

Andreas Patschger

**Grundlegende Untersuchungen
zum Prozessverständnis des
Laserstrahl-Mikroschweißens
von metallischen Folien**

**Fertigungstechnik –
aus den Grundlagen für die Anwendung**
Schriften aus der Ilmenauer Fertigungstechnik

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

Band 3

**Grundlegende Untersuchungen
zum Prozessverständnis des
Laserstrahl-Mikroschweißens
von metallischen Folien**

Andreas Patschger



Universitätsverlag Ilmenau

2016

Impressum

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

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

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

Tag der Einreichung: 08. September 2015
1. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann
(Technische Universität Ilmenau)
2. Gutachter: Univ.-Prof. Dr. rer. nat. habil. Dr. h.c. Peter Schaaf
(Technische Universität Ilmenau)
3. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Jens Bliedner
(Ernst-Abbe-Hochschule Jena)
Tag der Verteidigung: 15. April 2016

Technische Universität Ilmenau/Universitätsbibliothek

Universitätsverlag Ilmenau

Postfach 10 05 65

98684 Ilmenau

www.tu-ilmenau.de/universitaetsverlag

Herstellung und Auslieferung

Verlagshaus Monsenstein und Vannerdat OHG

Am Hawerkamp 31

48155 Münster

www.mv-verlag.de

ISSN 2199-8159 (Druckausgabe)

ISBN 978-3-86360-136-2 (Druckausgabe)

URN urn:nbn:de:gbv:ilm1-2016000193

Ohne Wurzeln keine Flügel.

Kurzfassung

Für die prozesssichere Anwendung des Laserstrahl-Mikroschweißens im industriellen Umfeld ist die Kenntnis des Prozesses von immenser Bedeutung. Daher wird in vorliegender Arbeit der Laserstrahl-Mikroschweißprozess anhand von metallischen Folien systematisch charakterisiert.

Während des Laserstrahl-Mikroschweißens von metallischen Folien beeinträchtigen der thermisch induzierte Verzug und die daraus resultierende Spaltbildung den reproduzierbaren Schweißprozess. Der freie, unbehinderte Verzug steigt exponentiell mit sinkender Materialstärke an. Daher muss der Verzug durch Maßnahmen der Prozessführung und durch eine optimierte Spannvorrichtung minimiert werden. Dafür werden die Einflüsse auf den Verzug und die korrespondierenden Temperaturfelder untersucht und Regeln für die verzugsarme Bearbeitung abgeleitet. Diese betreffen die Gestaltung des Schweißregimes, die Wahl von Fokusdurchmesser und Péclet-Zahl für den Schweißprozess sowie das eingesetzte Strahlprofil. Zusätzlich erreicht ein neuartiges Spannkonzep für metallische Folien einen minimierten Verzug zwischen den Fügepartnern.

Aufgrund von prozessbedingten Schwankungen und äußeren Einflussfaktoren variiert die Schweißnahttiefe und kann zu ungenügender Anbindung der Fügepartner führen. Daher sind Durchschweißungen für das prozesssichere Mikroschweißen notwendig. Das Prozessfenster für Durchschweißungen in Abhängigkeit von der Leistung und von der Vorschubgeschwindigkeit hat daher eine große Bedeutung für die Prozessführung. Das Prozessfenster wird durch die Prozessgrenzen bestimmt, welche in Abhängigkeit vom Aspektverhältnis und von der bezogenen Leistung beschrieben werden können.

Ein weiterer prozesslimitierender Einfluss ergibt sich durch den Humping-Effekt, der den Anbindungsquerschnitt und die Festigkeit der Schweißverbindung beeinträchtigt. Basierend auf dem Modell der Rayleigh-Plateau-Instabilität kann durch das Verhältnis von Schmelzbadlänge zu Fokusdurchmesser der Eintritt des Humping-Effekts abgeschätzt werden.

Der Vergleich von verschiedenen hochlegierten Stählen zeigt, dass sich die gewonnenen Ergebnisse im Mikroschweißen auf die untersuchten Stähle übertragen lässt. Während der Bearbeitung der ergänzend

charakterisierten Titan- und Aluminiumwerkstoffe lassen sich die gleichen Prozessphänomene im Mikroschweißprozess beobachten, die aufgrund der differierenden thermomechanischen Eigenschaften bei anderen Werten der Prozessgrößen auftreten.

Abstract

If the use of laser beam micro welding is to be reliable in an industrial environment, knowledge of the process is crucial. Therefore, the following work systematically characterizes the process of laser beam micro welding of metallic foils.

In the laser beam micro welding of metallic foils, thermally induced distortion and the resulting formation of gaps compromise the reproducible welding process. Free, unhindered distortion exponentially increases with decreasing thickness of material. Distortion therefore needs to be minimized by means of process management measures and an optimized clamping device. To do so, factors which influence distortion and the corresponding temperature fields are examined and rules for processing with low distortion are derived. These affect the design of the welding regimen, the choice of the focal diameter and Péclet number for the welding process as well as the utilized beam profile. In addition, an innovative clamping concept for metallic foils achieves minimal distortion between join partners.

Due to process-related variations and external influences, the depth of the weld joint varies, which might lead to insufficient joining of the join partners. Therefore, root penetration is necessary for reliable micro welding. The process window for root penetration subject to power and feeding speed is therefore of great importance for process management. The process window is determined by the process limitations, which in turn can be characterized considering the aspect ratio and the correlated power.

Another process-limiting factor results from the humping effect which compromises the weld cross-section and the strength of the welded joint. Based on the Rayleigh-Plateau instability model, the occurrence of the humping effect can be estimated using the ratio of weld pool length and focal diameter.

The comparison of different highly alloyed steels shows that the results gained in micro welding can be transferred to the examined steels. During the processing of the additionally characterized titanium and aluminum materials, process phenomena in the micro welding process can be observed which also occur in other values of the process variables due to the differing thermomechanical properties.

Inhaltverzeichnis

Kurzfassung	7
Abstract	9
Abkürzungsverzeichnis	14
Symbolverzeichnis	15
Abbildungsverzeichnis	19
Tabellenverzeichnis	31
1 Einleitung und Motivation	33
2 Prozessrelevante Grundlagen und Stand der Technik	37
2.1 Definitionen und Begriffsklärung.....	37
2.2 Schweißtechniken für das Laserstrahl-Mikroschweißen	38
2.3 Laserstrahlquellen für das Mikroschweißen.....	41
2.4 Abhängigkeit von Arbeitsfeld, Aspektverhältnis und Fokus- durchmesser beim Laserstrahl-Mikroschweißen mit Strahl- ablenkeinheiten	42
2.5 Thermisch induzierter Verzug.....	49
2.6 Wärmeleitungsverluste und Wirkungsgrade im Schweiß- prozess.....	54
2.7 Prozessschwelle zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißen....	63
2.8 Schmelzbadgeometrie während des Laserstrahl-tiefschweißens ...	66

2.9	Strömungsdynamik im Schmelzbad.....	68
2.10	Prozessinstabilitäten während des Laserstrahlschweißens.....	76
3	Zielstellung	85
4	Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung	87
4.1	Thermophysikalische Charakterisierung des Probenwerkstoffs.....	87
4.2	Mechanische Charakterisierung der Schweißverbindung.....	90
4.3	Laserstrahlquellen und Strahlableitungen.....	94
4.4	Konzeption der Anlagentechnik zum Laserstrahl-Mikroschweißen	96
4.5	Experimentelles Vorgehen.....	98
5	Charakterisierung des Mikroschweißprozesses an metallischen Folien	103
5.1	Bestimmung der Prozessfensterbreite.....	103
5.2	Beschreibung der Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Schneidregime.....	105
5.3	Beschreibung der Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung.....	112
5.4	Schweißregimewechsel an der Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung.....	117
5.5	Charakterisierung der Schmelzbadbewegung im Mikroschweißprozess in Abhängigkeit vom Schweißregime	128
5.6	Prozessinstabilitäten bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten	132

6 Prozesswirkungsgrade und thermische Belastung in Abhängigkeit von der Prozessführung	149
6.1 Einfluss der Péclet-Zahl auf den Prozesswirkungsgrad und den thermischen Wirkungsgrad während des Wärmeleitungsschweißens	149
6.2 Einfluss des Aspektverhältnisses auf den Prozesswirkungsgrad und den Einkoppelgrad im Tiefschweißregime.....	152
6.3 Einfluss des Fokusedurchmessers auf den Streckenenergiebedarf und auf die thermische Belastung	154
6.4 Einfluss der Strahlqualität auf die thermische Belastung und den Prozesswirkungsgrad.....	157
6.5 Einfluss des Betriebsmodus auf die thermische Belastung	160
6.6 Simulation zur Ausbildung des Temperaturfeldes und des Verzugs.....	164
7 Übertragung der Ergebnisse der Blindnahtschweißungen auf den Überlappstoß	173
7.1 Einfluss des Fügspaltes auf die Schweißnaht	173
7.2 Spaltüberbrückbarkeit am Überlappstoß	176
7.3 Entwicklung eines neuen Spannkonzepthes	178
7.4 Vergleich der Spannvorrichtungen hinsichtlich der Fügspaltausbildung	182
7.5 Vergleich der Spannvorrichtungen hinsichtlich der Nahtquerschnittsfläche von Überlapp- und Blindnahtschweißungen	185
7.6 Minimierung der schweißbaren Materialstärken.....	186
8 Übertragung der Ergebnisse auf andere Werkstoffe	189

8.1	Auswahl der zusätzlich untersuchten Werkstoffe.....	189
8.2	Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung für die zusätzlich untersuchten Werkstoffe	190
8.3	Schweißregimewechsel an der Prozessgrenze zur Einschweißung für die zusätzlich untersuchten Werkstoffe	196
8.4	Prozessinstabilitäten während der Bearbeitung der zusätzlich untersuchten Werkstoffe	198
9	Zusammenfassung	203
	Literaturverzeichnis	206
	Anhang A: Anwendung der Ergebnisse auf die Fertigung von Vakuum-Isolations-Paneelen.....	220
	Anhang B: Werkstoffkenngrößen	229
	Anhang C: Charakterisierung der verwendeten Kombinationen aus Strahlableitungen und Laserstrahlensystemen	233
	Anhang D: Veröffentlichungsliste.....	237
	Danksagung	244

Abkürzungsverzeichnis

2D	zweidimensional
3D	dreidimensional
AISI	American Iron and Steel Institute
ASB	Angle-Selective-Backscatter Electron Detector
cw	continuous wave
CNC	Computer Numerical Control
DC-Stahl	kaltgewalztes Flacherzeugnis aus weichen Stählen zum Kaltumformen
EDX	Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy
IR	Infrarot
kfz	kubisch flächenzentriert
MM	Multi-Mode
MMFL	Multi-Mode-Faserlaser
MM/SMFL	Multi-Mode/Single-Mode-Faserlaser
pw	pulsed wave
REM	Rasterelektronenmikroskop
SHADOW	Stepless High Speed Accurate and Discrete One Pulse Welding
SM	Single-Mode
SMFL	Single-Mode-Faserlaser
SMSL	Single-Mode-Scheibenlaser
TS	Tiefschweißen
VIP	Vakuum-Isolations-Panel
WEZ	Wärmeeinflusszone
WLS	Wärmeleitungsschweißen

Symbolverzeichnis

α_n	prozessabhängige Koeffizienten
β	Neigungswinkel der Kapillarfront
η	dynamische Viskosität
η_A	Einkoppelgrad
η_P	Prozesswirkungsgrad
η_{th}	thermischer Wirkungsgrad
Θ	Divergenzwinkel
Θ_{max}	Akzeptanzwinkel
λ	Wellenlänge
λ_{th}	Wärmeleitfähigkeit
κ	Temperaturleitfähigkeit
π	Kreiszahl
ρ	Dichte
σ	Oberflächenspannung
σ_t	Oberflächenspannungskoeffizient
τ	Schubspannung
A	Absorptionsgrad
A_{NQ}	Nahtquerschnittsfläche
A_R	Aspektverhältnis
a	Ordinatenabschnitt
B	Brillanz
b_s	Schweißnahtbreite
b	Anstieg
b_{wz}	Breite des Temperaturfeldes bzw. der Wärmezone
c	spezifische Wärmekapazität

D	Strahldurchmesser auf Optik
D_s	Durchmesser des Flüssigkeitsstrahls
d_f	Fokusbereich
d_k	Kapillardurchmesser
d_{Kern}	Faserkerndurchmesser
d_s	Schmelzbaddurchmesser
E	Elastizitätsmodul
E_S	Streckenenergie
F_{Br}	Bruchkraft
f_{fok}	Fokussierbrennweite
f_{kol}	Kollimationsbrennweite
f_p	Pulsfolgefrequenz
H_p	Wärmebedarf während des Schweißprozesses
H_{IT}	Eindringhärte
HV	Vickers-Härte
h_s	Schmelzenthalpie
I	Intensität
L	charakteristische Länge
L_s	Zerfallslänge
l	Schmelzbadlänge
l_E	Einspannlänge
M^2	Beugungsmaßzahl
n	Anzahl
n_n	Brechungsindex
P	Laserleistung
\hat{P}	Spitzenleistung
\bar{P}	mittlere Leistung

P_{Dis}	Leistungsverluste durch Wärmeleitung
P_{S}	Prozessleistung
Pe	Péclet-Zahl
Pe_{f}	Péclet-Zahl bezogen auf den Fokussdurchmesser
Pe_{k}	Péclet-Zahl bezogen auf den Kapillardurchmesser
p_{k}	Kapillardruck
p_{σ}	Druck durch die Oberflächenspannung
p_{u}	Umgebungsdruck
R^2	Bestimmtheitsmaß
r_1	Erster Hauptkrümmungsradius der Kapillare
r_2	Zweiter Hauptkrümmungsradius der Kapillare
r_{s}	Querschnittsradius des Schmelzbades
R_{a}	mittlere Rauheit
R_{Fy}	Einspanngrad
s	Materialstärke
T	Temperatur
T_0	Umgebungstemperatur
T_{S}	Schmelztemperatur
T_{V}	Verdampfungstemperatur
TV	Tastverhältnis
t	Wechselwirkungszeit
t_{e}	Erstarrungszeit
t_{k}	Kapillartiefe
t_{s}	Schweißnahttiefe
$\ddot{U}G$	Überlappgrad
u	Strömungsgeschwindigkeit
u_{m}	maximale Strömungsgeschwindigkeit durch Marangoni-Konvektion

u_s	maximale Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare
u_v	maximale Strömungsgeschwindigkeit durch Metaldampf
V_E	energiespezifisches Volumen
v	Vorschubgeschwindigkeit
x	unabhängige Variable
y	abhängige Variable
Δz	Verzug vertikal zur Bauteiloberfläche

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Mögliche Anwendungen für das laserbasierte Mikronahtschweißen. a) Vakuum-Isolations-Paneele [VAQ15], b) Katalysator [EMI15].....	33
Abbildung 2:	Schematische Darstellung der Prozessphasen beim Schweißen nach Klages [KLA06].....	39
Abbildung 3:	Laserstrahlschweißtechniken im Mikrofügen. a) Punktschweißen, b) SHADOW®-Schweißtechnik, c) Punktnahtschweißen, d) Nahtschweißen, e) Wobble-Nahtschweißen [GIL08], [OLO08].....	40
Abbildung 4:	Typische Stoßarten beim Mikroschweißen nach [GIL05]. a) Eckstoß, b) Überlappstoß, c) Stumpfstoß, d) T-Stoß	40
Abbildung 5:	Typische Intensitätsverteilung. a) Single-Mode-Laserstrahlquellen, b) Multi-Mode-Laserstrahlquellen	41
Abbildung 6:	Schematische Darstellung der Abhängigkeit von Arbeitsfeld, Brennweite und Fokusbereich bei der Bearbeitung mit Strahlableit-einheiten	43
Abbildung 7:	Modellvorstellung der konkaven und konvexen Hauptkrümmungsradien beim Durchschweißen von Materialstärken in der Größenordnung des Fokusbereichs [AAL07]	45
Abbildung 8:	Untersuchungen zum Mikronahtschweißen von nichtrostenden Stählen an einem Fügepartner (Blindnahtschweißung).....	47
Abbildung 9:	Untersuchungen zum Mikronahtschweißen von nichtrostenden Stählen an zwei Fügepartnern (Überlappstoß)	48
Abbildung 10:	Simulation der Längseigenspannung beim Mikroschweißen während des Schweißprozesses (blau – Druckspannungen / rot – Zugspannungen) [PAT14]	50
Abbildung 11:	Simulierter vertikaler Verzug nach dem Schweißprozess am oberen Fügepartner [PAT14] ...	51

Abbildung 12:	Schematische Darstellung des Einflusses vom Einspanngrad auf Verzug und Zugeigenspannung nach [NIT06].....	52
Abbildung 13:	Thermischer Wirkungsgrad, Wärmeverlustleistung und Schmelzleistung in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl	55
Abbildung 14:	Einkoppelgrad in Abhängigkeit vom Aspektverhältnis für Titan bei einer Wellenlänge von $1,06 \mu\text{m}$ (Werkstoffkenndaten s. Anhang B).....	59
Abbildung 15:	Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen maximaler Vorschubgeschwindigkeit und bezogener Leistung	62
Abbildung 16:	Berechnung der minimalen und maximalen Schwellenbedingung beim Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen für eine gaußförmige und eine rechteckförmige Intensitätsverteilung nach den Gleichungen 29 und 30 mit den recherchierten Werten aus Tabelle 1	65
Abbildung 17:	Charakteristische Maße des Schmelzbads mit Kapillare. a) schematisch, b) am Mikroschweißprozess mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $v = 325 \text{ mm/s}$, $P = 200 \text{ W}$, $s = 2 \times 50 \mu\text{m}$	66
Abbildung 18:	Schematische Darstellung der Schmelzbadausbildung im Tiefschweißen. a) Einschweißung in einen halbumendlichen Körper, b) Durchschweißen einer Platte mit endlicher Dicke	67
Abbildung 19:	Marangoni-Konvektion in Abhängigkeit vom Oberflächenspannungsgradienten nach [HÜG14]. a) negativ, b) positiv.....	69
Abbildung 20:	Maximale Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare für die Bearbeitung von nichtrostendem Stahl (1.4301) mit Kapillardurchmessern von $20 \mu\text{m}$ und $200 \mu\text{m}$; Werkstoffkenngrößen s. Anhang B	73
Abbildung 21:	Maximale Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare für die Bearbeitung von verschiedenen Werkstoffen mit einem Kapillardurchmesser von $20 \mu\text{m}$; Werkstoffkenngrößen s. Anhang B	74

Abbildung 22: Maximale Strömungsgeschwindigkeit der Strömungskomponenten am Beispiel einer Schweißnahttiefe von 200 μm in nichtrostendem Stahl (1.4301) mit einem Kapillardurchmesser von 200 μm ; Werkstoffkenndaten siehe Anhang B	76
Abbildung 23: Ausbildung des Humping-Effekts beim Einschweißen [BER11].....	78
Abbildung 24: Bildmontage der zeitlichen Abfolge einer Monte-Carlo-Simulation der Plateau-Rayleigh-Instabilität eines Flüssigkeitsstrahls nach [ROE15].....	79
Abbildung 25: Schematische Darstellung der Spritzerbildung bei erhöhter Vorschubgeschwindigkeit	83
Abbildung 26: Rauheitskenngrößen in Abhängigkeit von den verwendeten Folienstärken.....	88
Abbildung 27: Temperaturleitfähigkeitsmessung mit Regressionsgleichung für CrNi-Stahlfolien im Lieferzustand.....	89
Abbildung 28: Typisches Bruchbild bei Belastung der Verbindungen im Scherzugversuch. a) 2 x 50 μm SMFL, b) 2 x 50 μm MMFL	91
Abbildung 29: Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit	91
Abbildung 30: Mikrohärteverlauf an einer Überlappverbindung von 2 x 50 μm Folien, geschweißt mit einem Fokusbildmesser von 164 μm	92
Abbildung 31: Mikrohärteverlauf für verschiedene Streckenergien.....	93
Abbildung 32: 3D-Konstruktion der Versuchsaufbauten. a) MMFL, b) SMFL	96
Abbildung 33: In Maschinenkonzepte umgesetzte Versuchsaufbauten. a) MMFL, b) SMFL	97
Abbildung 34: Eingesetzte Spannvorrichtung für die Blindnahtschweißungen. a) ohne Probenkörper, b) mit eingelegtem Probenkörper.....	98
Abbildung 35: Schematische Darstellung des Prozessfensters	99
Abbildung 36: Beispiel für das Schneidregime mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 300 \text{ W}$, $v = 550 \text{ mm/s}$	100

Abbildung 37:	Mikroschliffe von Schweißnähten an den Prozessgrenzen mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 100 \text{ W}$. a) Prozessgrenze zur Einschweißung mit $v = 200 \text{ mm/s}$, b) Prozessgrenze zum Schneidregime mit $v = 125 \text{ mm/s}$	101
Abbildung 38:	Prozessfensterbreite für eine Materialstärke von $50 \mu\text{m}$	103
Abbildung 39:	Prozessfensterbreite für eine Materialstärke von $100 \mu\text{m}$	104
Abbildung 40:	Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Schneidregime für eine Materialstärke von $50 \mu\text{m}$ in Abhängigkeit vom Fokusdurchmesser... ..	106
Abbildung 41:	Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Schneidregime für eine Materialstärke von $100 \mu\text{m}$ in Abhängigkeit vom Fokusdurchmesser.....	107
Abbildung 42:	Minimal tolerierbare Geschwindigkeit in Abhängigkeit von der bezogenen Leistung für alle ermittelten Werte an der Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Schneidregime für Aspektverhältnisse s/d_f größer und kleiner 1	108
Abbildung 43:	Schematische Darstellung der Hauptkrümmungsradien im Schmelzbad mit konstanter Schweißnahttiefe s . a) für $s/d_f > 1$, b) für $s/d_f < 1$	109
Abbildung 44:	Hochgeschwindigkeitsaufnahmen vom Mikroschweißprozess an der Grenze zum Schneidregime mit a) $d_f = 25 \mu\text{m}$, $s = 50 \mu\text{m}$, $P = 150 \text{ W}$, $v = 200 \text{ mm/s}$, b) $d_f = 65 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 250 \text{ W}$, $v = 166 \text{ mm/s}$, c) $d_f = 78 \mu\text{m}$, $s = 50 \mu\text{m}$, $P = 150 \text{ W}$, $v = 700 \text{ mm/s}$, d) $d_f = 144 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 500 \text{ W}$, $v = 1075 \text{ mm/s}$	110
Abbildung 45:	Durchschweißung mit nach unten geschlossener Kapillare bei $s/d_f < 1$. a) Hochgeschwindigkeitsaufnahme mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 200 \text{ W}$, $v = 375 \text{ mm/s}$, b) Schematische Darstellung der Hauptkrümmungsradien im Schmelzbad	111

Abbildung 46: Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung für eine Materialstärke von 50 μm in Abhängigkeit vom Fokusbereich...	113
Abbildung 47: Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung für eine Materialstärke von 100 μm in Abhängigkeit vom Fokusbereich.....	113
Abbildung 48: Prozessabbruch durch Schmelzaustrieb und Spritzerbildung mit $d_f = 25 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 500 \text{ W}$, $v = 5400 \text{ mm/s}$	114
Abbildung 49: Maximal erzielbare Geschwindigkeit in Abhängigkeit von der bezogenen Leistung für alle ermittelten Werte an der Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung.....	115
Abbildung 50: Einzelframes von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen am Beispiel des Fokusbereichs von 85 μm und 100 μm Materialstärke. a) Wärmeleitungsschweißen mit $P = 25 \text{ W}$ und $v = 18 \text{ mm/s}$, b) und c) transienter Bereich mit $P = 106 \text{ W}$ und $v = 160 \text{ mm/s}$, d) Tiefschweißen mit $P = 131 \text{ W}$ und $v = 450 \text{ mm/s}$	118
Abbildung 51: Ansicht der Nahtwurzeln von Blindnähten am Beispiel der Bearbeitung mit $d_f = 65 \mu\text{m}$ und $s = 100 \mu\text{m}$. a) Wärmeleitungsschweißen mit $P = 36 \text{ W}$, b) Beginn des transienten Bereiches mit $P = 47 \text{ W}$, c) Ende des transienten Bereiches mit $P = 90 \text{ W}$, d) Tiefschweißen mit $P = 101 \text{ W}$	119
Abbildung 52: Wechsel von Wärmeleitungs- und Tiefschweißen (WLS und TS) an korrespondierenden Nahtoberseiten und Nahtwurzeln. a) Nahtoberseite, b) Nahtwurzel mit $d_f = 78 \mu\text{m}$, $s = 50 \mu\text{m}$, $P = 112 \text{ W}$, $v = 700 \text{ mm/s}$	120
Abbildung 53: Wechsel von Wärmeleitungs- und Tiefschweißen (WLS und TS) an korrespondierenden Nahtoberseiten und Nahtwurzeln. a) Nahtoberseite, b) Nahtwurzel mit $d_f = 65 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 90 \text{ W}$, $v = 185 \text{ mm/s}$	120
Abbildung 54: Mikroschliffe. a) Wärmeleitungsschweißprobe, b) Tiefschweißprobe, c) Flachschliff.....	121

Abbildung 55: Klassifizierung der Schweißregime für unterschiedliche Materialstärken und Fokusburchmesser.....	122
Abbildung 56: Schwellintensitäten beim Einsetzen des kontinuierlichen Tiefschweißregimes.....	123
Abbildung 57: Boxplot für den Strahlparameterquotient an der Schwelle zum Tiefschweißen.....	124
Abbildung 58: Experimentell ermittelte Ergebnisse (SMFL) und analytisch berechnete Tiefschweißschwelle für ein gaußförmiges Strahlprofil.....	126
Abbildung 59: Experimentell ermittelte Ergebnisse (MMFL) und analytisch berechnete Tiefschweißschwelle für ein Top-Hat-Strahlprofil.....	126
Abbildung 60: ASB-Aufnahme von Längsschliffen. a) Tiefschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 450 \text{ W}$, $v = 1000 \text{ mm/s}$, b) Wärmeleitungsschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 100 \text{ W}$, $v = 100 \text{ mm/s}$	129
Abbildung 61: Einzelframes aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen. a) Tiefschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 450 \text{ W}$, $v = 925 \text{ mm/s}$, b) Wärmeleitungsschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 100 \text{ W}$, $v = 100 \text{ mm/s}$	130
Abbildung 62: EDX-Aufnahmen von Querschliffen (rot – Aluminium / gelb – Nickel). a) Tiefschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 450 \text{ W}$, $v = 950 \text{ mm/s}$, b) Wärmeleitungsschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 100 \text{ W}$, $v = 150 \text{ mm/s}$	130
Abbildung 63: Einzelframes aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen und Querschliffe von charakteristischen Schmelzbadausbildungen am Beispiel der Bearbeitung mit $d_f = 78 \mu\text{m}$ und $s = 100 \mu\text{m}$. a) kapillarbestimmt mit $P = 131 \text{ W}$, $v = 450 \text{ mm/s}$, b) kapillarbestimmt mit $P = 243 \text{ W}$, $v = 925 \text{ mm/s}$, c) Pre-Humping mit $P = 300 \text{ W}$, $v = 1250 \text{ mm/s}$, d) Humping-Regime mit $P = 350 \text{ W}$, $v = 1525 \text{ mm/s}$, e) Humping-Regime mit $P = 500 \text{ W}$, $v = 2175 \text{ mm/s}$	133

Abbildung 64:	3D-Aufnahmen der Schweißnähte. a) Wellenstruktur im Pre-Humping, b) einzelner Humping-Tropfen mit seitlichen Randkerben.....	135
Abbildung 65:	Klassifizierung des Schmelzregimes nach kapillarbestimmten und fluiddynamischen Einflüssen in Abhängigkeit von Leistung und Materialstärke am Beispiel eines Fokusbereichs von 25 μm	136
Abbildung 66:	Klassifizierung des Schmelzregimes nach kapillarbestimmten und fluiddynamischen Einflüssen in Abhängigkeit von Leistung und Fokusbereich am Beispiel einer Materialstärke von 100 μm	137
Abbildung 67:	Darstellung der Schmelzbäder als Einzelframes aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen und der zugehörigen Mikroschliffe mit $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 400 \text{ W}$, $v = 1200 \text{ mm/s}$ für Fokusbereich a) 25 μm , b) 31 μm c) 65 μm , d) 78 μm	138
Abbildung 68:	Darstellung der Schmelzbäder als Einzelframes aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen und der zugehörigen Mikroschliffe an einer Materialstärke von 50 μm . a) $d_f = 144 \mu\text{m}$, $P = 500 \text{ W}$, $v = 2450 \text{ mm/s}$, b) $d_f = 164 \mu\text{m}$, $P = 400 \text{ W}$, $v = 1950 \text{ mm/s}$	139
Abbildung 69:	Boxplots von gemessenen Erstarrungszeiten über Geschwindigkeitsbereiche von 800 mm/s bis 1800 mm/s für unterschiedliche Leistungsstufen, Fokusbereich und Materialstärken....	140
Abbildung 70:	Nahtausbildung mit $d_f = 65 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $v = 1300 \text{ mm/s}$. a) Durchschweißung mit $P = 400 \text{ W}$, b) Einschweißung mit $P = 250 \text{ W}$	141
Abbildung 71:	Verhältnis von Schmelzbadlänge zu Fokusbereich in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit für die Ergebnisse aus Abbildung 65 und Abbildung 66.....	142
Abbildung 72:	Neigungswinkel der Kapillarfront in Abhängigkeit von der bezogenen Leistung für Tieferschweißungen ohne Schmelzaustrieb.....	144

Abbildung 73: Übergang vom Humping-Effekt zum Schmelzaustrieb mit $d_f = 25 \mu\text{m}$, $s = 50 \mu\text{m}$, $P = 500 \text{ W}$. a) $v = 5000 \text{ mm/s}$, b) $v = 5500 \text{ mm/s}$, c) $v = 6000 \text{ mm/s}$	145
Abbildung 74: Schematische Darstellung des Prozessabbruchs durch Schmelzaustrieb und Spritzerbildung	146
Abbildung 75: Energiespezifisches Volumen in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl für unterschiedliche Lasersysteme (SMFL, MMFL und SMSL).....	150
Abbildung 76: Energiespezifisches Volumen in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl für unterschiedliche Lasersysteme (SMFL, MMFL und SMSL) in doppelt-logarithmischer Darstellung.....	151
Abbildung 77: Energiespezifisches Volumen und berechneter Einkoppelgrad in Abhängigkeit vom Aspektverhältnis s/d_f für das Tiefschweißen mit zwei verschiedenen Lasersystemen (SMFL und MMFL).....	153
Abbildung 78: Streckenenergie in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit und vom Fokusbildmesser für eine Materialstärke von $50 \mu\text{m}$	155
Abbildung 79: Streckenenergie in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit und vom Fokusbildmesser für eine Materialstärke von $100 \mu\text{m}$	156
Abbildung 80: Streckenenergie in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit für unterschiedliche Strahlprofile bei einer Materialstärke von $100 \mu\text{m}$ (MM – Multi-Mode-Strahlqualität / SM – Single-Mode-Strahlqualität).....	158
Abbildung 81: Boxplots der energiespezifischen Volumina für unterschiedliche Strahlprofile bei einer Materialstärke von $100 \mu\text{m}$ (MM – Multi-Mode-Strahlqualität / SM – Single-Mode-Strahlqualität).....	159
Abbildung 82: Streckenenergie (mittlerer Leistung) in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit für kontinuierlich (cw) und gepulst (pw) geschweißte Verbindungen mit Überlappgraden ($\dot{U}G$) von 0,7 bis 0,9 und einer Schweißnahttiefe von $100 \mu\text{m}$	162

Abbildung 83: Energiespezifisches Volumen über dem Strahlparameterquotienten für kontinuierlich (cw) und gepulst (pw) geschweißte Verbindungen (Berechnung des Strahlparameterquotienten im pw-Betrieb mit der Spitzenleistung)	162
Abbildung 84: Zeitfolge zur Kapillarentstehung und -kollaps während eines Pulses mit einer Dauer von 0,25 ms ($P = 195 \text{ W}$, $v = 130 \text{ mm/s}$, $\dot{U}G = 0,8$, $TV = 50 \%$)	163
Abbildung 85: Simuliertes Temperaturfeld ($T > 50^\circ\text{C}$) mit $d_f = 25 \mu\text{m}$ und $s = 2 \times 50 \mu\text{m}$. a) Tiefschweißprozess mit $P = 300 \text{ W}$ und $v = 1300 \text{ mm/s}$ ($Pe = 19,3$), b) Wärmeleitungsschweißprozess mit $P = 17 \text{ W}$ und $v = 7,5 \text{ mm/s}$ ($Pe = 0,32$) [PAT13]	166
Abbildung 86: Simulierter Verzug (fünffach überhöht dargestellt) senkrecht zur Bauteiloberfläche mit $d_f = 25 \mu\text{m}$ und $s = 2 \times 50 \mu\text{m}$. a) Tiefschweißprozess mit $P = 300 \text{ W}$ und $v = 1300 \text{ mm/s}$ ($Pe = 19,3$), b) Wärmeleitungsschweißprozess mit $P = 17 \text{ W}$ und $v = 7,5 \text{ mm/s}$ ($Pe = 0,32$) [LOO14]	167
Abbildung 87: Simulierte Temperaturfeldbreite ($T > 50^\circ\text{C}$) mit $d_f = 25 \mu\text{m}$ in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl für verschiedene Materialstärken	168
Abbildung 88: Simulierter Temperaturverlauf beim Fokusedurchgang mit $d_f = 25 \mu\text{m}$ quer zur Naht für verschiedene Péclet-Zahlen bezogen auf die mittlere Nahtbreite und einer Materialstärke von $50 \mu\text{m}$	169
Abbildung 89: Simulierter Temperaturverlauf beim Fokusedurchgang mit $d_f = 25 \mu\text{m}$ quer zur Naht für verschiedene Péclet-Zahlen bezogen auf die mittlere Nahtbreite und einer Materialstärke von $100 \mu\text{m}$	169
Abbildung 90: Simulierte maximale Verzugsamplitude und Anzahl der Beulwellen in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl für verschiedene Materialstärken	170

Abbildung 91:	Beeinträchtigung der Schweißnaht durch den Fügespalt. a) Schweißnahtausbildung bei technischem Nullspalt, b) Nahteinfall bei überbrückbarem Fügespalt, c) Lochbildung in der Schweißnaht durch nicht überbrückbaren Fügespalt	173
Abbildung 92:	Exemplarische Darstellung einer Schweißung im Überlappstoß mit Schnitt in der oberen Folie ($d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 2 \times 50 \mu\text{m}$, $P = 400 \text{ W}$, $v = 850 \text{ mm/s}$).....	174
Abbildung 93:	Segmentierte Schweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 300 \text{ W}$, $v = 550 \text{ mm/s}$	174
Abbildung 94:	Zusammenhang zwischen Nahtquerschnittsfläche und Spalthöhe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 300 \text{ W}$, $v = 550 \text{ mm/s}$	175
Abbildung 95:	Übergang zur unvollständigen Anbindung durch Spaltbildung. a) Nahtverbreiterung an der Nahtoberseite, b) Unterbrochene Nahtwurzel an der Nahtunterseite	176
Abbildung 96:	Spaltüberbrückbarkeit mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 2 \times 100 \mu\text{m}$, $P = 250 \text{ W}$, $v = 200 \text{ mm/s}$ bei steigender Fügespalthöhe. a) $19 \mu\text{m}$, b) $34 \mu\text{m}$, c) $53 \mu\text{m}$, d) $69 \mu\text{m}$	177
Abbildung 97:	Relative Spaltüberbrückbarkeit im Verhältnis zur Materialstärke mit einem Fokusdurchmesser von $164 \mu\text{m}$	177
Abbildung 98:	Schädigung der transparenten Niederhalter durch Wärmeeinwirkung. a) Borosilikatglas, b) Glaskeramik, c) Quarzglas.....	179
Abbildung 99:	Spannkonzep mit Wirkungsweise eines vorgespannten Tragwerks.....	180
Abbildung 100:	Schweißnaht mit einer Länge von 30 mm an je $2 \times 50 \mu\text{m}$ Folien. a) Referenz-Spannvorrichtung, b) neues Spannkonzep.....	181
Abbildung 101:	Versuchsvorrichtung zur Erprobung des neuen Spannkonzepes. a) Gesamtansicht, b) Detailansicht	181

Abbildung 102: Spaltbildung entlang der Schweißnaht. a) Referenz-Spannvorrichtung, b) Versuchsvorrichtung (neues Spannkonzep) beginnend 2 mm nach Nahtanfang mit einer Abstandsfolge von 10 mm...	183
Abbildung 103: Gegenüberstellung der gemessenen Spalthöhen für verschiedene Vorrichtungen	183
Abbildung 104: Klasseneinteilung der auf die Einzelfügepartnerstärke normierten Fügespalthöhe bezogen auf den Gesamtversuchsumfang	184
Abbildung 105: Prozentuale Abweichung der Schweißnahtflächen im Überlappstoß (2 x 25 μm und 2 x 50 μm) von Blindnahtschweißungen (50 μm und 100 μm) auf der Referenzvorrichtung und der Versuchsvorrichtung für das neue Spannkonzep	185
Abbildung 106: Mikroschliffe. a) 2 x 10 μm , b) 2 x 5 μm	187
Abbildung 107: Querschliff einer mittels Focused Ion Beam präparierten Mikronahtschweißung mit $d_f = 25 \mu\text{m}$, $s = 2 \times 10 \mu\text{m}$, $P = 25 \text{ W}$, $v = 900 \text{ mm/s}$	187
Abbildung 108: Querschliff einer mittels Focused Ion Beam präparierten Mikronahtschweißung mit $d_f = 25 \mu\text{m}$, $s = 2 \times 5 \mu\text{m}$, $P = 25 \text{ W}$, $v = 2500 \text{ mm/s}$	188
Abbildung 109: Prozessgrenze zur Einschweißung für weitere Stahlwerkstoffe.....	190
Abbildung 110: Anstieg b der Regressionsgeraden und zugehörige 95 % Konfidenzintervalle für verschiedene Stahlwerkstoffe.....	192
Abbildung 111: Prozessgrenze zur Einschweißung für Leichtmetalle	193
Abbildung 112: Anstieg b der Regressionsgeraden und zugehörige 95 %-Konfidenzintervalle für nichtrostenden Stahl, Titan und Aluminium	195
Abbildung 113: Klassifizierung Schweißregime für unterschiedliche Werkstoffe und Fokusdurchmesser (Materialstärke 100 μm).....	197

Abbildung 114: Klassifizierung des Schmelzregimes nach kapillarbestimmten und fluiddynamischen Einflüssen in Abhängigkeit von Leistung und Werkstoff am Beispiel einer Materialstärke von 100 μm und eines Fokusbereichs von 25 μm	198
Abbildung 115: Klassifizierung des Schmelzregimes nach kapillarbestimmten und fluiddynamischen Einflüssen in Abhängigkeit von Materialstärke und Werkstoff am Beispiel eines Fokusbereichs von 25 μm	199
Abbildung 116: Klassifizierung des Schmelzregimes nach kapillarbestimmten und fluiddynamischen Einflüssen in Abhängigkeit von Werkstoff und Fokusbereich am Beispiel einer Materialstärke von 100 μm	200
Abbildung 117: Schematisiertes Prozessfenster.....	203
Abbildung 118: Prozessbereich für das Laserstrahlschweißen eines VIPs mit $d_f = 65 \mu\text{m}$, $s = 2 \times 50 \mu\text{m}$	222
Abbildung 119: Nahtober- und Unterseiten der Varianten zur Ausführung von Ecken. a) mittels Radien, b) Überlagerung der Anfangs- und Endpunkte der Nähte, c) Nahtkreuzungen.....	223
Abbildung 120: Nahtkreuzung. a) Draufsicht, b) Querschleif.....	224
Abbildung 121: Querschleife von Schweißnähten. a) in der Arbeitsfeldmitte mit $P = 250 \text{ W}$, $v = 850 \text{ mm/s}$, b) in der Arbeitsfeldmitte mit $P = 300 \text{ W}$, $v = 1100 \text{ mm/s}$, c) am Arbeitsfeldrand mit $P = 250 \text{ W}$, $v = 850 \text{ mm/s}$, d) am Arbeitsfeldrand mit $P = 300 \text{ W}$, $v = 1100 \text{ mm/s}$	225
Abbildung 122: Vorrichtung zur Fertigung von VIPs	226
Abbildung 123: VIP-Prototypen. a) ohne Fasergewirke mit Entgasungsöffnung, b) evakuiertes und umseitig geschlossenes VIP.....	227
Abbildung 124: Tiefgezogene bzw. geprägte Folie.....	227

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Recherchierte Maximal- und Minimalwerte der Werkstoffkenngrößen von 1.4301 für die Berechnung der Schwellenbedingung beim Übergang von Wärmeleitungs- zu Tiefschweißen	64
Tabelle 2: Ermittelte Bruchkräfte des Grundwerkstoffes im einachsigen Spannungszustand	90
Tabelle 3: Ergebnisse der Regressionsanalyse für die Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung	116
Tabelle 4: Median und Konfidenzintervall der energiespezifischen Volumina für die Bearbeitung mit unterschiedlichen Strahlqualitäten (MM – Multi-Mode-Strahlqualität / SM – Single-Mode-Strahlqualität)	159
Tabelle 5: Übertragene Kraft in Abhängigkeit von der Materialstärke	182
Tabelle 6: Ergebnisse der Regressionsanalysen für Stähle	191
Tabelle 7: p-Werte für Test auf Gleichheit (Nullhypothese)	193
Tabelle 8: Ergebnisse der Regressionsanalysen für Leichtmetalle	194
Tabelle 9: Werkstoff 1.4301	229
Tabelle 10: Werkstoff 1.4828	230
Tabelle 11: Werkstoff 1.4767	230
Tabelle 12: Werkstoff 1.4016	231
Tabelle 13: Werkstoff 3.7025	231
Tabelle 14: Werkstoff 3.0255	232
Tabelle 15: Strahleigenschaften der verwendeten Kombinationen aus Strahlableinheiten und Laserstrahlsystemen	233
Tabelle 16: Strahlprofile der verwendeten Kombinationen aus Strahlableinheiten und Laserstrahlsystemen	235

1 Einleitung und Motivation

Mit seiner berühmt gewordenen Rede am California Institute of Technology „There is plenty room at the bottom“ weist der amerikanische Physiker und Nobelpreisträger Richard P. Feynman 1959 erstmals auf die Möglichkeit von miniaturisierten Maschinen hin [FEY92]. Seitdem hat die Miniaturisierung auf allen Gebieten der Forschung eine wachsende Aufmerksamkeit erlangt und führte zu einer gewaltigen Entwicklung mit vielen neuen Technologien und Anwendungen. Sie dient in erster Linie der Erhöhung der Leistungsfähigkeit bei gleichzeitiger Verringerung von Größe, Masse und Energiebedarf. [VOE06] Für die konsequente Weiterführung der Miniaturisierung nimmt die Mikromontage einen besonderen Stellenwert ein. Ohne Anpassung an die mit sinkender Bauteilgröße wachsenden Anforderungen ist diese Aufgabenstellung nicht zu bewältigen. Dabei liegt der Fokus auf den Fügeverfahren als Teilgebiet der Mikromontage, weil sie zum Aufbau einer miniaturisierten Baugruppe unerlässlich sind.

