \cdot a_y; \pm 7/8 \cdot a_y)$) und die Laserleistung in diesem Bereich entsprechend P_L/v_{lokal} = konstant vorgegeben. Eine Skizze der Aufteilung der Oszillationsbewegung in y-Richtung in diese Bereiche für die Leistungsvorgabe ist in Bild 3.18 gezeigt.

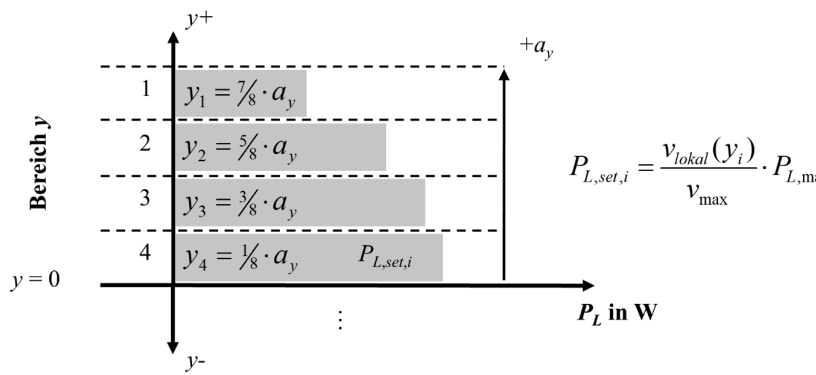


Bild 3.18: Skizze zum Schema der Aufteilung der Oszillationsbewegung in y-Richtung in diskrete Bereiche für die Leistungsvorgabe beim Schweißen mit räumlicher Strahloszillation.

Ergebnisse

Mit einer solchen lokal angepassten Laserleistungsvorgabe wurden Stichversuche durchgeführt, um das Potential zur Erweiterung der lokal gezielten Energieeinbringung beim Schweißen mit räumlicher Strahloszillation aufzuzeigen. In Bild 3.19 sind Mikroskopaufnahmen von Querschliffen von Schweißnähten gezeigt, die mit räumlicher Strahloszillation bei gleichen Oszillationsparametern einmal mit (Bild 3.19b) und einmal ohne (Bild 3.19a) eine lokal angepasste Laserleistungsvorgabe erzeugt wurden. Die Oszillationsparameter waren $f_y = 400$ Hz; $a_y = 0{,}75$ mm und $v_{global} = 6$ m/min. Bei dem Schweißprozess ohne lokale Leistungsanpassung (zugehöriger Querschliff in Bild 3.19a) wurde eine Leistung von $P_L = 3{,}25$ kW verwendet und bei dem Schweißprozess mit lokaler Leistungsanpassung (zugehöriger Querschliff in Bild 3.19b) wurde die Leistung in den einzelnen y-Bereichen (siehe Skizze in Bild 3.18) entsprechend P_L/v_{lokal} = konstant angepasst, mit $P_{max} = 5$ kW und $v_{lokal}(y_i)$ nach Gl. (3.5) und Gl. (3.6) für die in Bild 3.18 angegebenen y-Positionen.

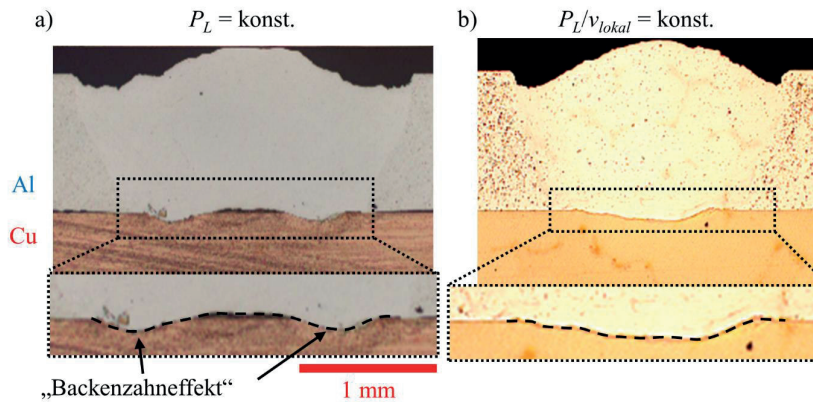


Bild 3.19: Mikroskopaufnahmen von Querschliffen von Schweißnähten, die mit räumlicher Strahloszillation erzeugt wurden. Oszillationsparameter: $f_y = 400$ Hz; $a_y = 0{,}75$ mm; $v_{global} = 6$ m/min. a) konstante Laserleistung; Parameter: $P_L = 3{,}25$ kW; $\lambda_{Laser} = 1{,}08$ µm; $d_f = 280$ µm; $z_f = 0$ mm; $z_R = 5$ mm. b) lokal angepasste Laserleistung entsprechend P_L/v_{lokal} = konst.; Parameter: $P_{max} = 5$ kW; $\lambda_{Laser} = 1{,}03$ µm; $d_f = 280$ µm; $z_f = 0$ mm; $z_R = 4$ mm.

Im Falle der Schweißung mit konstanter Laserleistung ist im zugehörigen Querschliff (Bild 3.19a) der „Backenzahneffekt“ zu erkennen. Hier wurde hauptsächlich in den Randbereichen der Schweißnaht (in y-Richtung) in das untenliegende Cu-Blech eingeschweißt, in der Mitte der Schweißnaht jedoch nicht. Im Falle der Schweißung mit lokal

angepasster Laserleistung ist hingegen über einen deutlich weiteren Bereich (in *y*-Richtung) in das untenliegende Cu-Blech eingeschweißt worden (siehe Bild 3.19b). Somit konnte sowohl eine größere Nahtbreite am Interface, als auch eine gleichmäßigere Einschweißtiefe in das Cu über einen größeren Bereich der Nahtbreite erzielt werden. Das Laserstrahlschweißen mit räumlicher Strahloszillation *und lokal angepasster Laserleistung* bietet demnach die Möglichkeit, den Energieeintrag und damit auch die Nahtgeometrie lokal noch gezielter einzustellen, als dies beim Laserstrahlschweißen mit räumlicher Strahloszillation und konstanter Laserleistung der Fall ist.

In Bild 3.20 ist der gemessene elektrische Widerstand über dem Verhältnis von Breite zu Tiefe dargestellt. Gezeigt sind die Werte für Schweißnähte, die mit räumlicher Strahloszillation sowohl mit (grüne Dreiecke) als auch ohne lokal angepasster Laserleistung (blaue Punkte) erzeugt wurden. Zusätzlich sind die Werte für die Schweißnähte, die ohne räumliche Strahloszillation (rote Rauten) erzeugt wurden, dargestellt. Mit räumlicher Strahloszillation und lokal angepasster Laserleistung konnte der elektrische Widerstand der Schweißnähte weiter reduziert werden, auf etwa 0,88 μΩ. Dies entspricht einer Reduzierung des elektrischen Widerstands um bis zu etwa 18 % im Vergleich zu den Werten, die mit räumlicher Strahloszillation und konstanter Leistung erzielt wurden. Gegenüber den linearen cw-Schweißung wurde eine Reduzierung um etwa 39 % erzielt.