Die Miniaturisierung muss nicht alle Dimensionen des Bauteils oder der Baugruppe betreffen. Häufig wird auch nur die Minimierung einer Dimension, z. B. der Wandungsstärke, gefordert. Dies ist der Fall, wenn die Oberfläche im Vergleich zu Volumen, Querschnitt oder Gewicht maximiert werden soll. Anwendungen hierfür finden sich bei Wärmetauschern, Katalysatoren, Drucksensoren und Vakuum-Isolations-Paneele (VIP), die mit Stahlfolien aufgebaut werden (s. Abbildung 1) [BEI15].

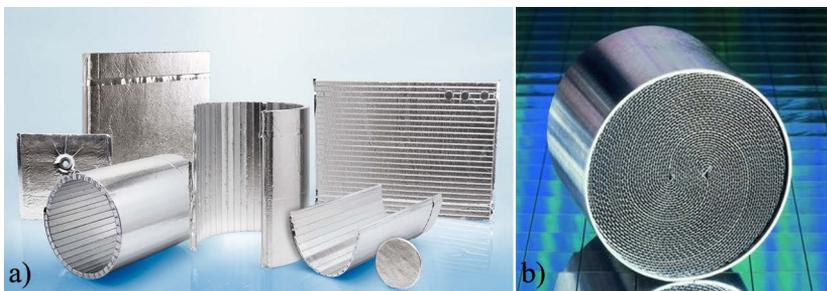


Abbildung 1: Mögliche Anwendungen für das laserbasierte Mikronahtschweißen.

a) Vakuum-Isolations-Paneele [VAQ15], b) Katalysator [EMI15]

Während für die Fertigung von Katalysatoren zeitaufwändige Ofenlötverfahren anstatt schneller laserbasierter Prozesse eingesetzt werden, scheiterten in der Vergangenheit zahlreiche Versuche, die Verbundwerkstoffhülle der VIPs mit einer Hülle aus nichtrostendem Stahl dünner als $100\ \mu\text{m}$ zu substituieren [BAE10]. Die Ursache hierfür ist in der mangelnden Reproduzierbarkeit der Schweißverbindungen zu suchen.

Mit reduzierter Materialstärke steigt die Verzugsneigung bei skaliertem Streckenenergie [THO10] und der wachsende Verzug verursacht eine Spaltbildung zwischen den Fügepartnern. Mit abnehmender Materialstärke sinkt gleichzeitig die Spaltüberbrückbarkeit, sodass sich die Gefahr einer fehlerhaften Schweißverbindung erhöht. Neben der Materialstärke beeinflusst das Temperaturfeld der Schweißnaht maßgeblich den Verzug. Umso mehr sich das Temperaturfeld ausdehnt, desto stärker ist der resultierende, unbehinderte Verzug des Bauteils [VOL07]. Mit steigender Temperatur sinkt der Elastizitätsmodul von nichtrostenden Stählen [DAV94] und die Biegesteifigkeit des Bauteils nimmt ab.

In Konsequenz der mangelnden Reproduzierbarkeit von Schweißverbindungen an Stahlfolien mit einer Stärke kleiner $100\ \mu\text{m}$ werden entweder Materialien eingesetzt, die sich problemloser fügen lassen, aber im Hinblick auf die mechanischen Eigenschaften unterlegen sind. Alternativ finden Fügeverfahren Anwendung, welche einfacher zu kontrollieren aber kostenintensiver sind.

Um diesem Ausweichdruck in der modernen Fertigung zu begegnen, soll die Prozessführung für das Laserstrahl-Mikroschweißen von Stahlfolien mit einer Materialstärke kleiner $100\ \mu\text{m}$ im Hinblick auf die thermische Belastung mit einer minimierten Wärmezone optimiert werden. Dadurch wird der Verzug reduziert und das Laserstrahl-Mikroschweißen für das konsequente Fortführen der Miniaturisierung attraktiv.

In einer Dimension miniaturisierte Bauteile wie Stahlfolien mit einer Materialstärke kleiner $100\ \mu\text{m}$ zeichnen sich durch eine im Vergleich dazu große Oberfläche aus. Dieses Verhältnis erfordert für das thermische Fügen einen örtlich schnell veränderlichen Energieeintrag. Dafür bietet sich ein Remote-Laserstrahlschweiß-Verfahren an. Zum einen kann mit dem Einsatz von modernen Festkörperlasern, wie Faser- oder Scheibenlaser, eine hohe Energiedichte erreicht und damit die thermische Belastung begrenzt werden. Zum anderen muss mit

steigender Leistungsdichte die Einwirkdauer sinken, um eine Beschädigung des Bauteils zu vermeiden. Schnelle Strahlableinheiten, die als 2D- oder 3D-fähige Scannersysteme verfügbar sind, können erforderliche Vorschubgeschwindigkeiten gewährleisten, um das Laserstrahl-Mikroschweißen effizient und flexibel zu gestalten.

2 Prozessrelevante Grundlagen und Stand der Technik

2.1 Definitionen und Begriffsklärung

Das Mikroschweißen wird in der Literatur als Begriff weit gefasst und in unterschiedlichen Zusammenhängen diskutiert. Daher ist an dieser Stelle eine Begriffsklärung notwendig. Zhou [ZHO08] schlägt als Einteilungskriterium die Dimensionierung der Fügepartner vor. Für das Mikroschweißen müssen beide Fügepartner in mindestens einer Dimension kleiner $100\ \mu\text{m}$ sein. Zwischen $100\ \mu\text{m}$ und $1\ \text{mm}$ erfolgt die Einteilung in Meso- bzw. Millischweißen und darüber in Makroschweißen. Die Grundlage für diese Einteilung bildet die abnehmende Biegesteifigkeit der Fügepartner und die daraus resultierende Verformung und Spaltbildung während des Schweißprozesses [MIY08]. Vollertsen [VOL07] stimmt mit dieser Definition für das Mikroschweißen überein und erweitert sie auf die Schweißnahtgeometrie. Demnach ist die Schweißnahttiefe mit $< 200\ \mu\text{m}$ (zwei Fügepartner mit jeweils einer Materialstärke kleiner $100\ \mu\text{m}$ im Überlappstoß) definiert, während die Nahtbreite nicht das 2,5-fache der Materialstärke beider Fügepartner im Überlappstoß überschreiten darf. Damit sind flächige Verbindungen von kleinen Materialstärken ausgeschlossen, die z. B. durch Diffusions- oder Widerstandsschweißen erzeugt werden, welche aber nicht als Mikroschweißverfahren angesehen werden [VOL07]. Zusätzlich finden sich in Veröffentlichungen Hinweise zu Prozessuntersuchungen für das Mikroschweißen, die diese Definition stützen. Sind Stahlfolien in einer Stärke $\geq 100\ \mu\text{m}$ im Überlappstoß mit Laserstrahlquellen niedriger Brillanz noch gut zu fügen [VEN10], erfordert eine Reduktion auf $50\ \mu\text{m}$ besondere Vorrichtungskonzepte [BRO03] oder eine entsprechende Nahtvorbereitung [ABE05], um der abnehmenden Steifigkeit sowie der Neigung zur thermisch induzierten Verformung der Folien und dem damit einhergehenden Fügspalt zu begegnen [MIY08]. Im weiteren Verlauf der Arbeit wird der Begriff Mikroschweißen auf die zuvor beschriebenen Kriterien angewandt.

Nach DIN EN 10079 erfolgt die Einteilung der gewalzten Flacherzeugnisse nach Materialstärken. Demnach sind Materialstär-

ken ≥ 3 mm dem Grobblech und Materialstärken < 3 mm dem Feinblech zuzuordnen. Zusätzlich erfolgt die Bezeichnung von kaltgewalzten Flacherzeugnissen mit einer Breite kleiner 600 mm, die nach dem Walzvorgang unmittelbar zu einer Rolle aufgewickelt werden, als Kaltband. Da Materialien in Stärken $< 100 \mu\text{m}$ in der Literatur und im üblichen Sprachgebrauch häufig als Folien benannt sind, wird diese Bezeichnung zur Vereinfachung auch in vorliegender Arbeit verwendet.

2.2 Schweißtechniken für das Laserstrahl-Mikroschweißen

In der laserbasierten Mikrofügetechnik wird hauptsächlich zwischen Punkt- und Nahtschweißen unterschieden [SCH10a]. Das Punktschweißen zeichnet sich durch Pulsdauern von typischerweise zwei bis zehn Millisekunden aus, während derer ein Schmelzvolumen kleiner 1 mm^3 erzeugt wird [KLA06].

Nahtschweißungen werden eingesetzt, wenn größere Anbindungsquerschnitte als beim Punktschweißen erzielt werden sollen oder wenn eine durchgehende Verbindung entlang einer vorgegebenen Strecke erforderlich ist (z. B. Siegelnähte) [GED11]. Aufgrund der meist linienförmig ausgebildeten Schweißnähte ergeben sich höhere Nahtfestigkeiten und eine verbesserte Struktursteifigkeit gegenüber Punktschweißungen [OEF13].

Die Schweißnaht beim Punktschweißen setzt sich aus mehreren Schweißpunkten zusammen, die eine Überlappung von 60 % bis 90 % aufweisen müssen, um heliumdicht zu sein [REA01]. Brockmann [BRO03] fordert hier eine Überlappung von mindestens 80 %, während nach Teusch [TEU95] eine gepulst geschweißte Naht bei einer Pulsüberlappung zwischen 70 % und 90 % gasdicht wird.

Beim Punktschweißen werden verschiedene Prozessphasen zeitlich nacheinander durchlaufen (s. Abbildung 2).

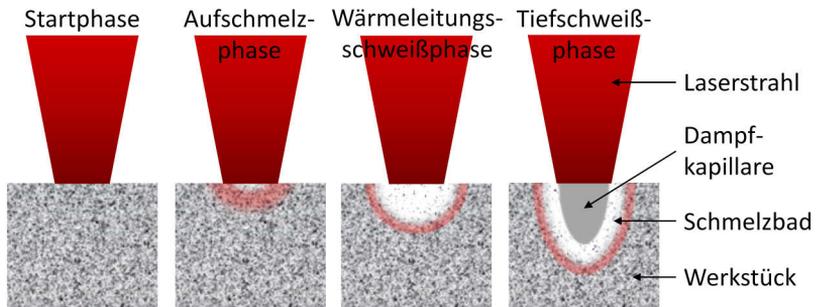


Abbildung 2: Schematische Darstellung der Prozessphasen beim Schweißen nach Klages [KLA06]

Das Nahtschweißen unterliegt im kontinuierlichen Laserbetrieb geringerer thermischer Belastung, da im Gegensatz zum Punktnahtschweißen weniger Energie im Bauteil deponiert wird [GIL06]. Das begründet sich dadurch, dass alle Prozessphasen für jeden einzelnen Schweißpunkt vom Aufschmelzen über die Tiefschweißphase bis zur Erstarrung durchlaufen werden müssen, während dies beim Nahtschweißen im kontinuierlichen Laserbetrieb nur einmalig zu Beginn der Schweißnaht geschieht. Dadurch entstehen geringere Wärmeverluste während des Schweißprozesses und dem eigentlichen Aufschmelzvorgang steht mehr Energie zur Verfügung.

Das SHADOW[®]-Verfahren stellt eine Sonderform des Nahtschweißens dar. Hier wird ein gepulster Nd:YAG-Laser mit Pulsdauern bis zu 50 ms verwendet, wobei der Laserstrahl innerhalb der Pulsdauer bewegt wird [OLO02]. Damit können Nahtlängen von einigen wenigen Millimetern erreicht werden [GIL05].

Eine weitere Variation des Nahtschweißens ist das Wobble-Verfahren, bei dem der Vorschubbewegung eine kreisförmige oder pendelnde Oszillation des Laserstrahls überlagert wird. Dieses Prinzip ist aus dem Elektronenstrahlschweißen bekannt und führt dort zu einer Prozessstabilisierung [WOE05]. Schmitt [SCH12a] schlägt diese Verfahrensvariante zum Laserstrahlschweißen von dünnen metallischen Folien < 100 µm vor, um die Anbindungsbreite und damit die Festigkeit der Verbindung zu erhöhen. Dabei wird eine Erhöhung der Bruchkraft im Überlappstoß um bis zu 150 % im Vergleich zum konventionellen Nahtschweißen an Kupferblechen erzielt [SCH12a].

Abbildung 3 stellt zusammenfassend die verschiedenen Schweißtechniken dar.

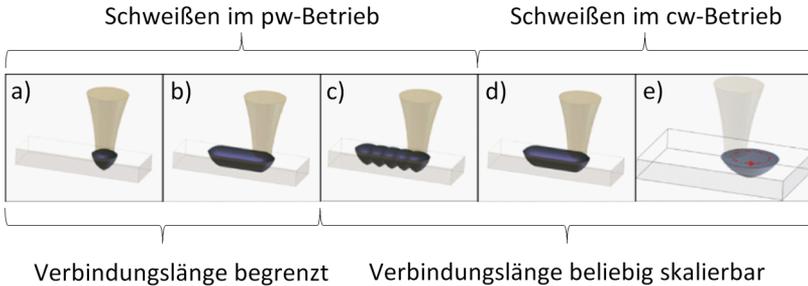


Abbildung 3: Laserstrahlschweißtechniken im Mikrofügen.

a) Punktverschweißen, b) SHADOW®-Schweißtechnik, c) Punktnahtschweißen, d) Nahtschweißen, e) Wobble-Nahtschweißen [GIL08], [OLO08]

Für die verschiedenen Anwendungen im Mikroschweißen ergeben sich unterschiedliche Stoßarten, die mit einer oder mehreren Schweißtechniken bevorzugt gefügt werden. Gillner [GIL05] identifiziert für das Mikroschweißen hauptsächlich die in Abbildung 4 dargestellten Stoßarten. Dabei ist der Überlappstoß (Abbildung 4 b) eine der am häufigsten verwendeten Stoßarten in der Mikrofügetechnik [SCH10b], der sowohl beim Punktverschweißen zur Kontaktierung elektrischer Bauteile als auch beim Nahtschweißen für gasdichte Verbindungen anzutreffen ist. Der Überlappstoß hat gegenüber den anderen Stoßarten die geringsten Anforderungen an die lateralen Positioniertoleranzen des Laserstrahls [REE00].

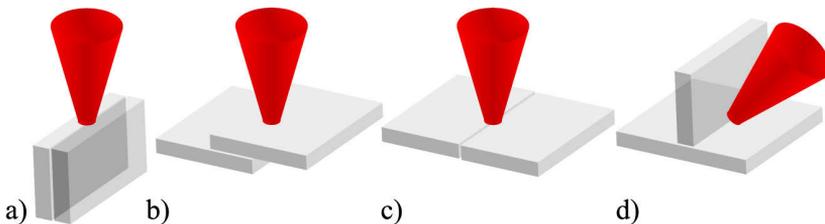


Abbildung 4: Typische Stoßarten beim Mikroschweißen nach [GIL05].

a) Eckstoß, b) Überlappstoß, c) Stumpfstoß, d) T-Stoß

Für das Mikroschweißen von großflächigen Bauteilen wie Wärmetauscherstrukturen, Vakuum-Isolations-Paneele oder Katalysatoren sind Schweißtechniken mit beliebig skalierbaren Schweißnahtlängen auszuwählen. Dabei ist das Nahtschweißen im kontinuierlichen Laserbetrieb dem Punktnahtschweißen aufgrund der kleineren thermischen Belastung und dadurch verringerten Verzugsgefahr vorzuziehen. Für gasdichte Verbindungen ohne Nahtfehler ist der Überlappstoß aufgrund der größeren lateralen Positioniertoleranz des Laserstrahls gegenüber den anderen Stoßarten im Vorteil.

2.3 Laserstrahlquellen für das Mikroschweißen

Für das Mikronahtschweißen werden Prozesstechnologien gefordert, die einen minimalen Energieeintrag in das Bauteil verursachen und damit den thermisch induzierten Verzug reduzieren. Dafür bieten sich hochbrillante Strahlquellen an, die diese Forderungen erfüllen können [GED10]. Durch die Entwicklung der Faser- und Scheibenlaser und die damit verbundene Erhöhung der Strahlqualitäten bis annähernd an die Beugungsbegrenzung wird für das Laserstrahlschweißen der Einsatz von Strahlquellen mit entsprechend hohen Brillanzen, die zu einem optimierten Energieeintrag führen, ermöglicht [RUS06].

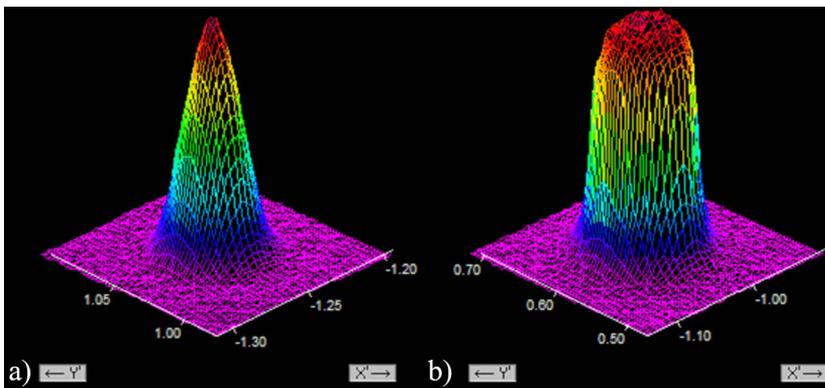


Abbildung 5: Typische Intensitätsverteilung.

a) Single-Mode-Laserstrahlquellen, b) Multi-Mode-Laserstrahlquellen

Faser- und Scheibenlaser sind in Single-Mode- und Multi-Mode-Strahlqualität erhältlich. Single-Mode-Laser zeichnen sich durch eine näherungsweise gaußförmige Intensitätsverteilung in radialer Richtung aus (s. Abbildung 5 a), während Multi-Mode-Laser eine Intensitätsverteilung in Form eines Top-Hats ausbilden (s. Abbildung 5 b). Die erzielbaren Fokusburchmesser differieren aufgrund der Strahlqualität und der verfügbaren Faserdurchmesser erheblich. Während Laserstrahlquellen mit Multi-Mode-Strahlqualität in der Vergangenheit aufgrund ihrer im Vergleich zu einem Single-Mode-Laser großen Fokusburchmesser selten für das Mikroschweißen genutzt wurden, zeigen neuere Untersuchungen mit Strahlableinheiten [GÜP13], dass sie trotz der geringeren Brillanz dafür ebenso geeignet sind. Durch den Einsatz von Strahlableinheiten während des Laserstrahl-Mikroschweißens ergeben sich prozessbestimmende Abhängigkeiten zwischen der geringen Materialstärke ($< 100 \mu\text{m}$), dem verfügbaren Arbeitsfeld und dem resultierenden Fokusburchmesser.

2.4 Abhängigkeit von Arbeitsfeld, Aspektverhältnis und Fokusburchmesser beim Laserstrahl-Mikroschweißen mit Strahlableinheiten

Das Laserstrahlschweißen mit Strahlableinheiten (Remote-Laserstrahlschweißen) hat gegenüber der Bearbeitung mit roboter- oder portalgeführten Festoptiken mehrere Vorteile. So sind höhere Bearbeitungsgeschwindigkeiten erreichbar, die Genauigkeit der Systeme ist größer und die Investition sowie der Programmieraufwand sind geringer. Nachteile ergeben sich aus der stationären Bearbeitung durch die geringere Flexibilität und den eingeschränkten Arbeitsraum. [OEF13] Für das Laserstrahl-Mikroschweißen erlaubt der Einsatz von Strahlableinheiten mit hohen Vorschubgeschwindigkeiten einen definierten Energieeintrag und eine minimierte thermische Belastung der Bauteile [PET14].

Das Arbeitsfeld während der Bearbeitung mit stationären Strahlableinheiten wird durch die Brennweite der eingesetzten Fokussieroptik und dem maximal möglichen Auslenkwinkel des Laserstrahls bestimmt, der systembedingt limitiert ist. Soll bei konstantem Auslenkwinkel das Arbeitsfeld vergrößert werden, um großflächige

Bauteile wie Vakuum-Isolations-Paneele oder Wärmetauscher und Katalysatoren zu fertigen, muss die Brennweite f_{fok} der Fokussieroptik ebenfalls steigen. Dadurch wächst der Fokusbrenndurchmesser proportional. Der Zusammenhang zwischen Fokusbrenndurchmesser d_f und Brennweite f_{fok} ist in folgender Gleichung für kleine Divergenzwinkel ($\tan\theta \approx \theta$) wiedergegeben [DON07]:

$$d_f \approx \frac{4 \cdot M^2 \cdot \lambda \cdot f_{\text{fok}}}{\pi \cdot D} \quad |$$

Bleiben die Strahlparameter Beugungsmaßzahl M^2 , Strahldurchmesser auf der Fokussieroptik D und Wellenlänge λ konstant, nimmt der Fokusbrenndurchmesser linear mit der Brennweite zu. Abbildung 6 veranschaulicht die Abhängigkeit zwischen Arbeitsfeld, Brennweite und Fokusbrenndurchmesser schematisch anhand eines Beispiels.

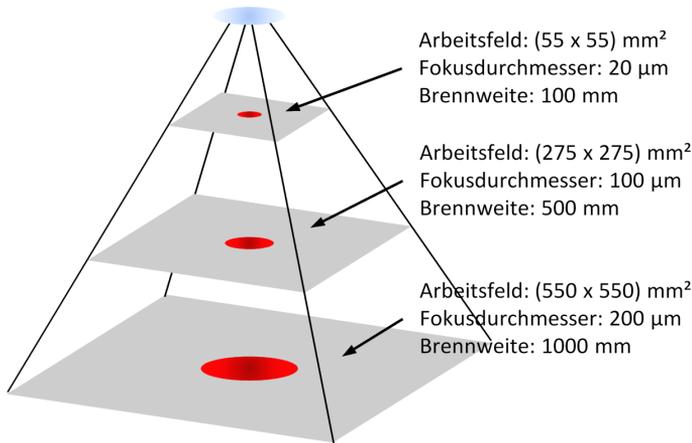


Abbildung 6: Schematische Darstellung der Abhängigkeit von Arbeitsfeld, Brennweite und Fokusbrenndurchmesser bei der Bearbeitung mit Strahlableitungen

Für das Mikroschweißen entsteht durch die gezeigte Abhängigkeit ein Zielkonflikt. Einerseits erfordern Strukturen wie Wärmetauscher oder Vakuum-Isolations-Paneele ein großes Arbeitsfeld, andererseits wächst dadurch der Fokusbrenndurchmesser und das Aspektverhältnis sinkt.

Das Aspektverhältnis kennzeichnet die Beziehung zwischen vertikaler und lateraler Ausdehnung einer Struktur und wird im Zusammenhang mit dem Laserstrahlschweißen auf das Verhältnis Schweißnahttiefe t_s zu Schweißnahtbreite b_s (Gleichung 2) [POP05] oder insbesondere für das Tiefschweißen auf das Verhältnis Kapillartiefe t_k zu Kapillardurchmesser d_k (Gleichung 3) [BEY95], [BEC96] angewendet:

$$A_R = \frac{t_s}{b_s} \quad 2$$

bzw.

$$A_R = \frac{t_k}{d_k} \quad 3$$

Da der Kapillardurchmesser häufig nicht direkt experimentell bestimmt werden kann, wird zur Vereinfachung anstatt dessen der Fokusedurchmesser d_f angenommen [HÜG14]. Zusätzlich kann für den Fall der Durchschweißung die Materialstärke s der Schweißnahttiefe t_s und der Kapillartiefe t_k gleichgesetzt werden.

$$A_R = \frac{s}{d_f} \quad 4$$

Miyamoto [MIY08] fordert für eine erfolgreiche Tiefschweißverbindung ein Aspektverhältnis s/d_f größer 1, um eine Lochbildung in der Schweißnaht zu vermeiden. Während des Tiefschweißens wird die Kapillare durch eine dynamische Balance zwischen dem schließend wirkenden Druck durch die Oberflächenspannung p_σ und dem öffnend wirkenden Kapillardruck p_k erhalten [KRO93]. Damit die Kapillare stabil geöffnet bleibt, muss die Gleichgewichtsbedingung unter Berücksichtigung des Umgebungsdrucks p_u

$$p_k = p_u + p_\sigma \quad 5$$

erfüllt sein [HÜG14]. Im Bestreben, die Oberfläche der Schmelze so klein wie möglich zu halten, wirkt die Oberflächenspannung mit einem Druck von

$$p_{\sigma} = \sigma \cdot \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) \quad 6$$

wobei r_1 und r_2 die Hauptkrümmungsradien der Kapillare und σ die material- und temperaturabhängige Oberflächenspannung darstellen. Für analytische Betrachtungen kann die Kapillare im Makroschweißen hinreichend gut durch einen Zylinder oder Kegel beschrieben werden [HÜG14], [BEC96]. Unter dieser Annahme wird r_2 aufgrund der geraden Kapillarwände unendlich und der zweite Term in Gleichung 6 strebt gegen null. Liegt jedoch der Fokaldurchmesser in der Größenordnung der Materialstärke vor, nimmt r_2 einen Wert größer null an. Dabei kann die Schmelzbadoberfläche als der innere Teil eines Torus angesehen werden [AAL07].

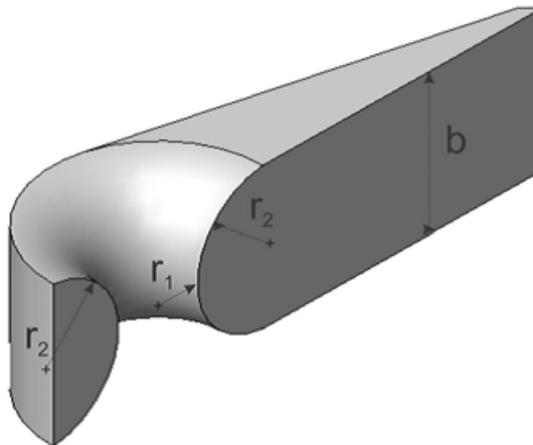


Abbildung 7: Modellvorstellung der konkaven und konvexen Hauptkrümmungsradien beim Durchschweißen von Materialstärken in der Größenordnung des Fokaldurchmessers [AAL07]

Abbildung 7 illustriert die Modellvorstellung der Kapillargeometrie mit einem Aspektverhältnis s/d_f von ca. 1. Die Oberfläche mit dem konkaven Radius r_1 (entspricht $d_f/2$) übt eine schließende Kraft auf die Kapillare aus. Durch die torusförmige Fläche ergibt sich ein konvexer Radius r_2 (entspricht $s/2$), die dadurch mit einer öffnenden Kraft auf die Kapillare wirkt. Durch die entgegengesetzte Wirkung wird der zweite Term in Gleichung 6 negativ. Aufgrund der öffnenden Kraft wird die Kapillare in die Länge gezogen und nimmt eine elliptische Form an. Mit einer länglichen Kapillaröffnung steigt die Gefahr einer Lochbildung in der Schweißnaht. Dieser Effekt tritt bei DC-Stahl ab einem Aspektverhältnis s/d_f kleiner 1,25 auf. [AAL07]

Die aus den Untersuchungen von Miyamoto [MIY08] und Aalderink [AAL07] abgeleiteten Forderungen legen nahe, das Aspektverhältnis s/d_f über einen Wert von 1 zu erhöhen, um eine durchgängige Fügeverbindung zu gewährleisten. Da die Materialstärke s und die Arbeitsfeldgröße zumeist durch die Bearbeitungsaufgabe in der Fertigung bestimmt sind, kann nur der Fokussdurchmesser verringert werden. Um den Fokussdurchmesser bei geforderter Arbeitsfeldgröße und damit das Aspektverhältnis zu erhöhen, kann nach Gleichung 1 der Strahldurchmesser D auf der Fokussieroptik vergrößert werden. Dieser Ansatz ist aber unwirtschaftlich, da demzufolge teure Strahlableinheiten und Fokussieroptiken mit einer großen Apertur eingesetzt werden müssen. Zusätzlich erhöht sich durch größere Galvanometerspiegel deren Masse und die Trägheit nimmt zu. Auch die Investition in frequenzverdoppelte oder -verdreifachte Festkörperlaser mit einer kürzeren Wellenlänge, aber dafür einem geringen elektrooptischen Wirkungsgrad stellt keine befriedigende Lösung dar.

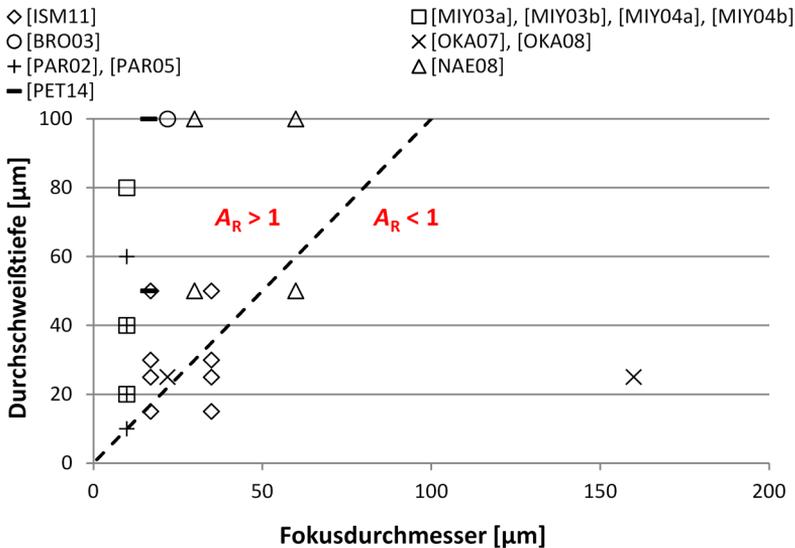


Abbildung 8: Untersuchungen zum Mikronahtschweißen von nichtrostenden Stählen an einem Fügepartner (Blindnahtschweißung)

Um das Mikroschweißen mit einem großen Arbeitsfeld wirtschaftlich einzusetzen, ist die Anwendung eines Aspektverhältnisses s/d_f mit einem Wert von ca. 1 unumgänglich. Die Darstellung bisheriger Untersuchungen im Mikroschweißen von nichtrostenden Stählen mit Materialstärken $\leq 100 \mu\text{m}$ verdeutlicht, dass der Bereich für ein Aspektverhältnis s/d_f kleiner 1 aus oben genannten Gründen in den Untersuchungen unterrepräsentiert ist.

Abbildung 8 zeigt Untersuchungen zum Mikronahtschweißen am Beispiel von nichtrostenden Stählen an einem Fügepartner (Blindnahtschweißung) und Abbildung 9 an zwei Fügepartnern (Überlappstoß). Alle Untersuchungen beinhalten Durchschweißungen.

der Fügeverbindung wie Gasdichtigkeit und Festigkeit nicht erfüllen kann. Wie in Abbildung 8 gezeigt, geben einzelne Untersuchungen Hinweise auf erfolgreiche Schweißverbindungen mit einem Aspektverhältnis s/d_f kleiner 1, wobei das Wärmeleitungsschweißen wie in [OKA07] oder [OKA08] aufgrund des erhöhten thermisch induzierten Verzuges vermieden werden sollte.

2.5 Thermisch induzierter Verzug

Aufgrund der Eigenschaft des Laserstrahlschweißens, die zum Aufschmelzen des Werkstoffes genutzte Energie lokal stark begrenzt einzubringen, werden hohe Temperaturgradienten im Bauteil erzeugt. Insbesondere gilt dies für das Laserstrahl-Mikroschweißen, für das häufig Fokusbereich im Bereich von 10 μm bis 50 μm genutzt werden (s. Abbildung 8 und Abbildung 9). Daraus folgt ein stark lokal wirkendes Dehnungs- und Schrumpfungsbestreben des erwärmten oder abkühlenden Materials während und nach dem Schweißprozess. Wegen dieser lokalen thermischen Ausdehnungen und Schrumpfungen des Materials entstehen Druck- und Zugeigenspannungen in Längs- und Querrichtung zur Schweißnaht.

Infolge der nahezu gleichzeitigen Erstarrung von Nahtober- und Nahtunterseite während des Durchschweißens mit dem Laserstrahl und der daraus resultierenden homogenen Abkühlung über der Nahttiefe sind die Quereigenspannungen gering gegenüber den Längseigenspannungen [NIT07]. Dagegen werden aufgrund der Schrumpfungsbehinderung in Vorschubrichtung große Längseigenspannungen in Höhe der lokalen, temperaturabhängigen Werkstoffstreckgrenze erreicht [WOH83]. Diese treten während des Schweißprozesses in Form von Druckeigenspannungen durch Dehnung im erwärmten Werkstoff vor und neben der Wärmequelle sowie in Form von Zugeigenspannungen durch Schrumpfung hinter der Wärmequelle auf [TÖL13], [WOH97]. Abbildung 10 zeigt eine Simulation der Längseigenspannungen während des Laserstrahl-Mikroschweißens am Überlappstoß von zwei 50 μm Folien (1.4301) mit einer Leistung von 17 W, einer Vorschubgeschwindigkeit von 7,5 mm/s und einem Fokusbereich von 25 μm .

Deutlich zu erkennen ist der große Druckspannungsbereich vor und neben der Wärmequelle (Laserstrahl) sowie Zugspannungen hinter

der Wärmequelle und an der Einspannung. Zugeigenspannungen entstehen durch lokale und globale Schrumpfungsbehinderung [KAN00]. Die lokale Schrumpfungsbehinderung wird durch die umliegenden Werkstoffbereiche induziert, während die globale Schrumpfungsbehinderung aus der äußeren Einspannung durch die Spannvorrichtung resultiert. Druckeigenspannungen können bei Überschreiten der Werkstoffstreckgrenze zu Ausbeulungen (Verzug) senkrecht zur Bauteiloberfläche während des Schweißprozesses führen [RAD88].

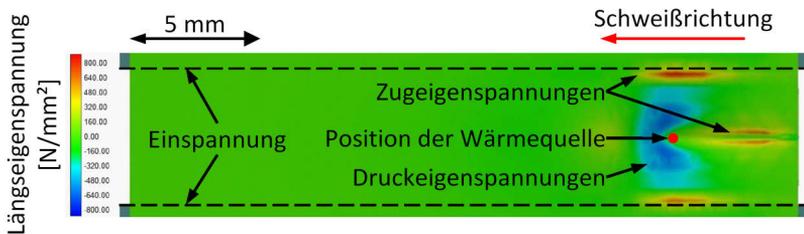


Abbildung 10: Simulation der Längseigenspannung beim Mikroschweißen während des Schweißprozesses (blau – Druckspannungen / rot – Zugspannungen) [PAT14]

Insbesondere für den Überlappstoß stellt das Beulen mit Verzug senkrecht zur Bauteiloberfläche eine Gefahr für die Prozesssicherheit dar, da daraus eine Spaltbildung zwischen den Fügepartnern resultiert. Wird der Fügespalt zu groß, kann dieser nicht mehr überbrückt werden. Dadurch wird der Schweißprozess unterbrochen und eine fehlerhafte Naht mit einer unvollständigen Verbindung entsteht.

Abbildung 11 stellt den Verzug durch Beulen an dem oberen Fügepartner nach dem Prozess für eine Schweißnahtlänge von 24 mm fünf-fach überhöht dar. Daraus ergibt sich eine maximale Beulamplitude von ca. 0,6 mm in positiver sowie in negativer Richtung senkrecht zur Oberfläche. Damit wird ein Spalt weitaus größer als die Materialstärke von 50 μm erreicht.

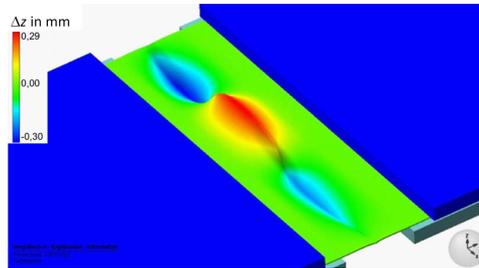


Abbildung 11: Simulierter vertikaler Verzug nach dem Schweißprozess am oberen Fügepartner [PAT14]

Reek [REE00] definiert für den reproduzierbaren Schweißprozess am Überlappstoß eine maximale Spalthöhe von höchstens 5–10 % der Einzelfügepartnerstärke. Katayama [KAT13] dagegen sieht eine maximale Spalthöhe im Überlappstoß insbesondere für das Mikroschweißen von 20 % als ausreichend an. Beide Grenzen werden in der Simulation deutlich überschritten.

Der Fügespalt hat erhebliche Auswirkungen auf den Prozess und das Prozessergebnis. So wird der Nahteneinfall mit Zunahme der Spalthöhe größer und der tragende Querschnitt sinkt [REE00]. Der Effekt des Nahteneinfalls verstärkt sich mit sinkendem Fokusdurchmesser und geringerer Materialstärke [REI09]. Zusätzlich wirkt der Spalt als Wärmebarriere zwischen den Fügepartnern und verursacht eine größere Wärmeeinflusszone in dem dem Laserstrahl zugewandten Fügepartner und erhöht dadurch die Verzugsneigung [VEN10].

Der Verzug wird im Wesentlichen durch den Werkstoff, die Geometrie des Bauteils, die Prozessführung und die Spannvorrichtung bestimmt [RIT99]. Dabei beeinflussen die Einspannlänge l_E (Abstand der Spannelemente neben der Schweißnaht), der Elastizitätsmodul E und die Materialstärke s den Einspanngrad R_{Fy} . Dieser ist nach Satoh [SAT72] für den Stumpfstoß wie folgt definiert:

$$R_{Fy} = \frac{E \cdot s}{l_E} \quad 7$$

Ein hoher Einspanngrad R_{Fy} kann den Verzug minimieren, dafür steigen die mittleren Zugeigenspannungen quer zur Naht an [DIL05].

Abbildung 12 illustriert schematisch den Einfluss des Einspanngrades auf den Verzug und die Zugeigenspannung:

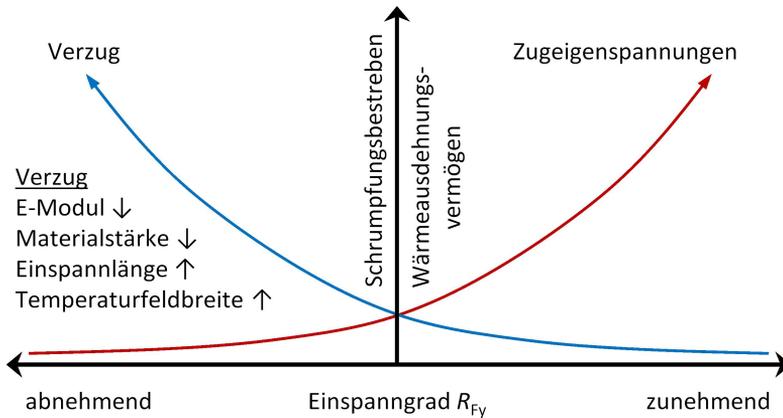


Abbildung 12: Schematische Darstellung des Einflusses vom Einspanngrad auf Verzug und Zugeigenspannung nach [NIT06]

Demzufolge wirkt sich bei gegebenem Werkstoff und festgelegten Bauteildimensionen die Reduktion der Einspannlänge positiv auf den Verzug aus. Aber die gleichzeitig steigenden Zugeigenspannungen gefährden die Festigkeit der Fügeverbindung. Wird die Fügeverbindung in Richtung der Eigenspannungen belastet, überlagern sich Betriebslast und Eigenspannungen. Erreicht die Summe der Eigenspannungen und der Betriebslasten die lokale Streckgrenze des Werkstoffes, werden größere Lasten durch die plastische Deformation des Bauteils abgebaut [NIT07].