Fazit

Somit konnte gezeigt werden, dass die Möglichkeiten der räumlichen Strahloszillation als Prozessstrategie für die lokal gezielte Einbringung der Energie durch eine *lokale Anpassung der Laserleistung* erweitert werden können. Dies resultiert in einer weiteren Reduzierung der Einschweißtiefenschwankung in das Cu über einen größeren Bereich der Nahtbreite, sowie in einer weiteren Reduzierung des elektrischen Widerstands der Schweißnähte.

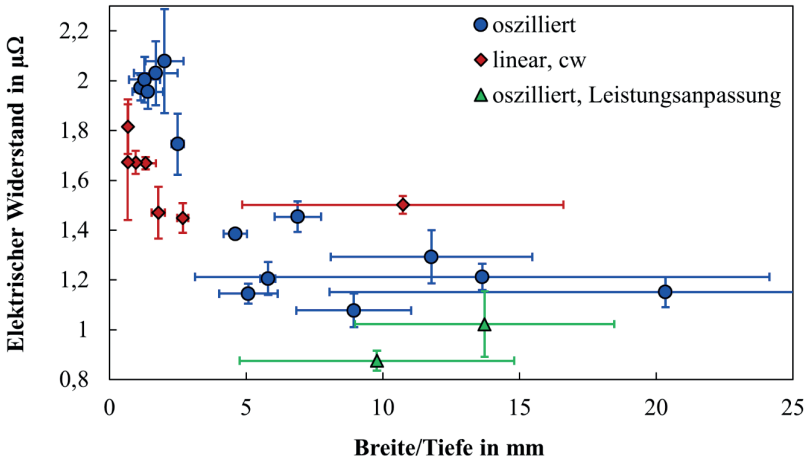


Bild 3.20: Elektrischer Widerstand in Abhängigkeit des Verhältnisses von Breite zu Tiefe. Parameter oszilliert: v_{global} = 6 m/min; λ_{Laser} = 1,08 µm; d_f = 280 µm; z_f = 0 mm; z_R = 5 mm; P_L = 3,25 kW. Parameter linear, cw: v_{global} = 6 m/min; d_f = 280 µm; λ_{Laser} = 1,08 µm; z_f = 0 mm; z_R = 5 mm; P_L = variiert. Parameter oszilliert, Leistungsanpassung: v_{global} = 6 m/min; d_f = 280 µm; λ_{Laser} = 1,03 µm; z_f = 0 mm; z_R = 4 mm; P_L/v_{lokal} = konst.; P_{max} = 5 kW; (f_y = 400 Hz; a_y = 0,75 mm) und (f_y = 200 Hz; a_y = 0,75 mm). Die Nahtlänge der Schweißnähte betrug jeweils 35 mm. Die Fehlerbalken geben die Standardabweichung an.

4 Zusammenfassung

Um die steigenden Produktanforderungen erfüllen zu können nimmt auch der Materialmix innerhalb der Produkte immer weiter zu. Damit einhergehend steigt auch der Bedarf an geeigneten Fügetechnologien. Beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften stellen diese Eigenschaften eine besondere Herausforderung für den Fügeprozess dar. In der Fügezone (am Interface) zwischen den beiden Fügepartnern kommt es beim Übergang vom einen Fügepartner zum anderen schlagartig zu einer Änderung der thermophysikalischen Eigenschaften und damit auch der Verteilung der eingebrachten Energie, sowie des erforderlichen Energiebedarfs. Dies erschwert es, die für den Fügeprozess benötigte Temperaturverteilung in der Fügezone und deren direkter Umgebung zu generieren. Die Hypothese der vorliegenden Arbeit lautet:

Durch die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung, mittels an die jeweilige Fügeaufgabe angepasster Prozessstrategien, kann das Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften realisiert werden.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden solche prozessangepassten Strategien für die gezielte Energieeinbringung beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften entwickelt und umgesetzt. Dies geschah anhand zweier Beispiele mit den dominierenden physikalischen Effekten Wärmeleitung und Konvektion für die Energieverteilung in der Fügezone:

- Das Fügen von Nickelschaum an Nickelblech (Wärmeleitung), und
- Das Fügen von Aluminium-Kupfer-Mischverbindungen (Konvektion).

Das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech in der Überlapp T-Stoß Konfiguration wurde als Beispiel mit Wärmeleitung als dominierendem physikalischen Effekt für die Energieverteilung in der Fügezone behandelt. Hierzu wurde ein offenporiger Nickelschaum mit einer Breite von $b_{Schaum} = 135$ µm und einer relativen Dichte von $\gamma = 0{,}3$ verwendet, sowie ein Nickelblech mit einer Dicke von $s_{Ni} = 0{,}3$ mm, beides bestehend aus Reinnickel (R-Ni99,2). Als Laserstrahlquelle wurden Festkörperlaser mit einer Emissionswellenlänge um 1 µm eingesetzt.

Die unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften der beiden Fügepartner sind die Wärmeleitfähigkeit λ_{th} (Faktor 7,95), die Dichte ρ (Faktor 3,34), die Temperaturleitfähigkeit κ (Faktor 2,38), und das thermische Ansprechvermögen r_{th} (Faktor 5,15). Darüber hinaus stellen die Struktur des Nickelschaums (Gefahr der Zerstörung der Schaumstruktur während des Schweißprozesses aufgrund der geringen Strukturgröße), sowie die geringe kritische Temperatur für die Ausbildung einer WEZ (Reduzierung der nutzbaren, beschichteten Fläche des Nickelschaums) weitere Herausforderungen dar.

Eine Abschätzung der erforderlichen Prozessleistungen hat ergeben, dass nur etwa 4,5 % der für die Bearbeitung des Nickelblechs erforderlichen Prozessleistung für die Bearbeitung des Nickelschaums erforderlich sind. Bei einer höheren Leistungszufuhr in den Nickelschaum kann es zu einer Zerstörung der Schaumstruktur kommen. Als Mechanismus hierfür wurde in den experimentellen Untersuchungen das Aufschmelzen eines größeren Volumens des Schaums und ein anschließendes Zusammenziehen der Schmelze, vermutlich aufgrund der Oberflächenspannung, beobachtet. Das Verdampfen einzelner Strukturelemente des Schaums bei direkter Bestrahlung durch den Laserstrahl konnte im Rahmen der vorliegenden Arbeit hingegen nicht beobachtet werden.

Für die anzuwendende Prozessstrategie wurden zwei wesentliche Anforderungen abgeleitet. Zum einen ist eine über die gesamte Schweißnahtlänge gezielt und reproduzierbar einstellbare Einschweißtiefe erforderlich, um eine Anbindung zwischen den Fügepartnern zu erzeugen und gleichzeitig eine Zerstörung der Schaumstruktur zu verhindern. Zum anderen sind kurze Wechselwirkungszeiten in der Fügezone erforderlich, um den Energieeintrag in den Nickelschaum gering zu halten und damit auch die Ausdehnung der WEZ.