Neben der Einspannlänge l_E beeinflussen Werkstoffeigenschaften wie der Elastizitätsmodul E den Verzug. Mit sinkendem Elastizitätsmodul steigt der Verzug an. Im erwärmten Bereich um das Schmelzbad verringert sich der temperaturabhängige Elastizitätsmodul. Der Elastizitätsmodul von nichtrostendem Stahl (1.4301) sinkt von 193 kN/mm² bei Raumtemperatur auf 128 kN/mm² bei 800 °C ab [DAV94]. Dadurch ist insbesondere während des Schweißprozesses die Gefahr des Prozessabbruchs infolge von Verzug und Spaltbildung im Temperaturfeld vor und neben dem Schmelzbad gegeben.

Daher identifiziert Ritter [RIT99] neben geometrischen und werkstofftechnischen Einflussgrößen vor allem die in das Bauteil eingebrachte Energiemenge (in Form der Streckenenergie) und das daraus resultierende Temperaturfeld als Haupteinflussgröße auf den Verzug. Das Temperaturfeld um das Schmelzbad entsteht durch Wärmeleitungsverluste des eigentlichen Schweißprozesses und wird demzufolge durch die Temperaturleitfähigkeit κ des Werkstoffes bedingt. Vollertsen [VOL07] schlägt zur Abschätzung der Breite des Temperaturfeldes bzw. der Wärmezone b_{wz} folgenden Zusammenhang mit der Temperaturleitfähigkeit κ und der Wechselwirkungszeit t zwischen Laserstrahl und Werkstoff vor:

$$b_{wz} \approx \sqrt{2 \cdot \kappa \cdot t} \quad 8$$

Die Wechselwirkungszeit t ergibt sich aus dem Verhältnis von Fokusbildungsdurchmesser d_f und Vorschubgeschwindigkeit v mit

$$t = \frac{d_f}{v} \quad 9$$

und führt eingesetzt in Gleichung 8 zu

$$b_{wz} \approx \sqrt{\frac{2 \cdot \kappa \cdot d_f}{v}} \quad 10$$

Eine Normierung der Wärmezonbreite auf die Materialstärke s führt zu

$$\frac{b_{wz}}{s} \approx \sqrt{\frac{2 \cdot \kappa \cdot d_f}{v \cdot s^2}} \quad 11$$

Mit sinkender Materialstärke s während einer konstanten Wechselwirkungszeit (Quotient aus Fokusbildungsdurchmesser d_f und Vorschubgeschwindigkeit v) steigt das Verhältnis von Wärmezonbreite zur Materialstärke exponentiell an. Um die Wärmezone zu verringern, kann der Fokusbildungsdurchmesser verkleinert oder die Vorschubgeschwindigkeit erhöht werden.

Der Bauteilverzug, der sich aufgrund von thermisch induzierten Eigenspannungen ausbildet und zur Spaltbildung im Überlappstoß führt, kann während des Schweißprozesses den Prozessabbruch durch unvollständige Verbindung der Schweißnaht hervorrufen. Maßgebliche Einflussgrößen sind dabei die Einspannlänge und das sich um das Schmelzbad ausbreitende Temperaturfeld. Mit einer Reduzierung der Einspannlänge kann zwar der Verzug verringert werden, dafür wachsen die Zugeigenspannungen an, die die Festigkeit der Verbindung bei Belastung herabsetzen können. Daher muss das durch die Wärmeleitungsverluste im Schweißprozess hervorgerufene Temperaturfeld minimiert werden, um den Verzug und zugleich die Eigenspannungen zu reduzieren.

2.6 Wärmeleitungsverluste und Wirkungsgrade im Schweißprozess

Die relativen Wärmeleitungsverluste werden durch den thermischen Wirkungsgrad beschrieben. Dieser beinhaltet das Verhältnis von der Prozessleistung zum Erwärmen des Materials auf die Prozesstemperatur zu der gesamt eingekoppelten Leistung. Die gesamt eingekoppelte Leistung teilt sich auf die Prozessleistung P_S und die Leistungsverluste durch Wärmeleitung P_{Dis} auf [WIL11]:

$$\eta_{th} = \frac{P_S}{P_S + P_{Dis}} \quad 12$$

Für den Schweißprozess beinhaltet die Prozessleistung die Aufwärmung auf Schmelztemperatur sowie die Schmelzenthalpie des Übergangs von fester zu flüssiger Phase. Im Bereich des Tiefschweißens ist zusätzlich für ein Teil des bearbeiteten Volumens die Verdampfungsenthalpie für die Bildung einer Dampfkapillare zu berücksichtigen. Zur Vereinfachung werden bei der Bestimmung des thermischen Wirkungsgrades Schmelzenthalpie und Verdampfungsenthalpie vernachlässigt, da sie in der Regel nur einen geringen Beitrag liefern [BEY95]. Mit dieser Vereinbarung ergeben sich Prozessleistung P_S sowie Wärmeleitungsverlustleistung P_{Dis} nach [FRA94] (vgl. auch [POP11]) mit der Wärmeleitfähigkeit λ_{th} , der Schweißnahttiefe t_s , der Differenz aus

Schmelztemperatur T_S und Umgebungstemperatur T_0 und der Péclet-Zahl Pe :

$$P_S = 2 \cdot \lambda_{th} \cdot t_s \cdot Pe \cdot (T_S - T_0) \quad 13$$

$$P_{Dis} = 4 \cdot \lambda_{th} \cdot t_s \cdot (T_S - T_0) \cdot \left(\frac{Pe}{2}\right)^{0,3} \quad 14$$

Mit den Gleichungen 13 und 14 definiert sich der thermische Wirkungsgrad in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl Pe :

$$\eta_{th} = \frac{1}{1 + \left(\frac{Pe}{2}\right)^{-0,7}} \quad 15$$

Gleichung 15 verdeutlicht unter Vernachlässigung der Enthalpien die Abhängigkeit des thermischen Wirkungsgrades von der Péclet-Zahl in einer Potenzfunktion.

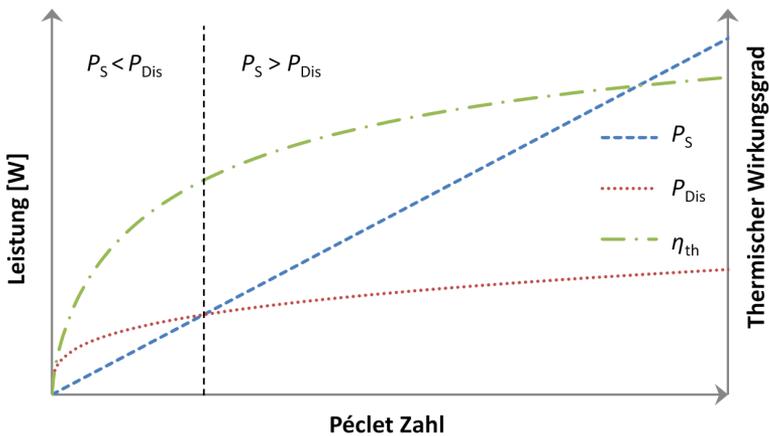


Abbildung 13: Thermischer Wirkungsgrad, Wärmeverlustleistung und Schmelzleistung in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl

Abbildung 13 stellt den thermischen Wirkungsgrad, die Wärmeverlustleistung und die Schmelzleistung über der Péclet-Zahl qualitativ dar. Deutlich wird hierbei, dass bei kleinen Péclet-Zahlen die Verlustleistung die Schmelzleistung übersteigt. Der thermische Wirkungsgrad wächst in diesem Bereich stark an, sodass das Verhältnis von Schmelzleistung zu Verlustleistung schnell zunimmt.

Um den thermischen Wirkungsgrad für das Tiefschweißen zu berechnen, entwickelten Swift-Hook und Gick [SWI73] einen analytischen Zusammenhang auf Basis des von Rosenthal [ROS46] vorgestellten Linienquellenmodells. Dabei wird die Schmelzbadgeometrie in zweidimensionaler Näherung berechnet. Der Wirkungsgrad ergibt sich aus dem Vergleich der eingesetzten Leistung zu der Leistung, die mindestens erforderlich ist, um das Nahtvolumen aufzuschmelzen. Aus diesem Modellansatz resultiert aufgrund der Wärmeleitungsverluste unabhängig vom Werkstoff ein maximaler thermischer Wirkungsgrad von 48 % ab einer Péclet-Zahl von 12 (bezogen auf die mittlere Schweißnahtbreite). Dabei folgt der Verlauf des thermischen Wirkungsgrades aber nicht einer einzelnen Funktion, sondern zeigt bei einer Péclet-Zahl $Pe = 0,6$ einen Strukturbruch bei gleichzeitig steigender Leistung und geht von einer exponentiellen Funktion in eine lineare über, bis das Maximum des thermischen Wirkungsgrades bei $Pe = 12$ erreicht ist [DAU95], [POP04].

Rykalin [RYK52] stellt analytische Lösungen zur Berechnung der thermischen Wirkungsgrade einer bewegten Linienquelle und einer bewegten Punktquelle vor. Dabei wirkt die Punktquelle auf der Oberfläche des Werkstücks und kann dem Wärmeleitungsschweißen zugeordnet werden. Aus den Berechnungen folgt, dass der thermische Wirkungsgrad für die bewegte Linienquelle (Modellvorstellung Tiefschweißen) gegen einen Wert von ca. 48 % strebt, während der thermische Wirkungsgrad der Punktquelle (Modellvorstellung Wärmeleitungsschweißen) maximal ca. 37 % erreichen kann. Daraus geht hervor, dass das Wärmeleitungsschweißen im Vergleich zum Tiefschweißen durch größere Wärmeleitungsverluste gekennzeichnet ist.

Um die Wärmeleitungsverluste und den daraus resultierenden thermischen Verzug zu minimieren, ist daher das Wärmeleitungsschweißen zu vermeiden. Weiterhin ist für das Mikroschweißen abzuleiten, dass nur hinreichend große Péclet-Zahlen verwendet werden sollten, um einen entsprechend hohen thermischen Wirkungsgrad zu erzielen.

Aus diesem Grund hat die Péclet-Zahl für das Laserstrahlschweißen eine besondere Bedeutung, da sie die maßgebliche Größe für die Wärmeleitungsverluste darstellt. Der Energietransport während des Schweißprozesses erfolgt in der flüssigen Schmelze hauptsächlich durch Konvektion und im festen Grundwerkstoff ausschließlich durch Konduktion. Die Péclet-Zahl beschreibt demgemäß in der Strömungsmechanik das Verhältnis zwischen konvektiven und konduktiven Wärmeleitungsmechanismen [SCH93]. Bestimmt wird sie durch die Strömungsgeschwindigkeit u , die Temperaturleitfähigkeit κ und einer charakteristischen Länge L . In der Adaption für die Schweißtechnik wird die Strömungsgeschwindigkeit u der Vorschubgeschwindigkeit v gleichgesetzt, was eine starke Vereinfachung darstellt.

$$Pe = \frac{v \cdot L}{\kappa}$$

16

Da die Péclet-Zahl eine Ähnlichkeitskennzahl ist, kann die charakteristische Länge L verschiedene Prozessgrößen annehmen und wird dabei beispielsweise auf den Fokusradius, den Kapillarradius oder die mittlere Schweißnahtbreite bezogen [BEC96], [SW173], [POP04]. Wichtig ist hierbei nur, dass innerhalb des Vergleiches nicht variiert wird und der Bezug deutlich ist. Dadurch können mithilfe der Péclet-Zahl Verhältnisse verglichen werden, die nur vom konvektiven und konduktiven Wärmestrom beeinflusst sind, wie z. B. die Temperaturfeldausbreitung während des Schweißens.

Die Temperaturleitfähigkeit κ ist eine werkstoffspezifische Größe und variiert teilweise stark mit der Werkstoffwahl. Werkstoffe mit einer hohen Temperaturleitfähigkeit wie Aluminium 99,5 ($\kappa = 101 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$, s. Anhang B) erreichen auch bei großen Vorschubgeschwindigkeiten von bspw. 5 m/s nur eine Péclet-Zahl von 1,1 bezogen auf einen Fokusbereich von 20 μm . Daher ist mit einem geringen thermischen Wirkungsgrad und hohen Wärmeleitungsverlusten sowie erhöhter Verzugsgefahr während des Mikroschweißens zu rechnen. Ein nichtrostender Stahl ($\kappa = 3,8 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$, s. Anhang B) erreicht dagegen bei gleichem Fokusbereich bereits bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 0,2 m/s eine Péclet-Zahl von 1 und bei 2,3 m/s den theoretisch maximalen thermischen Wirkungsgrad von 48 % bei einer Péclet-Zahl von 12.

Neben den Wärmeleitungsverlusten, die mithilfe der Péclet-Zahl beschrieben werden können, treten während des Laserstrahlschweißens weitere Energieverluste auf. So wird Energie durch Konvektion und Wärmeabstrahlung vom erhitzten Werkstoff abgeführt. Da deren Beträge im Allgemeinen sehr gering sind, können diese vernachlässigt werden [HÜG14]. Einen nicht zu vernachlässigenden Anteil stellt dagegen die während der Wechselwirkung von Laserstrahl und Werkstück reflektierte Energie dar. Zur Berücksichtigung dieser Verlustenergie dient der Einkoppelgrad η_a . Während des Tiefschweißens wird der Einkoppelgrad durch die Vielfachreflexion und die Fresnelabsorption an der Kapillarwand bestimmt. Der Häufigkeit der Vielfachreflexionen in einem kegelförmigen Hohlraum wird mit dem Aspektverhältnis A_R Rechnung getragen [HÜG14]:

$$\eta_a = A \cdot \frac{1 + (1 - A) \cdot \left[\frac{1}{1 + \sqrt{1 + (2A_R)^2}} - 2 \cdot \sin^2 \left(\frac{\arctan\left(\frac{1}{2A_R}\right)}{2} \right) \right]}{A \cdot \left(1 - \frac{1}{1 + \sqrt{1 + (2A_R)^2}} \right) + \frac{1}{1 + \sqrt{1 + (2A_R)^2}}} \quad 17$$

Darin definiert sich das Aspektverhältnis A_R nach Gleichung 3 durch die Kapillartiefe t_k und den Kapillardurchmesser d_k . Wie in Kapitel 2.4 dargestellt, können diese beiden Größen durch die einfacher zu bestimmenden Werte von Schweißnahttiefe t_s und Fokussdurchmesser d_f angenähert werden.

Während des Wärmeleitungsschweißens treten weder eine Kapillare noch Vielfachreflexionen auf. Daher gilt in diesem Fall $A_R = 0$ und Gleichung 17 verkürzt sich zu

$$\eta_a = A \quad 18$$

Aus diesem Grund ist während des Wärmeleitungsschweißens im Vergleich zum Tiefschweißen immer mit erhöhten Energieverlusten

durch Reflexion und damit einem geringeren Einkoppelgrad zu rechnen. Werden Inzidenzwinkel, Polarisation und Wellenlänge der Laserstrahlung während verschiedener Wärmeleitungsschweißprozesse desselben Materials nicht verändert, bleibt auch der werkstoffspezifische Absorptionsgrad unter der Annahme einer vergleichbaren Temperatur der Wechselwirkungszone konstant. Damit ist der Einkoppelgrad unabhängig von den gewählten Prozessgrößen Laserleistung P und Fokusbildungsdurchmesser d_f und kann als konstant betrachtet werden. Während des Tiefschweißens gilt dies nicht, da die Schweißnahttiefe t_s und somit auch die Kapillartiefe t_k mit den Prozessgrößen Laserleistung P und Fokusbildungsdurchmesser d_f (in erster Näherung des Kapillardurchmessers d_k) korreliert [WEB10]:

$$t_s \propto \frac{P}{d_f} \quad 19$$

Damit bestimmen Schweißnahttiefe t_s und Fokusbildungsdurchmesser d_f das Aspektverhältnis, welches direkten Einfluss auf den Einkoppelgrad im Tiefschweißen nimmt. Mit wachsendem Aspektverhältnis hin zu tieferen und schlankeren Nähten steigt auch der Einkoppelgrad.

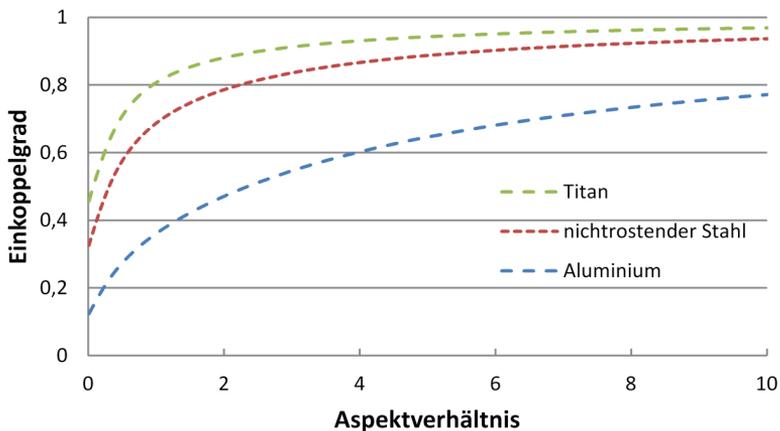


Abbildung 14: Einkoppelgrad in Abhängigkeit vom Aspektverhältnis für Titan bei einer Wellenlänge von $1,06 \mu\text{m}$ (Werkstoffkenndaten s. Anhang B)

Abbildung 14 veranschaulicht diesen Zusammenhang für verschiedene Werkstoffe. Insbesondere für das Mikroschweißen im Überlappstoß mit Materialstärken und damit Schweißnahttiefen von kleiner 200 μm ist die Betrachtung des Einkoppelgrades von Bedeutung. Mit einem Fokusbereich von 20 μm kann ein maximales Aspektverhältnis von 10 erreicht werden; steigt der Fokusbereich auf 200 μm , beträgt das maximal mögliche Aspektverhältnis gerade noch 1. Für die Bearbeitung von nichtrostendem Stahl sinkt dabei der Einkoppelgrad von ca. 93 % auf 69 %. Wesentlich deutlicher ist der Rückgang für Aluminium. Hier geht der Einkoppelgrad von ca. 77 % auf 36 % zurück. Dagegen werden für die Bearbeitung von Titan mit einem Aspektverhältnis von 1 bereits 77 % erreicht.

Weiterhin wird aus Abbildung 14 deutlich, dass insbesondere für Titan und Stahl eine Erhöhung des Einkoppelgrades auf einen Wert von 10 nicht zwingend notwendig ist, da in diesem Bereich der Einkoppelgrad bereits asymptotisch auf seinen Maximalwert zustrebt. Mit einem Aspektverhältnis zwischen 3 und 4 kann für Stahl ein für die Bearbeitung immer noch sehr guter Einkoppelgrad um 85 % und für Titan sogar um 90 % erreicht werden.

Aus den Betrachtungen des Einkoppelgrades leitet sich ab, dass die Bearbeitung von Aluminium mit Aspektverhältnissen von 1 und darunter aus Effizienzgründen vermieden werden sollte, da hierbei ein Großteil der bereitgestellten Laserleistung reflektiert wird. Um die Reflexionsverluste zu kompensieren, sind Laserstrahlquellen mit einer erhöhten Leistung notwendig, die die Investitionskosten für eine Bearbeitungsanlage steigern. Für das Mikroschweißen mit Strahlableitungen folgt daraus, dass von einer Bearbeitung von Aluminium mit einem großen Arbeitsfeld und somit kleinen Aspektverhältnissen abgesehen werden sollte. Dagegen sind die Werkstoffe Stahl und Titan aus der energetischen Betrachtung heraus durchaus für eine Bearbeitung mit kleinen Aspektverhältnissen und großen Arbeitsfeldern geeignet.

Da der Einkoppelgrad die Verluste aus Reflexionen und der thermische Wirkungsgrad die Verluste aus Wärmeleitung während des Laserstrahlschweißprozesses wiedergeben, ergibt das Produkt aus beiden den Prozesswirkungsgrad [HÜG14]:

$$\eta_p = \eta_A \cdot \eta_{th}$$

Dausinger [DAU95] bildet mithilfe des zuvor beschriebenen Ansatzes von Swift-Hook und Gick [SWI73] unter Berücksichtigung des Wärmebedarfs während des Laserstrahlschweißprozesses H_p einen Zusammenhang zwischen Prozesswirkungsgrad η_p , Nahtquerschnittsfläche A_{NQ} , Vorschubgeschwindigkeit v und Laserleistung P :

$$\eta_p = \frac{A_{NQ} \cdot v \cdot H_p}{P} \quad 21$$

Der Wärmebedarf H_p während des Laserstrahlschweißprozesses lässt sich unter Vernachlässigung des während des Tiefschweißens teilweise verdampften Materials durch die Dichte ρ , die spezifische Wärmekapazität c , die Schmelztemperatur T_s und die Schmelzenthalpie h_s abschätzen [DAU95]:

$$H_p \approx \rho(c \cdot T_s + h_s) \quad 22$$

Das Verhältnis von Nahtquerschnittsfläche A_{NQ} zur Streckenenergie E_s

$$\frac{A_{NQ}}{E_s} = \frac{A_{NQ} \cdot v}{P} = V_E \quad 23$$

ergibt das energiespezifische Volumen V_E , welches nach Gleichung 24 direkt mit dem Prozesswirkungsgrad verknüpft ist [WEB10]:

$$V_E \sim \eta_p \quad 24$$

Anhand des energiespezifischen Volumens V_E lässt sich so abschätzen, wie die bereitgestellte Energie zum Aufschmelzen des Werkstoffs umgesetzt wird und wie groß im Vergleich die Energieverluste durch Reflexion und Wärmeleitung in das Bauteil sind [WEB10].

Für die Anwendung des Laserstrahlschweißprozesses ist jedoch weniger der Prozesswirkungsgrad an sich von Bedeutung, sondern vielmehr die sich aus ihm ergebende maximale Schweißgeschwindigkeit für eine Schweißnahttiefe t_s bei gegebenen Prozessgrößen Laserleis-

tung P und Fokusdurchmesser d_f . Für Durchschweißungen ist die Schweißnahttiefe t_s gleich der Materialstärke s . Dausinger [DAU95] entwickelte hierfür eine Gleichung zur Abschätzung der Vorschubgeschwindigkeit v als Funktion der bezogenen Laserleistung $P/s \cdot d_f$

$$v \approx -\alpha_1 \cdot \frac{\kappa}{d_f} + \alpha_2 \cdot \frac{\eta_A}{H_p} \cdot \frac{P}{s \cdot d_f} \quad 25$$

mit den prozessabhängigen Koeffizienten α_n , die sich aus den Wärmeleitungsrechnungen ergeben, den werkstoffspezifischen Kenngrößen Temperaturleitfähigkeit κ und spezifischer Wärmebedarf H_p sowie dem Einkoppelgrad η_A . Aus der linearen Gleichung 25 ist ersichtlich, dass im Werkstoffvergleich eine größere Temperaturleitfähigkeit den Schnittpunkt mit der Abszisse vergrößert. Für den Übertrag auf den Schweißprozess bedeutet das eine höhere Schwellleistung für den Prozessstart. Währenddessen steigert eine größere Dichte oder Schmelztemperatur den Wärmebedarf im Schweißprozess und verringert den Anstieg der Geradengleichung. Konkret bezogen auf einen Werkstoff hat das für die Bearbeitung von Aluminium zur Folge, dass sich aufgrund der höheren Temperaturleitfähigkeit die Schwellleistung im Vergleich zu Stahl erhöht.

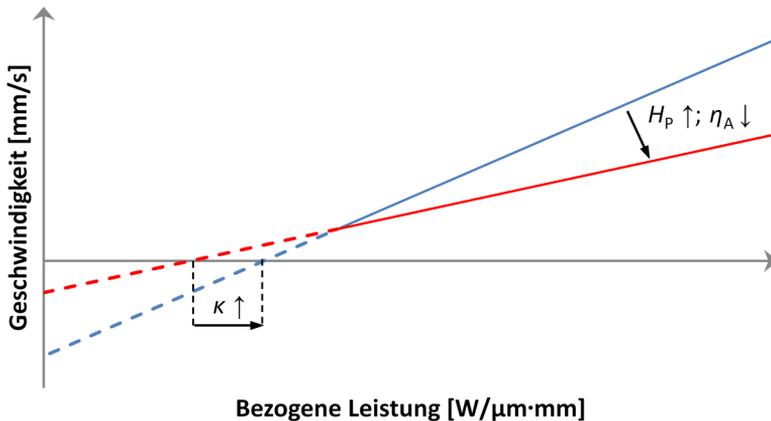


Abbildung 15: Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen maximaler Vorschubgeschwindigkeit und bezogener Leistung

Werden die Werkstoffe Titan und Stahl gegenübergestellt, ergibt sich aufgrund der geringeren Dichte von Titan bei einem ähnlichen Einkoppelgrad ein geringerer Wärmebedarf, der zu höheren maximalen Vorschubgeschwindigkeiten im Schweißprozess führt. Abbildung 15 bildet schematisch die Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit v von der bezogenen Leistung ab.

Die Anwendung der linearen Gleichung 25 auf die Schweißprozessergebnisse erfordert hinreichend große Péclet-Zahlen, bei denen die relativen Wärmeleitungsverluste annähernd konstant sind. Zusätzlich darf der Einkoppelgrad innerhalb der Ergebnisse nicht signifikant schwanken. Diese Bedingung wird z. B. beim Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen hin verletzt (s. Gleichungen 17 und 18).

2.7 Prozessschwelle zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißen

Das Wärmeleitungsschweißen ist vor allem durch eine oberflächlich wirkende Energieeinkopplung bestimmt. Beim Tiefschweißen hingegen bildet sich eine Kapillare durch den Dampfdruck des in den gasförmigen Zustand überführten Materials. Dafür müssen Anteile des mit dem Laserstrahl bearbeiteten Materials auf Verdampfungstemperatur aufgeheizt werden.

Der Übergang zwischen beiden Regimen zeichnet sich durch einen sprunghaften Anstieg der Schweißnahttiefe und Schweißnahtbreite aufgrund eines verfahrensbedingten höheren Einkoppelgrades aus [POP05]. Dadurch steigt der Prozesswirkungsgrad und die dem Prozess zugeführte Energie, was in einem größeren erschmolzenen Volumen resultiert. Der Übergang erfolgt in Abhängigkeit von den thermischen Eigenschaften des Werkstoffs und von den gewählten Prozessgrößen eher abrupt. Bei der Bearbeitung von Werkstoffen mit großer Temperaturleitfähigkeit und kleinem Absorptionsgrad wie z. B. Aluminium ist der Übergangsbereich stärker ausgeprägt [BEC96].

Dieser ist in [HÜG14] durch eine analytische Schwellenbedingung für rotationssymmetrische, gaußförmige Intensitätsverteilungen angegeben, die typisch für Single-Mode-Strahlprofile sind:

$$\frac{P}{d_f} = \frac{(T_V - T_0) \cdot \lambda_{th}}{A} \cdot \frac{\pi}{\sqrt{8}} \cdot \sqrt{\frac{Pe_f}{4} + \frac{4}{\pi}} \quad 26$$

Für rotationssymmetrische, rechteckförmige Intensitätsverteilungen (sog. Top-Hat-Strahlprofile, typisch für Multi-Mode-Laser) ergibt sich analog:

$$\frac{P}{d_f} = \frac{(T_V - T_0) \cdot \lambda_{th}}{A} \cdot \frac{\pi^{\frac{3}{2}}}{4} \cdot \sqrt{\frac{Pe_f}{4} + 1.275} \quad 27$$

Die Schwellenbedingung wird durch den Strahlparameterquotienten P/d_f gekennzeichnet und beschreibt das Erreichen der Verdampfungstemperatur T_V auf der Werkstückoberfläche in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl Pe_f bezogen auf den Fokusbereich. Weitere werkstoff- und prozessspezifische Kenngrößen wie die Wärmeleitfähigkeit λ_{th} , die Umgebungstemperatur T_0 und der Absorptionsgrad A finden Eingang in die analytische Lösung.

Graf [GRA15] weist darauf hin, dass die analytischen Lösungen aus den Gleichungen 26 und 27 insbesondere für nichtrostende Stähle zu Abweichungen führen. Die Ursache hierfür ist die Vernachlässigung des Wärmetransports durch Konvektion in diesen beiden Gleichungen. Daher ist die Tiefschweißschwelle vorwiegend für Werkstoffe mit einer hohen Wärmeleitfähigkeit wie Kupfer- oder Aluminiumwerkstoffe durch das analytische Modell mit einer guten Korrelation zu beschreiben. Für nichtrostende Stähle gilt dies nicht, da die Konvektion durch die im Vergleich mit Kupfer- oder Aluminiumwerkstoffen niedrigen Wärmeleitfähigkeiten nicht vernachlässigt werden kann.

Tabelle 1: Recherchierte Maximal- und Minimalwerte der Werkstoffkenngrößen von 1.4301 für die Berechnung der Schwellenbedingung beim Übergang von Wärmeleitungs- zu Tiefschweißen

Werkstoffkenngröße	Minimum	Maximum
Verdampfungstemperatur T_V	2740 K [TSO08]	3100 K [BRA92]
Wärmeleitfähigkeit λ_{th}	15 W/m·K [THY11]	40 W/m·K [BER14]
Absorptionsgrad A	0,32 [HÜG14]	0,37 [REA01]

Für die Berechnung der Schwellen in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl sind die oben genannten werkstoffspezifischen Kenngrößen notwendig, die in verschiedenen Quellen unterschiedlich angegeben werden. Tabelle 1 fasst recherchierte Minimal- und Maximalwerte der Werkstoffkenngrößen für nichtrostenden Stahl zusammen, mit denen eine minimale und maximale Schwellenbedingung berechnet werden kann (Abbildung 16).

Aus Abbildung 16 geht hervor, dass die Differenz der in der Literatur angegebenen Werkstoffkenngrößen eine starke Abweichung der minimalen und maximalen berechneten Schwelle ergibt. So beträgt die Differenz des Strahlparameterquotienten P/d_f zwischen minimaler und maximaler Schwelle bei $Pe_f = 10$ für ein Top-Hat-Strahlprofil $0,7 \text{ W}/\mu\text{m}$. Bezogen auf einen Fokusbereich von $200 \mu\text{m}$ ergibt der Unterschied in der Berechnung der bereitzustellenden Leistung für nichtrostenden Stahl 142 W . Für das Mikroschweißen sind das in Betracht der maximalen Schweißnahttiefe von $200 \mu\text{m}$ erhebliche Schwankungen, die für den Anwender zu einer großen Prozessunsicherheit führen.

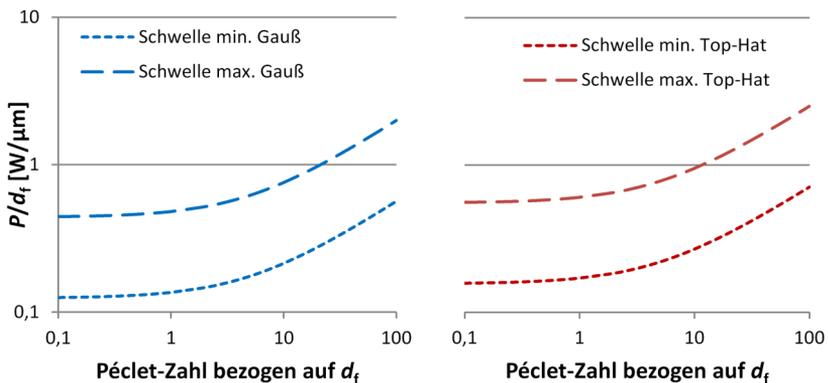


Abbildung 16: Berechnung der minimalen und maximalen Schwellenbedingung beim Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen für eine gaußförmige und eine rechteckförmige Intensitätsverteilung nach den Gleichungen 29 und 30 mit den recherchierten Werten aus Tabelle 1

Für die Bestimmung der Tiefschweißschwelle existiert im Hinblick auf nichtrostenden Stahl Unsicherheit in Bezug auf die in der Literatur

angegebenen Werkstoffkenngrößen. Dadurch differieren die berechneten Schwellen beträchtlich. Zusätzlich divergieren die Erkenntnisse zum Einfluss der Materialstärke auf die Tiefschweißschwelle auf Basis einer numerischen Berechnung zu den experimentellen Untersuchungen. Daher ist die Schwellenbedingung zur Ausbildung einer Kapillare im Schmelzbad während des Mikroschweißens von nichtrostendem Stahl nicht eindeutig definiert und muss untersucht werden.

2.8 Schmelzbadgeometrie während des Laserstrahl-tiefschweißens

Während des Laserstrahl-tiefschweißens bestimmt die Dampfkapillare die Geometrie des Schmelzbad und damit die Ausbildung der Schweißnaht [BEC96].

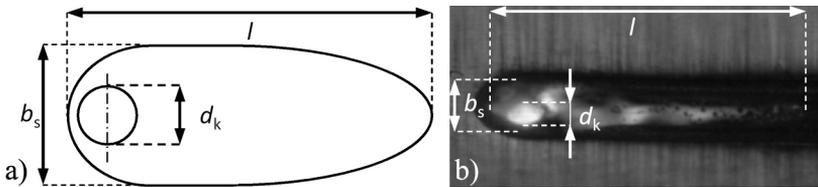


Abbildung 17: Charakteristische Maße des Schmelzbad mit Kapillare.

a) schematisch, b) am Mikroschweißprozess mit
 $d_k = 164 \mu\text{m}$, $v = 325 \text{ mm/s}$, $P = 200 \text{ W}$, $s = 2 \times 50 \mu\text{m}$

Abbildung 17 a) illustriert schematisch das Schmelzbad mit der Kapillare und die charakteristischen Maße. In Abbildung 17 b) ist ein Schmelzbad im Mikroschweißen von $2 \times 50 \mu\text{m}$ Stahlfolien im Überlappstoß dargestellt. Dabei beschreibt d_k den Kapillardurchmesser, b_s repräsentiert die Schmelzbad- bzw. Nahtbreite und l die Länge des Schmelzbad. Für die Berechnung existieren analytische Näherungen, die aus numerischen Berechnungen abgeleitet wurden [BEC96]. Beck [BEC96] gibt eine Abweichung von max. 5 % bis zu einer Péclet-Zahl von 5 zwischen analytischer Näherung und numerischer Berechnung an. Die analytischen Näherungen für die Länge l und die Breite b_s des Schmelzbades lauten

$$l = \frac{d_k}{2} \cdot \left\{ 0,06 \cdot \left(\frac{T_v - T_0}{T_s - T_0} \right)^{2,28} \cdot \left[\left(\frac{Pe_k}{4} \right)^{-\frac{5}{6}} + 5 \cdot \left(\frac{Pe_k}{4} + 3,4 \right) \right] + 1 \right\} \quad 28$$

und

$$b_s = d_k \cdot \left[8 \cdot \left(\frac{T_v - T_s}{T_v + T_s - 2 \cdot T_0} \right)^2 \cdot \left(\frac{Pe_k}{4} \right)^{-\frac{1}{2}} + 1 \right] \quad 29$$

Die Schmelzbadgeometrie im Tiefschweißen (Länge und Breite) wird im Wesentlichen durch den Kapillardurchmesser d_k , das Verhältnis von Verdampfungstemperatur T_v zu Schmelztemperatur T_s und der Péclet-Zahl Pe_k (bezogen auf den Kapillardurchmesser) bestimmt [BEC96]. Neben der Péclet-Zahl beeinflusst auch das Verhältnis von Schweißnahttiefe zu Materialstärke die Schmelzbadgeometrie. Ist die Schweißnahttiefe gleich der Materialstärke, wird von einer Durchschweißung gesprochen. Auf der Unterseite des Bauteils bildet sich eine Nahtwurzel aus und im Bauteil breitet sich die Wärme zweidimensional aus. Ist die Schweißnahttiefe hingegen klein gegenüber der Materialstärke, erfolgt die Wärmeableitung dreidimensional und wird als Einschweißung bezeichnet. Abbildung 18 illustriert schematisch den Unterschied und die Auswirkung auf die Erstarrung der Naht unter Vernachlässigung des konvektiven Energietransports.

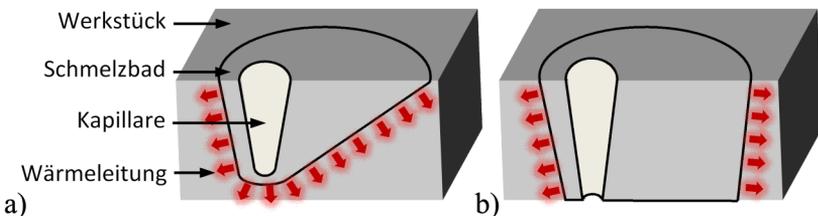


Abbildung 18: Schematische Darstellung der Schmelzbadausbildung im Tiefschweißen.
 a) Einschweißung in einen halbunendlichen Körper.
 b) Durchschweißen einer Platte mit endlicher Dicke

Aufgrund der dreidimensionalen Wärmeleitung (Abbildung 18 a) für eine Einschweißung in einen idealisiert halbunendlichen Körper erstarrt das Schmelzbad auch vom Nahtgrund aus und nimmt zu seinem Ende hin in der Tiefe ab. Dagegen gilt für die Durchschweißung einer Platte mit endlicher Dicke (Abbildung 18 b) eine zweidimensionale Wärmeleitung in das Bauteil. Unter Vernachlässigung des konvektiven Energie- und Massentransports im Schmelzbad bilden sich dadurch parallele Isothermen im Werkstück aus und das Schmelzbad erstarrt nur an seiner seitlichen und hinteren Begrenzung. Aufgrund des Wärmestaus an der Werkstückunterseite im Fall der Durchschweißung ist die Schweißnahttiefe im Vergleich zur Einschweißung bei gleicher eingekoppelter Leistung immer größer [BEY95].

Während des Mikroschweißens im Überlappstoß sollte bedingt durch die geringen Materialstärken und die daraus resultierenden Schweißnahttiefen von kleiner 200 μm auf Einschweißungen verzichtet werden. Schwankungen oder Instabilitäten während des Schweißprozesses, die einen verringerten oder fehlenden Anbindungsquerschnitt zwischen den Fügepartnern zur Folge haben, führen zu einer variierenden Schweißnahttiefe [SCH12a]. Funktionale Anforderungen wie Festigkeit oder Gasdichtigkeit der Schweißverbindung werden hierdurch nicht erfüllt. Daher ist für einen stabilen Mikroschweißprozess die Ausbildung einer im Querschnitt rechteckigen Nahtgeometrie mit steilen Schmelzbadflanken anzustreben [SCH12a]. Aus dieser Forderung resultiert eine Durchschweißung wie in Abbildung 18 b) mit einer Schweißnahttiefe, die abhängig von den Materialstärken der Fügepartner ist.

2.9 Strömungsdynamik im Schmelzbad

Während des Laserstrahlschweißens wird die Temperaturverteilung im Bauteil durch konvektiven Energie- und Massentransport modifiziert. Die Strömungsdynamik im geschmolzenen Werkstoff beeinflusst damit direkt die Geometrie des Schmelzbads und damit die Form der erstarrten Schweißnaht. Dabei werden die Strömungskomponenten der Schmelzbadbewegung anhand der auslösenden Ursachen unterschieden.

Strömungsinduktion durch Oberflächenspannung

Während des Wärmeleitungsschweißens ohne Verdampfung des Werkstoffs ist die durch den Oberflächenspannungsgradienten entstehende sogenannte Marangoni-Konvektion die einzig treibende Kraft für die Schmelzbadströmung. Zwischen der Schmelzbadmitte und dem Schmelzbadrand bildet sich durch die Wärmeleitung ein Temperaturgradient aus. Infolge der Temperatur- und Konzentrationsabhängigkeit der Oberflächenspannung werden Scherkräfte im Schmelzbad induziert. Die Scherspannungen führen zu einem Strömungsantrieb und einem konvektiven Energietransport. Die Strömungsrichtung ist dabei von dem Vorzeichen des Oberflächenspannungsgradienten $d\sigma/dT$ abhängig. Bei geschmolzenen, reinen Metallen und den meisten Eisenlegierungen (Ausnahme z. B. bei Fe-Mo-Legierungen) ist der Oberflächenspannungsgradient negativ ($d\sigma/dT < 0$), d. h. die Oberflächenspannung wird mit steigender Temperatur in Richtung Schmelzbadmitte kleiner. Dadurch bildet sich eine radial zur Schmelzbadbegrenzung gerichtete Strömung aus (s. Abbildung 19 a). [BEC96]

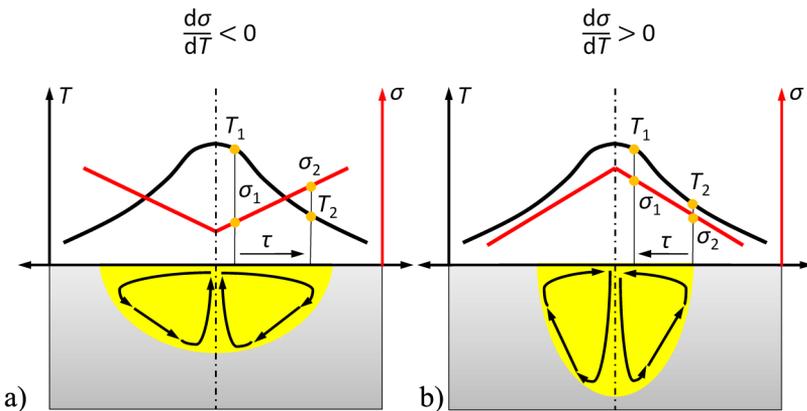


Abbildung 19: Marangoni-Konvektion in Abhängigkeit vom Oberflächenspannungsgradienten nach [HÜG14]. a) negativ, b) positiv

Der Spannungsgradient wird durch oberflächenaktive Elemente beeinflusst. Diese Elemente können in Form von Legierungsbestandteilen wie z. B. Mangan, Molybdän oder Vanadium im Werkstoff enthalten

sein oder auch von außen in Form von Sauerstoff oder Kohlendioxid zugeführt werden [BEC96], [CZE05]. Durch Reaktion der oberflächenaktiven Elemente mit Grenzschichtatomen erfolgt eine Reduzierung der Oberflächenspannung der Schmelze. Da die Löslichkeit von Sauerstoff bei steigenden Temperaturen abnimmt, schwächt sich dieser Effekt durch die Abhängigkeit der Oberflächenspannung von der Temperatur zur heißeren Schmelzbadmitte hin ab und führt zu einem positiven Oberflächenspannungsgradient ($d\sigma/dT > 0$). Damit wächst die Oberflächenspannung mit steigender Temperatur in Richtung Schmelzbadmitte und induziert eine radial zum Schmelzbadzentrum gerichtete Schmelzbadströmung (s. Abbildung 19 b).