Die Ergebnisse der theoretischen und experimentellen Untersuchungen haben die Vermutung bekräftigt, dass, zumindest für die im Rahmen der vorliegenden Arbeit betrachteten Versuchskonfigurationen, diese beiden Anforderungen bei der hier betrachteten Fügeaufgabe weder durch einen Wärmeleitungsschweißprozess, noch durch einen „klassischen“ Laserstrahltiefschweißprozess gleichzeitig erfüllt werden können. Für einen Wärmeleitungsschweißprozess sind, den analytischen Berechnungen des Temperaturfelds zufolge, vergleichsweise geringe Vorschubgeschwindigkeiten ($v \leq 0{,}3$ m/min bei $d_f = 300$ µm) für eine Durchschweißung durch das Nickelblech erforderlich. Dies deckt sich mit den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen des Schweißprozesses, bei denen für $d_f = 300$ µm und $v \geq 5$ m/min keine Durchschweißung durch das Nickelblech im Wärmeleitungsschweißen erzielt werden konnte. Bei einem „klassischen“ Tiefschweißprozess mit einem kleinen Fokusdurchmesser ($d_f = 60$ µm) waren in Stichversuchen zwar sehr hohe Vorschubgeschwindigkeiten von $v > 40$ m/min möglich,

es konnte jedoch keine durchgängige Durchschweißung ohne Öffnung der Kapillare an der Blechunterseite erzielt werden. Diese Ergebnisse bekräftigen die aufgestellte Hypothese, dass an die Fügeaufgabe angepasste Prozessstrategien erforderlich sind.

Als Prozessstrategie wurde daher ein Keybowl-Schweißprozess umgesetzt, welcher durch eine einsetzende Verdampfung an der Schmelzbadoberfläche, die Ausbildung einer Vertiefung mit Aspektverhältnis < 1 und gleichzeitig stabiler Einschweißtiefe gekennzeichnet ist. Mit einem solchen Keybowl-Schweißprozess sind bei einem Fokusdurchmesser von $d_f = 300$ µm Vorschubgeschwindigkeiten von $v \geq 5$ m/min mit einer durchgängigen Durchschweißung durch das Nickelblech ohne Öffnung der Kapillare an der Blechunterseite möglich. Somit können beide wesentlichen Anforderungen an die Prozessstrategie erfüllt werden. Das resultierende Prozessfenster ist jedoch mit nur etwa 50 W bis 75 W verhältnismäßig klein, was je nach Vorschubgeschwindigkeit nur etwa 18 % bis 5 % der erforderlichen Laserleistung entspricht. Die gewonnenen Erkenntnisse konnten erfolgreich auf das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech übertragen werden.

Die Ausdehnung der WEZ im Nickelschaum wurde als maximale Reichweite $z_{WEZ} = \max\left(z_{T_{\mathrm{crit}}}(t)\right)$ der Isothermen einer gegebenen kritischen Temperatur T_{crit} definiert und beispielhaft für eine kritische Temperatur von $T_{\mathrm{crit}} = 156$ °C untersucht. Dazu wurde ein analytisches Modell zur Beschreibung der Ausdehnung der WEZ beim Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften aufgestellt. Aufgrund der sehr unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften konnten die Temperaturfelder in den beiden Fügepartnern dabei jeweils durch separate Modelle beschrieben werden. Sowohl die experimentell als auch die theoretisch ermittelten Ergebnisse zeigten eine Abnahme der Ausdehnung der WEZ mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit. Diese Ergebnisse bestätigten die getroffene Annahme für die Prozessstrategie, dass eine kurze Wechselwirkungszeit und somit hohe Vorschubgeschwindigkeiten anzustreben sind, um den Wärmeeintrag in den Nickelschaum und die damit verbundene Ausdehnung der WEZ gering zu halten. Es zeigte sich jedoch auch, dass bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten ab etwa $v \geq 25$ m/min nur noch mit einer geringfügigen Abnahme von z_{WEZ} zu rechnen ist und einer Skalierung der Prozessstrategie hin zu noch höheren Vorschubgeschwindigkeiten somit Grenzen gesetzt sind.

Somit konnte durch die Umsetzung eines Keybowl-Schweißprozesses als *angepasste Prozessstrategie* für die *gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie* das Laserstrahlschweißen von Nickelschaum an Nickelblech erfolgreich demonstriert werden.

Das Laserstrahlschweißen von Aluminium an Kupfer in der Überlappkonfiguration wurde als Beispiel mit Konvektion als dominierendem physikalischen Effekt für die Energieverteilung in der Fügezone behandelt. Hierzu wurden reines Aluminium (Al99,5) und reines Kupfer (Cu-OF) mit einer Dicke von jeweils 1 mm verwendet, sowie Festkörperlaser mit einer Emissionswellenlänge um 1 µm.

Die Anforderungen an die Al-Cu Fügeverbindungen sind eine möglichst hohe elektrische Leitfähigkeit (respektive ein geringer elektrischer Widerstand) der Verbindung, bei gleichzeitig ausreichender Festigkeit. Zusätzlich zu den unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften der beiden Fügepartner stellen die Ausbildung intermetallischer Phasen in der Schweißnaht, sowie die schlechte Schweißbarkeit der beiden Materialien selbst bei artgleicher Fügeverbindung, spezielle Herausforderungen bei dieser Fügeaufgabe dar.

Die Ausbildung von intermetallischen Phasen in der Schweißnaht stellt dabei die Hauptherausforderung dar, da hierdurch sowohl die mechanischen als auch die elektrischen Eigenschaften der Schweißnaht negativ beeinflusst werden. Dies ist durch die höhere Sprödigkeit, geringere mechanischen Festigkeit und den höheren spezifischen elektrischen Widerstand (etwa Faktor 3 bis 8) der meisten intermetallischen Phasen im Vergleich zu den beiden Ausgangsmaterialien bedingt. Daher gilt es die Ausbildung und den Anteil der intermetallischen Phasen in der Schweißnaht zu minimieren.

Sowohl für einen geringen elektrischen Widerstand, als auch für eine hohe Festigkeit der erzeugten Schweißnähte sind jeweils eine möglichst große Anbindungsfläche, sowie ein möglichst geringer Anteil intermetallischer Phasen in der Schweißnaht vorteilhaft. Beides wurde über eine gezielte Einstellung der resultierenden Schweißnahtgeometrie zu erzielen versucht. Die Anbindungsfläche über die Nahtbreite am Interface und der geringe Anteil intermetallischer Phasen über eine geringe Einschweißtiefe in den unteren Fügepartner. Die beiden Nahtgrößen sollten dazu möglichst unabhängig voneinander, gezielt, reproduzierbar und über die gesamte Nahtlänge konstant eingestellt werden können. Als Prozessstrategie hierfür wurde das Laserstrahltiefschweißen mit räumlicher Strahloszillation quer zur globalen Vorschubrichtung abgeleitet, sowie die Materialanordnung mit Aluminium als oberem Fügepartner gewählt.

Mithilfe einer räumlichen Strahloszillation können die Nahtbreite am Interface und die Einschweißtiefe in das Cu nahezu unabhängig voneinander eingestellt werden. Die Einschweißtiefe kann durch die Oszillationsamplitude grob und durch die Oszillationsfrequenz fein eingestellt werden. Die Nahtbreite wird hingegen hauptsächlich durch die

Amplitude beeinflusst. Im Vergleich zu unmodulierten Linearschweißungen können sowohl größere Nahtbreiten erzielt, als auch die Fluktuationen in der Einschweißtiefe deutlich reduziert werden. Sowohl für die Linearschweißungen, als auch für die Schweißungen mit räumlicher Strahloszillation ergibt sich ein nahezu linearer Zusammenhang zwischen der Einschweißtiefe in das Cu und dem gemittelten Cu-Anteil in der Schweißnaht. Hierdurch wird die Annahme bekräftigt, dass das Mischungsverhältnis der beiden Materialien im Wesentlichen von der Einschweißtiefe in den untenliegenden Fügepartner beeinflusst wird.

Durch den Einsatz der räumlichen Strahloszillation konnte der elektrische Widerstand der erzeugten Schweißnähte um etwa 25 % reduziert werden (auf etwa 1,1 µΩ), im Vergleich zu den Widerständen der Schweißnähte, die ohne räumliche Strahloszillation erzeugt wurden. Außerdem hat sich gezeigt, dass eine minimale Einschweißtiefe in das Cu von etwa 20 µm erforderlich ist, um akzeptable Widerstandswerte zu erhalten. Ein hohes Verhältnis von Nahtbreite am Interface zu Einschweißtiefe in das Cu (Breite/Tiefe) hat sich als vorteilhaft für die Erzeugung eines geringen elektrischen Widerstands herausgestellt. Die Nähte mit einem Verhältnis Breite/Tiefe > 4 weisen die geringsten elektrischen Widerstände auf. Somit konnten die getroffenen Annahmen für die Anforderungen an die zu erzeugende Nahtgeometrie bekräftigt werden.

Außerdem hat sich gezeigt, dass die mechanische und elektrische Qualität der Schweißnähte korrelieren und so konnten für hohe ertragbare Scherzugkräfte auch geringe elektrische Widerstände gemessen werden und umgekehrt. Hierdurch wurde die Annahme bekräftigt, dass die Optimierung der Fügeverbindung bezüglich einer der beiden Eigenschaften (elektrisch oder mechanisch) gleichzeitig auch zu einer Verbesserung der anderen führt.

Darüber hinaus konnte in Stichversuchen das Potential einer lokalen Anpassung der Laserleistung zur Erweiterung der Möglichkeiten der räumlichen Strahloszillation bezüglich der lokal angepassten Energieeinbringung aufgezeigt werden. Durch eine Anpassung der Laserleistung über den Oszillationszyklus entsprechend P_L/v_{lokal} = konstant konnte eine gleichmäßigere Einschweißtiefe in das Cu über einen größeren Bereich der Nahtbreite erzielt werden. Hierdurch konnte der elektrische Widerstand der Schweißnähte um weitere 18 % (auf etwa 0,88 µΩ) reduziert werden, verglichen mit den Schweißnähten, die mit räumlicher Strahloszillation und konstanter Laserleistung erzeugt wurden. Diese Resultate verdeutlichen nochmals die Relevanz einer lokal gezielten Energieeinbringung für das Laserstrahlschweißen von Al an Cu.

Somit konnte mit dem Laserstrahltiefschweißen mit räumlicher Strahloszillation als *angepasste Prozessstrategie* für die *gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie* auch das Laserstrahlschweißen von Aluminium an Kupfer erfolgreich demonstriert werden.

Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit zeigen, dass durch den Einsatz angepasster Prozessstrategien für die gezielte Einstellung der lokal eingebrachten Energie und deren Verteilung das Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften erfolgreich realisiert werden kann. Anhand der beiden betrachteten Anwendungsbeispiele konnten konkrete Prozessstrategien hierfür aufgezeigt und deren erfolgreiche Umsetzung demonstriert werden. Somit ist der Ausgangspunkt für die Übertragung dieser Erkenntnisse auf die Entwicklung von Prozessstrategien für weitere Anwendungsfälle gegeben.

5 Literaturverzeichnis

[1] SOLCHENBACH, T.; PLAPPER, P.: *Mechanical characteristics of laser braze-welded aluminium–copper connections*. Optics & Laser Technology **54** (2013), S. 249–256

[2] HOLTKAMP, J.; ROESNER, A.; GILLNER, A.: *Advances in hybrid laser joining*. Int J Adv Manuf Technol **47** (2010), 9-12, S. 923–930

[3] TAMRIN, K. F.; NUKMAN, Y.; ZAKARIYAH, S. S.: *Laser Lap Joining of Dissimilar Materials – A Review of Factors Affecting Joint Strength*. Materials and Manufacturing Processes **28** (2013), Nr. 8, 857-871

[4] SUN, Z.; ION, J. C.: *Laser welding of dissimilar metal combinations*. JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE **30** (1995), Nr. 17, S. 4205–4214

[5] KATAYAMA, S.: *Laser welding of aluminium alloys and dissimilar metals*. Welding International **18** (2004), Nr. 8, S. 618–625

[6] HÜGEL, H.; GRAF, T.: *Laser in der Fertigung*: *Grundlagen der Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren*. 3., überarb. und erw. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014 (Lehrbuch)

[7] MERKLEIN, M.; JOHANNES, M.; LECHNER, M.; KUPPERT, A.: *A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation*. Journal of Materials Processing Technology **214** (2014), Nr. 2, S. 151–164

[8] SOMMER, M.; WEBERPALS, J.-P.; MÜLLER, S.; BERGER, P.; GRAF, T.: *Advantages of laser beam oscillation for remote welding of aluminum closely above the deep-penetration welding threshold*. Journal of Laser Applications **29** (2017), Nr. 1, S. 12001

[9] ZHAO, H.; WHITE, D. R.; DEBROY, T.: *Current issues and problems in laser welding of automotive aluminium alloys*. International Materials Reviews **44** (1999), Nr. 6, S. 238–266

[10] WEBER, R.; HAFNER, M.; MICHALOWSKI, A.; GRAF, T.: *Minimum Damage in CFRP Laser Processing*. Physics Procedia **12** (2011), S. 302–307

[11] HERZOG, D.; JAESCHKE, P.; MEIER, O.; HAFERKAMP, H.: *Investigations on the thermal effect caused by laser cutting with respect to static strength of CFRP*. International Journal of Machine Tools and Manufacture **48** (2008), 12-13, S. 1464–1473

[12] WILSON, A.: *Vehicle weight is the key driver for automotive composites*. Reinforced Plastics **61** (2017), Nr. 2, S. 100–102

[13] ASHBY, M. F.; EVANS, A. G.; FLECK, N. A.; GIBSON, L. J.; HUTCHINSON, J. W.; WADLEY, H. N.G.: *Metal foams*: *A design guide*. Materials & Design **23** (2002), Nr. 1, S. 119

[14] LEFEBVRE, L.-P.; BANHART, J.; DUNAND, D. C.: *Porous Metals and Metallic Foams*: *Current Status and Recent Developments*. Adv. Eng. Mater. **10** (2008), Nr. 9, S. 775–787

[15] RADSCHEIT, C. R.: *Laserstrahlfügen von Aluminium mit Stahl*. Bremen: BIAS-Verl., 1997 (Strahltechnik Bd. 4)