Im Gegensatz zu Schweißverfahren mit Festoptiken kann Schutzgas beim Remote-Schweißen mit Strahlableinheiten nicht über koaxiale oder seitlich am Bearbeitungskopf angebrachte Düsen zugeführt werden [OEF13]. Folglich wird das Mikroschweißen mit Strahlableinheiten unter Umgebungsatmosphäre mit Sauerstoffgehalt durchgeführt. Dadurch werden die Oberfläche des Schmelzbades und die Nahtgeometrie beeinflusst.

Die sich durch die Marangoni-Konvektion ergebenden Strömungsgeschwindigkeiten können nach Beck [BEC96] anhand einer analytischen Näherung berechnet werden. Daraus resultiert eine maximale Strömungsgeschwindigkeit in Relation zu einer mittleren Wirklänge. Die Wirklänge wird gemittelt, da die Ausdehnung des Schmelzbades um die Kapillare variiert. Die maximale, mittlere Strömungsgeschwindigkeit durch Marangoni-Konvektion u_m lässt sich durch folgende Gleichung abschätzen:

$$u_m = 3,825 \cdot \left(\frac{T_s - T_0}{T_v - T_0} \right)^{\frac{5}{6}} \cdot \left[\frac{2 \cdot \sigma_t^2 \cdot (T_v - T_s)}{d_k \cdot \eta \cdot \rho \cdot \left(\frac{Pe_k}{4} + 1,7 \right)} \right]^{\frac{1}{3}} \quad 30$$

Die Strömungsgeschwindigkeiten der Marangoni-Konvektion werden im Wesentlichen von den Werkstoffkenngrößen Oberflächenspannung σ , Verdampfungstemperatur T_v und Schmelztemperatur T_s beeinflusst [BEC96].

Der Einfluss der Marangoni-Konvektion auf das Schmelzbad während des Tiefschweißens ist nur dann signifikant, wenn diese größer als die Strömungsgeschwindigkeit der Kapillarumströmung bleibt [HÜG14]. Berechnungen in [FUH05] belegen, dass die Marangoni-Strömung während des Tiefschweißens bis zu einer Vorschubgeschwindigkeit von etwa 100 mm/s Einfluss auf das Schmelzbad und die Schweißnahtform ausübt. Mit dieser Einschränkung ist die Marangoni-Konvektion bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten zu vernachlässigen und die Kapillarumströmung dominiert das Schmelzbad.

Im Mikroschweißen können aufgrund der eingesetzten Laserstrahlquellen mit hoher Brillanz große Vorschubgeschwindigkeiten und damit hohe Péclet-Zahlen erreicht werden. Ismail [ISM11] und Okamoto [OKA07], [OKA08] berichten von Vorschubgeschwindigkeiten bis 2 m/s bei Durchschweißungen von Stahlfolien mit einer Materialstärke von 25 μm und 50 μm .

Strömungsinduktion durch Kapillarbewegung

Die Ausbildung einer Kapillare während des Tiefschweißens ist primär bestimmend für das Strömungsfeld. Sie stellt für das an der Schmelzfront aufgeschmolzene Material einen zu umströmenden Körper dar, der im Bereich dahinter eine der Kapillarform entsprechende Geschwindigkeitsverteilung induziert. Die Kapillarumströmung verursacht insbesondere bei Vorschubgeschwindigkeiten größer 500 mm/s eine rein horizontale Strömungsbewegung, sodass kaum vertikale Strömungsfelder auftreten [HÜG14]. Da die Schmelzbadbreite mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit abnimmt, verringert sich dabei der freie Strömungsquerschnitt zwischen Kapillare und Schmelzbadrand. Dadurch muss die Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare Werte annehmen, die die Vorschubgeschwindigkeit deutlich übersteigt [BEC96].

Beck [BEC96] leitet aus numerischen Berechnungen eine analytische Näherung der maximalen Umströmungsgeschwindigkeit mit einer Abweichung von weniger als 5 % bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 250 mm/s ab. In der numerischen Berechnung wird die Reibung zwischen Schmelze und Kapillarwand vernachlässigt und die Umströmung am Schmelzbadrand der Vorschubgeschwindigkeit gleichgesetzt. Dadurch nimmt die Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare u_s vom Schmelzbadrand bis zur Kapillare zu und erreicht

dort ihren maximalen Wert, der mit folgender Gleichung abgeschätzt werden kann:

$$u_s = v \cdot \left[1 + 2 \cdot \sqrt{\frac{1}{5}} \cdot \left(\frac{T_V + T_S - 2 \cdot T_0}{T_V - T_S} \right)^{\frac{5}{4}} \cdot \left(\frac{4 \cdot \kappa}{v \cdot d_k} \right)^{\frac{3}{4}} \right] \quad 31$$

Zu beachten ist, dass in dieser Lösung das an der Kapillarfront aufgeschmolzene Material seitlich an der Kapillare vorbeitransportiert wird und ein Schmelzetransport unterhalb der Kapillare ausgeschlossen wird. Diese Vereinbarung trifft im Wesentlichen nur für Aspektverhältnisse $A_R \gg 1$ zu [HÜG14].

Aus Gleichung 31 ist ersichtlich, dass Prozessgrößen wie die Vorschubgeschwindigkeit v und der Kapillar- bzw. Fokusdurchmesser d_f einen großen Einfluss auf die maximale Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare ausüben. Dabei ist die Abhängigkeit zur Vorschubgeschwindigkeit mit

$$u_s \propto v^{\frac{7}{4}} \quad 32$$

und die zum Fokusdurchmesser mit

$$u_s \propto d_f^{\frac{3}{4}} \quad 33$$

gegeben. Abbildung 20 illustriert diese Abhängigkeiten am Beispiel der Bearbeitung von nichtrostendem Stahl (1.4301) mit den Fokusdurchmessern $d_f = 20 \mu\text{m}$ und $d_f = 200 \mu\text{m}$.

Während der Bearbeitung von nichtrostendem Stahl (1.4301) mit einem Fokusdurchmesser von $20 \mu\text{m}$ und den Vorschubgeschwindigkeiten von $0,5 \text{ m/s}$ und 2 m/s steigt die maximale Umströmungsgeschwindigkeit von $1,8 \text{ m/s}$ auf $17,1 \text{ m/s}$. Die errechneten Werte der maximalen Umströmungsgeschwindigkeit erhöhen sich mit dem Einsatz eines Fokusdurchmessers von $200 \mu\text{m}$ auf 8 m/s und $87,2 \text{ m/s}$. Für das Mikroschweißen mit hohen Vorschubgeschwindigkeiten und großen Fokusdurchmessern sind bei ausschließlich seitlicher Kapilla-

rumströmung daher sehr große Strömungskomponenten im Schmelzbad zu erwarten.

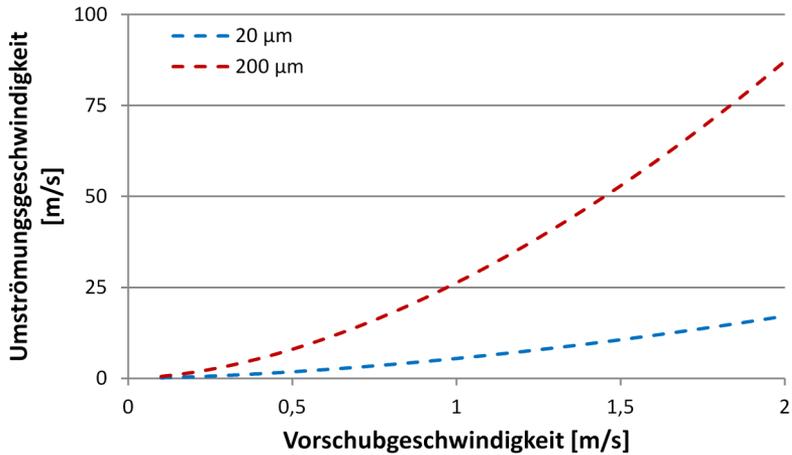


Abbildung 20: Maximale Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare für die Bearbeitung von nichtrostendem Stahl (1.4301) mit Kapillardurchmessern von 20 µm und 200 µm; Werkstoffkenngrößen s. Anhang B

Aus Gleichung 31 kann zusätzlich abgeleitet werden, dass insbesondere für Werkstoffe mit geringen Temperaturleitfähigkeiten κ und kleiner Differenz zwischen Verdampfungstemperatur T_V und Schmelztemperatur T_S die Umströmungsgeschwindigkeit die Vorschubgeschwindigkeit um ein Vielfaches übertrifft. Abbildung 21 stellt die Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare für verschiedene Werkstoffe dar.

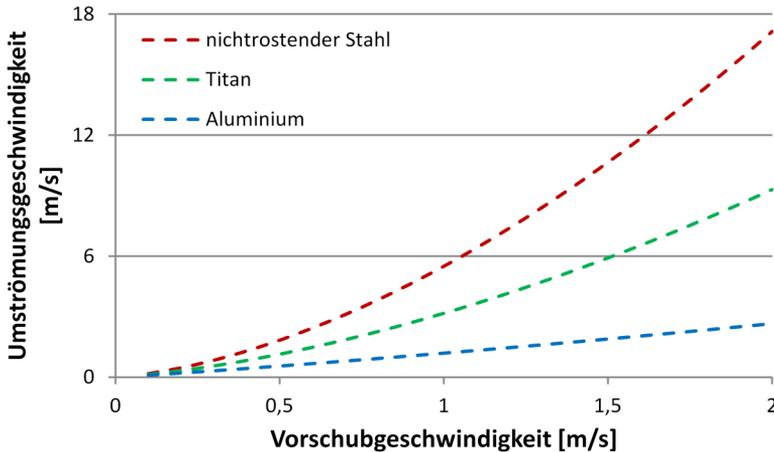


Abbildung 21: Maximale Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare für die Bearbeitung von verschiedenen Werkstoffen mit einem Kapillardurchmesser von $20\ \mu\text{m}$; Werkstoffkenngrößen s. Anhang B

Abbildung 21 zeigt den Einfluss der Werkstoffkenngrößen auf die maximale Umströmungsgeschwindigkeit während der Bearbeitung mit einem Fokusbereich von $20\ \mu\text{m}$ bei steigender Vorschubgeschwindigkeit.

Aufgrund der höheren Schmelzbadbreiten von Aluminium und Titan im Vergleich zu Stahl (s. Gleichung 29) erhöht sich bei gleichem Kapillar- bzw. Fokusbereich der freie Strömungsquerschnitt und senkt damit die maximale Umströmungsgeschwindigkeit.

Die aus den analytischen Näherungen in Gleichungen 30 und 31 berechneten Geschwindigkeitswerte lassen sich experimentell nur schwer überprüfen, können aber als plausible Richtwerte für Kapillaren mit einer kreisförmigen Öffnung gelten [HÜG14]. Bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten wirkt der an der Kapillarfront erzeugte und abströmende Metalldampf mit einem Druck auf die Kapillarrückwand und zieht die Kapillare auseinander [FAB10]. Fabbro [FAB10] beobachtete diesen Effekt beim Laserstrahlschweißen von nichtrostendem Stahl (1.4301) mit einer Laserleistung von 4 kW und einem Fokusbereich von $600\ \mu\text{m}$ bereits ab einer Vorschubgeschwindigkeit von $150\ \text{mm/s}$. Die elliptische Kapillarform verlängert die

Wirklänge der Reibung der strömenden Schmelze zwischen Kapillarwand und Schmelzbadbegrenzung und führt zu einer Verringerung der Strömungsgeschwindigkeit im Schmelzbad [BEC96].

Strömungsinduktion durch abströmenden Metalldampf

Neben der Umströmung der Kapillare durch die Vorschubbewegung induziert auch der ausströmende Metalldampf eine Bewegung im Schmelzbad. Die Viskosität des Metalldampfes führt zu einem Impulsübertrag vom Dampf auf die Kapillarwand und induziert damit eine Schubspannung. Mithilfe der Wandschubspannung und der Wirklänge des abströmenden Dampfes (Kapillartiefe) kann die maximale Strömungsgeschwindigkeit u_v abgeschätzt werden. Dabei dominiert in erster Linie die Schubspannung τ , welche einen quadratischen Einfluss auf die Strömungsgeschwindigkeit in der Schmelze hat. Nachgeordnet sind die Einschweiß- bzw. Kapillartiefe t_k sowie Dichte ρ und dynamische Viskosität η der Schmelze [BEC96]:

$$u_v = 1,51 \cdot \left(\frac{\tau^2 \cdot t_k}{\rho \cdot \eta} \right)^{\frac{1}{3}} \quad 34$$

Mit maximalen Schweißnahttiefen von 200 μm im Überlappstoß ist die Kapillartiefe im Mikroschweißen sehr gering und dadurch der Effekt des abströmenden Metalldampfes auf das Strömungsfeld im Schmelzbad nahezu zu vernachlässigen.

Vergleich der Strömungen

Während des Tiefschweißprozesses wirken alle Strömungsinduktionen gleichzeitig auf das Schmelzbad. Dabei haben sie aber unterschiedlich großen Einfluss auf das Strömungsfeld. Abbildung 22 zeigt die berechneten maximalen Strömungsgeschwindigkeiten der einzelnen Strömungskomponenten im Schmelzbad am Beispiel einer Schweißnahttiefe von 200 μm in nichtrostendem Stahl (1.4301) mit einem Fokusdurchmesser von 200 μm .

Abbildung 22 macht deutlich, dass der Einfluss der Marangoni-Konvektion und der Strömungsinduktion durch abströmenden Me-

talldampf mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit an Bedeutung verliert. Insbesondere für hohe Vorschubgeschwindigkeiten bestimmt nahezu ausschließlich die Kapillarumströmung das Strömungsfeld im Schmelzbad.

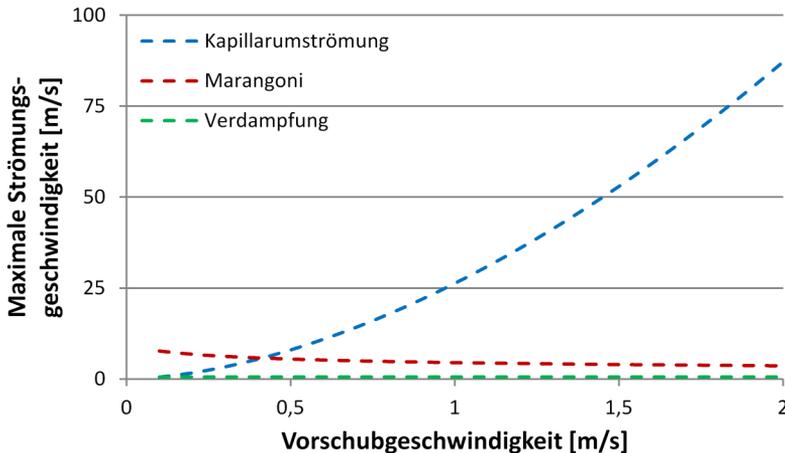


Abbildung 22: Maximale Strömungsgeschwindigkeit der Strömungskomponenten am Beispiel einer Schweißnahttiefe von $200\ \mu\text{m}$ in nichtrostendem Stahl (1.4301) mit einem Kapillardurchmesser von $200\ \mu\text{m}$; Werkstoffdaten siehe Anhang B

Um die vorherrschenden Strömungsverhältnisse im Schmelzbad zu untersuchen, können Kontrastwerkstoffe verwendet werden. Die Verteilung der Kontrastwerkstoffe im aufgeschmolzenen Werkstoff lässt Rückschlüsse auf die dominierenden Strömungen zu. Der Kontrastwerkstoff sollte ähnliche Werkstoffeigenschaften besitzen, um nicht den Prozess merklich zu beeinflussen. [BEY95]

2.10 Prozessinstabilitäten während des Laserstrahlschweißens

Bis zu dieser Stelle wurden lediglich die Auswirkungen der Strömungen im Schmelzbadbereich der Kapillare diskutiert. Wie aber bereits

zuvor erwähnt, dominiert die Kapillarumströmung bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten das Strömungsfeld auch hinter der Kapillare. Infolge von Ablösewirbeln hinter der Kapillare wird die Schmelzbadströmung in die Nahtmitte verdrängt und zusätzlich beschleunigt [FUH05]. Dadurch sind im hinteren Bereich der Schmelze noch erhebliche Strömungsgeschwindigkeiten vorhanden, die sich auf die geometrischen Bedingungen der Erstarrung auswirken und zum Humping führen können [HÜG14].

Humping

Schmelzaufwürfe, die bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten zu beobachten sind, werden als Humping bezeichnet [BEC96], [BEY95]. Humping ist ein qualitätsmindernder Effekt, der in der Fertigung unerwünscht ist [HÜG14] und zu einer Limitierung der Produktivität führt, da die Vorschubgeschwindigkeit dadurch begrenzt wird [BER11]. Der Humping-Effekt wird seit mehr als 30 Jahren beobachtet und beschrieben [BER11], [ARA78]. In der Literatur existieren im Wesentlichen zwei Modellansätze zur Erklärung des Humping-Phänomens, die sich teilweise widersprechen [NEU12]. Keines der darauf aufbauenden Modelle kann umfassend das Humping-Phänomen für alle bisher beobachteten Prozesssituationen mit unterschiedlichsten Prozessgrößen beschreiben [BER11]. So kann die Grenze der Vorschubgeschwindigkeit beim Eintritt des Humping-Effekts in einem breiten Geschwindigkeitsbereich von ca. 15 mm/s bis ca. 1400 mm/s beobachtet werden [HÜG14]. Da der Humping-Effekt sowohl beim Laserstrahl- als auch beim Elektronenstrahl- und Lichtbogenschweißen auftritt, kann zumindest davon ausgegangen werden, dass es sich um einen hydrodynamischen Effekt im Schmelzbad handelt [RUS06]. Der erste Modellansatz beruht auf einem bei hoher Schweißgeschwindigkeit auftretenden Schmelzestrahls, der sich auf der Mittellinie des Schmelzbades ausbildet und auf dessen Ende gerichtet ist. Die Strömungsgeschwindigkeit des Schmelzestrahls übersteigt dabei die Vorschubgeschwindigkeit deutlich und ist eine Folge der Umströmung der Kapillare [BEC96] (vgl. Kapitel 2.9). Der konvektive Wärmetransport verlängert das Schmelzbad und die kinetische Energie des Schmelzestrahls führt am Schmelzbadende zur Ausbildung eines Staubeiets mit erhöhtem Druck. Der Schmelzestrahls wird durch Erstarrungsvorgänge abgebremst und resultiert in periodischen Schmelzeansammlun-

gen. Beim Einschweißen verstärkt sich dieser Effekt gegenüber dem Durchschweißen, da aufgrund der Wärmeleitung ohne Wärmestau an der Unterseite des Bauteils das Schmelzbad am Nahtgrund schneller erstarrt als an der Werkstückoberseite und so eine Rampe bildet, an der die Schmelze in Richtung Werkstückoberfläche umgeleitet wird. Nach Berger [BER11] resultieren Erstarrungsvorgänge insbesondere am Nahtgrund und an der seitlichen Schmelzbadbegrenzung in einer Verringerung des freien Strömungsquerschnitts. Abbildung 23 verdeutlicht den Einfluss der unteren und seitlichen Schmelzbadstarung durch Wärmeableitung in das Bauteil auf die Verringerung des Strömungsquerschnitts.

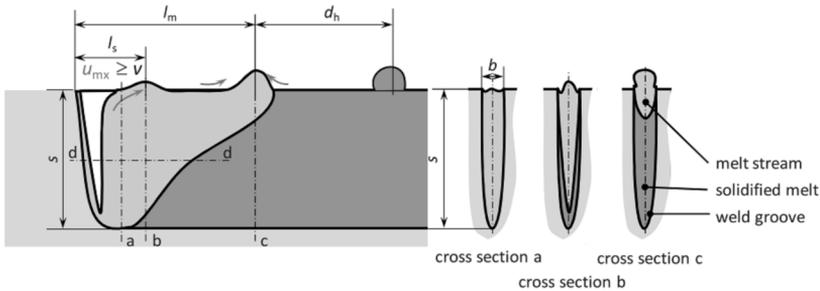


Abbildung 23: Ausbildung des Humping-Effekts beim Einschweißen [BER11]

Dieser Ansatz beschreibt rein geometrische Aspekte und vernachlässigt weitere Einflussgrößen wie die Oberflächenspannung [BER11], [NEU12]. Gerade im Mikroschweißen ist mit verstärkten thermokapillaren Effekten zu rechnen, da der Druck durch die Oberflächenspannung p_σ mit abnehmendem Querschnitt der Schweißnaht steigt. Wird das Schmelzbad als Flüssigkeitszylinder betrachtet, ergibt sich der Druck durch die Oberflächenspannung p_σ mit der Oberflächenspannung σ und dem Querschnittsradius des Schmelzbads r_s wie folgt:

$$p_\sigma = \frac{\sigma}{r_s}$$

Mit einer einfachen Übersichtsrechnung kann für eine Durchschweißung an einem 2 mm starken Feinblech und einer 200 µm starken Folie mit einem Aspektverhältnis s/d_f von 1 der Einfluss abgeschätzt werden. Unter der Annahme, dass Fokusbereich und Schmelzbadbreite sowie -tiefe identisch sind, ergibt sich ein um Faktor zehn größerer Druck durch die Oberflächenspannung, der auf das Schmelzbad im Mikroschweißen wirkt.

Daher bezieht sich ein zweiter Modellansatz auf die sogenannte Plateau-Rayleigh-Instabilität [RAY96], wobei das Schmelzbad einem freien Flüssigkeitsstrahl gleichgesetzt wird. Getrieben durch die Oberflächenspannung zerfällt der freie Flüssigkeitsstrahl im Verlauf seiner Ausbildung und Ausbreitung in eine Tropfenkette. Bedingt durch Anfangsstörungen bilden sich rotationssymmetrische Schwingungen aus, die schließlich zur Abschnürung der Tropfen führt (s. Abbildung 24). Als Instabilitätskriterium ergibt sich eine Zerfallslänge L_s eines Flüssigkeitsstrahls nach [BEY95]

$$L_s = 3 \cdot u \cdot \sqrt{\frac{\rho \cdot D_s^3}{\sigma}} \quad 36$$

mit der Strömungsgeschwindigkeit des Fluids u , der Dichte des Mediums ρ , dem Durchmesser des Flüssigkeitsstrahls D_s und der Oberflächenspannung des Fluids σ . Das bedeutet, dass bei Anwendung der Theorie auf Schmelzbäder abhängig von den Werkstoffeigenschaften besonders schlanke und lange Schmelzbäder vom Zerfall in Humping-Tropfen betroffen sind [BEY95]. Insbesondere beim Mikroschweißen mit kleinen Fokusbereichen und hohen Vorschubgeschwindigkeiten sind diese Bedingungen erfüllt (s. Gleichung 28 und 29).



Abbildung 24: Bildmontage der zeitlichen Abfolge einer Monte-Carlo-Simulation der Plateau-Rayleigh-Instabilität eines Flüssigkeitsstrahls nach [ROE15]

Gratzke [GRA92] und Thomy [THO07] erweitern das Freistrahlm-Modell um eine Grenzflächenbetrachtung der freien und der durch angrenzendes Material eingeschlossenen Schmelzbadoberfläche und

beziehen den Benetzungswinkel der Schmelze am Werkstück mit ein. Daraus leitet Gratzke [GRA92] ein kritisches Verhältnis von Schmelzbadlänge zu Schmelzbad Durchmesser von $l/d_s = \pi$ für das Laserstrahlschweißen ab. Diese Modelle können mit hinreichender Genauigkeit den Abstand der Schmelzeansammlungen (Humping-Tropfen) prognostizieren, aber nicht die kritische Zeitkonstante, die den Zerfall bestimmt [NEU12].

Neumann [NEU12] definiert einen kritischen Benetzungswinkel der Schmelze mit der Oberfläche des Werkstücks von ca. 90° , der nicht überschritten werden darf. Eine Verringerung der Kapillarumströmung, welche den Schmelzestrahle beeinflusst und am Ende des Schmelzbades für eine Aufstauung und Bildung der Humping-Tropfen verantwortlich ist, führt ebenfalls zu einer Verschiebung der Grenzgeschwindigkeit zu höheren Werten. Katayama [KAT07] zeigt beim Einschweißen in nichtrostenden Stahl, dass durch die Erhöhung der Schmelzbadbreite b_s mit Einsatz von größeren Fokussdurchmessern (von $d_f = 130 \mu\text{m}$ auf $360 \mu\text{m}$) die Geschwindigkeit der Kapillarumströmung verringert und das Humping unterdrückt werden kann. Im Gegensatz dazu postuliert Miyamoto [MIY04a], dass das Temperaturfeld nicht von der Wärmequelle abhängig ist und daher die Schmelzbadbreite auch bei variierendem Fokussdurchmesser konstant bleibt. Dadurch kann mit sinkendem Fokussdurchmesser der freie Strömungsquerschnitt $b_s - d_k$ (s. Abbildung 17) vergrößert und die Umströmungsgeschwindigkeit minimiert werden. Miyamoto beobachtete während des Mikroschweißens von rostfreiem Stahl (1.4301) mit einer Stärke von $40 \mu\text{m}$ und konstanter Leistung von 40 W bei einer Reduktion des Fokussdurchmessers von $10 \mu\text{m}$ auf $8 \mu\text{m}$ eine Verschiebung der Grenzgeschwindigkeit von 1600 mm/s auf 2200 mm/s . Damit wird einer Vergrößerung des Fokussdurchmessers eine Verschiebung der Grenzgeschwindigkeit sowohl zu größeren als auch zu kleineren Werten zugewiesen und kann an dieser Stelle nicht abschließend beantwortet werden.

Eine weitere Einflussgröße stellen die Schweißnahttiefe t_s bzw. die Laserleistung P dar. Sinkt die Schweißnahttiefe, verschiebt sich die Grenzgeschwindigkeit ebenfalls zu höheren Vorschubgeschwindigkeiten [KLA06], [BEC96]. Thomy [THO07] berichtet für Einschweißungen in nichtrostenden Stahl (1.4301) mit einem Fokussdurchmesser von $20 \mu\text{m}$, dass mit steigender Leistung (Ursache für eine steigende Schweißnahttiefe t_s) von 100 W ($t_s \approx 0,1 \text{ mm}$) auf 1000 W ($t_s \approx 2,5 \text{ mm}$) die kritische Grenzgeschwindigkeit von 1500 mm/s auf 170 mm/s sinkt.

Außerdem zeigt Neumann [NEU12], dass die kritische Geschwindigkeit zum Humping beim Durchschweißen generell größer ist als beim Einschweißen. Die Ursache hierfür ist die von Berger [BER11] beschriebene Rampe aufgrund der Schmelzeerstarrung am Nahtgrund, die die Schmelze in Richtung Werkstückoberfläche umlenkt (s. Abbildung 23). Infolge des sich unterschiedlich ausbildenden Temperaturfeldes bei Durchschweißungen im Vergleich zu Einschweißungen ergibt sich anstatt einer Umlenkzone eine nahezu vertikale Begrenzung am Schmelzbadende (s. Abbildung 18). Daher sind Erkenntnisse für das Humping beim Einschweißen nicht auf das Durchschweißen zu übertragen.

Da die Strömungsgeschwindigkeit des Schmelzestrahls eine Folge der Kapillarumströmung ist, wird auch die Grenzgeschwindigkeit durch diese bestimmt. Die Strömungsgeschwindigkeit der Kapillarumströmung hingegen resultiert aus der Schmelzbadbreite neben der Kapillare. So sind für Werkstoffe mit einer großen Differenz aus Schmelz- und Verdampfungstemperatur eine große Schmelzbadbreite und damit eine niedrigere Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare zu erwarten (vgl. Kapitel 2.9). Dadurch verschiebt sich auch die Grenzgeschwindigkeit zum Humping zu höheren Werten.

Zur Entstehung des Humping-Effekts existieren im Wesentlichen zwei unterschiedliche Theorien, die sich teilweise widersprechen. Zahlreiche Erkenntnisse zur Entstehung des Humping-Effekts als auch dessen Auswirkung sind vielfach für das Einschweißen gewonnen worden und lassen sich nicht auf Durchschweißungen, wie sie im Mikroschweißen gefordert sind (vgl. Kapitel 2.8), übertragen. Unklarheit herrscht auch in Bezug auf die Wirkung der identifizierten Einflussfaktoren. So wird z. B. der Vergrößerung des Fokusdurchmessers ein sowohl positiver als auch negativer Einfluss auf den Humping-Effekt zugewiesen und kann damit nicht eindeutig zugeordnet werden. Die Schweißnahttiefe zeigt einen Einfluss auf den Humping-Effekt, welcher aber bisher nur für Einschweißungen nachgewiesen werden konnte. Ebenso ist die Leistung immer mit der Schweißnahttiefe verknüpft und wurde in der Vergangenheit nur im Zusammenhang mit dieser diskutiert. Daher ist der Einfluss der Leistung auf den Humping-Effekt bei konstanter Durchschweißtiefe nicht hinreichend diskutiert. Desgleichen gilt für den Einfluss der Werkstoffwahl. Durch unterschiedliche geometrische Effekte während der Erstarrung lassen sich die Ergebnisse der Einschweißungen nicht auf Durchschweißungen übertragen.

Daraus lässt sich ableiten, dass der Humping-Effekt und seine Einflussfaktoren für Durchschweißungen ausführlicher untersucht werden muss. Insbesondere gilt dies für das Mikroschweißen, da hier kleine Fokusdurchmesser und hohe Prozessgeschwindigkeiten angewendet werden und damit die Gefahr für das Humping gegeben ist.

Spritzer

Als Spritzer werden Auswürfe aus dem Schmelzbad bezeichnet. Experimentell wurde nachgewiesen, dass Spritzer vor allem am Rand der Kapillare auftreten [KAP11]. Ab einer Vorschubgeschwindigkeit von ca. 80 mm/s findet eine Spritzerablösung bei der Bearbeitung von Stahl ausschließlich an der Kapillarrückwand statt [WEB10]. Der sich ablösende Spritzer erhält während seines Entstehens einen vektoriellen Impuls von der Dampfströmung und der Schmelzeströmung, der vorzugsweise entgegen der Vorschubgeschwindigkeit gerichtet ist [HÜG14].

Bei steigender Vorschubgeschwindigkeit wird die Kapillare auseinandergezogen, die Kapillarfront neigt sich und die Energieeinkopplung erfolgt nahezu ausschließlich an der Kapillarfront [FAB10]. Die von dort ausgehenden Dampfströmungen treffen auf die Kapillarrückwand und übertragen dort einen Teil ihres Impulses. Die Schmelze an der Kapillarrückwand strömt aufgrund der induzierten Schubspannung in Richtung Werkstückoberfläche (vgl. Kapitel 2.9) und besitzt eine vertikal nach oben gerichtete Impulskomponente. Übersteigt die Summe der daraus resultierenden Energie die kinetische Energie der horizontalen Schmelzbadströmung und die Energie zur Überwindung der Oberflächenspannung, lösen sich Spritzer von der Kapillarrückwand und treten aus dem Schmelzbad aus [HÜG14].

Der Effekt der Spritzerbildung intensiviert sich bei hohen Intensitäten und hohen Vorschubgeschwindigkeiten, da die überhitzte Schmelze an der geneigten Kapillarfront verstärkt verdampft wird [ROM12]. Dabei sinkt die Kapillarneigung nach einer monotonen Funktion des Verhältnisses aus Vorschubgeschwindigkeit v und der eingestrahlten Intensität I [FAB05]:

$$\beta \propto \frac{v}{I}$$

Abbildung 25 zeigt schematisch die Entstehung von Spritzern.

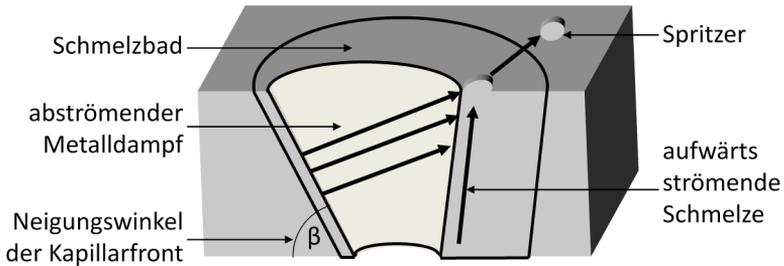


Abbildung 25: Schematische Darstellung der Spritzerbildung bei erhöhter Vorschubgeschwindigkeit

Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass trotz mancher als gegeben anzusehender Zusammenhänge noch viele Details zur Spritzerentstehung unverstanden sind [HÜG14]. Zusammenfassend jedoch kann festgehalten werden, dass die Neigung der Kapillarfront und der daraus resultierende Druck des abströmenden Metalldampfes auf die Kapillarrückwand im Zusammenspiel mit der aufwärtsströmenden Schmelze für die Spritzerbildung ursächlich ist. Dabei wird die Neigung der Kapillarfront durch die Wellenlänge der Laserstrahlung beeinflusst [ROM10]. Die Neigung nimmt linear mit der Vorschubgeschwindigkeit zu, während bei konstanter Vorschubgeschwindigkeit eine Vergrößerung des Fokussdurchmessers zu einer stärker geneigten Kapillarfront führt [WEB10]. Bleiben hingegen Vorschubgeschwindigkeit und Fokussdurchmesser konstant, bewirkt eine Leistungserhöhung eine Abnahme der Kapillarneigung [WEB10]. Eine erhöhte Leistung führt wiederum zu einer erhöhten Abdampfrate und zu einem steigenden Dampfdruck. Die Geschwindigkeit der aufwärtsströmenden Schmelze wird durch Schubspannung τ , der Kapillartiefe t_k sowie Dichte ρ und dynamische Viskosität η der Schmelze bestimmt (vgl. Kapitel 2.9).

Die Komplexität der Zusammenhänge erschweren die Vorhersagbarkeit des Auftretens der Spritzerbildung. Dennoch ist für das Mikroschweißen bei Einsatz von Laserstrahlquellen mit hoher Brillanz und großer eingestrahelter Intensität bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten Spritzerbildung zu erwarten.

3 Zielstellung

Für das verzugsarme und prozesssichere Laserstrahlschweißen von Metallfolien zum Fügen großflächiger Anwendungen wie Vakuum-Isolations-Paneele, Wärmetauschern oder Abgas-Katalysatoren sollen hochbrillante Strahlquellen in Kombination mit schnellen Strahlableitungen eingesetzt werden. Dabei skaliert der erzielbare Fokusbereich mit dem Arbeitsfeld der Strahlableitung und es können sich in Kombination mit der für die Anwendungen typischen Materialstärke $< 100 \mu\text{m}$ kleine Aspektverhältnisse s/d_f mit einem Wert von ca. 1 ergeben. Dadurch ist die Prozesssicherheit aufgrund von Lochbildung in der Schweißnaht gefährdet, da grundlegende Funktionen wie Gasdichtigkeit oder Festigkeit der Fügeverbindung nicht mehr gegeben sind. Deswegen soll der Einfluss von unterschiedlichen Aspektverhältnissen hinsichtlich der Prozesssicherheit untersucht werden.

Die Prozesssicherheit wird ebenso durch den Fügespalt beeinflusst, der aufgrund von Wärmeleitungsverlusten und thermisch induziertem Verzug entsteht. Der thermisch induzierte Verzug kann durch Minimierung des Temperaturfelds verringert werden. Dazu soll die Spannvorrichtung angepasst und während des Mikroschweißprozesses hohe Péclet-Zahlen und Vorschubgeschwindigkeiten angewandt werden, um die thermische Belastung zu minimieren. Hohe Vorschubgeschwindigkeiten und hohe Leistungen in Verbindung mit kleinen Fokusbereichen insbesondere bei der Bearbeitung von Stahl können Humping oder Spritzerbildung verursachen. Für beide Effekte sind noch viele Details zur Entstehung unverstanden.

Genauso lässt sich die Prozessschwelle zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißen für einen nichtrostenden Stahl aufgrund differierender Angaben der Werkstoffdaten in der Literatur als auch durch den nicht berücksichtigten konvektiven Wärmetransportanteil nicht eindeutig analytisch bestimmen. Daher sollen diese Prozessphänomene im Mikroschweißen an einem nichtrostenden Stahl untersucht werden. Zum Vergleich werden weitere Werkstoffe eingesetzt, um die Übertragbarkeit der Ergebnisse zu verifizieren. Um den Einfluss des Fügespalt auszuschließen, werden zunächst Untersuchungen mittels Blindnahtschweißungen durchgeführt. Danach erfolgt die Anwendung auf den Überlappstoß unter Berücksichtigung des Einflusses von Fügespalt und Vorrichtung auf den Schweißprozess.

4 Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung

4.1 Thermophysikalische Charakterisierung des Probenwerkstoffs

Für die Charakterisierung des Laserstrahlschweißprozesses von Metallfolien wurde 1.4301 (X5CrNi18-10) als Probenwerkstoff ausgewählt. Der austenitische Stahl ist sehr gut schweißgeeignet (Schweißeignung A gemäß DVS-Merkblatt 3203, Teil 3), korrosionsbeständig und gilt als umwandlungsfrei. So eignen sich Folien aus 1.4301 aufgrund ihrer Korrosionsbeständigkeit z. B. zur Umhüllung von Vakuum-Isolations-Paneelen oder zum Aufbau von Wärmetauschern mittels Laserstrahlschweißen.

Dabei bedarf die Prozessführung des Mikroschweißens von 1.4301 besondere Aufmerksamkeit, da der nichtrostende Stahl im Vergleich zu Titan und Aluminium eine niedrigere Grenzgeschwindigkeit zum Eintritt des Humping-Effekts aufgrund höherer Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare verursacht und die Prozessschwelle zum energetisch günstigeren Tiefschweißen nicht eindeutig zu bestimmen ist (vgl. Kapitel 2.7 und 2.10).

Dagegen können beim Tiefschweißen von 1.4301 auch bei niedrigen Aspektverhältnissen zwischen 3 und 4 ein Einkoppelgrad um 85 % und im Vergleich zu Aluminium und Titan wesentlich höhere Péclet-Zahlen erzielt werden. Demzufolge ist während des Mikroschweißens von nichtrostendem Stahl ein hoher Prozesswirkungsgrad mit geringen Leistungsverlusten möglich (vgl. Kapitel 2.6).

Das vorrangig vorliegende kfz-Kristallgitter des austenitischen Stahls sorgt für eine gute Umformbarkeit und eine hohe Kaltverfestigungsfähigkeit [SCH04]. Ein weiterer Vorteil des verwendeten Werkstoffes liegt darin, dass eine Martensitbildung und damit eine Versprödung in der Schweißnaht aufgrund der austenitbildenden Wirkung des erhöhten Nickelgehaltes vermieden werden. Damit gilt 1.4301 als umwandlungsfrei. Austenitische Chrom-Nickel-Stähle sind gerade bei kleinen Bauteilstärken mit geringer Steifigkeit im Vergleich zu unlegierten Stählen aufgrund ihrer thermophysikalischen Eigenschaften stärker eigen-

spannungs- und damit verzugsgefährdet. Die Wärmeleitfähigkeit (bei Raumtemperatur $15 \text{ W/m}\cdot\text{K}$ [THY11]) ist dreimal kleiner im Vergleich zu unlegierten Stählen bei gleichzeitig eineinhalbfachem Ausdehnungskoeffizienten ($16\cdot 10^6\text{--}19\cdot 10^6 \text{ 1/K}$) [SCH04].

Da die Oberflächenrauheit den Absorptionsgrad und damit die Energieeinkopplung während des Schweißprozesses beeinflusst [BLI13], sollen die Probenoberflächen der verschiedenen verwendeten Folienstärken im Lieferzustand verglichen werden.