[16] WELLER, D.; SIMON, J.; STRITT, P.; WEBER, R.; GRAF, T.; BEZENÇON, C.; BASSI, C.: *Temperature Controlled Laser Joining of Aluminum to Galvanized Steel*. Physics Procedia **83** (2016), S. 515–522

[17] KIRCHHOFF, M.: *Laser applications in battery production — From cutting foils to welding the case*. In: 2013 3rd International Electric Drives Production Conference: IEEE (EDPC). Nuremberg, Germany, 2013, S. 1–3

[18] LEE, S. J.; NAKAMURA, H.; KAWAHITO, Y.; KATAYAMA, S.: *Effect of welding speed on microstructural and mechanical properties of laser lap weld joints in dissimilar Al and Cu sheets*. Science and Technology of Welding and Joining **19** (2014), Nr. 2, S. 111–118

[19] BIFFI, C. A.; TUISSI, A.: *Thermo-fluid dynamic modeling of Cu based metallic foams for heat exchanger applications*. In: Proc. of Comsol Conference. Rotterdam, 2013, S. 23–25

[20] Burmester, I.; Goede, M.; Bunte, J.: *Qualifizierung des lasergestützten Fügens von Metallschäumen*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik **31** (2000), Nr. 6, S. 436–439

[21] Bernard, T.; Burzer, J.; Bergmann, H. W.: *Mechanical properties of structures of semifinished products joined to aluminium foams*. Journal of Materials Processing Technology **115** (2001), Nr. 1, S. 20–24

[22] Biffi, C. A.; Colombo, D.; Tuissi, A.: *Laser beam welding of CuZn open-cell foams*. Optics and Lasers in Engineering **62** (2014), S. 112–118

[23] Haferkamp, H.; Bunte, J.; Herzog, D.; Ostendorf, A.: *Laser based welding of cellular aluminium*. Science and Technology of Welding and Joining **9** (2004), Nr. 1, S. 65–71

[24] Longerich, S.; Piontek, D.; Ohse, P.; Harms, A.; Dilthey, U.; Angel, S.; Bleck, W.: *Joining Strategies for Open Porous Metallic Foams on Iron and Nickel Base Materials*. Adv. Eng. Mater. **9** (2007), Nr. 8, S. 670–678

[25] Reisgen, U.; Olschok, S.; Longerich, S.: *Laser Beam Welding of Open-Porous Metallic Foams for Application in Cooling Structures of Combined Cycle Power Plants*. J. Eng. Gas Turbines Power **132** (2010), Nr. 5, S. 54502

[26] Mucha, P.; Berger, P.; Weber, R.; Speker, N.; Sommer, B.; Graf, T.: *Calibrated heat flow model for the determination of different heat-affected zones in single-pass laser-cut CFRP using a cw CO2 laser*. Appl. Phys. A **118** (2015), Nr. 4, S. 1509–1516

[27] Henderson, J. B.; Wiecek, T. E.: *A Mathematical Model to Predict the Thermal Response of Decomposing, Expanding Polymer Composites*. Journal of Composite Materials **21** (1987), Nr. 4, S. 373–393

[28] DeLuca, L. (Hrsg.); Price, E. W. (Hrsg.); Summerfield, M. (Hrsg.): *Nonsteady Burning and Combustion Stability of Solid Propellants*. Reston: American Institute of Aeronautics and Astronautics, 1992 (Progress in Astronautics and Aeronautics v. 143)

[29] Haynes, W. M. (Hrsg.); Lide, D. R. (Hrsg.): *CRC handbook of chemistry and physics*: *A ready-reference book of chemical and physical data*. 94. ed., 2013 - 2014. Boca Raton, Fla.: CRC Press, 2013

[30] Poprawe, R.: *Lasertechnik für die Fertigung*: *Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur; mit 26 Tabellen*. Berlin: Springer, 2005 (VDI-Buch)

[31] DIN 32532. 2009. *Schweißen – Laserstrahlverfahren zur Materialbearbeitung – Begriffe für Prozesse und Geräte*

[32] Fabbro, R.; Dal, M.; Peyre, P.; Coste, F.; Schneider, M.; Gunenthiram, V.: *Analysis and possible estimation of keyhole depths evolution, using laser operating parameters and material properties*. Journal of Laser Applications **30** (2018), Nr. 3, S. 32410

[33] Cho, J.-H.; Farson, D. F.; Reiter, M. J.: *Analysis of penetration depth fluctuations in single-mode fibre laser welds*. J. Phys. D: Appl. Phys. **42** (2009), Nr. 11, S. 115501

[34] Tsukamoto, S.; Kawaguchi, I.; Arakane, G.; Honda, H.: *Keyhole behavior in high power laser welding*. In: Proceedings of LAMP 2002: International Congress on Laser Advanced Materials Processing: SPIE (SPIE Proceedings). Osaka, Japan, 2002, S. 251–256

[35] Beyer, E.; Brenner, B.; Morgenthal, L.: *Laser beam application with high power fiber lasers*. In: Proceedings of the XVI International Symposium on Gas Flow, Chemical Lasers, and High-Power Lasers: SPIE (SPIE Proceedings). Gmunden, Austria, 2006, 63460U

[36] 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 **108** (2017), S. 244–256

[37] Wei, P. S.; Chuang, K. C.; Ku, J. S.; DebRoy, T.: *Mechanisms of Spiking and Humping in Keyhole Welding*. IEEE Trans. Compon., Packag. Manufact. Technol. **2** (2012), Nr. 3, S. 383–394

[38] 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 **357** (2015), S. 1522–1527

[39] Graf, T.; Berger, P.; Weber, R.; Hügel, H.; Heider, A.; Stritt, P.: *Analytical expressions for the threshold of deep-penetration laser welding*. Laser Phys. Lett. **12** (2015), Nr. 5, S. 56002

[40] Weberpals, J.-P.: *Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserschweißen*. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., 2010. München: Herbert Utz Verlag, 2010 (Laser in der Materialbearbeitung)

[41] Alter, L.; Heider, A.; Bergmann, J.-P.: *Investigations on copper welding using a frequency-doubled disk laser and high welding speeds*. Procedia CIRP **74** (2018), S. 12–16

[42] Alter, L.; Heider, A.; Leimser, M.; Schmid, L.: *Laser Welding of Copper Using a frequency-doubled Disk Laser*. In: 20th INTERNATIONAL WORKSHOP Process fundamentals of laser welding and cutting. Freudenstadt, Deutschland, 2018

[43] Cunningham, R.; Zhao, C.; Parab, N.; Kantzos, C.; Pauza, J.; Fezzaa, K.; Sun, T.; Rollett, A. D.: *Keyhole threshold and morphology in laser melting revealed by ultrahigh-speed x-ray imaging*. Science (New York, N.Y.) **363** (2019), Nr. 6429, S. 849–852

[44] Watanabe, H.; Susa, M.; Fukuyama, H.; Nagata, K.: *Phase (Liquid/Solid) Dependence of the Normal Spectral Emissivity for Iron, Cobalt, and Nickel at Melting Points*. International Journal of Thermophysics **24** (2003), Nr. 2, S. 473–488

[45] Zhang, Y.; Evans, J. R. G.; Yang, S.: *Corrected Values for Boiling Points and Enthalpies of Vaporization of Elements in Handbooks*. J. Chem. Eng. Data **56** (2011), Nr. 2, S. 328–337