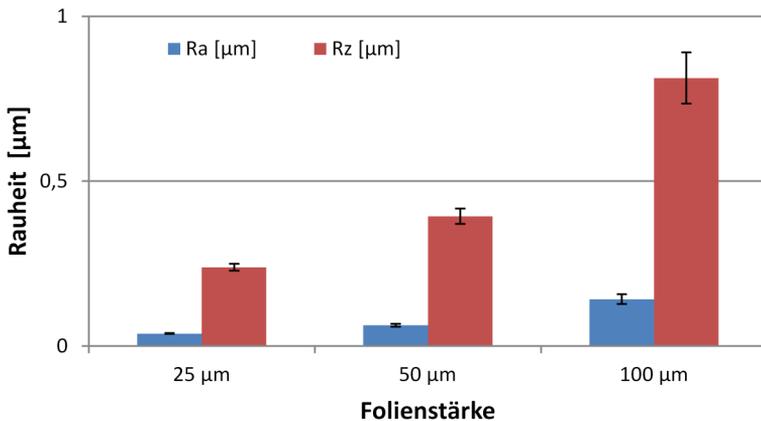


Abbildung 26: Rauheitskenngrößen
in Abhängigkeit von den verwendeten Folienstärken

Die Rauheitskenngrößen steigen mit wachsender Folienstärke an (s. Abbildung. 26). Die zunehmende Rauheit in Abhängigkeit von der Folienstärke ist auf den Herstellungsprozess der Metallfolien zurückzuführen. Mit abnehmender Stärke steigt die Anzahl der Walzdurchläufe, wodurch sowohl eine höhere Kaltverfestigung als auch eine glattere Oberfläche erzielt werden. Bergström [BER07] berichtet, dass sich bei nichtrostenden Stählen ein Anstieg der Absorption erst ab einer mittleren Rauheit R_a über $1,5 \mu\text{m}$ für eine Wellenlänge von 1064 nm einstellt. Daher wird bei vorliegendem Probenmaterial nicht von einer Änderung des Absorptionsgrades in Abhängigkeit von der Folienstärke ausgegangen.

Weil durch den Walzprozess eine anisotrope Oberflächenstruktur erzeugt wird, erfolgt eine Untersuchung des Einflusses der Mikrostruktur auf die Bearbeitungsrichtung. Hierfür können Schweißproben unter einer Drehung um 90° prozessiert werden. Im Vergleich der energiespezifischen Volumina und damit der Prozesswirkungsgrade bei identischen Prozessgrößen kann kein signifikanter Unterschied bezüglich einer veränderten Energieeinkopplung festgestellt werden. Für die thermophysikalische Auswertung der Schweißproben ist die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit des verwendeten Werkstoffes notwendig, da in der Literatur nur wenige, stark differierende Werte zu finden sind. Zugleich ist die Temperaturleitfähigkeit eine zentrale Werkstoffeigenschaft zur Bestimmung der Péclet-Zahl (s. Kapitel 2.6). Deswegen werden die Werkstoffproben im Lieferzustand mit einem LINSEIS XFA 500 in einem Temperaturbereich bis 500°C gemessen. Die Datenpunkte der Temperaturleitfähigkeit über verschiedene Stützstellen beinhalten jeweils drei Messungen und sind in Abbildung 27 mit den entsprechenden Fehlerindikatoren der Standardabweichung dargestellt. Mithilfe der Mittelwerte wird eine Regression durchgeführt, welche die lineare Regressionsfunktion der Temperaturleitfähigkeit ergibt. Das Bestimmtheitsmaß R^2 der Regressionsfunktion beträgt dabei 0,97.

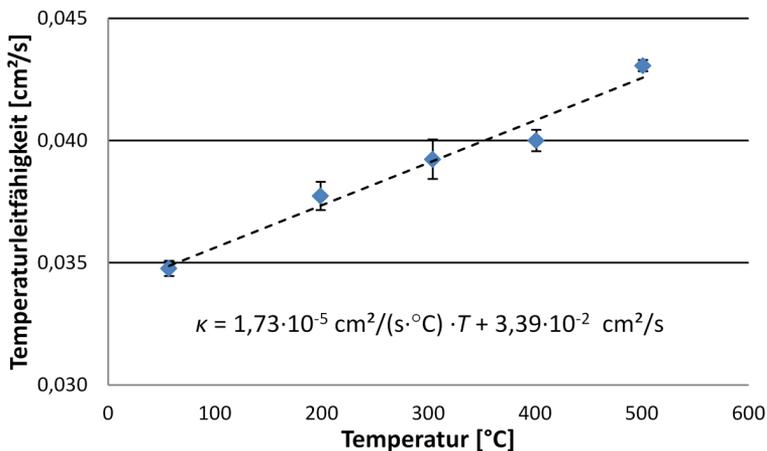


Abbildung 27: Temperaturleitfähigkeitsmessung mit Regressionsgleichung für CrNi-Stahlfolien im Lieferzustand

Mithilfe der Regressionsfunktion kann unter Vernachlässigung der Phasenänderung des Werkstoffes die Temperaturleitfähigkeit für den interessanten Bereich der Schmelztemperatur während des Schweißprozesses extrapoliert werden.

4.2 Mechanische Charakterisierung der Schweißverbindung

Die Zugfestigkeit ist eine der wichtigsten mechanischen Eigenschaften einer Fügeverbindung, da diese den Widerstand gegen mechanische Zugbelastung und das Versagen der Verbindung darstellt. Im Überlappstoß ist aufgrund des mehrachsigen Spannungszustandes im Scherzug eine Darstellung der Zugfestigkeit nach DIN EN ISO 4136 nicht möglich und es können nur die Bruchkräfte verglichen werden. Zu diesem Zweck werden rechteckige Proben des Grundwerkstoffes mit einer Breite von 28 mm zugeschnitten. Die Einspannlänge beträgt 150 mm. In Tabelle 2 sind die Mittelwerte und Standardabweichungen der Bruchkräfte über fünf Zugversuche des Grundwerkstoffes für verschiedene Folienstärken dargestellt.

*Tabelle 2: Ermittelte Bruchkräfte
des Grundwerkstoffes im einachsigen Spannungszustand*

Folienstärke [μm]	Bruchkraft F_{Br} [N]
100	4406 \pm 133
50	1930 \pm 112
25	1040 \pm 78

Um die Zugfestigkeit der Fügeverbindungen zu untersuchen, werden Scherzugversuche mit Überlappschweißungen von 2 x 25 μm und 2 x 50 μm Folienverbindungen aus dem gesamten Prozessfenster mit drei unterschiedlichen Lasersystemen durchgeführt. Da die Proben nur untereinander verglichen werden sollen, wird auf eine aufwendige, genormte Formgebung verzichtet.

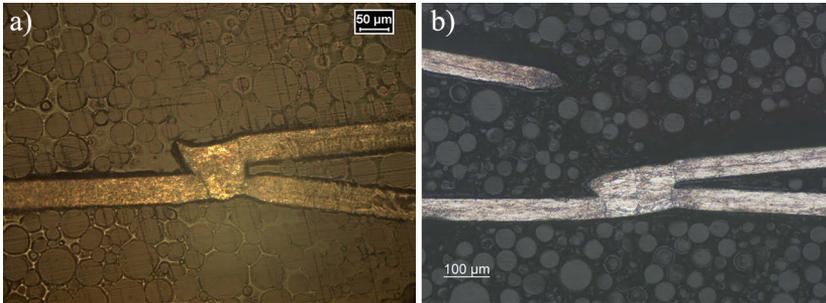


Abbildung 28: Typisches Bruchbild bei Belastung der Verbindungen im Scherzugversuch. a) 2 x 50 µm SMFL, b) 2 x 50 µm MMFL

Dabei zeigt sich bei allen getesteten Verbindungen, dass die Versagensstelle durch einen Einschnürungsbruch neben der eigentlichen Schweißnaht lokalisiert ist. Dies ist auch der Fall, wenn die Schweißnahtbreite geringer als die Folienstärke ist. Daher ist die Zugfestigkeit von der Nahtbreite und dem Fokusdurchmesser unabhängig und metallurgisch bestimmt. Somit kann auch ein Wobble-Verfahren die Zugfestigkeit nicht durch Erhöhen der Schweißnahtbreite verbessern. Abbildung 28 zeigt typische Bruchbilder von im Scherzug beanspruchten Überlappverbindungen.

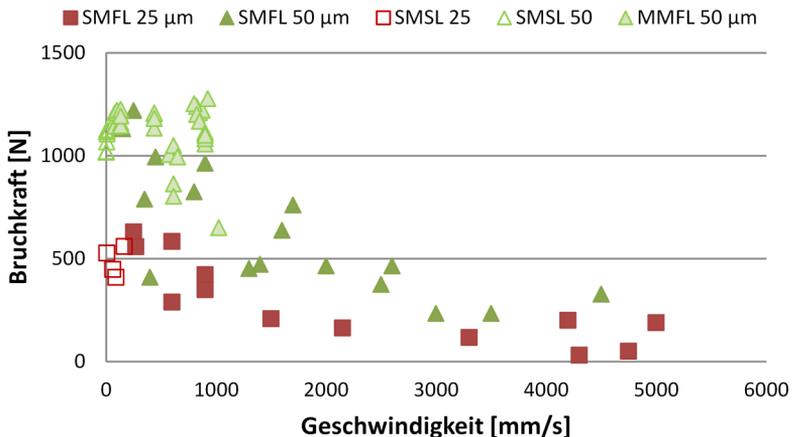


Abbildung 29: Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit

Da mit steigender Vorschubgeschwindigkeit in Abhängigkeit vom Fokusbildungsdurchmesser Pre-Humping- und Humping-Effekte einsetzen, verringert sich durch Randkerbenbildung der Anbindungsquerschnitt (vgl. Kapitel 5.6) und damit die maximal übertragbare Zugkraft. Je nach Fokusbildungsdurchmesser besteht eine Schwelle bei 800 mm/s bis 1000 mm/s, über der die Bruchkräfte stetig abnehmen (s. Abbildung 29).

Daher sollte das Erreichen der Pre-Humping- und Humping-Regime während des Schweißprozesses vermieden werden, um die mechanische Widerstandsfähigkeit der Mikroschweißverbindung gegen Zugbelastung zu maximieren.

Mithilfe eines statischen Intenderverfahrens nach Vickers (DIN EN ISO 6507) wird mit Prüflasten von 150 mN die Mikrohärtigkeit bestimmt. Dabei kann die Vickers-Härte HV durch Umwertung der errechneten Eindringhärte H_{IT} des Intenders angegeben werden. Um die Einflüsse der Probenoberfläche auf das Messergebnis gering zu halten, wurde der Eindruck unter der Maßgabe maximiert, den geforderten Mindestabstand vom Probenrand und den benachbarten Eindrücken zu gewährleisten. Der Grundwerkstoff im Anlieferungszustand erreicht eine Mikrohärtigkeit von $496 \pm 19 HV_{0,015/5}$.

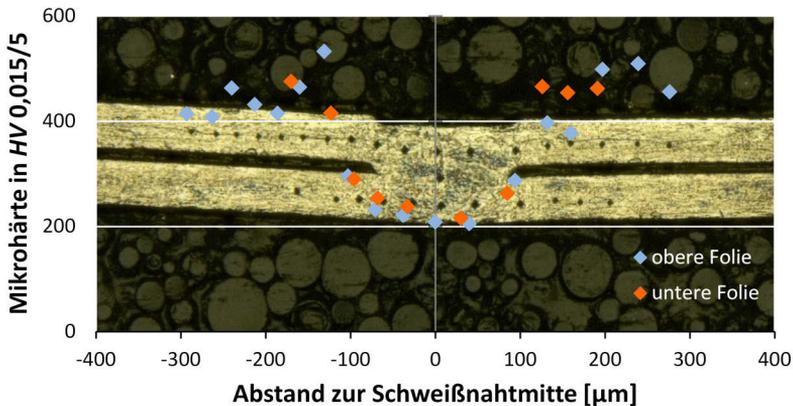


Abbildung 30: Mikrohärtigkeitsverlauf an einer Überlappverbindung von $2 \times 50 \mu\text{m}$ Folien, geschweißt mit einem Fokusbildungsdurchmesser von $164 \mu\text{m}$

In Abbildung 30 ist beispielhaft der Mikrohärteverlauf am oberen und unteren Fügepartner zusammen mit der geprüften Probe dargestellt. Zunächst ist ersichtlich, dass die Härteverläufe bei beiden Fügepartnern vergleichbar sind. Zentral im Schweißgut liegt die niedrigste Härte vor, während mit wachsendem Abstand zur Schweißnahtmitte diese dann ansteigt, bis die Ausgangshärte des kaltverfestigten und von der Wärmeverteilung unbeeinflussten Grundwerkstoffs erreicht wird. Dabei liegt die maximale Differenz in einer Größenordnung von ca. 300 HV. Im Ausgangszustand ist der Grundwerkstoff durch den Walzprozess kaltverfestigt. Dieser Zustand wird während des Schweißprozesses in der Wärmeeinflusszone und im Schweißgut durch Aufschmelzen und Rekristallisation aufgehoben.

Es ist auffällig, dass die Schwankungen der Messungen im Grundwerkstoff und in der Wärmeeinflusszone erheblich größer sind als im Schweißgut. Die Ursache hierfür liegt in der unterschiedlichen Gefügestruktur. Im Schweißgut finden sich vergleichsweise große dendritische Kristalle, während die Korngröße hin zum partiell aufgeschmolzenen, rekristallisierten Gefüge sowie zum Grundwerkstoff abnimmt. Dadurch bestehen homogenere Prüfbedingungen für das Schweißgut und die Abweichungen in den Messungen sind geringer. Der in Abbildung 30 dargestellte Härteverlauf ist qualitativ für alle erstellten Härteuntersuchungen repräsentativ.

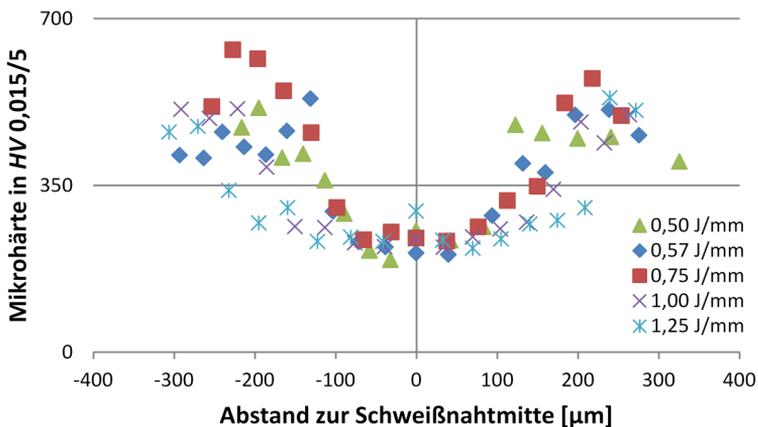


Abbildung 31: Mikrohärteverlauf für verschiedene Streckenenergien

Abbildung 31 zeigt Mikrohärteverläufe der oberen Fügepartner von Überlappverbindungen von $2 \times 50 \mu\text{m}$ Folien mit variierenden Streckenenergien. Die Untersuchungen wurden mit einem Fokusbereich von $164 \mu\text{m}$ sowohl im Tiefschweißregime ($E_s = 0,5 \text{ J/mm}$ und $E_s = 0,57 \text{ J/mm}$) als auch im Wärmeleitungsschweißregime ($E_s = 0,75 \text{ J/mm}$, $E_s = 1 \text{ J/mm}$ und $E_s = 1,25 \text{ J/mm}$) durchgeführt. Da die Nahtquerschnittsfläche mit der Streckenenergie wächst, verbreitert sich der Bereich des Schweißgutes und der Wärmeeinflusszone. Dadurch steigt der Härteverlauf bei höheren Streckenenergien auch in einem geringeren Maße an.

4.3 Laserstrahlquellen und Strahlableinheiten

Für das Laserstrahlschweißen von Stahlfolien ist eine geringe thermische Belastung der Bauteile gefordert, um den Verzug zu minimieren. Hochbrillante Strahlquellen können diese Forderungen erfüllen [GED10]. Zu den hochbrillanten Strahlquellen mit einem minimierten Energieeintrag zählen Faser- und Scheibenlaser [RUS06].

Für die Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Aspektverhältnisse s/d_f auf den Mikroschweißprozess von Metallfolien wird eine breite Varianz von Fokusbereichen benötigt. Um diese zu gewährleisten, können die Fokusbereiche über die verwendeten optischen Elemente der Strahlableinheiten verändert werden. Diese Vorgehensweise erfordert eine Vielzahl von kostenintensiven Fokussier- und Kollimationsoptiken. Eine einfachere Methode bietet der Einsatz von Laserstrahlquellen mit unterschiedlichen Lichtleitfaserkernen. Der Faserkerndurchmesser d_{Kern} (bzw. der Modenfelddurchmesser bei Single-Mode-Faserlasern) bestimmt über das Abbildungsverhältnis von Kollimationsbrennweite f_{kol} zu Fokussierbrennweite f_{fok} den Fokusbereich d_f :

$$d_f = \frac{f_{\text{kol}}}{f_{\text{fok}}} \cdot d_{\text{Kern}} \quad 38$$

Daher werden Single-Mode-Laser mit kleinem Modenfelddurchmesser der Feeding-Faser und Multi-Mode-Laser mit größerem Faserkerndurchmesser der Transport- bzw. Arbeitsfaser eingesetzt. Dadurch er-

geben sich unterschiedliche Strahlprofile mit einer gaußförmigen oder rechteckförmigen Intensitätsverteilung (vgl. Kapitel 2.3).

Faser- und Scheibenlaser sind in ihrer minimalen Leistung durch die Anschwingbedingung laserphysikalisch begrenzt. Das bedeutet, dass die Verstärkung pro Resonatorumlauf größer als die Verluste sein muss. Aus dieser Forderung ergibt sich eine Schwellpumpleistung. Zumeist liegt daher die elektronische Begrenzung bei 10 % der Maximalleistung. Diese Restriktion stellt einen Zielkonflikt für die detaillierte Prozessbeschreibung im Mikroschweißen dar. Während es einerseits wünschenswert ist, sowohl die maximale Leistungsfähigkeit respektive Produktivität des eingesetzten Lasersystems in Bezug auf den Prozess zu charakterisieren, ist andererseits die Feinauflösung im unteren Leistungsbereich ungenügend, um prozessrelevante Übergänge zu detektieren.

Die geforderte Feinauflösung im niedrigen Leistungsbereich wird durch ein Lasersystem mit geringer Maximalleistung sichergestellt. Dabei wird durch Anwendung entsprechender Abbildungsverhältnisse darauf geachtet, dass sowohl Fokusbereich als auch Strahlqualität mit einem Lasersystem höherer Leistung vergleichbar ist.

Zusätzlich findet ein Lasersystem Verwendung, bei dem sowohl mit Feeding-Faser als auch Transportfaser gearbeitet werden kann, um den Einfluss des Strahlprofils und der Intensitätsverteilung auf den Mikroschweißprozess zu untersuchen.

Die verwendeten Strahlableitungen stellen marktübliche Lösungen dar, die industriell verbreitet eingesetzt werden. Die Eigenschaften der verwendeten Kombinationen aus Laserstrahlquellen und Strahlableitungen sind in Anhang C charakterisiert. Die Rayleighlängen aller Abbildungsverhältnisse sind deutlich größer als die Materialstärken, sodass die Divergenz und die damit verbundene Intensitätsabschwächung zu vernachlässigen sind. Die korrespondierenden Strahlprofile sind in Anhang C dargestellt. Zur Bestimmung der eingestrahelten Leistung erfolgte eine Leistungsmessung in Bearbeitungsebene. Der Einfachheit halber werden im weiteren Textverlauf die Kurzbezeichnungen der Lasersysteme verwendet.

4.4 Konzeption der Anlagentechnik zum Laserstrahl-Mikroschweißen

Für die Kombinationen aus Strahlableinheiten und Lasersystemen SMFL und MMFL werden zur Mikroschweißbearbeitung zwei Anlagen aufgebaut. Abbildung 32 stellt die 3D-Konstruktion der Versuchsaufbauten dar.

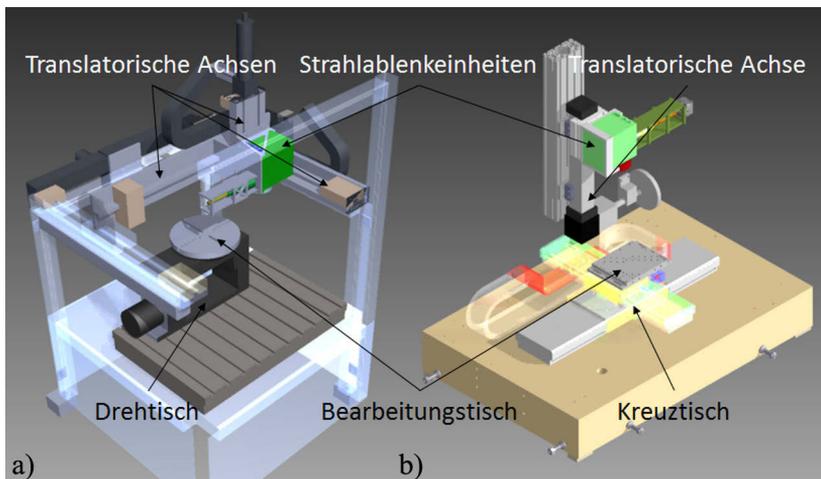


Abbildung 32: 3D-Konstruktion der Versuchsaufbauten. a) MMFL, b) SMFL

Abbildung 32 a) illustriert den Versuchsaufbau MMFL, der neben dem Lasersystem und der Strahlableinheit aus einer 5-Achs-CNC-Maschine (CNC 600 G Maschinenfabrik Körner HSC GmbH) besteht. Die Maschine verfügt über drei translatorische Achsen, die in Portalbauweise angeordnet sind, und einen Drehtisch mit zwei rotatorischen Bewegungsachsen. Die 5-Achs-CNC-Maschine bietet eine Positioniergenauigkeit von $\pm 0,005$ mm.

Die Einhausung des Versuchszustandes besteht aus einer Rahmenkonstruktion von Strebenprofilen, die mit 1 mm starken Blechen aus nichtrostendem Stahl verkleidet ist. Komplettiert wird die Anlage durch eine integrierte Absaugung, ein Laserschutzfenster an der Vorderseite

und eine Energiekette zur definierten Führung der biegeempfindlichen Lichtleitfaser. Der Kollimator ist mit einem Käfig eingefasst, um ihn vor Beschädigung zu schützen. Die Einhausung der Anlage in Verbindung mit Sicherheitskontaktschaltern führt zu einer Einstufung der Anlage in Laserklasse 1 (s. Abbildung 33 a).

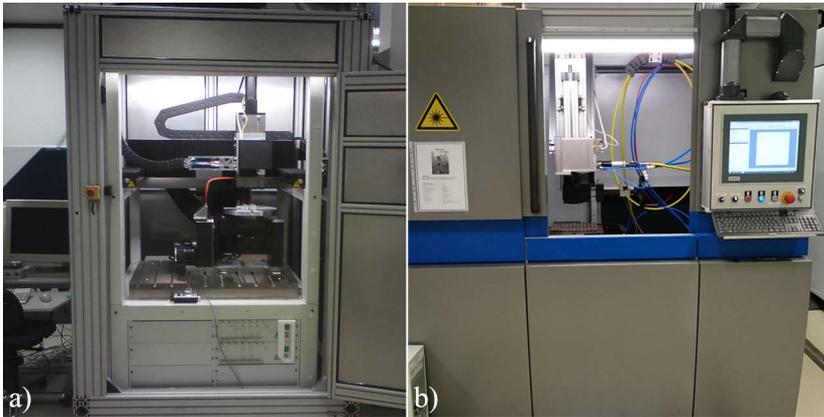


Abbildung 33: In Maschinenkonzept umgesetzte Versuchsaufbauten.
a) MMFL, b) SMFL

Der Versuchsaufbau SMFL (Abbildung 32 b) besteht aus einer umgerüsteten Lasermaterialbearbeitungsanlage zur Oberflächenstrukturierung (Jenoptik AG) und beinhaltet einen x-y-Kreuztisch (Föhrenbach GmbH) und eine manuell verstellbare z-Achse, um den Arbeitsabstand für die verschiedenen Abbildungsverhältnisse zu realisieren. Über eine SPS und einen Industrie-PC erfolgen die Ansteuerung des Positioniersystems und die Synchronisation mit Laserstrahlquelle und Strahlableitvorrichtung sowie die Überwachung des Sicherheitskreises. Durch die Einhausung wird ebenfalls die Laserschutzklasse 1 gewährleistet (s. Abbildung 33 b).

Die Versuchsaufbauten SMSL und SM/MMFL bestehen jeweils aus einem vom Hersteller (Prenovatec GmbH) komplettierten System und aus einer robotergeführten Strahlableitvorrichtung (ohne Abbildung).

Für die Untersuchungen des Prozesses an Blindnahtschweißungen wird eine konventionelle Spannvorrichtung verwendet, die den Probenkörper beidseitig der Fügezone spannt. Abbildung 34 zeigt die

verwendete Spannvorrichtung mit einem Grundkörper, der über eine Nut sowie zwei beiderseitig der Fügezone angeordneten Klemmleisten bzw. Niederhaltern verfügt, um den Probenkörper zu fixieren. Die Vorrichtung ist gänzlich aus Aluminium gefertigt. Die Nutbreite beträgt 5,5 mm, um die Fügezone weitgehend thermisch von der Vorrichtung zu entkoppeln. Die Einspannlänge (Abstand zwischen den Klemmleisten) der Probenkörper bemisst sich mit 8 mm.

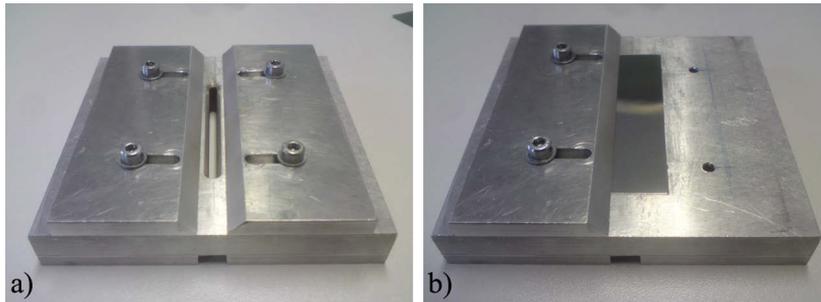


Abbildung 34: Eingesetzte Spannvorrichtung für die Blindnahtschweißungen.
a) ohne Probenkörper, b) mit eingelegtem Probenkörper

Der Mikroschweißprozess soll durch Hochgeschwindigkeitsvideografie beobachtet werden, um das Prozessverständnis zu erweitern. Die Hochgeschwindigkeitsvideografie wird mit einer Kamera des Typs Photron SA5 mit vorgesetztem Navitar-Objektiv (12-fach-Zoom) und einem Diodenlaser zur Beleuchtung des Prozesses (Amtron LS444) durchgeführt. Zur Unterdrückung des Laserlichts und der Emissionen des Prozesses kommt ein Bandpassfilter mit einer Wellenlänge von 808 ± 10 nm zum Einsatz. Aufgrund der hohen Prozessgeschwindigkeiten im Mikroschweißen erfolgen die Aufnahmen mit Frameraten zwischen 40000 und 100000 f/s. Die erreichten Auflösungen liegen dabei zwischen 2 bis 5 μm pro Pixel.

4.5 Experimentelles Vorgehen

Zunächst wird der Mikroschweißprozess anhand von Blindnahtschweißungen charakterisiert, da ein Fügespalt erhebliche Auswirkungen auf

den Prozess und das Prozessergebnis hat. In [RUS06] wird die Übertragbarkeit der gewonnenen Erkenntnisse von der Blindnahtschweißung auf den Überlappstoß bei einer Gesamfügepartnerstärke von 300 μm und 200 μm untersucht. Diese ist prinzipiell für die größere Materialstärke gegeben, doch bereits bei einer Materialstärke von 200 μm können durch eine unzureichende Spannsituation große Fügespalthöhen entstehen, die zum Prozessabbruch führen. Auch [BRO03] beschreibt, dass sich die Prozessergebnisse aus den Untersuchungen mit Blindnahtschweißung mit einer Materialstärke von 100 μm aufgrund der Spaltbildung nicht ohne weiteres auf den Überlappstoß von $2 \times 50 \mu\text{m}$ übertragen lassen. Daher soll die Übertragbarkeit der Ergebnisse zum Prozessfenster und der Nahtausbildung von der Blindnahtschweißung auf den Überlappstoß untersucht werden.

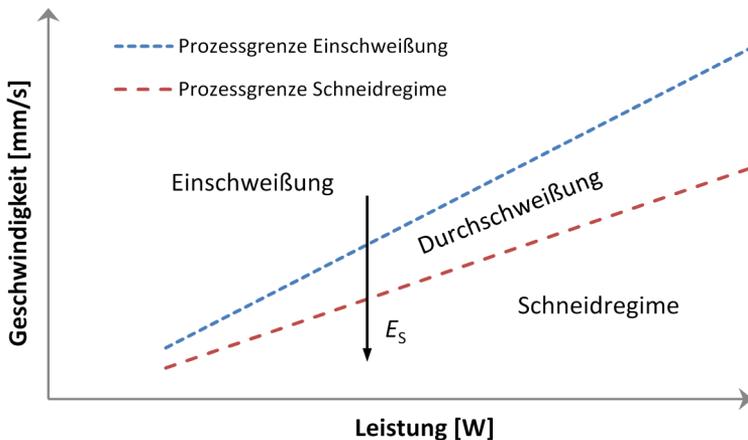


Abbildung 35: Schematische Darstellung des Prozessfensters

Der Prozessgrößenbereich, in dem ein stabiler Schweißprozess mit gewünschten Ergebnissen gegeben ist, wird Prozessfenster genannt [HÜG14]. Das Prozessfenster ist in Abhängigkeit von der eingestellten Leistung des eingesetzten Lasersystems durch die Prozessgeschwindigkeiten begrenzt, innerhalb derer der Fügeprozess stabil und reproduzierbar durchgeführt werden kann (s. Abbildung 35).

Für das Laserstrahl-Mikroschweißen an Metallfolien sind diese Grenzen zum einen durch den Übergang zum Schneidregime bei hohen Streckenenergien gegeben. Der Neigungswinkel der Kapillare sinkt mit wachsender Leistung bei konstanter Geschwindigkeit. Aufgrund der hohen eingestrahltten Energie steigt die Schmelz- und Abdampfrate an der steilen Kapillarfront, sodass der erzeugte Dampfdruck, der vertikal von der Schweißfront entgegen der Schweißrichtung wirkt, die Kapillare weit auseinander zieht. Übersteigt der Impuls des Dampfdrucks die kinetische Energie der Schmelze, wird diese am Zusammenfließen hinter der weit geöffneten Kapillare gehindert (s. Abbildung 36) und lagert sich tropfenförmig am Rand der Schweißnaht an. Damit ist bei entsprechend hoher Streckenenergie das Schneidregime erreicht. [SCH12b]

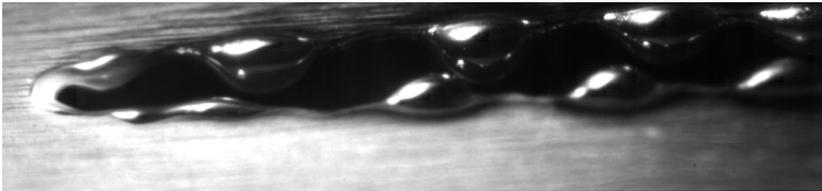


Abbildung 36: Beispiel für das Schneidregime
mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 300 \text{ W}$, $v = 550 \text{ mm/s}$

Die zweite Prozessgrenze ergibt sich durch den Übergang zwischen Durchschweißung und Einschweißung. Für einen prozesssicheren Mikroschweißprozess mit Materialstärken kleiner $100 \mu\text{m}$ sollte auf definierte Einschweißungen verzichtet werden. Schwankungen oder Instabilitäten während des Schweißprozesses, die einen verringerten oder fehlenden Anbindungsquerschnitt zwischen den Fügepartnern zur Folge haben, führen zu einer variierenden Schweißnahttiefe. Dadurch werden funktionale Anforderungen an die Fügeverbindung wie Festigkeit oder Gasdichtigkeit nicht gewährleistet.

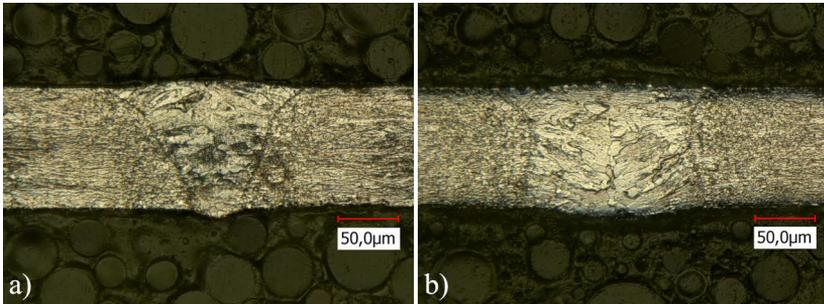


Abbildung 37: Mikroschliffe von Schweißnähten an den Prozessgrenzen mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 100 \text{ W}$. a) Prozessgrenze zur Einschweißung mit $v = 200 \text{ mm/s}$, b) Prozessgrenze zum Schneidregime mit $v = 125 \text{ mm/s}$

Mit den beiden Prozessgrenzen ergibt sich in Abhängigkeit von der Leistung ein Geschwindigkeitsbereich für das Prozessfenster (Prozessfensterbreite). Abbildung 37 zeigt Mikroschliffe mit typischen Nahtquerschnitten an den jeweiligen Prozessgrenzen. Deutlich wird hierbei die Abhängigkeit der Nahtquerschnittsfläche A_{NQ} von der Streckenenergie E_s gemäß [BEY95]:

$$E_s = \frac{P}{v} \sim A_{NQ} \quad 39$$

Um die Prozessgrenzen hinreichend genau aufzulösen, erfolgt bei gegebener Leistungsstufe eine Anpassung der Vorschubgeschwindigkeit über die iterative Erhöhung der Streckenenergie mit einer Schrittweite von $0,005 \text{ J/mm}$. Diese Vorgehensweise ist insofern notwendig, da eine lineare Abstufung der Vorschubgeschwindigkeit eine hyperbolische Anpassung der Streckenenergie zur Folge hat (s. Gleichung 39) und damit über den Untersuchungsbereich unterschiedlich auflöst.

5 Charakterisierung des Mikroschweißprozesses an metallischen Folien

5.1 Bestimmung der Prozessfensterbreite

Die Prozessfensterbreite ist unter anderem ein Indikator dafür, wie tolerant der Schweißprozess gegenüber Störgrößen ist, und damit ein Maß für die Prozesssicherheit. Mit einer großen Prozessfensterbreite können Schwankungen der Prozessgrößen oder Umgebungsbedingungen ausgeglichen werden, ohne dass der Prozess abbricht. Ist die Prozessfensterbreite hingegen sehr klein, besteht die Gefahr, dass der Schweißprozess durch Schwankungen der Laserleistung oder Abweichungen der Vorschubgeschwindigkeiten bei Richtungsänderungen soweit gestört wird, dass das Prozessziel einer Durchschweißung verfehlt wird.

Im Folgenden sind daher die Prozessfensterbreiten in Abhängigkeit von der Laserstrahlleistung für die Folienstärken 50 μm und 100 μm und sieben unterschiedliche Fokusdurchmesser der Lasersysteme SMFL und MMFL dargestellt.

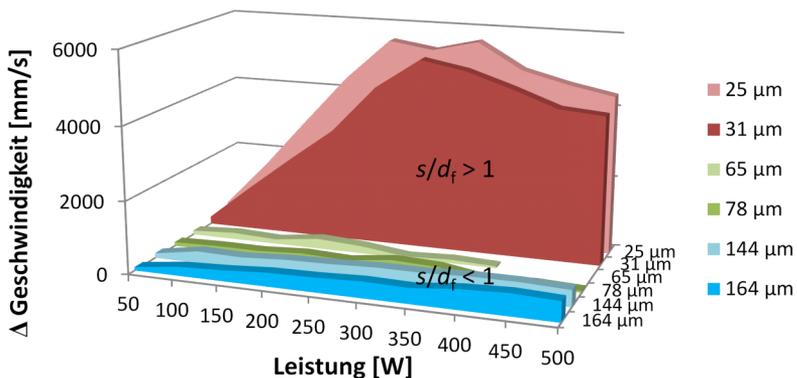


Abbildung 38: Prozessfensterbreite für eine Materialstärke von 50 μm

Abbildung 38 zeigt die Prozessfensterbreiten für eine Materialstärke von 50 μm . Nur mit den Fokusburchmessern 25 μm und 31 μm (in Rotschattierungen) lässt sich ein breites und damit prozesssicheres Bearbeitungsfenster realisieren. Auffällig ist hier jedoch der Rückgang der Prozessfensterbreite ab einer mittleren Leistungsstufe (s. Kapitel 5.2).

Die Anwendung aller anderen eingesetzten Fokusburchmesser zwischen 65 μm und 204 μm (in Grün- und Blauschattierungen) resultiert in einem vergleichsweise schmalen Prozessfenster, das den Prozess dadurch störungsempfindlich gegenüber Schwankungen der Prozessgrößen oder Umgebungsbedingungen macht.

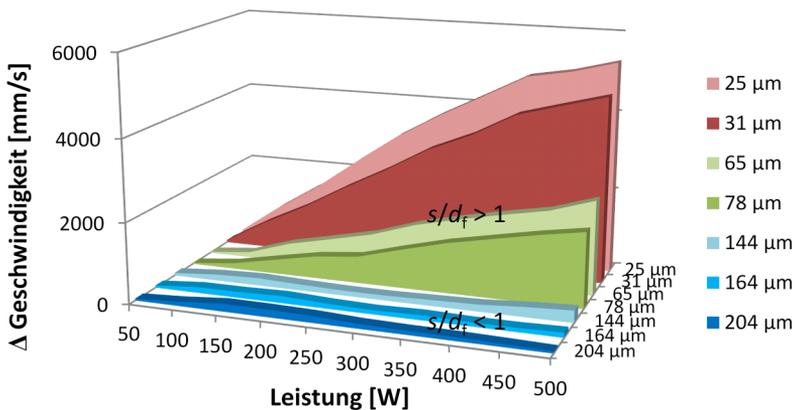


Abbildung 39: Prozessfensterbreite für eine Materialstärke von 100 μm

Für eine Materialstärke von 100 μm (Abbildung 39) ergibt sich ein ähnliches Bild. Die Bearbeitung mit Fokusburchmessern von 25 μm und 31 μm (in Rotschattierungen) führen zu einem breiten Prozessfenster, das zwar bei höheren Leistungsstufen nicht wieder schmalere wird, aber in einem geringeren Umfang anwächst. Zusätzlich kann mit dem Einsatz der mittleren Fokusburchmesser (in Grünschattierungen) ebenfalls ein wesentlich breiteres Prozessfenster im Vergleich zu der kleineren Materialstärke erzielt werden.

Die qualitative Prozessfensterbreite korreliert mit dem Aspektverhältnis s/d_f . Für $s/d_f < 1$ ergibt sich ein schmales Prozessfenster, während ein Aspektverhältnis größer 1 zu einem breiten Prozessfenster führt. Ursächlich hierfür ist eine Verschiebung der Prozessgrenze zum Schneidregime in Abhängigkeit vom Aspektverhältnis.

Die ab einer höheren Leistungsstufe sinkende bzw. schwächer steigende Prozessfensterbreite für die Bearbeitung mit den Fokusbuchmessern 25 μm und 31 μm findet ihre Begründung im Prozessabbruch. Die Prozessgrenze zur Einschweißung verschiebt sich durch eine Absenkung der maximal erreichbaren Geschwindigkeit. In Abhängigkeit von Leistung, Fokusbuchmesser und Materialstärke kann die Geschwindigkeit nicht weiter gesteigert werden, ohne dass die Schmelze durch Prozessinstabilitäten einhergehend mit verstärkter Spritzerbildung ausgetrieben wird.

Zur Erklärung der beobachteten Phänomene ist es notwendig, die beschriebenen Prozessgrenzen näher zu betrachten.

5.2 Beschreibung der Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Schneidregime

Für niedrige Vorschubgeschwindigkeiten und hohe Streckenenergien geht die Durchschweißung in ein Schneidregime über. Durch das Energieüberangebot steigen Schmelz- und Abdampftrate stark an und durch den vertikal von der Schweißnahtfront abgestrahlten Dampf wird die Schmelze am Zusammenfließen hinter der langgezogenen Kapillare gehindert (vgl. Abbildung 36).

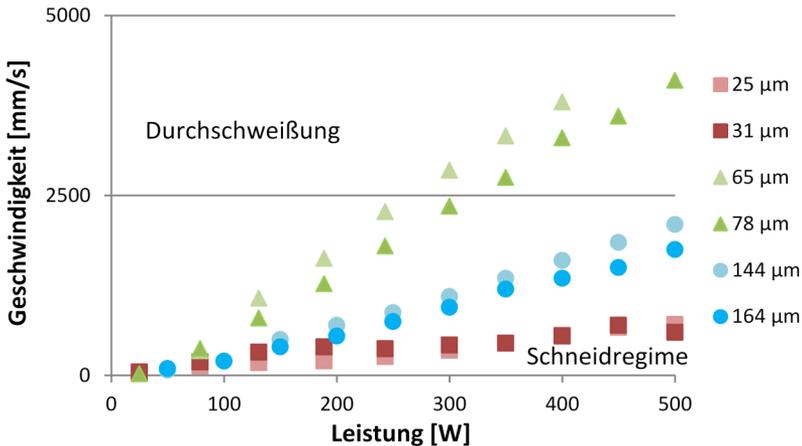


Abbildung 40: Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Schneidregime für eine Materialstärke von 50 µm in Abhängigkeit vom Fokusbereich

Abbildung 40 und Abbildung 41 verdeutlichen im Vergleich qualitativ den Unterschied der für einen durchführbaren Prozess minimal tolerierbaren Vorschubgeschwindigkeiten an der Grenze zum Schneidregime in Abhängigkeit von der Materialstärke. Für die Bearbeitung der Materialstärke von 50 µm mit Fokusbereichen von 65 µm und 78 µm (in Grünschattierungen) ergeben sich gegenüber den anderen Fokusbereichen (in Rot- und Blauschattierungen) die höchsten minimal tolerierbaren Geschwindigkeiten. Hierbei ist das Aspektverhältnis $s/d_f < 1$. Werden die Ergebnisse der Bearbeitung der Materialstärke von 100 µm damit verglichen, zeigt sich für die Fokusbereiche 65 µm und 78 µm (Aspektverhältnis $s/d_f > 1$), dass deren minimal tolerierbare Geschwindigkeiten nun geringer sind als für die Fokusbereiche von 144 µm bis 204 µm (in Blauschattierungen). Mit Vergrößerung der Materialstärke von 50 µm auf 100 µm ändert sich das Aspektverhältnis s/d_f von kleiner 1 zu größer 1 für die Bearbeitung mit den Fokusbereichen von 65 µm und 78 µm. Dadurch wird die minimal tolerierbare Geschwindigkeit vor dem Übergang zum Schneidregime wesentlich abgesenkt und das Prozessfenster verbreitert.

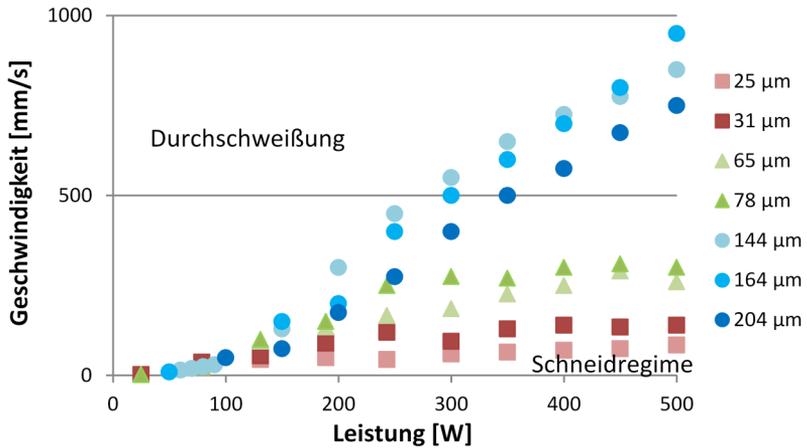


Abbildung 41: Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Schneidregime für eine Materialstärke von 100 µm in Abhängigkeit vom Fokusdurchmesser

Die Geschwindigkeit kann als Funktion der bezogenen Leistung $P/s \cdot d_f$ dargestellt werden. Dabei erfolgt der Bezug bei Durchschweißungen auf die Materialstärke s und den Fokusdurchmesser d_f . Abbildung 42 stellt die Abhängigkeit der minimal tolerierbaren Vorschubgeschwindigkeit v vom Aspektverhältnis s/d_f dar.

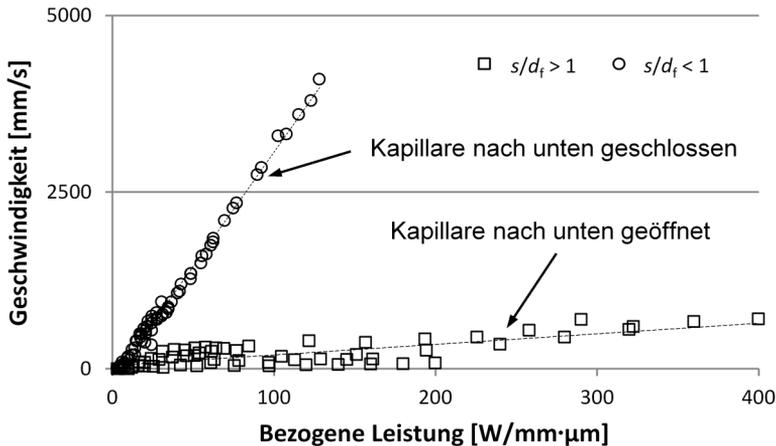


Abbildung 42: Minimal tolerierbare Geschwindigkeit in Abhängigkeit von der bezogenen Leistung für alle ermittelten Werte an der Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Schneidregime für Aspektverhältnisse s/d_f größer und kleiner 1

Die Ursache für die Abhängigkeit der minimal erzielbaren Geschwindigkeit vom Aspektverhältnis ist die Toleranz einer nach unten geöffneten Kapillare. Mit konstanter Leistung und sinkender Vorschubgeschwindigkeit steigt die Streckenenergie und die Kapillare öffnet sich nach unten. Dadurch wird die überschüssige Leistung transmittiert. Die Auswertung der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen für die in Abbildung 42 dargestellten Datenpunkte ergab, dass Mikroschweißungen mit einem Aspektverhältnis s/d_f kleiner 1 nur mit nach unten geschlossener Kapillare fehlerfrei durchgeführt werden können. In Abbildung 43 ist die nach unten geöffnete Kapillare im Schmelzbad schematisch während des Mikroschweißprozesses mit gleicher Materialstärke und unterschiedlichen Aspektverhältnissen dargestellt.

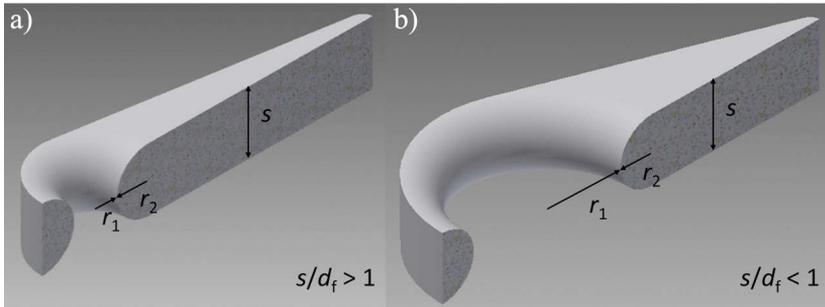


Abbildung 43: Schematische Darstellung der Hauptkrümmungsradien im Schmelzbad mit konstanter Schweißnahttiefe s . a) für $s/d_f > 1$, b) für $s/d_f < 1$

Mit einem Fokussdurchmesser in der Größenordnung der Materialstärke kann das Schmelzbad um die Kapillare als der innere Teil eines Torus angesehen werden. Dadurch ergeben sich die Hauptkrümmungsradien r_1 und r_2 einer konkaven und einer konvexen Oberfläche, die näherungsweise durch den Fokussdurchmesser d_f und durch die Materialstärke s bestimmt sind:

$$r_1 = \frac{d_f}{2} \quad 40$$

und

$$r_2 = \frac{s}{2} \quad 41$$

Dabei wirkt die konkave Oberfläche mit dem Radius r_1 mit einem schließenden Druck und die konvexe Oberfläche mit dem Radius r_2 mit einem öffnenden Druck auf die Kapillare. Demzufolge wird der zweite Term in der Klammer von Gleichung 42 negativ:

$$p_{\sigma} = 2\sigma \cdot \left(\frac{1}{d_f} - \frac{1}{s} \right) \quad 42$$

Solange also r_2 bzw. s größer als r_1 bzw. d_f ist ($s/d_f > 1$), bleibt p_{σ} positiv und der Prozess stabil. Im umgekehrten Fall ($s/d_f < 1$) wird p_{σ} negativ und das Druckgleichgewicht in Gleichung 5 wird gestört. Infolgedessen dominiert der öffnende Kapillardruck p_k

$$p_k > p_u - p_{\sigma}, \quad 43$$

die Schmelze zieht sich zusammen und der Prozess kollabiert. In der Schweißnaht bleiben Löcher zurück und die Schweißung ist fehlerhaft.

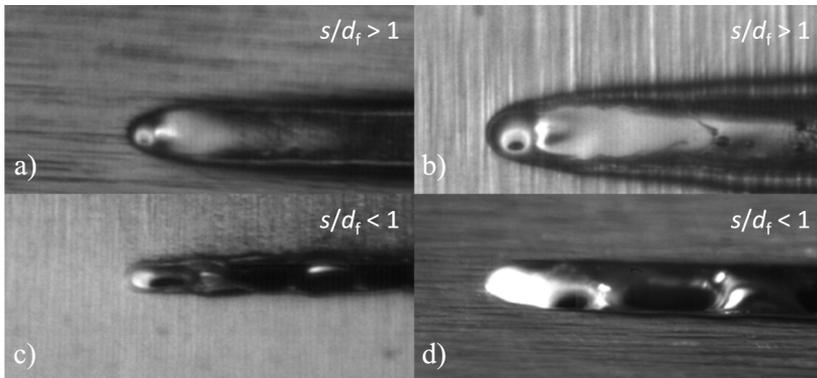


Abbildung 44: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen vom Mikroschweißprozess an der Grenze zum Schneidregime mit
 a) $d_f = 25 \mu\text{m}$, $s = 50 \mu\text{m}$, $P = 150 \text{ W}$, $v = 200 \text{ mm/s}$,
 b) $d_f = 65 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 250 \text{ W}$, $v = 166 \text{ mm/s}$,
 c) $d_f = 78 \mu\text{m}$, $s = 50 \mu\text{m}$, $P = 150 \text{ W}$, $v = 700 \text{ mm/s}$,
 d) $d_f = 144 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 500 \text{ W}$, $v = 1075 \text{ mm/s}$

Abbildung 44 zeigt exemplarisch Hochgeschwindigkeitsaufnahmen vom Schweißprozess an der Grenze zum Schneidregime. In Abbildung 44 a) und b) sind Mikroschweißungen mit einem Aspektverhältnis s/d_f größer 1 und in c) sowie d) mit kleiner 1 dargestellt. In a) und b)

führt eine nach unten geöffnete Kapillare nicht zur Beeinträchtigung der Schweißnaht. Währenddessen bilden sich in c) und d) Fehlstellen in der Schweißnaht durch ein Aufreißen der Schmelze aufgrund des dominierenden öffnenden Kapillardrucks.

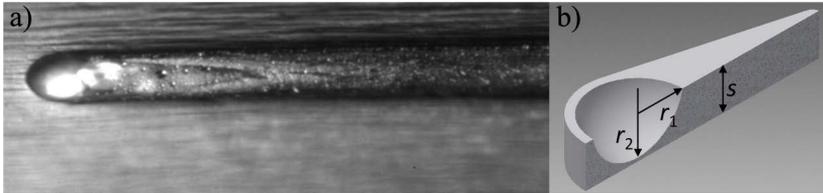


Abbildung 45: Durchschweißung mit nach unten geschlossener Kapillare bei $s/d_f < 1$.

a) Hochgeschwindigkeitsaufnahme mit

$$d_f = 164 \mu\text{m}, s = 100 \mu\text{m}, P = 200 \text{ W}, v = 375 \text{ mm/s},$$

b) Schematische Darstellung der Hauptkrümmungsradien im Schmelzbad

Ein Beispiel für eine fehlerfreie Durchschweißung an der Prozessgrenze zum Schneidregime mit nach unten geschlossener Kapillare zeigt Abbildung 45 a). Die Kapillare bildet sich als flacher Kugelabschnitt mit dem Kugelradius r_2 im Schmelzbad aus. Der Radius des Basiskreises r_1 kann näherungsweise mit dem Fokusdurchmesser d_f gleichgesetzt werden (s. Abbildung 45 b).

Beide Radien beschreiben konvexe Oberflächen und bilden daher positive Terme in Gleichung 6. Nach Einsetzen und Umformen der Kugelabschnittsgleichungen ergibt sich der Druck durch Oberflächenspannung für den Kugelabschnitt mit

$$p_\sigma = 2\sigma \cdot \left(\frac{1}{d_f} + \frac{1}{s + \frac{d_f^2}{4s}} \right) \quad 44$$

Der Druck durch Oberflächenspannung für einen Kugelabschnitt bleibt immer positiv. Mit sinkendem Aspektverhältnis s/d_f reduziert sich der Beitrag des zweiten Terms (Kugelradius) in Gleichung 44.

Das Aspektverhältnis s/d_f bestimmt die minimal erzielbaren Vorschubgeschwindigkeiten an der Prozessgrenze zum Schneidregime.

Mit $s/d_f < 1$ bricht der Schweißprozess durch Lochbildung in der Schweißnaht ab, wenn sich die Kapillare nach unten öffnet. Dadurch entsteht ein schmales Prozessfenster mit der Prozessgrenze zum Schneidregime nahe der zur Einschweißung (vgl. Abbildung 38 und Abbildung 39). Für die Bearbeitung mit einem Aspektverhältnis $s/d_f > 1$ kann die Vorschubgeschwindigkeit soweit abgesenkt bzw. die Streckenenergie E_s soweit gesteigert werden, bis der Dampfdruck die Schmelze am Zusammenfließen hinter der Kapillare hindert. Durch die nach unten geöffnete Kapillare wird die überschüssige Leistung transmittiert.

Für die Gestaltung des Schweißprozesses bedeutet dies, dass die Bearbeitung mit einem Aspektverhältnis s/d_f größer 1 zu bevorzugen ist. Das ist mit beugungsbegrenzter Strahlung und sehr kleinen Materialstärken bei gleichzeitiger Forderung nach einem großen Arbeitsfeld nicht immer realisierbar. Falls daher eine Anwendung eines Aspektverhältnisses s/d_f kleiner 1 nicht zu vermeiden ist, muss die Kapillare nach unten geschlossen bleiben, um Schweißnahtfehler bzw. einen Prozessabbruch zu vermeiden.

5.3 Beschreibung der Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung

Das Pendant zur Prozessgrenze zum Schneidregime bildet die Prozessgrenze beim Übergang von der Durchschweißung zur Einschweißung bei niedrigen Streckenenergien und hohen Vorschubgeschwindigkeiten. Die im Material absorbierte Leistung reicht nicht mehr aus, um eine Durchschweißung zu erzielen.

Abbildung 46 und Abbildung 47 illustrieren die erreichbare Schweißgeschwindigkeit für die Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung in Abhängigkeit von der Leistungsstufe. Aus den Abbildungen geht zunächst hervor, dass eine Gruppierung der Fokussdurchmesser entsprechend ihrer Wertabweichung zueinander vorliegt. Weiterhin ist offensichtlich, dass bei Anwendung der Fokussdurchmesser 25 μm und 31 μm (in Rotschattierung) ab einer mittleren Leistungsstufe die maximal erzielbare Schweißgeschwindigkeit wieder absinkt oder zumindest weniger stark ansteigt.

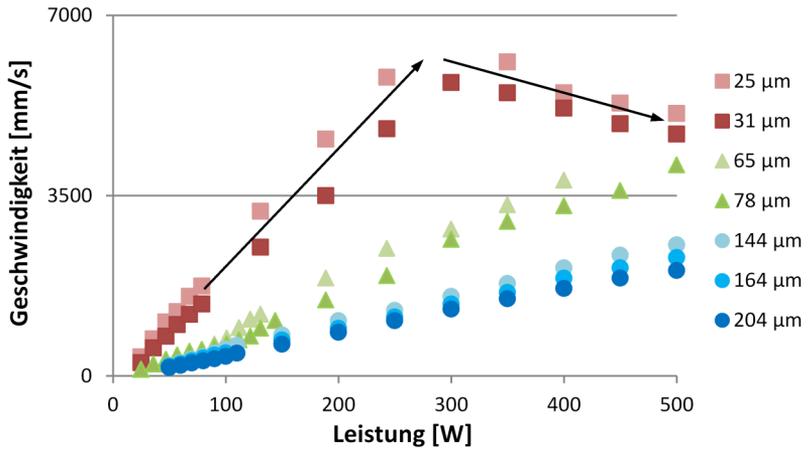


Abbildung 46: Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung für eine Materialstärke von 50 µm in Abhängigkeit vom Fokussdurchmesser

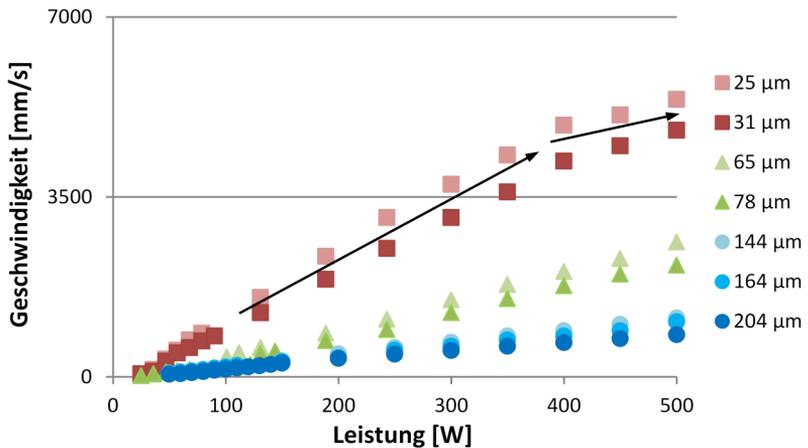
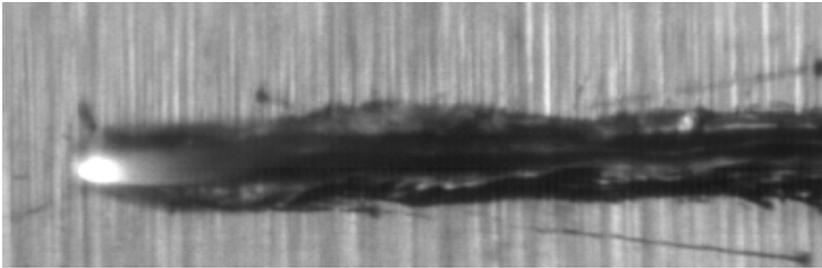


Abbildung 47: Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung für eine Materialstärke von 100 µm in Abhängigkeit vom Fokussdurchmesser

Die Ursache hierfür liegt im Prozessabbruch durch Austrieb der Schmelze und Spritzerbildung bei steigender Vorschubgeschwindigkeit und Intensität (s. Abbildung 48). Daher muss bei Kombination aus kleinen Fokusburchmessern und hoher Leistungsstufe die Vorschubgeschwindigkeit verringert werden (Abbildung 46) oder kann nur in einem geringeren Maß ansteigen (Abbildung 47). Die Ursachen für den Austrieb der Schmelze und der erhöhten Spritzerbildung werden in Kapitel 5.6 näher erläutert.



*Abbildung 48: Prozessabbruch durch Schmelzaustrieb und Spritzerbildung
mit $d_f = 25 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 500 \text{ W}$, $v = 5400 \text{ mm/s}$*

Mittels der bezogenen Leistung $P/s \cdot d_f$ kann der Anteil der Prozessgrenze innerhalb der Gültigkeitsgrenzen der verwendeten Näherung als Funktion beschrieben werden. Dies ist nicht der Fall für Werte, die durch den Prozessabbruch bestimmt sind. Daher muss die experimentell ermittelte Grenze zum Prozessabbruch definiert werden.

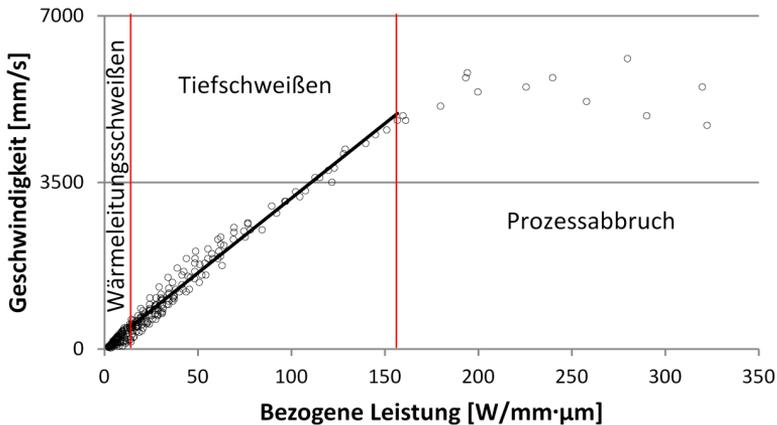


Abbildung 49: Maximal erzielbare Geschwindigkeit in Abhängigkeit von der bezogenen Leistung für alle ermittelten Werte an der Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung

Ab einem Wert von ca. $160 \text{ W}/\mu\text{m}\cdot\text{mm}$ tritt ein Strukturbruch in der linearen Funktion der erzielbaren Geschwindigkeit für Tiefschweißergebnisse in Abhängigkeit von der bezogenen Leistung auf. Ein weiterer Strukturbruch und damit die zweite Gültigkeitsgrenze ist beim Übergang vom Wärmeleitungsschweißen zum Tiefschweißen zu finden. Hier ändert sich der Einkoppelgrad η_A und damit der Anstieg der linearen Funktion. Das ist auch im Ansatz in Abbildung 46 und Abbildung 47 bei niedrigeren Leistungsstufen zu erkennen. In Abbildung 49 sind die maximal erzielbaren Geschwindigkeiten in Abhängigkeit von der bezogenen Leistung an der Prozessgrenze zur Einschweißung für alle Fokusdurchmesser dargestellt. Zusätzlich sind die Strukturbruchbegrenzungen der linearen Funktion durch den Übergang zum Wärmeleitungsschweißen und zum Prozessabbruch durch Schmelzeaustrieb markiert.

Innerhalb der beiden Strukturbrüche lassen sich die erzielten Geschwindigkeiten in Abhängigkeit von der bezogenen Leistung hinreichend durch eine lineare Regression beschreiben:

$$y = b \cdot x + a$$

Tabelle 3: Ergebnisse der Regressionsanalyse für die Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung

Bestimmtheitsmaß R^2	0,97
Anstieg b	31,41
95 %-Konfidenzintervall für b	$\pm 0,97$
p -Wert für b	$< 0,001$
Ordinatenabschnitt a	26,65
95 %-Konfidenzintervall für a	$\pm 62,83$
p -Wert für a	0,352
Beobachtungen	108

Die Ergebnisse der Regressionsanalyse in Tabelle 3 zeigen aufgrund des großen Bestimmtheitsmaßes R^2 , dass ein sehr hoher Anteil der Varianz von y durch die lineare Regression erklärt wird. Weiterhin ist das 95 %-Konfidenzintervall für b vergleichsweise eng begrenzt. Das bedeutet, dass in diesem Fall ein lineares Regressionsmodell eine stetig gute Schätzung liefern kann. Lediglich der Signifikanz- bzw. p -Wert für a führt dazu, dass die Nullhypothese $a = 0$ nicht abgelehnt werden kann. Damit ergibt sich aus der Regressionsanalyse die Näherung:

$$v \approx 31,41 \frac{\mu\text{m} \cdot \text{mm}^2}{\text{J}} \cdot \frac{P}{d_f \cdot s} \quad 46$$

Um einerseits die Forderung einer Durchschweißung für die Funktionalität der Fügeverbindung im Hinblick auf einen gesicherten Anbindungsquerschnitt und die Gasdichtigkeit zu erfüllen, als auch andererseits den Energieeintrag so gering wie möglich zu halten, muss der Prozess an der Grenze zur Einschweißung geführt werden. Mit der Näherung aus Gleichung 46 ist es möglich, die Prozessgrenze zwischen Einschweißung und Durchschweißung zu prognostizieren und damit die Prozessgrößen dementsprechend anzupassen.

In diesem Abschnitt ist deutlich geworden, dass insbesondere bei kleinen Fokusdurchmessern und hohen Intensitäten die Vorschubgeschwindigkeit nicht beliebig gesteigert werden kann. Ab einer bezoge-

nen Leistung von ca. $160 \text{ W}/\mu\text{m}\cdot\text{mm}$ erfolgt ein Prozessabbruch durch Austrieb der Schmelze und verstärkter Spritzerbildung. Dagegen kann die Grenze zur Einschweißung für einen Bereich, in dem der Einkoppelgrad weitgehend konstant ist (Tiefschweißbereich), durch eine Geradengleichung mit einer hinreichenden Korrelation beschrieben werden. Damit ist es möglich, Prozessergebnis (Vorschubgeschwindigkeit) und Prozessgrößen (Leistung, Fokusbildungsdurchmesser und Materialstärke) in eine Wechselbeziehung zu setzen. Für die Prozessentwicklung an der Grenze zur Einschweißung bedeutet diese funktionale Verbindung eine deutliche Vereinfachung, da mit den gegebenen oder geforderten Prozessgrößen die unbekanntes Größen in Gleichung 46 abgeschätzt und für das Tiefschweißregime prognostiziert werden können.

5.4 Schweißregimewechsel an der Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung

Der Übergang zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißregime ist nicht nur für die Konsistenz der in Kapitel 5.3 beschriebenen Geradengleichung wichtig. Beide Schweißregime unterscheiden sich deutlich. Das Tiefschweißen ist durch die Ausbildung einer Dampfkapillare gekennzeichnet, während beim Wärmeleitungsschweißen ein geschlossenes Schmelzbad vorliegt, das bei wachsender eingestrahelter Leistung eine Mulde ausbildet. Dadurch kann im Tiefschweißen wesentlich mehr eingestrahelte Energie im Werkstück deponiert und hohe Aspektverhältnisse t_s/b erreicht werden. Damit gilt das Tiefschweißen energetisch als effizienter, während das Wärmeleitungsschweißen zu eher flacheren Schweißnähten mit größeren Wärmeleitungsverlusten führt. Für einen verzugsarmen und prozesssicheren Schweißprozess muss die Grenze zwischen den beiden Schweißregimes für die Prozessgestaltung im Mikroschweißen bekannt sein.

Der Übergang wird für das Makroschweißen als eher abrupt innerhalb einer geringen Variation der Leistung angegeben. Dagegen ist im untersuchten Bereich des Mikroschweißens keine klare Grenze für diesen Übergang auszumachen. Hier lässt sich im Gegenteil ein eher breiter Übergangsbereich beobachten: der transiente Bereich. Im transienten Bereich schließt und öffnet sich die Kapillare abwechselnd und der Prozess alterniert zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißen.

In Abbildung 50 sind am Beispiel eines konstanten Fokusbereichs von $85\ \mu\text{m}$ und einer Materialstärke von $100\ \mu\text{m}$ mehrere Einzelframes aus den Hochgeschwindigkeitsaufnahmen mit steigender Leistung und Geschwindigkeit dargestellt.

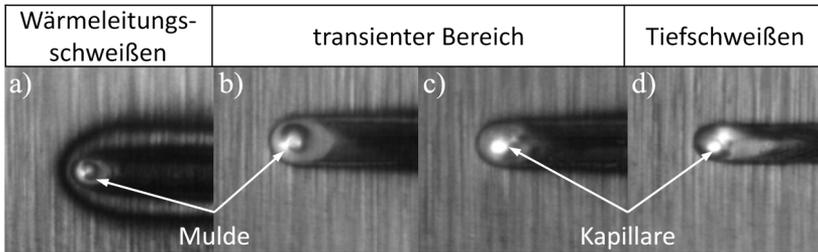


Abbildung 50: Einzelframes von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen am Beispiel des Fokusbereichs von $85\ \mu\text{m}$ und $100\ \mu\text{m}$ Materialstärke.

- a) Wärmeleitungsschweißen mit $P = 25\ \text{W}$ und $v = 18\ \text{mm/s}$,
 b) und c) transienter Bereich mit $P = 106\ \text{W}$ und $v = 160\ \text{mm/s}$,
 d) Tiefschweißen mit $P = 131\ \text{W}$ und $v = 450\ \text{mm/s}$

Abbildung 50 a) zeigt einen Wärmeleitungsschweißprozess mit einem geschlossenen Schmelzbad und sich ausbildender Mulde. Abbildung 50 b) und c) stellen denselben Schweißprozess zu unterschiedlichen Zeitpunkten dar. Zuerst ist ein Wärmeleitungsschweißprozess zu beobachten, der dann in einen Tiefschweißprozess übergeht. Dieser mehrfache Übergang innerhalb eines Schweißversuches markiert den transienten Bereich. Wird die Leistung weiter erhöht, bildet sich ein kontinuierlicher Tiefschweißprozess aus (s. Abbildung 50 d). Der Übergang zwischen den Schweißregimen lässt sich besonders gut an den Nahtwurzeln der mit den Fokusbereichs $65\ \mu\text{m}$ und $78\ \mu\text{m}$ geschweißten Proben beobachten.

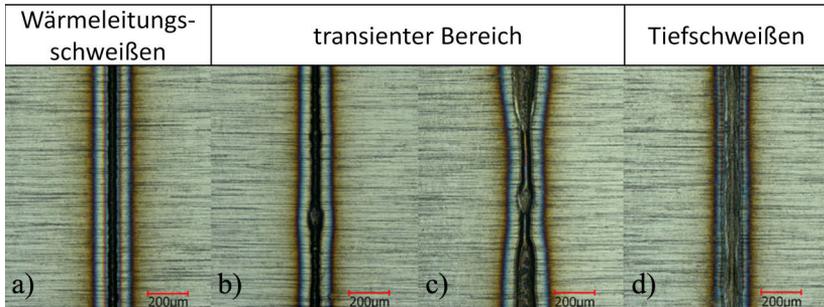


Abbildung 51: Ansicht der Nahtwurzeln von Blindnähten
am Beispiel der Bearbeitung mit $d_f = 65 \mu\text{m}$ und $s = 100 \mu\text{m}$.

- a) Wärmeleitungsschweißen mit $P = 36 \text{ W}$,
 b) Beginn des transienten Bereiches mit $P = 47 \text{ W}$,
 c) Ende des transienten Bereiches mit $P = 90 \text{ W}$, d) Tiefschweißen mit $P = 101 \text{ W}$

Abbildung 51 zeigt die Nahtwurzeln von Schweißproben mit einer Materialstärke von $100 \mu\text{m}$ am Bearbeitungsbeispiel eines Fokaldurchmessers von $65 \mu\text{m}$. Abbildung 51 a) illustriert die Wurzel im Wärmeleitungsschweißregime mit einer hohen Streckenenergie von $0,6 \text{ J/mm}$. Ebenso gleichmäßig bildet sich die Nahtwurzel in Abbildung 51 d) im Tiefschweißprozess bei einer ca. halb so großen Streckenenergie von $0,26 \text{ J/mm}$ aus. Abbildung 51 b) und Abbildung 51 c) hingegen zeigen den transienten Bereich mit Übergängen zwischen den Schweißregimes. Dies wird deutlich bei näherer Untersuchung der Nahtwurzeln. Mit steigender Leistung wird der Wärmeleitungsschweißbereich verlassen und zu Beginn des transienten Bereiches zeigen sich Zonen mit verbreiteter Nahtwurzel, die mit weiter steigender Leistung länger und zahlreicher werden. Hier sind der erhöhte Einkoppelgrad der Laserstrahlung und die damit verbundene Wurzelverbreiterung durch den einsetzenden Tiefschweißprozess zu erkennen. Auch an der Probenoberseite ist eine Strukturveränderung der Schweißnaht durch die wechselnden Strömungsbedingungen im Schmelzbad aufgrund der sich bildenden Kapillare festzustellen, die mit der Nahtwurzel korrespondiert (s. Abbildung 52 und Abbildung 53).



Abbildung 52: Wechsel von Wärmeleitungs- und Tiefschweißen (WLS und TS) an korrespondierenden Nahtoberseiten und Nahtwurzeln. a) Nahtoberseite, b) Nahtwurzel mit $d_f = 78 \mu\text{m}$, $s = 50 \mu\text{m}$, $P = 112 \text{ W}$, $v = 700 \text{ mm/s}$

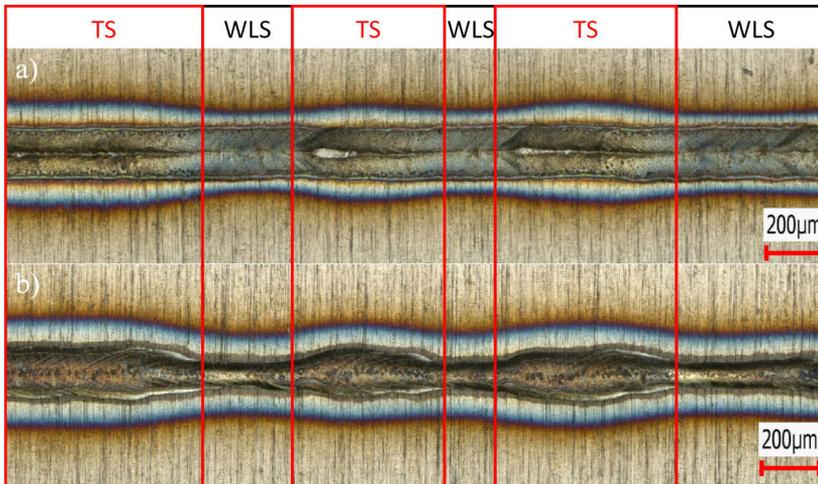


Abbildung 53: Wechsel von Wärmeleitungs- und Tiefschweißen (WLS und TS) an korrespondierenden Nahtoberseiten und Nahtwurzeln. a) Nahtoberseite, b) Nahtwurzel mit $d_f = 65 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 90 \text{ W}$, $v = 185 \text{ mm/s}$

Für die Bearbeitung mit den anderen Fokusdurchmessern $25\ \mu\text{m}$, $31\ \mu\text{m}$, $144\ \mu\text{m}$, $164\ \mu\text{m}$ und $204\ \mu\text{m}$ zeigt sich der Regimewechsel zwischen Wärmeleitungsschweißen und Tiefschweißen nicht so deutlich an der Ausbildung der Naht. Auch anhand von Schlibfbildern ist das Schweißregime nicht zu identifizieren, da sich für Durchschweißungen im Wärmeleitungsschweißen immer ein Wärmestau an der unteren Seite des Bauteils ergibt und sich so die charakteristischen halbkreisförmigen Nahtquerschnitte nur bei Einschweißungen im Querschlibf ausbilden. Ebenso führt die Auswertung von Flachslibfen zur Überprüfung der Kristallorientierung im erstarrten Schweißgut nicht zu einer eindeutigen Aussage (s. Abbildung 54).



Abbildung 54: Mikroschliffe.

a) Wärmeleitungsschweißprobe, b) Tiefschweißprobe, c) Flachslibf

Abbildung 54 stellt für den untersuchten Bereich typische Mikroschliffe von Blindnahtschweißungen dar. Abbildung 54 a) zeigt einen Querschlibf von einer Wärmeleitungsschweißprobe und Abbildung 54 b) von einer Tiefschweißprobe. Sowohl die Nahtquerschnittsform als auch die Kristallorientierung lassen keine signifikanten Unterscheidungsmerkmale erkennen. Desgleichen gilt auch für die Kristallorientierung im Flachslibf (Abbildung 54 c). Aufgrund der geringen Nahtbreiten während des Mikroschweißens und der daraus resultierenden kurzen Erstarrungszeiten bilden Wärmeleitungs- und Tiefschweißproben qualitativ die gleiche Kristallorientierung im Schweißgut aus. Daher wird die Hochgeschwindigkeitsvideografie genutzt, um die Übergänge zwischen den Schweißregimes an der Prozessgrenze zur Einschweißung zu ermitteln. Die Einteilung anhand der Aufnahmen ist in Abbildung 55 zu sehen.

Bei der Auswertung von Abbildung 55 ist zunächst auffällig, dass unabhängig von Fokusdurchmesser und Materialstärke ein transients

Bereich mit einem mehrfachen Wechsel zwischen den Schweißregimen zu beobachten ist. Für das Makroschweißen ist der alternierende Schweißregimewechsel während eines Schweißprozesses mit konstanten Prozessgrößen bisher nicht beschrieben. Das liegt daran, dass der Druck durch die Oberflächenspannung mit sinkender Schmelzbadgeometrie hyperbolisch wächst (s. Gleichung 6).

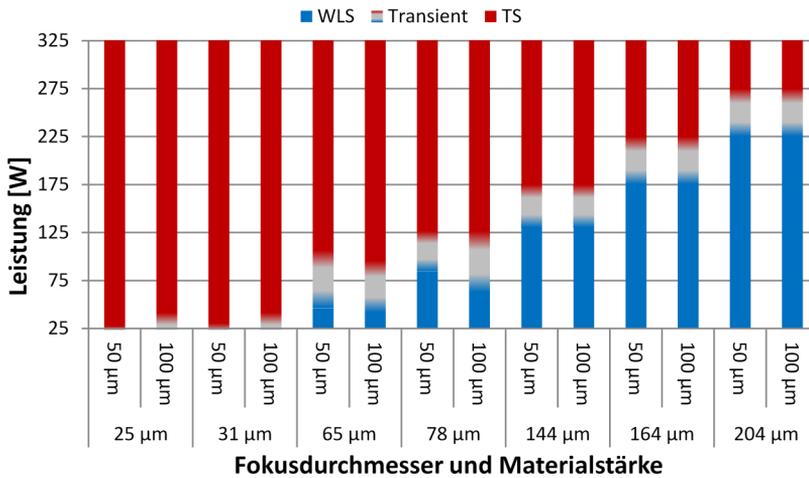


Abbildung 55: Klassifizierung der Schweißregime für unterschiedliche Materialstärken und Fokusbereiche

In Gleichung 5 ist das Druckgleichgewicht zwischen Kapillardruck und der Summe aus Druck durch Oberflächenspannung und Umgebungsdruck beschrieben, welches die Kapillare stabil geöffnet hält. Dabei ist das Druckgleichgewicht einer dynamischen Balance unterworfen. Durch Kapillarfluktuationen aufgrund der Schmelzbadströmung ändern sich sowohl die linke als auch die rechte Seite der Gleichung. Da aber insbesondere bei kleinen Schmelzbadabmessungen der Druck durch die Oberflächenspannung exponentiell zunimmt, wenn der Kapillardurchmesser auch nur in geringem Umfang abnimmt, überwiegen die schließend wirkenden Kräfte und die Kapillare kollabiert. Für eine erneute Öffnung der Kapillare muss der Druck durch die Oberflächenspannung erst mit einer Erhöhung der Abdampftrate

durch eine gesteigerte Leistungseinkopplung überwunden werden. Dadurch lässt sich der transiente Bereich mit einem Hysteresesyklus vergleichen, bei dem eine steigende Leistung die Wärmeleitungs-schweißphasen verkürzt.

Weiterhin sind zwischen den beiden gewählten Materialstärken bei gleichen Fokusburchmessern keine signifikanten Unterschiede für den Übergang zum kontinuierlichen Tiefschweißen auszumachen. Da bei beiden Materialstärken eine zweidimensionale Wärmeleitung mit Wärmestau an der Unterseite vorliegt, ist die Verdampfungstemperatur an der Materialoberfläche als Schwellenbedingung unabhängig von der Materialstärke. Dagegen steigen wie zu erwarten mit wachsenden Fokusburchmessern auch die Leistungsschwellen für die Regimewechsel.

Miyamoto [MIY03a] gibt für das Mikroschweißen einen intensitätsbezogenen Schwellwert von $2,5 \cdot 10^7 \text{ W/cm}^2$ beim Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen an. Mit den in Abbildung 55 gewonnenen Ergebnissen ergibt sich die Schwellintensität für ein kontinuierliches Tiefschweißregime bezogen auf den Fokusburchmesser (Abbildung 56).

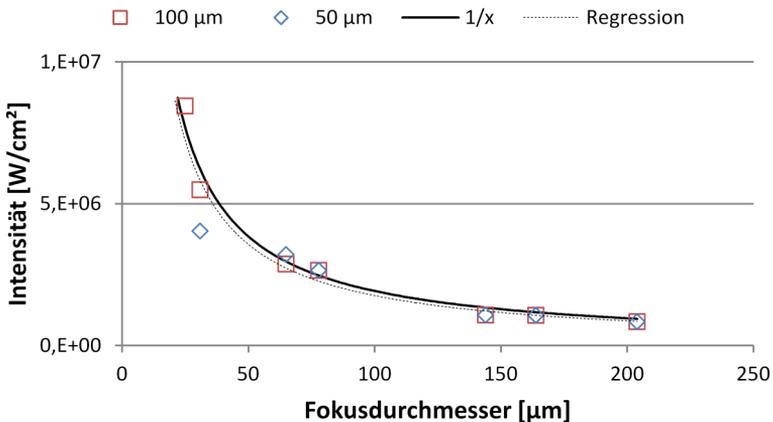


Abbildung 56: Schwellintensitäten
beim Einsetzen des kontinuierlichen Tiefschweißregimes

Dabei zeigt sich eine Abhängigkeit der Schwellintensität vom Fokusbereich. Neben der Regressionsfunktion (gestrichelt) ist eine Hyperbel (durchgängig) dargestellt, die den hyperbolischen Zusammenhang zwischen Intensität und Fokusbereich verdeutlicht. Damit wird verständlich, dass die Schwellenbedingung nicht der Intensität $I \propto 1/d_f^2$, sondern dem Strahlparameterquotienten $P/d_f \propto 1/d_f$ folgt.