[46] Dausinger, F.: *Strahlwerkzeug Laser*: *Energieeinkopplung und Prozeßeffektivität: Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW*. Habilitationsschrift. 1995

[47] Cline, H. E.; Anthony, T. R.: *Heat treating and melting material with a scanning laser or electron beam*. Journal of Applied Physics **48** (1977), Nr. 9, S. 3895–3900

[48] Carslaw, H. S.; Jaeger, J. C.: *Conduction of heat in solids*. Oxford: Clarendon Press, 1959, 2nd ed (1959)

[49] BECK, M.: *Modellierung des Lasertiefschweißens*. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss. Stuttgart: Teubner, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung Forschungsberichte des IFSW)

[50] JARWITZ, M.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Analytical model for the extent of the heat-affected zone occurring during overlap laser welding of dissimilar materials*. Journal of Applied Physics **122** (2017), Nr. 13, S. 135104

[51] BRONŠTEJN, I. N.; SEMENDJAEV, K. A.: *Taschenbuch der Mathematik*. 6., vollst. überarb. und erg. Aufl., Nachdruck. Frankfurt am Main: Deutsch, 2006

[52] *NumPy v1.18 Manual*: *Documentation "numpy.logspace"*. URL https://numpy.org/doc/1.18/reference/generated/numpy.logspace.html#numpy.logspace. – Aktualisierungsdatum: 2020-02-05 – Überprüfungsdatum 2020-02-12

[53] BERGER, P. Persönliche Mitteilung. Stuttgart, 2018

[54] JOHANNSEN, J. B. M.: *Untersuchung des Wärmeeintrags beim Laserstrahlschweißen von Nickelschaum*. Stuttgart, Universität Stuttgart, Institut für Strahlwerkzeuge. Masterarbeit. 2016

[55] JARWITZ, M.; JOHANNSEN, J. B. M.; STRITT, P.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Heat Transfer and Heat Conduction during Laser Welding of Ni-Sheets to Ni-Foam*. In: Proceedings of the 35th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO). San Diego (CA), USA, 2016

[56] OMEGA ENGINEERING INC.: *Datenblatt OMEGALAQ LAQ-0313G*

[57] DIN EN ISO 11146-1. 2005. *Laser und Laseranlagen – Prüfverfahren für Laserstrahlabmessungen, Divergenzwinkel und Beugungsmaßzahlen – Teil 1: Stigmatische und einfach astigmatische Strahlen.*

[58] GEBHART, B.: *Heat conduction and mass diffusion*. New York: McGraw Hill, 1993 (McGraw Hill series in mechanical engineering)

[59] JARWITZ, M.; FETZER, F.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Weld Seam Geometry and Electrical Resistance of Laser-Welded, Aluminum-Copper Dissimilar Joints Produced with Spatial Beam Oscillation*. Metals **8** (2018), Nr. 7, S. 510

[60] SCHMIDT, P.; SCHWEIER, M.; ZAEH, M. F.: *JOINING OF LITHIUM-ION BATTERIES USING LASER BEAM WELDING: ELECTRICAL LOSSES OF WELDED ALUMINUM AND COPPER JOINTS*. In: Proceedings of the 31st International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO). Anaheim (CA), USA, 2012

[61] SCHMALEN, P.; PLAPPER, P.; PERAL, I.; TITOV, I.; VALLCORBA, O.; RIUS, J.: *Composition and phases in laser welded Al-Cu joints by synchrotron x-ray microdiffraction*. Procedia CIRP **74** (2018), S. 27–32

[62] SMITH, S.; BLACKBURN, J.; GITTOS, M.; BONO, P. de; HILTON, P.: *Welding of dissimilar metallic materials using a scanned laser beam*. In: Proceedings of the 32nd International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO). Miami (Fl), USA, 2013, S. 493–502

[63] RABKIN, D. M.; RYABOV, V. R.; LOZOVSKAYA, A. V.; DOVZHENKO, V. A.: *Preparation and properties of copper-aluminum intermetallic compounds*. Powder Metall Met Ceram **9** (1970), Nr. 8, S. 695–700

[64] STRITT, P.; HAGENLOCHER, C.; KIZLER, C.; WEBER, R.; RÜTTIMANN, C.; GRAF, T.: *Laser Spot Welding of Copper-aluminum Joints Using a Pulsed Dual Wavelength Laser at 532 and 1064 nm*. Physics Procedia **56** (2014), S. 759–767

[65] HOLTZ, R.; DURY, N.; LEIS, S.: *Controlled pulsed laser welding*. In: 15th INTERNATIONAL WORKSHOP Process fundamentals of laser welding and cutting. Hirschegg, Österreich, 2013

[66] JARWITZ, M.; FETZER, F.; WEBER, R.: *Abschlussbericht zum Teilvorhaben: Grundlagen zum Remotefügen von Mischverbindungen im Verbundprojekt ReMiLas: remotefähiges Fügen von leichtbaurelevanten Mischverbindungen mit effizienter Lasertechnik: Laufzeit des Vorhabens und Berichtszeitraum: 01.09.2013 bis 31.12.2016*. 2017 (FKZ: 13N12707)

[67] FETZER, F.; JARWITZ, M.; STRITT, P.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Laser Power Modulation to Minimize the Electrical Resistance of Aluminum-Copper Welds*. In: Proceedings of the Lasers in Manufacturing Conference (LiM). München, 2015

[68] FETZER, F.; JARWITZ, M.; STRITT, P.: *Comprehensive Diagnostics of CW and Power Modulated Welding of Dissimilar Metals*. In: Proceedings of LAMP 2015 -

the 7th International Congress on Laser Advanced Materials Processing. Kitakyu-shu, Fukuoka, Japan, 2015

[69] KRAETZSCH, M.; STANDFUSS, J.; KLOTZBACH, A.; KASPAR, J.; BRENNER, B.; BEYER, E.: *Laser Beam Welding with High-Frequency Beam Oscillation*: *Welding of Dissimilar Materials with Brilliant Fiber Lasers*. Physics Procedia **12** (2011), S. 142–149

[70] GEDICKE, J.; OLOWINSKY, A.; ARTAL, J.; GILLNER, A.: *Influence of temporal and spatial laser power modulation on melt pool dynamics*. In: Proceedings of the 26th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO). Orlando (Fl), USA, 2007, S. 1502

[71] SOLCHENBACH, T.; PLAPPER, P.; CAI, W.: *Electrical performance of laser braze-welded aluminum–copper interconnects*. Journal of Manufacturing Processes **16** (2014), Nr. 2, S. 183–189

[72] 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 **41** (2013), S. 112–118

[73] HEIDER, A.: *Erweitern der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer mit Einschweißtiefen zwischen 1 mm und 10 mm*. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., 2018. München: Herbert Utz Verlag, 2018 (Laser in der Materialbearbeitung)

[74] HEIDER, A.; STRITT, P.; HESS, A.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Process Stabilization at welding Copper by Laser Power Modulation*. Physics Procedia **12** (2011), S. 81–87