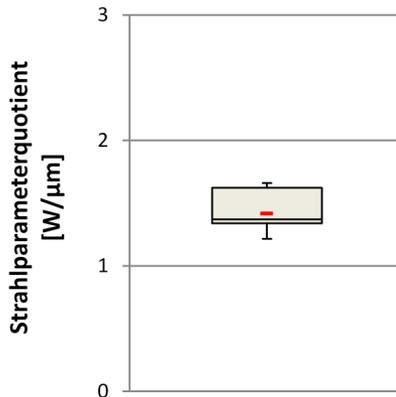


Abbildung 57: Boxplot für den Strahlparameterquotient an der Schwelle zum Tiefschweißen

Daher wird in folgender Abbildung ein Boxplot verwendet, um die experimentell bestimmten Strahlparameterquotienten P/d_f am Übergang zwischen transientem Bereich und dem kontinuierlichen Tiefschweißregime für die Ergebnisse aus Abbildung 55 aufzutragen.

Abbildung 57 zeigt die hohe Konvergenz der ermittelten Ergebnisse über alle Fokusbereich und Materialstärken. Zwar ist die zweite Quantile überrepräsentiert und bildet damit eine rechtsschiefe Verteilung, aber das kann auf die geringe Anzahl der Beobachtungen ($n = 14$) zurückgeführt werden. Damit kann der Mittelwert für die Schwelle zum kontinuierlichen Tiefschweißen im beobachteten Prozessbereich mit $1,42 \text{ W}/\mu\text{m}$ und einer Standardabweichung von $0,17 \text{ W}/\mu\text{m}$ angegeben werden.

Neben der experimentellen Bestimmung der Tiefschweißschwellen lassen sich diese wie in Kapitel 2.7 beschrieben auch analytisch berechnen.

Dafür ist zunächst die Péclet-Zahl Pe nach Gleichung 16 mithilfe des Fokussdurchmessers zu bestimmen. Da sich die Temperaturleitfähigkeit mit der Temperatur ändert, wird ein gemittelter Wert zwischen der Umgebungstemperatur T_0 und der Schmelztemperatur T_s verwendet. Zu diesem Zweck führt eine Extrapolation der in Abbildung 27 angegebenen Regressionsgleichung für eine mittlere Temperatur von 715 °C zu einer Temperaturleitfähigkeit mit einem Wert von 4,63 cm²/s. Die Schwellen können nach den Gleichungen 26 und 27 unter Verwendung der in Tabelle 1 recherchierten Minimal- und Maximalwerte berechnet werden. Damit ergeben sich eine Minimal- und eine Maximalschwelle. In Abbildung 58 sind zusätzlich zu den Schwellen die experimentell ermittelten Werte für ein gaußförmiges Strahlprofil (Lasersystem: SMFL) und in Abbildung 59 die Schwellen für ein Top-Hat Strahlprofil (Lasersystem: MMFL) eingetragen. Diese sind in Tiefschweißungen, Schweißungen im transienten Bereich und Wärmeleitungsschweißungen unterteilt.

Aus Abbildung 58 geht hervor, dass die Schwelle zum transienten Bereich der experimentell ermittelten Werte, bei dem zumindest zeitweise ein Tiefschweißregime erreicht wird, außerhalb des Toleranzbandes von analytisch bestimmter minimaler und maximaler Schwelle für ein gaußförmiges Strahlprofil liegt. Es ist also ein zusätzlicher Leistungsanteil P/d_f notwendig, um eine Kapillare zu bilden, dessen Umfang je nach eingesetzten Werten aus Tabelle 1 variiert. In den Gleichungen 26 und 27 wird die Energie, die zum Überwinden der Oberflächenspannung beim Öffnen der Kapillare notwendig ist, nicht berücksichtigt. Für die untersuchten Mikroschweißungen in Abbildung 58 ist der Druck durch die Oberflächenspannung aufgrund der kleinen Schmelzbaddimensionen nicht zu vernachlässigen und es bedarf eines zusätzlichen Leistungsanteils P/d_p , um die Kapillare zu öffnen. Zusätzlich findet der Anteil des konvektiven Wärmetransports innerhalb des Schmelzbades in der analytischen Lösung keine Beachtung. Insbesondere für Werkstoffe mit einer vergleichsweise niedrigen Wärmeleitfähigkeit wie dem verwendeten nichtrostenden Stahl muss der Anteil des Wärmeabtransports durch Konvektion berücksichtigt werden.

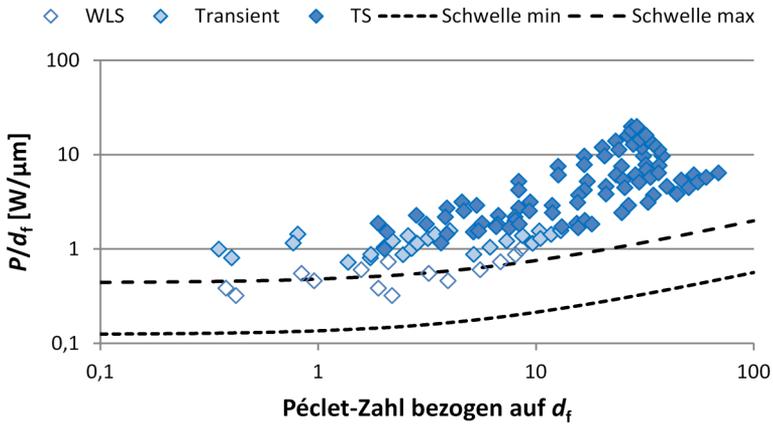


Abbildung 58: Experimentell ermittelte Ergebnisse (SMFL) und analytisch berechnete Tiefschweißschwelle für ein gaußförmiges Strahlprofil

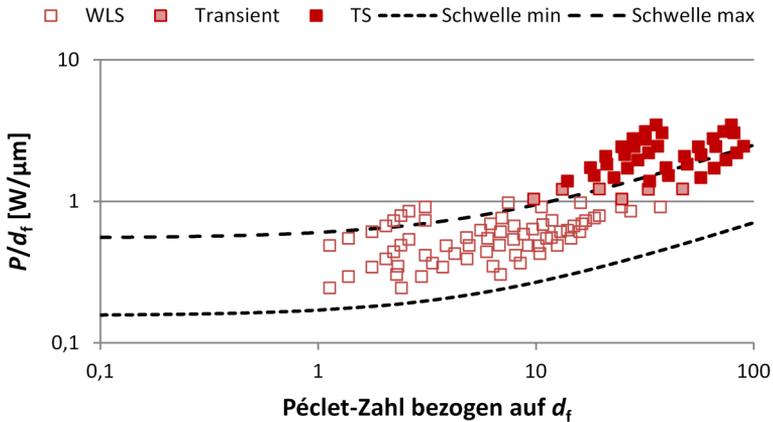


Abbildung 59: Experimentell ermittelte Ergebnisse (MMFL) und analytisch berechnete Tiefschweißschwelle für ein Top-Hat-Strahlprofil

Abbildung 59 stellt die experimentell ermittelte Einteilung der Schweißergebnisse des MMFL und die analytisch berechneten Schwellen für ein Top-Hat-Strahlprofil dar. Hieraus geht hervor, dass für $Pe < 10$ analog zu Abbildung 58 ein zusätzlicher Leistungsanteil P/d_f zur Berücksichtigung des Druckes durch die Oberflächenspannung und des Wärmetransports durch Konvektion notwendig ist, um eine Kapillare zu bilden. Weiterhin zeigt sich für $Pe > 10$, dass eine Kapillare entgegen der analytischen Lösung bereits mit geringerem Strahlparameterquotienten P/d_f entsteht. Damit ergibt sich im untersuchten Bereich eine konstante Funktion des Strahlparameterquotienten für die Tiefschweißschwelle bei Bearbeitung mit einem Top-Hat-Strahlprofil. Daraus ist abzuleiten, dass die Wärmetransportbedingungen für Konduktion und Konvektion der ermittelten Ergebnisse konstant bleiben und nicht von der Péclet-Zahl abhängen. Somit wird die Schwelle zum Erreichen der Verdampfungstemperatur auf der Materialoberfläche für den untersuchten Bereich allein durch einen konstanten Wert des Strahlparameterquotienten bestimmt.

Damit kann gezeigt werden, dass eine analytische Bestimmung des Übergangs vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen auf Basis der Verdampfungstemperatur in der jetzigen Form für Folien aus nicht-rostendem Stahl nur bedingt geeignet ist. Der Anteil des konvektiven Wärmetransports muss für die Schwellenbedingung zur Bildung einer Kapillare ebenso berücksichtigt werden wie der während des Mikroschweißens zu überwindende Druck durch die Oberflächenspannung. Zusätzlich ergibt sich für die Untersuchungen mit einem Multi-Mode-Faserlaser (MMFL) keine Abhängigkeit von der Péclet-Zahl und dadurch konstante Wärmetransportbedingungen durch Konduktion und Konvektion.

Dagegen kann die experimentell ermittelte Schwelle zum kontinuierlichen Tiefschweißen im untersuchten Bereich mit dem Strahlparameterquotienten hinreichend genau mit $1,42 \pm 0,17 \text{ W}/\mu\text{m}$ unabhängig von Materialstärke und Fokussdurchmesser angegeben werden.

Für den Übergang zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißen während des Mikroschweißprozesses wird ein transients Bereich identifiziert, in dem das Schweißregime mehrfach alterniert.

5.5 Charakterisierung der Schmelzbadbewegung im Mikroschweißprozess in Abhängigkeit vom Schweißregime

Während des Wärmeleitungsschweißens bestimmt ausschließlich die Marangoni-Konvektion die Schmelzbadströmung. Dagegen wirken im Tiefschweißregime zusätzlich die Kapillarumströmung und die Strömungsinduktion durch den abströmenden Metalldampf auf das Schmelzbad. Letztere kann im Mikroschweißen mit Materialstärken kleiner 100 μm aufgrund der geringen Kapillartiefe vernachlässigt werden. Um die Strömungen im Schmelzbad sichtbar zu machen, kann ein Kontrastwerkstoff verwendet werden. Dieser muss im Wesentlichen zwei Forderungen erfüllen. Zum einen darf er den Schweißprozess nicht merklich beeinflussen und zum anderen muss er mittels EDX (Energy-Dispersive X-ray spectroscopy) bzw. ASB (Angle-Selective-Backscatter electron detector) nachweisbar sein.

Für den verwendeten nichtrostenden Stahl 1.4301 mit einem hohen Nickelanteil eignet sich daher ein anderer hochlegierter Stahl mit anderen Legierungszusätzen. Zu diesem Zweck wird der Werkstoff 1.4767 gewählt, der nur einen geringen Nickel- aber dafür einen hinreichenden Aluminiumanteil enthält (s. Anhang B). Durch diese Kombination ist es möglich, die Durchdringung der beiden Werkstoffe nach dem Schweißprozess durch den eingemischten Nickellegierungsbestandteil im Werkstoff 1.4767 und den eingemischten Aluminiumlegierungsbestandteil im Werkstoff 1.4301 aufzulösen. Während der Untersuchungen ist die Stahlfolie aus 1.4301 dem Laserstrahl zugewandt und die Stahlfolie aus 1.4767 darunter angeordnet.

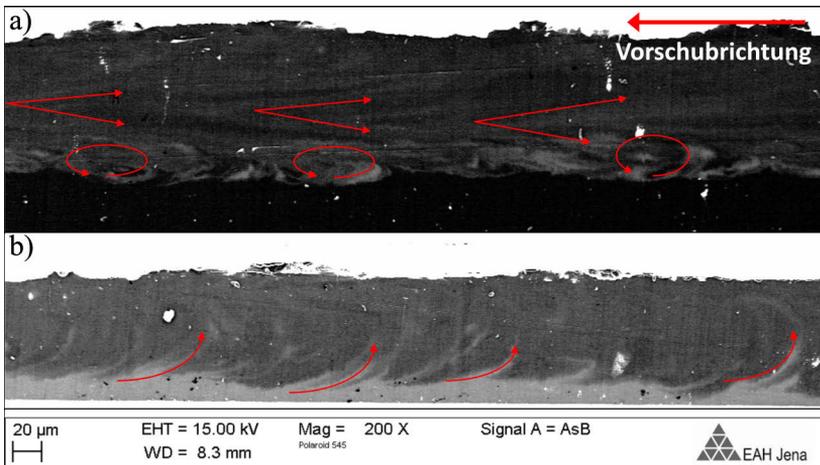


Abbildung 60: ASB-Aufnahme von Längsschliffen. a) Tiefschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 450 \text{ W}$, $v = 1000 \text{ mm/s}$, b) Wärmeleitungsschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 100 \text{ W}$, $v = 100 \text{ mm/s}$

In Abbildung 60 sind mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) erstellte winkelselektive Aufnahmen der Rückstreuerelektronen (ASB-Aufnahmen) von Längsschliffen an einer Wärmeleitungs- und einer Tiefschweißprobe dargestellt. Dabei ergibt sich im Vergleich ein differenziertes Bild. Die Schmelzbadbewegung während des Tiefschweißens (Abbildung 60 a) ist von der Umströmung der Kapillare geprägt. Aufgrund der hohen Umströmungsgeschwindigkeiten entstehen langgezogene, divergierende Strömungslinien. Am Nahtgrund lassen sich turbulente Verwirbelungsmuster erkennen. In Abbildung 60 b) hingegen sind langgezogene Transportbewegungen der Schmelze vom Nahtgrund erst entgegen der Schweißrichtung und dann eine Umkehr in die selbige zu beobachten. Diese deuten auf eine Wirbelschlepe am Ende des Schmelzbad hin. Eine Gegenüberstellung mit Hochgeschwindigkeitsaufnahmen unter vergleichbaren Versuchsbedingungen ist in Abbildung 61 wiedergegeben.

Abbildung 61 a) zeigt den Tiefschweißprozess mit einer geeigneten Kapillarfront, hinter der sich das Schmelzbad absenkt und einen turbulenten Strömungsbereich am Nahtgrund aufweist. Im weiteren Verlauf strömt die Schmelze in der Mitte der Schweißnaht unter Ausbildung von Randkerben wieder zusammen. Dabei verursacht der tur-

bulente Strömungsbereich am Nahtgrund die in Abbildung 60 a) dargestellten Verwirbelung, während die in hoher Geschwindigkeit zur Schweißnahtmitte zusammenfließende Schmelze die langgezogenen Strömungslinien entstehen lässt.

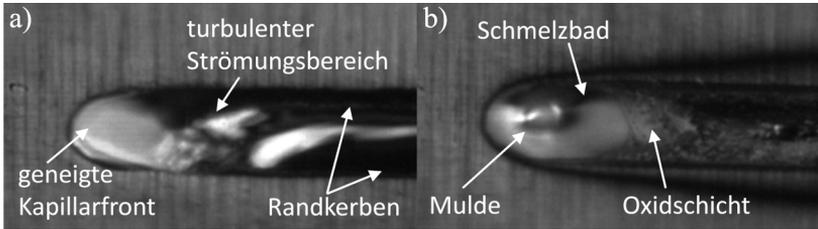


Abbildung 61: Einzelframes aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen. a) Tiefschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 450 \text{ W}$, $v = 925 \text{ mm/s}$, b) Wärmeleitungsschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 100 \text{ W}$, $v = 100 \text{ mm/s}$

Dagegen ist in der Aufnahme des Wärmeleitungsschweißprozesses (Abbildung 61 b) ein geschlossenes Schmelzbad mit einer Mulde zu sehen. Am Schmelzbadende bildet sich eine Oxidschicht, die eine oberflächennahe Strömung unterbindet, während sich im vorderen Teil des Schmelzbades die Marangoni-Konvektion als einzige Strömungskomponente frei ausbilden kann. Diese induziert am Schmelzbadende einen zur Schmelzbadmitte gerichteten Wirbel und verursacht die Einmischung des geschmolzenen Materials am Nahtgrund.

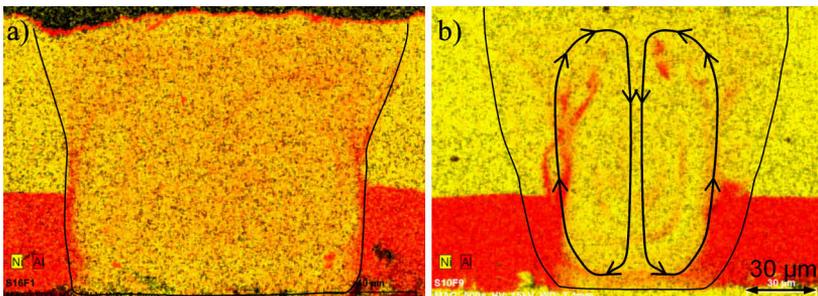


Abbildung 62: EDX-Aufnahmen von Querschliffen (rot – Aluminium / gelb – Nickel). a) Tiefschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 450 \text{ W}$, $v = 950 \text{ mm/s}$, b) Wärmeleitungsschweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 100 \text{ W}$, $v = 150 \text{ mm/s}$

Mithilfe der EDX-Analyse lässt sich die Verteilung der Legierungselemente ortsaufgelöst bestimmen. In den Querschliffen (Abbildung 62) wird besonders der unterschiedliche Aufmischungsgrad deutlich. Entgegen der Annahme, dass während des Tiefschweißens ab einer Vorschubgeschwindigkeit von 500 mm/s eine rein horizontale Strömungsbewegung ohne vertikale Strömungsfelder auftritt, liegt in der Schweißzone der Tiefschweißprobe (Abbildung 62 a) eine homogene Mischung aus Aluminium und Nickel vor. Aufgrund einer stark geneigten Front der nach unten geschlossenen Kapillare bildet sich am Nahtgrund ein zentraler Schmelzestrom aus, der am Ende des abgesenkten Schmelzbads zur Mitte emporstrebt. Dabei wird die Nahtbegrenzung im Bereich des abgesenkten Schmelzbads kaum benetzt, sodass der hauptsächliche Teil der Schmelze in der Mitte am Nahtgrund entlang strömt. Dadurch wird eine homogene Durchmischung des unteren und oberen Fügepartners erreicht.

In der Schweißzone der Wärmeleitungsschweißprobe (Abbildung 62 b) ist eine deutlich geringere Aufmischung zu sehen. Es bilden sich Zonen mit unterschiedlicher Konzentration der Legierungselemente. Die Verteilung lässt auf eine nach innen und unten gerichtete Strömung schließen, die an den Schweißnahtändern wieder nach oben strebt. Damit entspricht diese den Charakteristiken der Marangoni-Strömung mit einem positiven Oberflächenspannungsgradienten $d\sigma/dT > 0$ und einer umgedrehten Konvektionsrichtung.

Die Analyse der Schmelzbadströmung im Mikroschweißen mittels Kontrastwerkstoff hat ergeben, dass sich während des Tiefschweißens durch eine zentrale Strömungskomponente, die hinter der geneigten Kapillarfront vom Nahtgrund zur Schweißnahtmitte emporstrebt, eine homogene Durchmischung ergibt. Der dadurch auftretende vertikale Strömungsanteil steht damit im Gegensatz zu der Annahme, dass der Kapillarumströmung rein horizontale Strömungsfelder zugewiesen werden. Zusätzlich konnte während des Wärmeleitungsschweißens eine zur Schmelzbadmitte gerichtete Marangoni-Konvektion im Quer- und Längsschliff identifiziert werden. Damit wurde der Einfluss der Umgebungsluft auf eine Umkehr der Marangoni-Konvektion im Mikroschweißen durch den enthaltenen Sauerstoffanteil nachgewiesen.

5.6 Prozessinstabilitäten bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten

Die beobachteten Schmelzbadströmungen, insbesondere die Umströmung der Kapillare, führen bei steigender Vorschubgeschwindigkeit zu Schmelzbad- und Kapillarinstabilitäten. Aufgrund der daraus resultierenden Nahtunregelmäßigkeiten oder des dadurch bedingten Prozessabbruchs sind diese Strömungen zu vermeiden. Doch bereits vor Erreichen der kritischen Geschwindigkeit sind die Bedingungen im Schmelzbad einem fortlaufenden Änderungsprozess unterworfen. Wird die Schweißgeschwindigkeit im Tiefschweißregime kontinuierlich erhöht, so kann eine Einteilung in verschiedene charakteristische Schmelzbadausbildungen erfolgen. Dabei ändern sich die Schmelzbad- und die Kapillargeometrie kontinuierlich (s. Abbildung 63). Dieser Vorgang hat genauso Einfluss auf die Schweißnahtausbildung wie auch auf deren Eigenschaften. Randkerben und Wurzelrückfall verringern den vertikalen Anbindungsquerschnitt und damit die Scherzugfestigkeit.

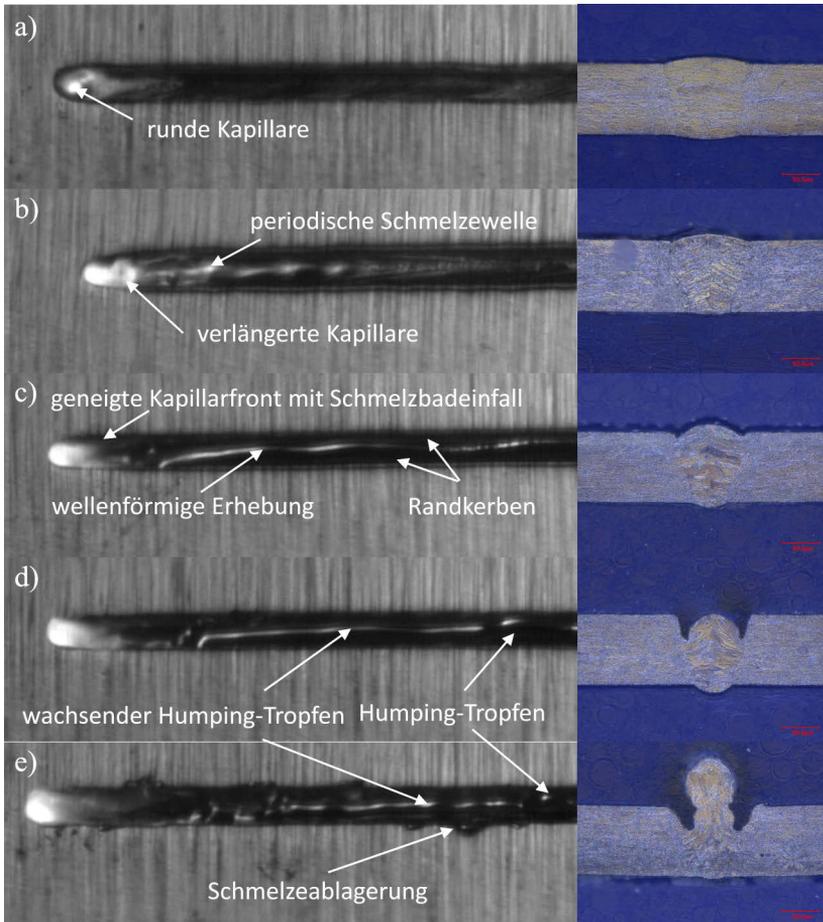


Abbildung 63: Einzelframes aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen und Querschliffe von charakteristischen Schmelzbadausbildungen am Beispiel

der Bearbeitung mit $d_f = 78 \mu\text{m}$ und $s = 100 \mu\text{m}$.

a) kapillarbestimmt mit $P = 131 \text{ W}$, $v = 450 \text{ mm/s}$,

b) kapillarbestimmt mit $P = 243 \text{ W}$, $v = 925 \text{ mm/s}$,

c) Pre-Humping mit $P = 300 \text{ W}$, $v = 1250 \text{ mm/s}$,

d) Humping-Regime mit $P = 350 \text{ W}$, $v = 1525 \text{ mm/s}$,

e) Humping-Regime mit $P = 500 \text{ W}$, $v = 2175 \text{ mm/s}$

Bei geringen Schweißgeschwindigkeiten ist die Schmelzbadbildung thermisch bestimmt und eine Kapillare mit runder Öffnung und senkrechten Kapillarwänden kann inmitten eines vergleichsweise großen und eher elliptischen Schmelzbades beobachtet werden (Abbildung 63 a). Mit steigender Schweißgeschwindigkeit wirkt der an der Kapillarfront erzeugte und abströmende Dampf mit einem Druck auf die Rückwand und zieht die Kapillare auseinander. Zusätzlich wird durch den Druckimpuls des Metaldampfes die Kapillarrückwand in Schwingung versetzt, die wiederum eine periodisch oszillierende Schmelzewelle hinter der Kapillare erzeugt (Abbildung 63 b).

Bei weiterer Geschwindigkeitssteigerung wächst die Neigung der Kapillarfront (Abbildung 63 c). Dadurch wird nur noch die Kapillarfront durch die Laserstrahlung erhitzt, was sich auch durch die Leuchterscheinung an dieser beobachten lässt. Diese Effekte bestimmen das Pre-Humping-Regime. Eine weitere Besonderheit ist der stark ausgeprägte Schmelzestrom, der eine große zentrale Strömungskomponente enthält. Dieser bewegt sich zunächst am Schmelzbadgrund, um dann nach dem Schmelzbadeinfall wieder zur Nahtmitte emporzustreben. Im Bereich des Schmelzbadeinfalls werden die seitlichen Nahtbegrenzungen kaum mit Schmelze benetzt. Dabei bildet sich eine erhabene, wellige Struktur in der Schweißnahtmitte mit Randkerben aus (Abbildung 64 a). Ab diesem Punkt ist der Einfluss des abströmenden Dampfes von der Kapillarfront auf die Schmelze nur noch gering. Die Situation der Schmelze wird nicht mehr durch die Kapillare bestimmt, sondern ist hauptsächlich durch die fluiddynamischen Vorgänge charakterisiert.

Mit Erreichen des Humping-Regimes (Abbildung 63 d) entstehen Schmelzaufwürfe (Humping-Tropfen), die zumeist aperiodisch am Ende des Schmelzbades auftreten (Abbildung 64 b). Bei weiterer Geschwindigkeits- und Leistungssteigerung wird das Schmelzbad turbulenter und teilweise erfolgt der Ausstoß von Material aus dem Schmelzbad, das sich neben der Schweißnaht ablagert (Abbildung 63 e). Ab einem Grenzwert von $160 \text{ W}/\mu\text{m}\cdot\text{mm}$ wird die Schmelze vollständig aus dem Schmelzbad durch starke Spritzerbildung ausgetrieben (vgl. Kapitel 5.3 und Abbildung 48).

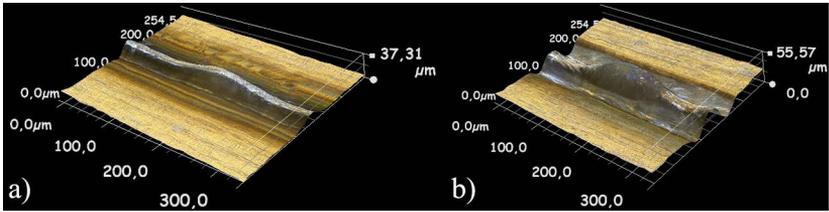


Abbildung 64: 3D-Aufnahmen der Schweißnähte. a) Wellenstruktur im Pre-Humping, b) einzelner Humping-Tropfen mit seitlichen Randkerben

Abbildung 64 illustriert die Ausbildung von wellenförmigen Strukturen im Pre-Humping ohne eine Nahtverbreiterung und tropfenförmige Schmelzeansammlungen mit Entstehung von Randkerben im Humping-Regime.

Im Folgenden ist eine Einteilung der Schweißuntersuchungen auf Grundlage der Auswertung der Hochgeschwindigkeitsvideografie nach kapillarbestimmtem und fluiddynamisch charakterisiertem Einfluss gekennzeichnet. Bei Letzterem wird zusätzlich in Pre-Humping und Humping-Regime unterschieden. Die Einteilung erfolgt in Abhängigkeit von Fokusdurchmesser und Materialstärke bei konstanter Leistung und mit steigender Schweißgeschwindigkeit. Abbildung 65 zeigt den Einfluss der Materialstärke und der Leistung auf die Grenzgeschwindigkeit beim Auftreten des Humping-Effekts.

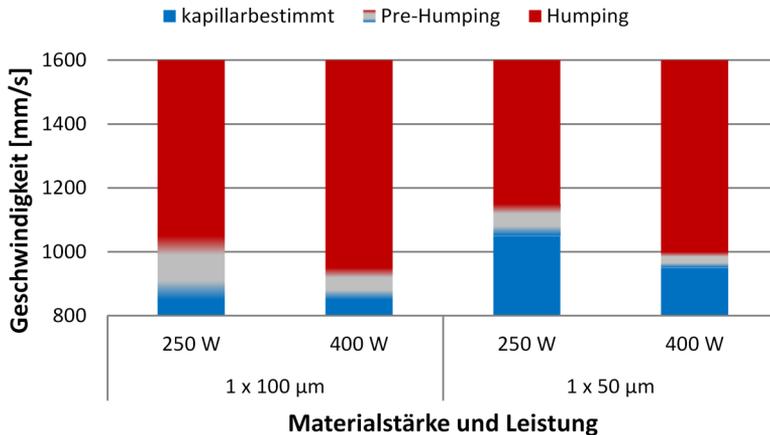


Abbildung 65: Klassifizierung des Schmelzregimes nach kapillarbestimmten und fluiddynamischen Einflüssen in Abhängigkeit von Leistung und Materialstärke am Beispiel eines Fokaldurchmessers von 25 µm

Aus Abbildung 65 wird deutlich, dass mit wachsender Materialstärke die Grenzgeschwindigkeit zum Eintritt des Humping-Effekts sinkt. Damit verschiebt eine wachsende Durchschweißtiefe den Eintritt des Humping-Effekts zu niedrigeren Vorschubgeschwindigkeiten. Zusätzlich verbreitert sich der Bereich des Pre-Humpings.

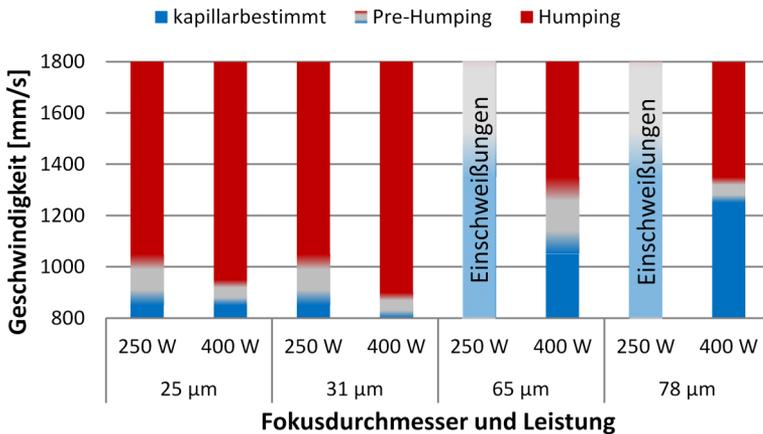


Abbildung 66: Klassifizierung des Schmelzregimes nach kapillarbestimmten und fluiddynamischen Einflüssen in Abhängigkeit von Leistung und Fokusdiameter am Beispiel einer Materialstärke von 100 μm

Weiterhin bewirkt eine steigende Leistung eine sinkende Grenzgeschwindigkeit zum Eintritt des Humping-Effekts (Abbildung 66). Für die Bearbeitung mit Leistungsstufen von 250 W in Kombination mit Fokusdiameteren von 65 μm und 78 μm können im dargestellten Geschwindigkeitsbereich keine Durchschweißungen erzielt werden. Daher sind die Ergebnisse zum Eintritt des Humping-Effekts dieser Kombinationen nicht direkt mit den Durchschweißungen vergleichbar. Dennoch kann aus den Ergebnissen abgeleitet werden, dass der Eintritt des Humping-Effekts bei Einschweißungen zu höheren Geschwindigkeiten verschoben wird.

Des Weiteren wird deutlich, dass für größere Fokusdiameter die Grenzgeschwindigkeit zum Eintritt des Humping-Effekts erhöht wird. Abbildung 67 illustriert die Schmelzbadausbildung bei konstanter Leistung, Geschwindigkeit und Materialstärke mit wachsendem Fokusdiameter anhand von Einzelframes aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen und den dazugehörigen Mikroschliffen.

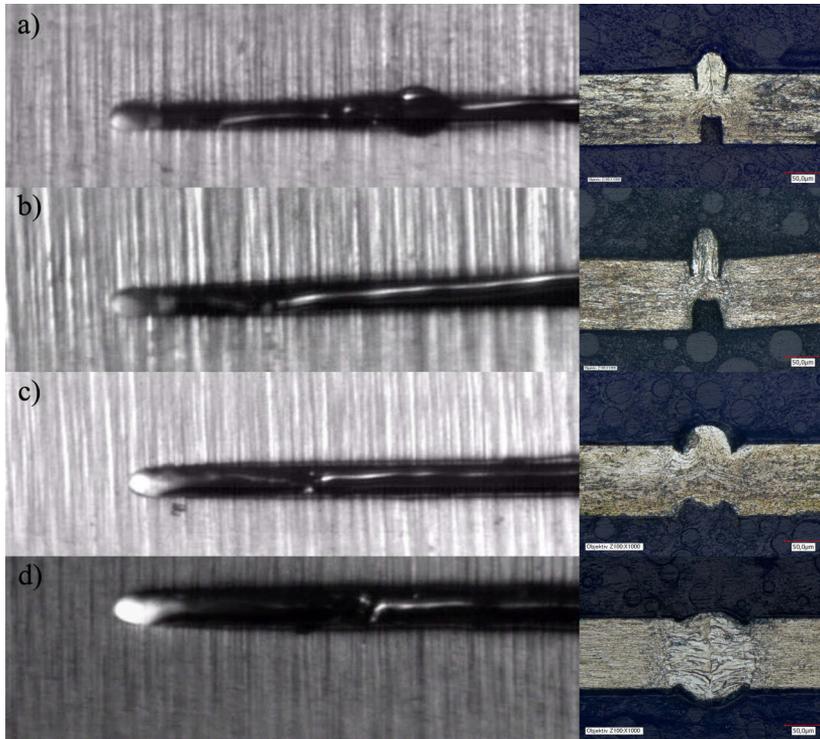


Abbildung 67: Darstellung der Schmelzbäder als Einzelframes aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen und der zugehörigen Mikroschliffe mit $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 400 \text{ W}$, $v = 1200 \text{ mm/s}$ für Fokusbereiche a) $25 \mu\text{m}$, b) $31 \mu\text{m}$ c) $65 \mu\text{m}$, d) $78 \mu\text{m}$

Für die Fokusbereiche von $144 \mu\text{m}$, $164 \mu\text{m}$ und $204 \mu\text{m}$ konnte im untersuchten Geschwindigkeitsbereich bis ca. 2500 mm/s weder Humping noch Pre-Humping festgestellt werden. Beispielhaft zeigt Abbildung 68 die Schmelzbadausbildung unter Verwendung der größeren Fokusbereiche bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten. Hierbei ist lediglich eine verstärkte Randkerbenbildung zu beobachten, ohne jedoch eine wellenförmige Struktur auf der Nahtoberseite zu entwickeln.

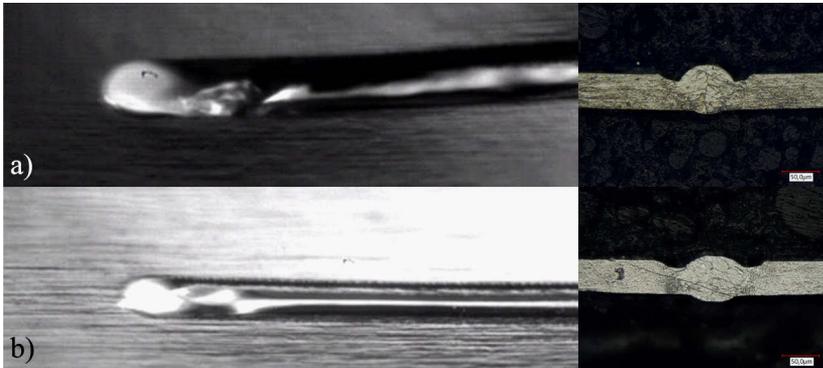


Abbildung 68: Darstellung der Schmelzbäder als Einzelframes aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen und der zugehörigen Mikroschliffe an einer Materialstärke von 50 μm . a) $d_f = 144 \mu\text{m}$, $P = 500 \text{ W}$, $v = 2450 \text{ mm/s}$, b) $d_f = 164 \mu\text{m}$, $P = 400 \text{ W}$, $v = 1950 \text{ mm/s}$

Im Folgenden sollen die Ursachen zur Entstehung des Humping-Effekts für den untersuchten Bereich diskutiert werden. Geometrische Einflüsse wie eine Rampe bzw. eine Umlenkzone durch Erstarrung am Nahtgrund (vgl. Abbildung 23), die als Bereich der Entstehung des Humping-Effekts identifiziert ist, können für die hier untersuchten Durchschweißungen ausgeschlossen werden. Die Abkühlung und Erstarrung der Schmelze erfolgt im Wesentlichen durch Wärmeleitung über die seitliche Nahtbegrenzung. Zusätzlich entstehen die beobachteten Humping-Tropfen immer am Ende des Schmelzbads, was ebenfalls die Anwesenheit einer Rampe bzw. einer Umlenkzone negiert. Durch die Reflexion des Schmelzestroms am erstarrenden Nahtgrund entstehen die Humping-Tropfen hauptsächlich am Anfang des Schmelzbades hinter der Kapillare.

Einen Erklärungsansatz für die Abhängigkeit der Grenzgeschwindigkeit zum Eintritt des Humping-Effekts von Materialstärke, Leistung und Fokussdurchmesser ermöglicht die Betrachtung der Schmelzbadlänge. Abbildung 69 zeigt hierfür die Boxplots von Erstarrungszeiten über einen Geschwindigkeitsbereich von 800 mm/s bis 1800 mm/s für verschiedene Materialstärken, Fokussdurchmesser und Leistungsstufen. Die Ermittlung der Erstarrungszeiten erfolgt über Hochgeschwindigkeitsaufnahmen.

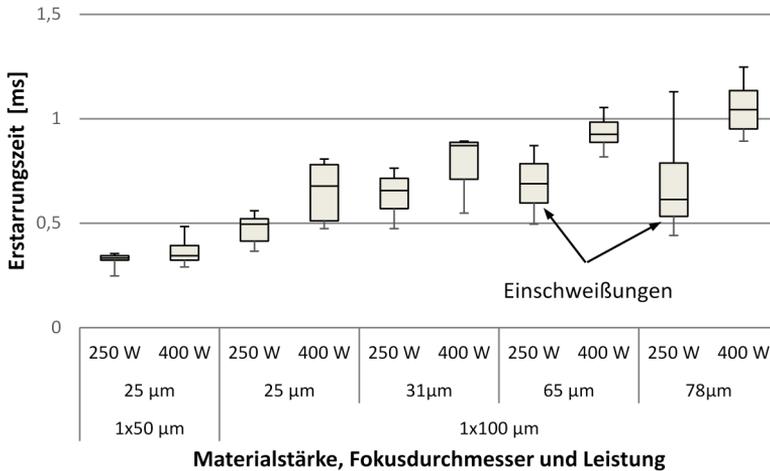


Abbildung 69: Boxplots von gemessenen Erstarrungszeiten über Geschwindigkeitsbereiche von 800 mm/s bis 1800 mm/s für unterschiedliche Leistungsstufen, Fokusbereich und Materialstärken

Über das Weg-Zeit-Gesetz bestimmen Vorschubgeschwindigkeit v und Erstarrungszeit t_e die Schmelzbadlänge l . Dabei vergrößert sowohl eine steigende Erstarrungszeit als auch eine zunehmende Vorschubgeschwindigkeit die Schmelzbadlänge:

$$l = t_e \cdot v$$

47

Aus Abbildung 69 geht hervor, dass bei konstanter Vorschubgeschwindigkeit mit wachsendem Fokusbereich bzw. Nahtbreite die Erstarrungszeit wächst und damit auch die Schmelzbadlänge größer wird. Denselben Effekt bewirkt eine Steigerung der Leistung oder der Materialstärke. Zusätzlich wird deutlich, dass die Erstarrungszeiten und damit die Schmelzbadlängen der Einschweißungen tendenziell geringer ausfallen als die der Durchschweißungen. Die Ursache hierfür ist die zusätzliche Wärmeableitung über den Nahtgrund, die für Durchschweißungen entfällt (s. Abbildung 70).