[75] HEIDER, A.; WEBER, R.; HERRMANN, D.; HERZOG, P.; GRAF, T.: *Power modulation to stabilize laser welding of copper*. Journal of Laser Applications **27** (2015), Nr. 2, S. 22003

[76] ENGLER, S. M.: *Laserstrahlschweißen von Kupferwerkstoffen mit brillanten Strahlquellen im infraroten und grünen Wellenlängenbereich*: Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2015

[77] HAGENLOCHER, C.; FETZER, F.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Benefits of very high feed rates for laser beam welding of AlMgSi aluminum alloys*. Journal of Laser Applications **30** (2018), Nr. 1, S. 12015

[78] DAUSINGER, F.; BERGER, P.; HÜGEL, H.: *Laser Welding of Aluminum Alloys: Problems, Approaches for Improvement and Applications*. In: Proceedings of the 21st International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO). Scottsdale (AZ), USA, 2002

[79] FETZER, 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 **108** (2018), S. 68–77

[80] FETZER, F.; STRITT, P.: *Efficient estimation of welding depth*. In: 18th INTERNATIONAL WORKSHOP Process fundamentals of laser welding and cutting. Hirschegg, Österreich, 2016

[81] BERGMANN, J. P.; PETZOLDT, F.; SCHÜRER, R.; SCHNEIDER, S.: *Solid-state welding of aluminum to copper—case studies*. Weld World **57** (2013), Nr. 4, S. 541–550

[82] STRITT, P.: *Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Remote-Laserstrahlschweißen von AlMgSi 6016*. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., 2015. München: Herbert Utz Verlag, 2015 (Laser in der Materialbearbeitung 81)

[83] THIEL, C.; WEBER, R.; JOHANNSEN, J.; GRAF, T.: *Stabilization of a Laser Welding Process Against Focal Shift Effects using Beam Manipulation*. Physics Procedia **41** (2013), S. 209–215

[84] DIN EN ISO 14273. 2016. *Widerstandsschweißen – Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen – Probenmaße und Verfahren für die Scherzugprüfung an Widerstandspunkt-, Rollennaht- und Buckelschweißungen mit geprägten Buckeln.*

[85] SCHRÜFER, E.; REINDL, L. M.; ZAGAR, B.: *Elektrische Messtechnik*: *Messung elektrischer und nichtelektrischer Größen ; mit 364 Bildern, 44 Tabellen und 34 Beispielen*. 12., aktualisierte Auflage. München: Fachbuchverl. Leipzig im Carl-Hanser-Verl., 2018

Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Strahlwerkzeuge an der Universität Stuttgart. An dieser Stelle möchte ich die Gelegenheit nutzen und all denjenigen danken, die mich bei der Erstellung dieser Arbeit unterstützt haben und mir somit diese Arbeit ermöglichten.

Meinem Doktorvater Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf danke ich herzlich für die wissenschaftliche Betreuung und die zahlreichen Anregungen, die maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, sowie für die Aufnahme an sein Institut.

Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Christoph Leyens bedanke ich mich für die Übernahme des Mitberichts.

Herrn PD Dr. phil. nat. Ruedi Weber möchte ich herzlich für seine stetige Unterstützung, auch in schwierigen Zeiten, danken, sowie die zahlreichen Diskussionen und Anregungen. Seine positive Einstellung war stets motivierend und inspirierend.

Bei Herrn Peter Berger möchte ich mich für die wissenschaftliche Unterstützung und zahlreichen Diskussionen bedanken.

Bedanken möchte ich mich bei allen Kolleginnen und Kollegen am IFSW, insbesondere in der Verfahrensentwicklung: Volkher Onuseit, Anne Feuer, Christian Freitag, Margit Wiedenmann, Felix Abt, Peter Stritt, Andreas Heider, Daniel Weller, Christiane Thiel, Meiko Boley, Florian Fetzer, Christian Hagenlocher, Daniel Förster, Thomas Arnold, Sebastian Faas, Michael Sawannia, Jannik Lind, Jonas Wagner, Artur Leis, Eveline Reinheimer, Ella Kunze, Daniel Holder, Manuel Henn, Julian Holland, sowie dem „Ehren-VE'ler" Christian Röhrer. Dank Euch hatte ich stets viel Spaß bei der Arbeit und auch darüber hinaus. Darüber hinaus möchte ich auch den zahlreichen Studentinnen und Studenten danken, mit denen ich die Freude hatte zusammen arbeiten zu dürfen.

Besonders bedanken möchte ich mich auch bei meinen Eltern für Ihre Unterstützung und dafür, dass Sie es mir ermöglicht haben zu studieren wodurch mir der Weg zu dieser Dissertation erst ermöglicht wurde.

Leinfelden, im September 2020 Michael Jarwitz

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Xiao, Min
Vergleichende Untersuchungen zum Schneiden dünner Bleche mit CO_2- und Nd:YAG-Lasern
1996, 118 Seiten, ISBN 3-519-06223-2

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Plaß, Wilfried
Zerstörschwellen und Degradation von CO_2-Laseroptiken
1998, 158 Seiten, ISBN 3-519-06235-6

Schaller, Markus K. R.
Lasergestützte Abscheidung dünner Edelmetallschichten zum Heißgaskorrosionsschutz für Molybdän
1998, 163 Seiten, ISBN 3-519-06236-4

Hack, Rüdiger
System- und verfahrentechnischer Vergleich von Nd:YAG- und CO_2-Lasern im Leistungsbereich bis 5 kW
1998, 165 Seiten, ISBN 3-519-06237-2

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

Pfeiffer, Wolfgang
Fluiddynamische und elektrophysikalisch optimierte Entladungsstrecken für CO_2-Hochleistungslaser
1998, 152 Seiten, ISBN 3-519-06239-9

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

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

Müller-Hummel, Peter
Entwicklung einer Inprozeßtemperaturmeßvorrichtung zur Optimierung der laserunterstützten Zerspanung
1999, 139 Seiten, ISBN 3-519-06242-9

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

Huonker, Martin
Strahlführung in CO_2-Hochleistungslasersystemen zur Materialbearbeitung
1999, 121 Seiten, ISBN 3-519-06244-5

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

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

Kern, Markus
Gas- und magnetofluiddynamische Maßnahmen zur Beeinflussung der Nahtqualität beim Laserstrahlschweißen
1999, 132 Seiten, ISBN 3-519-06247-X

Raiber, Armin
Grundlagen und Prozeßtechnik für das Lasermikrobohren technischer Keramiken
1999, 135 Seiten, ISBN 3-519-06248-8

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von
Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart
Forschungsberichte des IFSW ab 2000 erschienen im Herbert Utz Verlag, München

Schittenhelm, Henrik
Diagnostik des laserinduzierten Plasmas beim Abtragen und Schweißen
2000, 141 Seiten, ISBN 3-89675-712-1

Stewen, Christian
Scheibenlaser mit Kilowatt-Dauerstrichleistung
2000, 145 Seiten, ISBN 3-89675-763-6

Schmitz, Christian
Gaselektronische Analysemethoden zur Optimierung von Lasergasentladungen
2000, 107 Seiten, ISBN 3-89675-773-3

Karszewski, Martin
Scheibenlaser höchster Strahlqualität
2000, 132 Seiten, ISBN 3-89675-785-7

Chang, Chin-Lung
Berechnung der Schmelzbadgeometrie beim Laserstrahlschweißen mit Mehrfokustechnik
2000, 141 Seiten, ISBN 3-89675-825-X

Haag, Matthias
Systemtechnische Optimierungen der Strahlqualität von Hochleistungsdiodenlasern
2000, 166 Seiten, ISBN 3-89675-840-3

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

Schellhorn, Martin Carl Johannes
CO-Hochleistungslaser: Charakteristika und Einsatzmöglichkeiten beim Schweißen
2000, 142 Seiten, ISBN 3-89675-849-7

Angstenberger, Birgit
Fliehkraftunterstütztes Laserbeschichten
2000, 153 Seiten, ISBN 3-89675-861-6

Bachhofer, Andreas
Schneiden und Schweißen von Aluminiumwerkstoffen mit Festkörperlasern für den Karosseriebau
2001, 194 Seiten, ISBN 3-89675-881-0

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

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

Herrmann, Andreas
Fertigungsorientierte Verfahrensentwicklung des Weichlötens mit Diodenlasern
2002, 133 Seiten, ISBN 3-8316-0086-4

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

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

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

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

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

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

Krastel, Klaus
Konzepte und Konstruktionen zur laserintegrierten Komplettbearbeitung in Werkzeugmaschinen
2002, 140 Seiten, ISBN 3-8316-0176-3

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

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

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

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

Hohenberger, Bernd
Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokustechnik – Steigerung von Prozeßsicherheit, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung
2003, 128 Seiten, ISBN 3-8316-0223-9

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

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

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

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

Jiancun Gao
Neodym-dotierte Quasi-Drei-Niveau-Scheibenlaser: Hohe Ausgangsleistung und Frequenzverdopplung
2005, 148 Seiten, ISBN 3-8316-0521-1

Wolfgang Gref
Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokusmatrixtechnik
2005, 136 Seiten, ISBN 3-8316-0537-8

Michael Weikert
Oberflächenstrukturieren mit ultrakurzen Laserpulsen
2005, 116 Seiten, ISBN 3-8316-0573-4

Julian Sigel
Lasergenerieren metallischer Bauteile mit variablem Laserstrahldurchmesser in modularen Fertigungssystemen
2006, 132 Seiten, ISBN 3-8316-0572-6

Andreas Ruß
Schweißen mit dem Scheibenlaser-Potentiale der guten Fokussierbarkeit
2006, 142 Seiten, ISBN 3-8316-0580-7

Gabriele Seibold
Absorption technischer Oberflächen in der Lasermaterialbearbeitung
2006, 156 Seiten, ISBN 3-8316-0618-8

Dirk Lindenau
Magnetisch beeinflusstes Laserstrahlschweißen
2007, 180 Seiten, ISBN 978-3-8316-0687-0

Jens Walter
Gesetzmäßigkeiten beim Lasergenerieren als Basis für die Prozesssteuerung und –regelung
2008, 140 Seiten, ISBN 978-3-8316-0770-9

Heiko Ridderbusch
Longitudinal angeregte passiv gütegeschaltete Laserzündkerze
2008, 175 Seiten, ISBN 978-3-8316-0840-9

Markus Leimser
Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigenschaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen
2009, 150 Seiten, ISBN 978-3-8316-0854-6

Mikhail Larionov
Kontaktierung und Charakterisierung von Kristallen für Scheibenlaser
2009, 186 Seiten, ISBN 978-3-8316-0855-3

Jürgen Müller-Borhanian
Kamerabasierte In-Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen
2009, 162 Seiten, ISBN 978-3-8316-0890-4

Andreas Letsch
Charakterisierung allgemein astigmatischer Laserstrahlung mit der Methode der zweiten Momente
2009, 176 Seiten, ISBN 978-3-8316-0896-6

Thomas Kübler
Modellierung und Simulation des Halbleiterscheibenlasers
2009, 152 Seiten, ISBN 978-3-8316-0918-5

Günter Ambrosy
Nutzung elektromagnetischer Volumenkräfte beim Laserstrahlschweißen
2009, 170 Seiten, ISBN 978-3-8316-0925-3

Agnes Ott
Oberflächenmodifikation von Aluminiumlegierungen mit Laserstrahlung: Prozessverständnis und Schichtcharakterisierung
2010, 226 Seiten, ISBN 978-3-8316-0959-8

Detlef Breitling
Gasphaseneinflüsse beim Abtragen und Bohren mit ultrakurz gepulster Laserstrahlung
2010, 200 Seiten, ISBN 978-3-8316-0960-4

Dmitrij Walter
Online-Qualitätssicherung beim Bohren mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung
2010, 156 Seiten, ISBN 978-3-8316-0968-0

Jan-Philipp Weberpals
Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserstrahlschweißen
2010, 154 Seiten, ISBN 978-3-8316-0995-6

Angelika Beyertt
Yb:KYW regenerativer Verstärker für ultrakurze Pulse
2010, 166 Seiten, ISBN 978-3-8316-4002-7

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

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

Sonja Kittel
Verzugsarmes Laserstrahlschweißen an axialsymmetrischen Bauteilen
2011, 162 Seiten, ISBN 978-3-8316-4088-1

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

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

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

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

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

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

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

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

Tilman Froschmeier-Hanss
Festigkeitsverhalten laserstrahlgeschweißter belastungsangepasster Stahlwerkstoffverbindungen
2014, 200 Seiten, ISBN 978-3-8316-4347-9

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Andreas Popp
Faserlaser und Faserlaserverstärker als Brillanzkonverter für Scheibenlaserstrahlen
2017, 242 Seiten, ISBN 978-3-8316-4643-2

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

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

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

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

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

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

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

Marcel Schäfer
Energetische Beeinflussung von Schmelzefluss und Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Vergütungsstahl
2018, 146 Seiten, ISBN 978-3-8316-4742-2

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von
Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf, Universität Stuttgart
Forschungsberichte des IFSW ab 2019 erschienen im utzverlag, München

Tom Dietrich
Gitterwellenleiterstrukturen zur Strahlformung in Hochleistungsscheibenlasern
2019, 154 Seiten, ISBN 978-3-8316-4785-9

Martin Rumpel
Applications of Grating Waveguide Structures in Solid-State Lasers
2019, 112 Seiten, ISBN 978-3-8316-4801-6

Michael Eckerle
Generation and amplification of ultrashort pulsed high-power cylindrical vector beams
2019, 112 Seiten, ISBN 978-3-8316-4804-7

Martin Stubenvoll
Messung und Kompensation thermisch induzierter Wellenfrontdeformationen in optischen Elementen
2019, 118 Seiten, ISBN 978-3-8316-4819-1

Christian Hagenlocher
Die Kornstruktur und der Heißrisswiderstand von Laserstrahlschweißnähten in Aluminiumlegierungen
2020, 150 Seiten, ISBN 978-3-8316-4864-1

Florian Fetzer
Analyse der Geometrie und Stabilität der Kapillare beim Laserstrahltiefschweißen mittels reduzierter Modelle.
2020, 180 Seiten, ISBN 978-3-8316-4874-0

Michael Jarwitz
Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften.
2020, 154 Seiten, ISBN 978-3-8316-4882-5