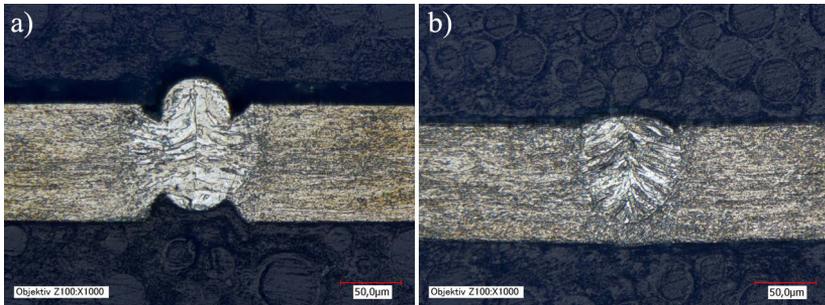


Abbildung 70: Nahtausbildung mit $d_f = 65 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $v = 1300 \text{ mm/s}$.
 a) Durchschweißung mit $P = 400 \text{ W}$, b) Einschweißung mit $P = 250 \text{ W}$

Für derart schmale und lange Schmelzbäder, wie sie für die vorliegenden Ergebnisse zu beobachten sind, ist der Druck durch die Oberflächenspannung nicht zu vernachlässigen. Mit sinkendem Schmelzbaddurchmesser steigt der Druck hyperbolisch an und gewinnt an Einfluss auf das Schmelzbad. Daher ist insbesondere die Plateau-Rayleigh-Theorie des zerfallenden Flüssigkeitsstrahls (vgl. Kapitel 2.10) für kleine Fokussdurchmesser und Materialstärken relevant. Aufgrund der geringen Materialstärke besitzen die Schmelzbäder im Mikroschweißen eine große freie Schmelzbadoberfläche und benetzen bei Durchschweißungen nur die seitliche Nahtbegrenzung. Durch die Randkerbenbildung verringert sich die benetzte Fläche zusätzlich und das Schmelzbad nähert sich weiter einem freien Flüssigkeitsstrahl an. Der Querschnitt entlang des Schmelzbads verändert sich geringfügig durch stochastische Einflüsse auf den Prozess. Abweichende Schmelzbadquerschnitte kleiner als der Mittelwert führen zu Einschnürungen, da hier der Druck durch die Oberflächenspannung steigt. Diese Feststellung wird insofern bestätigt, da sich keine strenge Periodizität im Tropfenabstand beobachten lässt, sondern die Tropfenbildung überwiegend zufällig lokalisiert ist. Die Beobachtung der vornehmlich aperiodischen Bildung von Humping-Tropfen stützt damit das Zerfallsmodell eines Flüssigkeitsstrahls (vgl. Abbildung 24).

Die kritische Schmelzbadlänge des Zerfalls kann mit Gleichung 36 [BEY95] berechnet werden. Die für die Berechnung notwendige Strömungsgeschwindigkeit des Schmelze u ergibt sich aus Gleichung 31. Für den untersuchten Bereich zeigt sich keine Korrelation mit den experimentellen Ergebnissen und daher ist ein anderer Ansatz not-

wendig. Stattdessen dient für den untersuchten Bereich ein Modell aus Verhältnis von Schmelzbadlänge zu Schmelzbad Durchmesser zur Beschreibung des Zerfalls des Schmelzbads. Zur Vereinfachung wird anstelle des Schmelzbad Durchmessers der Fokusbildungsdurchmesser verwendet (s. Abbildung 71).

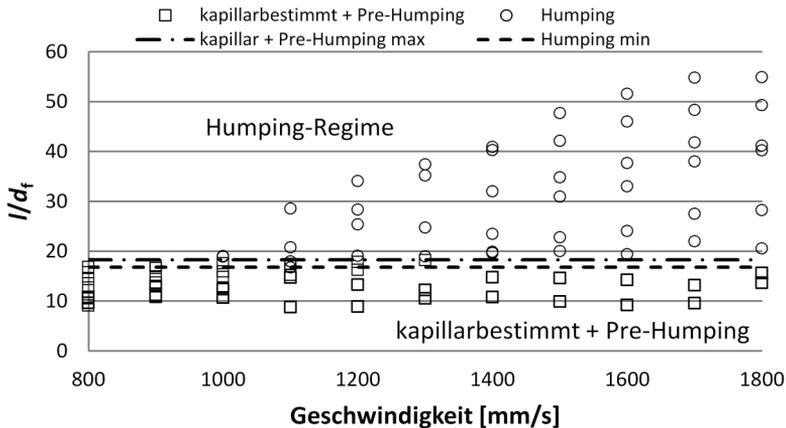


Abbildung 71: Verhältnis von Schmelzbadlänge zu Fokusbildungsdurchmesser in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit für die Ergebnisse aus Abbildung 65 und Abbildung 66

Abbildung 71 stellt die Ergebnisse für das Verhältnis von Schmelzbadlänge zu Fokusbildungsdurchmesser in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit für den untersuchten Bereich dar. Dabei sind die Ergebnisse unterteilt in kapillarbestimmte und fluiddynamisch charakterisierte Schmelzbäder, bei denen der Humping-Effekt auftritt. Dabei erfolgt kein direkter Übergang, sondern innerhalb eines Bereiches von l/d_f zwischen 16,8 und 18,3 (gestrichelte Linien) sind sowohl kapillarbestimmte als auch fluiddynamisch charakterisierte Schmelzbäder zu beobachten. Über einem Wert l/d_f von 18,3 sind die Schmelzbäder ausschließlich vom Humping-Effekt geprägt. Damit ist auch das von Gratzke [GRA92] ermittelte kritische Verhältnis von Schmelzbadlänge zu Schmelzbad Durchmesser $l/d_s = \pi$ für den untersuchten Bereich deutlich zu klein und nicht auf das Mikroschweißen übertragbar.

Da die Schmelzbadlänge mit Anwachsen der Leistung und Materialstärke steigt, verschiebt sich die Grenzgeschwindigkeit zum Eintritt des Humping-Effekts bei konstantem Fokusbereich zu niedrigeren Werten. Ein größerer Fokusbereich bewirkt ebenfalls eine Verlängerung des Schmelzbads, aber steigert die Grenzgeschwindigkeit durch die Verbreiterung des Schmelzbads. Für das Einschweißen bedeutet die kürzere Schmelzbadlänge aufgrund der zusätzlichen Wärmeableitung über den Nahtgrund ebenfalls eine Anhebung der Grenzgeschwindigkeit im Vergleich zu Durchschweißungen bei unverändertem Fokusbereich (s. Abbildung 70). Im Gegensatz dazu beobachtet Neumann [NEU12] eine Absenkung der Grenzgeschwindigkeit beim Übergang von Durchschweißungen zu Einschweißungen. Neumann schweißt mit einem Fokusbereich von $23 \mu\text{m}$ in Blech mit einer Materialstärke von $2,5 \text{ mm}$. Dadurch ergibt sich ein hohes Aspektverhältnis s/d_f und es bildet sich eine Rampe durch Erstarrungsvorgänge am Nahtgrund, die den Schmelzbadstrom nach oben umlenken (vgl. Abbildung 23). Dagegen wird die Bildung einer solchen Umlenkzone für vorliegende Einschweißungen ausgeschlossen und die Einschweißung führt im untersuchten Bereich nicht zu einer Grenzgeschwindigkeitsverringerung durch Rampenbildung, sondern zu einer Grenzgeschwindigkeitssteigerung durch ein kürzeres Schmelzbad.

Wird die Vorschubgeschwindigkeit und die Intensität im Humping-Regime weiter erhöht, erfolgt ein Austrieb der Schmelze aus dem Schmelzbad und damit einhergehend eine erhöhte Spritzerbildung. Dabei lagert sich die Schmelze am Rand der Schweißnaht ab und es entsteht ein Schnitt im Material. In Kapitel 5.3 wurde für den untersuchten Bereich eine Schwelle in Form der bezogenen Leistung von $160 \text{ W}/\mu\text{m}\cdot\text{mm}$ definiert, über der der Austrieb der Schmelze zu beobachten ist. Für die Spritzerentstehung ist die Neigung der Kapillarfront ausschlaggebend, die durch absorbierte Leistung, Wellenlänge, Fokusbereich, Materialstärke und Vorschubgeschwindigkeit beeinflusst wird. Durch Auswertung der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen können sowohl der Neigungswinkel als auch der Ort der Spritzerentstehung bestimmt werden. Abbildung 72 zeigt die Messergebnisse des Neigungswinkels der Kapillarfront in Abhängigkeit von der bezogenen Leistung $P/d_f \cdot s$ für Tiefschweißungen ohne Schmelzaustrieb. Dabei sind Ergebnisse mit beiden Materialstärken und allen Fokusbereichen berücksichtigt.

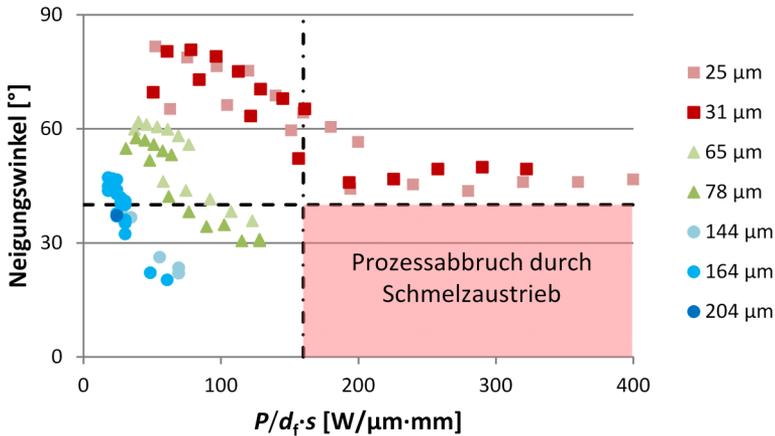


Abbildung 72: Neigungswinkel der Kapillarfront in Abhängigkeit von der bezogenen Leistung für Tiefschweißungen ohne Schmelzaustrieb

Hieraus geht hervor, dass ein Bereich existiert, in dem eine Bearbeitung ohne Schmelzaustrieb nicht möglich ist. Dieser ist einerseits durch den Wert der bezogenen Leistung von $160 \text{ W}/\mu\text{m}\cdot\text{mm}$ (vertikale Linie) und andererseits durch einen Neigungswinkel von ca. 40° (horizontale Linie) gekennzeichnet. Insbesondere während der Bearbeitung mit den Fokussdurchmessern von $25 \mu\text{m}$ und $31 \mu\text{m}$ kann dieser Bereich erreicht werden, da durch den Einsatz des SMFL hohe Werte für die bezogene Leistung möglich sind. Zur Vermeidung des Prozessabbruchs muss daher für bezogene Leistungen größer $160 \text{ W}/\mu\text{m}\cdot\text{mm}$ die Vorschubgeschwindigkeit verringert werden, um den Neigungswinkel von ca. 40° nicht zu unterschreiten. Die Verringerung der Vorschubgeschwindigkeit führt zu den Strukturbrüchen in Abbildung 46 und Abbildung 47. Dagegen ist die Bearbeitung mit größeren Fokussdurchmessern und einem Neigungswinkel unter 40° unkritisch, da die bezogene Leistung unterhalb des Schwellwertes von $160 \text{ W}/\mu\text{m}\cdot\text{mm}$ bleibt.

Abbildung 73 illustriert anhand von Schlifffbildern den Übergang vom Humping-Effekt zum Schmelzaustrieb mit wachsender Vorschubgeschwindigkeit. Neben den Querschliffen sind die Aufnahmen von Ober- und Unterseite der Schweißprobe dargestellt.

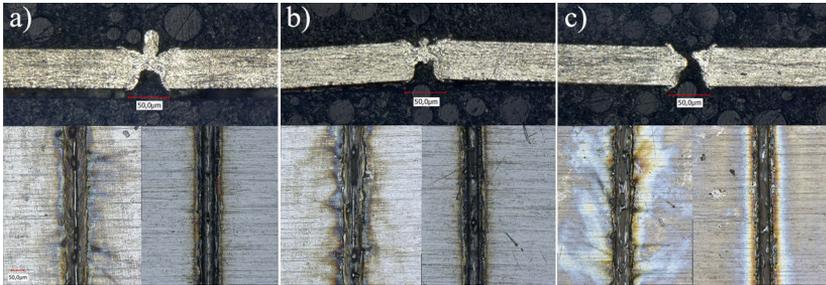


Abbildung 73: Übergang vom Humping-Effekt zum Schmelzaustrieb
mit $d_f = 25 \mu\text{m}$, $s = 50 \mu\text{m}$, $P = 500 \text{ W}$.

a) $v = 5000 \text{ mm/s}$, b) $v = 5500 \text{ mm/s}$, c) $v = 6000 \text{ mm/s}$

Die Schlibfbilder zeigen mit wachsender Vorschubgeschwindigkeit eine vermehrte Schmelzeablagerung seitlich der Naht an Ober- und Unterseite. Dadurch sinkt das Schmelzvolumen in der eigentlichen Naht immer mehr, bis die Schmelze vollkommen ausgetrieben ist. Zusätzlich steigt die Spritzerablagerung an der Oberseite der Schweißprobe.

Aus der Hochgeschwindigkeitsvideografie und den Schlibfbildern der Schweißungen mit Prozessabbrüchen durch Schmelzaustrieb kann das in Abbildung 74 dargestellte Modell abgeleitet werden.

Unterschreitet der Neigungswinkel bei entsprechend hoher bezogener Leistung einen Wert von ca. 40° , tritt die beschleunigte, von der Kapillarfront abströmende Schmelze aus dem Schmelzbad aus und lagert sich größtenteils neben der Naht ab. Dabei lösen sich einzelne Bestandteile und entfernen sich als Spritzer entgegen der Vorschubrichtung. Damit die Schmelze das Schmelzbad verlassen kann, muss der vektorielle Impuls groß genug sein, um die Oberflächenspannung und die kinetische Energie der horizontalen Schmelzbadströmung zu überwinden. Dabei bestimmt der Neigungswinkel die vektorielle Richtung, während die Vorschubgeschwindigkeit als Funktion der bezogenen Leistung die Strömungsgeschwindigkeit der Schmelze und damit die Größe des Impulses beeinflusst.

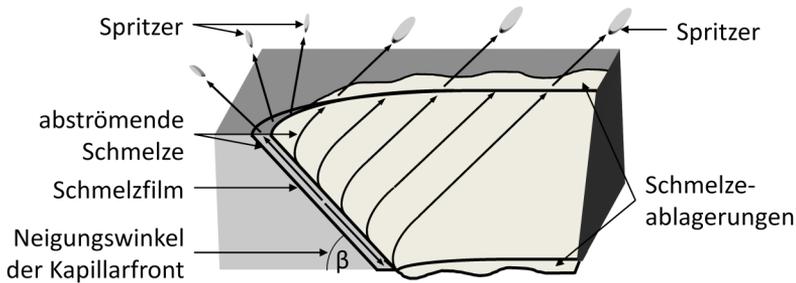


Abbildung 74: Schematische Darstellung des Prozessabbruchs durch Schmelzaustrieb und Spritzerbildung

Eine wesentlich größere Anzahl an Spritzern, die aber deutlich kleiner sind, wird sternförmig in alle Richtungen von der Kapillarfond emittiert. Diese werden durch den hohen Dampfdruck, der auf die Kapillarfond wirkt, induziert. Der abströmende Metalldampf übt auf den Schmelzfilm an der Kapillarfond einen hohen Druck aus und treibt die Schmelze teilweise in Form von Spritzern nach oben aus. Gleichzeitig wird durch die Kapillarneigung im Zusammenwirken mit dem Dampfdruck an der Schmelzfront eine nach unten gerichtete Strömung induziert, die die Schmelzeablagerungen an der Unterseite der Schweißprobe bedingt.

Entgegen des Modells zur Spritzerbildung aus dem Makroschweißen treten im untersuchten Bereich die Spritzer nicht an der Kapillarrückwand auf. Durch die auseinandergezogene Kapillare bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten kann der abströmende Metalldampf nicht mehr mit der Kapillarrückwand interagieren. Dadurch ist auch die durch die Schubspannung des Metalldampfes an der Kapillarrückwand induzierte vertikale Strömung der Schmelze zu vernachlässigen. Daher treten Spritzer im Wesentlichen durch den vektoriellen Impuls, dessen Richtung der Neigungswinkel der Kapillarfond bestimmt, entlang der verlängerten Kapillare auf. Zusätzlich bilden sich aufgrund des Dampfdrucks kleinere aber zahlreichere Spritzer mit stochastischer Streuung an der Kapillarfond aus.

Bereits vor dem Prozessabbruch durch Schmelzaustrieb und Spritzer kennzeichnen Humping-Effekt und Randkerbenbildung im Pre-Humping-Regime eine Prozessausbildung, die vermieden werden sollte. Beides führt neben einer Einbuße der Nahtqualität zu einem

verringerten vertikalen Anbindungsquerschnitt und damit zu einer herabgesetzten mechanischen Festigkeit der Schweißnaht. Während der Prozessentwicklung im Mikroschweißen muss daher darauf geachtet werden, dass die gewählten Prozessgrößen diese Grenzen nicht verletzen. Die Komplexität dieser Anforderung liegt in der Wechselwirkung der Prozessgrößen Fokusbildungsdurchmesser, Vorschubgeschwindigkeit, Materialstärke und Leistung. Mithilfe des Ansatzes über die Plateau-Rayleigh-Instabilität kann ein Grenzwert zwischen 16,8 und 18,3 des geometrischen Verhältnisses aus Schmelzbadlänge zu Fokusbildungsdurchmesser definiert werden, ab dem der Zerfall des als Flüssigkeitsstrahl idealisierten Schmelzbads auftritt. Prinzipiell müssen bei gegebener Materialstärke die Leistung möglichst klein und der Fokusbildungsdurchmesser möglichst groß sein, um ein günstiges Verhältnis l/d_f zu bewirken und die kritische Geschwindigkeit zu höheren Werten zu verschieben. Zusätzlich kann bei weiterer Erhöhung der Intensität sowie der Vorschubgeschwindigkeit ein Bereich für die Spritzerentstehung definiert werden. Dieser wird durch Werte der bezogenen Leistung größer als $160 \text{ W}/\mu\text{m}\cdot\text{mm}$ und einem Neigungswinkel der Kapillarfront kleiner ca. 40° gekennzeichnet.

6 Prozesswirkungsgrade und thermische Belastung in Abhängigkeit von der Prozessführung

6.1 Einfluss der Péclet-Zahl auf den Prozesswirkungsgrad und den thermischen Wirkungsgrad während des Wärmeleitungsschweißens

Der thermische Wirkungsgrad wird definiert durch das Verhältnis von Schmelzleistung zu der Summe aus Schmelzleistung und Verlustleistung (s. Gleichung 12). Je geringer der thermische Wirkungsgrad ist, desto größer ist der Anteil an Verlustleistung im Vergleich zur Schmelzleistung. Das bedeutet, dass ein großer Teil der absorbierten Leistung nicht für den eigentlichen Schweißprozess zur Verfügung steht, sondern in das Bauteil abgeleitet wird und dieses erwärmt. Damit nimmt der thermisch induzierte Verzug zu und es steigt das Risiko des Prozessabbruchs durch Spaltbildung zwischen den Fügepartnern. Daher ist die Bestimmung des thermischen Wirkungsgrades von Bedeutung für die Prozessgestaltung.

Das energiespezifische Volumen V_E dient als Maß für den Prozesswirkungsgrad (s. Gleichung 24), während die Péclet-Zahl Pe den thermischen Wirkungsgrad η_{th} bestimmt (s. Gleichung 15). Da der thermische Wirkungsgrad nicht direkt messbar ist, muss bei einem konstanten Einkoppelgrad der Prozesswirkungsgrad bestimmt werden. Während des Wärmeleitungsschweißens entsteht keine Kapillare, sodass das Aspektverhältnis gleich null ist. Nach Gleichung 18 gilt in diesem Fall:

$$\eta_p = \eta_{th} \cdot A \quad 48$$

Da der Absorptionsgrad materialspezifisch und damit konstant ist, kann beim Wärmeleitungsschweißen direkt vom Prozesswirkungsgrad auf den thermischen Wirkungsgrad geschlossen werden. Abbildung 75 zeigt das energiespezifische Volumen von Wärmeleitungs-

schweißungen mit drei verschiedenen Lasersystemen (SMFL, MMFL und SMSL) und unterschiedlichen Fokusedurchmessern in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl mit Bezug auf die mittlere Nahtbreite. Die verwendeten Ergebnisse stellen die Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung mit einer konstanten Schweißnahttiefe dar.

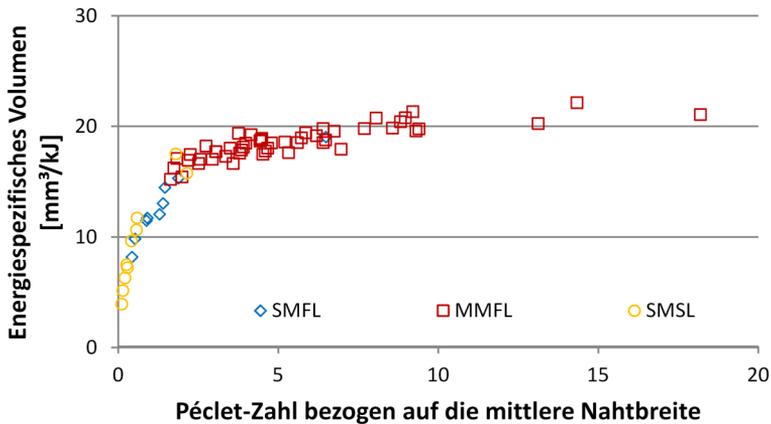


Abbildung 75: Energiespezifisches Volumen in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl für unterschiedliche Lasersysteme (SMFL, MMFL und SMSL)

In Abbildung 75 wird deutlich, dass das energiespezifische Volumen und damit der Prozesswirkungsgrad mit wachsender Péclet-Zahl sehr schnell ansteigen und sich dann asymptotisch einem Maximalwert annähern. Damit folgt der Kurvenverlauf qualitativ dem in Abbildung 13 dargestellten thermischen Wirkungsgrad. Es liegt, wie in Gleichung 15 beschrieben, eine exponentielle Abhängigkeit des thermischen Wirkungsgrades von der Péclet-Zahl vor. Um die Daten weiterführend zu interpretieren, wird in Abbildung 76 eine doppelt-logarithmische Darstellung verwendet.

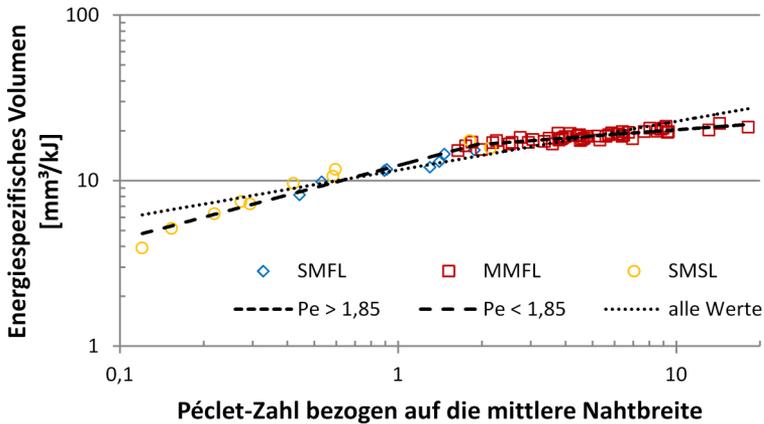


Abbildung 76: Energiespezifisches Volumen in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl für unterschiedliche Lasersysteme (SMFL, MMFL und SMSL) in doppelt-logarithmischer Darstellung

In dem dargestellten Zusammenhang zwischen energiespezifischem Volumen und der Péclet-Zahl existiert deutlich unabhängig vom verwendeten Lasersystem ein Strukturbruch. Dieser kann mittels Chow-Test [CHO60] nachgewiesen werden, indem Anstieg und Schnittpunkt der zwei (quasi-)linearen Regressionen auf Gleichheit getestet werden. Die Regressionsgeraden der einzelnen Funktionen sowie der Gesamtfunktion sind in Abbildung 76 eingetragen. Der Test ergibt einen Strukturbruch bei einer Péclet-Zahl von 1,85. Der Test auf Gleichheit der Regressionen über die Nullhypothese resultiert in einem hochsignifikanten p -Wert $< 0,0001$. Damit muss die Nullhypothese zugunsten einer Alternativhypothese verworfen werden. Das bedeutet, dass beide untersuchten Regressionen mit hoher statistischer Signifikanz nicht gleich sind und an dieser Stelle ein Strukturbruch zwischen zwei verschiedenen Funktionen vorliegt.

Daraus ist für die vorliegenden Ergebnisse abzuleiten, dass der thermische Wirkungsgrad bei $Pe = 1,85$ seine Abhängigkeit bzw. seinen Exponenten analog zu Gleichung 15 ändert. Der Exponent verdreifacht sich an der Stelle des Strukturbruchs beim Übergang der einen Funktion in die andere. Daraus folgt, dass der thermische Wirkungs-

grad während des Wärmeleitungsschweißens mit $Pe < 1,85$ wesentlich stärker ansteigt im Vergleich zu größeren Werten für Pe . Für letztere strebt der thermische Wirkungsgrad seiner Sättigung entgegen und ist nur noch in geringem Umfang zu steigern. Dadurch sind auch die Wärmeleitungsverluste nicht mehr signifikant zu verringern.

Für die Modellvorstellung einer Linienquelle während des Tiefschweißens existieren bereits theoretisch-analytische Ansätze, die von einem Strukturbruch bei $Pe = 0,6$ ausgehen. In diesem Kapitel wurde zusätzlich experimentell und statistisch ein Strukturbruch im Verlauf des thermischen Wirkungsgrades während des Wärmeleitungsschweißens (Modellvorstellung einer Punktquelle) bei $Pe = 1,85$ nachgewiesen. In Konsequenz daraus sollte während des Mikroschweißens der Wärmeleitungsschweißprozess, wenn er sich nicht generell vermeiden lässt, ausschließlich mit einer Péclet-Zahl größer 1,85 durchgeführt werden, um einen möglichst hohen thermischen Wirkungsgrad und geringe Wärmeleitungsverluste zu erzielen.

6.2 Einfluss des Aspektverhältnisses auf den Prozesswirkungsgrad und den Einkoppelgrad im Tiefschweißregime

Wie in Kapitel 2.6 dargelegt bestimmt der Einkoppelgrad neben dem thermischen Wirkungsgrad den Prozesswirkungsgrad. Aus Gleichung 17 geht hervor, dass der Einkoppelgrad maßgeblich durch das Aspektverhältnis und den Absorptionsgrad in Abhängigkeit von den geometrischen Randbedingungen beschrieben wird. Der Absorptionsgrad A ist eine materialspezifische Konstante, während das Aspektverhältnis in der Kapillare bei einer Durchschweißung angenähert durch das Verhältnis von Materialstärke zum Fokaldurchmesser s/d_f definiert ist. Steigt das Aspektverhältnis, wächst die Anzahl der Vielfachreflexionen und es ist eine Steigerung des Einkoppelgrades zu erwarten (vgl. Abbildung 14). In Abbildung 77 sind die Werte für das energiespezifische Volumen für diskrete Aspektverhältnisse im Tiefschweißregime verschiedener Lasersysteme (SMFL und MMFL) zusammengefasst und mittels Fehlerindikatoren die dazugehörigen Standardabweichungen dargestellt. Dabei wurden Ergebnisse aus dem Humping-Regime unberücksichtigt gelassen, da sich bei diesen eine

große Varianz der Querschnittsflächen entlang der Naht aufgrund der Tropfenbildung einstellt. Die korrespondierenden Péclet-Zahlen (bezogen auf die mittlere Nahtbreite) sind ausschließlich größer 4, sodass ein hoher thermischer Wirkungsgrad angenommen werden kann, der nach Gleichung 15 bei größeren Péclet-Zahlen nur noch in einem geringen Maß wächst und hiernach als annähernd konstant angenommen wird.

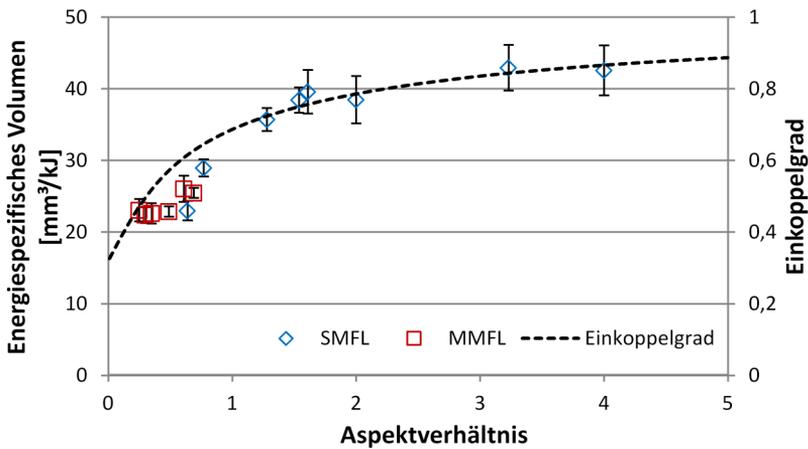


Abbildung 77: Energiespezifisches Volumen und berechneter Einkoppelgrad in Abhängigkeit vom Aspektverhältnis s/d_f für das Tiefschweißen mit zwei verschiedenen Lasersystemen (SMFL und MMFL)

Mit der Annahme eines weitgehend konstanten thermischen Wirkungsgrades kann nach Gleichung 20 aus Abbildung 77 direkt auf den Einkoppelgrad geschlossen werden. Dessen Verlauf nach der Modellvorstellung eines kegelförmigen Hohlraumes aus Gleichung 17 und Abbildung 14 ist ebenfalls als gestrichelte Linie dargestellt und bestätigt die Abhängigkeit des Einkoppelgrades vom Aspektverhältnis. Daraus folgt, dass die Annahme eines kegelförmigen Hohlraums für vorliegende Untersuchungen hinreichend ist. Insbesondere Ergebnisse für Aspektverhältnisse $s/d_f > 1$ zeigen eine vollständige Übereinstimmung mit dem Modell. Aus Abbildung 77 ist weiterhin abzuleiten, dass der Einkoppelgrad für Stähle über einem Aspektverhältnis von 3 nur in

einem geringen Maße ansteigt und daher eine weitere Erhöhung des Einkoppelgrades nicht zwingend anzustreben ist. Nach Gleichung 17 wird mit einem Absorptionsgrad von 0,32 für Stahl ein Einkoppelgrad von ca. 85 % erreicht und genügt damit einer effizienten Bearbeitung. Für den Mikroschweißprozess leitet sich daraus ab, dass der Fokusbereich ein Drittel der Materialstärke nicht unterschreiten muss, um einen hinreichenden Einkoppelgrad bei der Bearbeitung zu erhalten.

6.3 Einfluss des Fokusbereichs auf den Streckenenergiebedarf und auf die thermische Belastung

Der thermische Wirkungsgrad beschreibt die Effizienz während des Schweißprozesses in einer relativen Beziehung. Dabei wird das Verhältnis aus der Schmelzleistung und der Summe aus Schmelzleistung und Wärmeverlustleistung gebildet (s. Gleichung 12). Steigen Schmelzleistung und Wärmeverlustleistung in gleichem Maße an, bleibt der thermische Wirkungsgrad gleich, aber die thermische Belastung des Bauteils und der daraus resultierende Verzug steigen. Dadurch erhöht sich die Gefahr der Spaltbildung und des Prozessabbruchs. Jedoch ist die Wärmeverlustleistung nicht direkt quantifizierbar. Dagegen kann die Streckenenergie als einfacher Indikator für die thermische Belastung betrachtet werden. Die Streckenenergie skaliert bei konstantem Einkoppelgrad und konstantem thermischen Wirkungsgrad direkt mit der Wärmeverlustleistung. Ein konstanter thermischer Wirkungsgrad liegt nach Gleichung 15 bei gleicher Péclet-Zahl vor. Die Péclet-Zahl wird im Wesentlichen durch die Vorschubgeschwindigkeit bestimmt. Im Vergleich der Streckenenergien für die verschiedenen verwendeten Fokusbereichs zeigt sich für die Prozessgrenze zur Einschweißung deutlich eine Gruppenbildung ähnlicher Fokusbereichs (vgl. Abbildung 78 und Abbildung 79). Wie zu erwarten benötigen die kleinsten Fokusbereichs (25 μm und 31 μm) den geringsten Energiebedarf. Auch im Verlauf der Datenreihen ist der Einfluss der Prozessführung deutlich zu erkennen. Bei niedrigen Geschwindigkeiten und größeren Fokusbereichs wird die Durchschweißung im Wärmeleitungsschweißregime erreicht (vgl. Kapitel 5.4). Aufgrund

des geringeren Prozesswirkungsgrades sind hier z. T. wesentlich höhere Streckenenergien notwendig. Das deutet auf hohe Verluste durch Reflexion und Wärmeleitung in das Bauteil hin. Ein weiteres interessantes Merkmal ist der Anstieg der Streckenenergie bei einem Fokussdurchmesser von 204 μm mit steigenden Geschwindigkeiten. Wie bereits in Kapitel 5.6 beschrieben, neigt sich die Kapillarfront bei höheren Geschwindigkeiten stark und die Kapillare wird auseinandergezogen. Folglich kann nicht mehr von einer Kapillare im Sinne einer Strahlfalle mit Mehrfachreflexionen und -absorptionen an der Kapillarwand gesprochen werden. Dadurch sinken Einkoppelgrad und Prozesswirkungsgrad, sodass die Streckenenergie für eine Durchschweißung wachsen muss. Dieser Effekt ist ebenfalls, wenn auch nicht so deutlich, für die anderen Fokussdurchmesser zu beobachten.

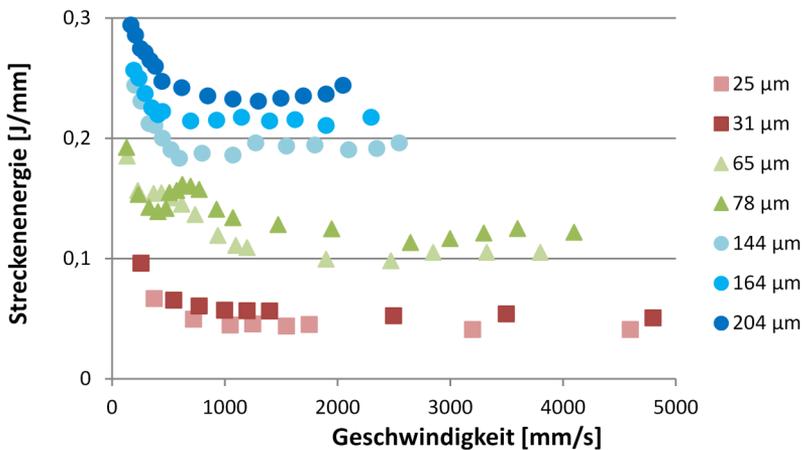


Abbildung 78: Streckenenergie in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit und vom Fokussdurchmesser für eine Materialstärke von 50 μm

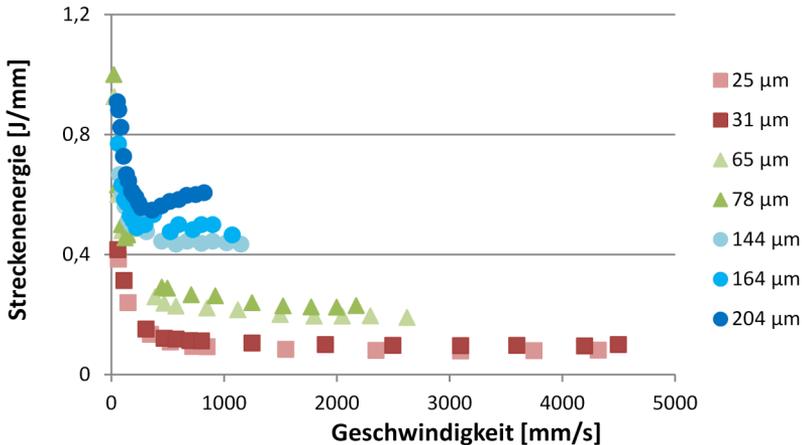


Abbildung 79: Streckenenergie in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit und vom Fokusbereich für eine Materialstärke von 100 µm

Insbesondere für die Bearbeitung der 50 µm starken Folien mit den mittleren Fokusbereichen (65 µm und 78 µm) fällt eine Stufenstruktur im Verlauf der Datenreihen auf. Hier dominiert der transiente Bereich (vgl. Kapitel 5.4), denn um eine Kapillare zu bilden, muss die Oberflächenspannung energetisch überwunden werden. Der zusätzliche Energiebedarf für die alternierende Bildung und Kollaps der Kapillare kennzeichnet sich durch den Bedarf einer höheren Streckenenergie für eine durchgängige Nahtwurzel. Diese Stufenstruktur fällt bei der Bearbeitung mit den kleinen Fokusbereichen (25 µm und 31 µm) und den großen Fokusbereichen (144 µm, 164 µm und 204 µm) nicht auf. Im ersten Fall liegt der transiente Bereich bei Leistungsstufen, die mit dem verwendeten Lasersystem (SMFL) nicht mehr aufzulösen sind (s. Kapitel 5.4). Dagegen sind die Stufenstrukturen im zweiten Fall nicht sichtbar, da die Oberflächenspannung mit wachsendem Kapillarradius hyperbolisch abnimmt und daher für große Fokusbereiche bzw. Kapillarradien energetisch vernachlässigbar wird.

Aus der Betrachtung der Streckenenergie an der Grenze zur Einschweißung wird deutlich, dass größere Fokusbereiche wie zu erwarten einen größeren Energiebedarf für eine Durchschweißung haben und damit auch das Bauteil einer größeren thermischen Belastung aussetzen.

Dabei unterliegt der Bedarf der Streckenenergie für eine Durchschweißung in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit einer deutlichen Veränderung, die durch das Schweißregime und die Prozessführung bestimmt werden. Während des Wärmeleitungsschweißens sind die Streckenenergien bei geringen Geschwindigkeiten und niedrigen Péclet-Zahlen durch die hohen Wärmeleitungsverluste sehr groß und sinken exponentiell mit steigenden Geschwindigkeiten und wachsendem thermischen Wirkungsgrad. Im transienten Bereich mit häufiger Bildung und Kollaps der Kapillare können die Streckenenergien bei kleinen Fokaldurchmessern durch den hohen Oberflächenspannungsdruck wieder ansteigen. Im Tiefschweißregime nähert sich der Verlauf der Streckenenergien einem Minimum an, da der Prozesswirkungsgrad asymptotisch einem Maximum entgegen strebt. Die Ausnahme bilden hier die größeren Fokaldurchmesser, bei denen durch die Neigung der Kapillarfront der Einkoppelgrad wieder sinkt und dadurch die Streckenenergie ansteigen muss.

6.4 Einfluss der Strahlqualität auf die thermische Belastung und den Prozesswirkungsgrad

Im vorigen Kapitel konnte der Einfluss des Fokaldurchmessers auf den Streckenenergiebedarf und die daraus resultierende thermische Belastung an der Prozessgrenze zur Einschweißung bestimmt werden. Wie aus Anhang C zu entnehmen ist, differieren die Strahlqualität und das Strahlprofil der verwendeten Multi-Mode- und Single-Mode-Laser erheblich. Dadurch ergeben sich sowohl unterschiedliche Energieverteilungen in den Fokaldurchmessern als auch variierende Temperaturgradienten im bearbeiteten Werkstoff.

Mithilfe eines Faserlasers (MM/SMFL, s. Anhang C), bei dem die Feeding-Faser sowohl direkt an der Strahlableiteneinheit als auch an einem Faser-Faser-Koppler mit angeschlossener Transportfaser betrieben werden kann, sind mittels verschiedener optischer Abbildungsverhältnisse ähnliche Fokaldurchmesser mit unterschiedlichen Strahlqualitäten und Energieverteilungen erzielbar. Dadurch kann an der Prozessgrenze zur Einschweißung direkt die thermische Belastung für unterschiedliche Energieverteilungen auf der Werkstückoberfläche für eine definierte Schweißnahttiefe verglichen werden.

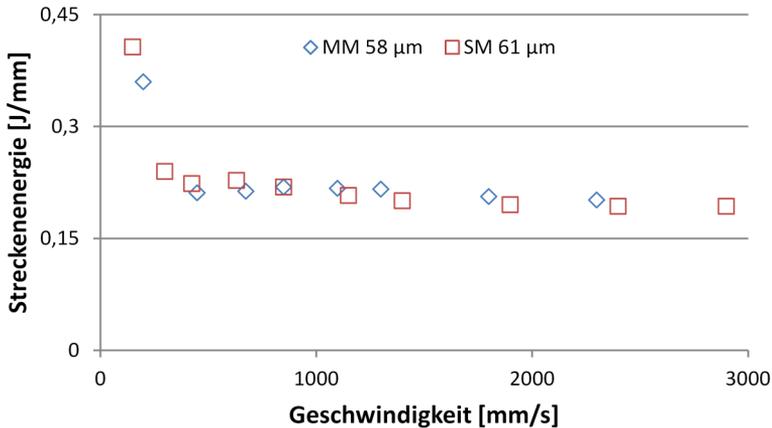


Abbildung 80: Streckenenergie in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit für unterschiedliche Strahlprofile bei einer Materialstärke von $100\ \mu\text{m}$ (MM – Multi-Mode-Strahlqualität / SM – Single-Mode-Strahlqualität)

Aus Abbildung 80 wird ersichtlich, dass für das Prozessziel der Durchschweißung eine vergleichbare Streckenenergie für beide Strahlqualitäten notwendig ist. Die bei geringer Bearbeitungsgeschwindigkeit stark ansteigende Streckenenergie resultiert aus einem Regimewechsel zwischen Tief- und Wärmeleitungsschweißen (vgl. Kapitel 5.4). Damit kann die thermische Belastung des Werkstücks durch die unterschiedlichen Strahlqualitäten als vergleichbar angesehen werden. Neben der thermischen Belastung durch die Streckenenergie lässt sich mithilfe des energiespezifischen Volumens der Prozesswirkungsgrad für beide Strahlqualitäten gegenüber stellen. Abbildung 81 bildet die Boxplots der energiespezifischen Volumina über den gesamten untersuchten Bereich der Bearbeitung mit beiden Strahlqualitäten ab. Das energiespezifische Volumen ist direkt mit dem Prozesswirkungsgrad verknüpft. Da beide Fokusbereiche nahezu identisch sind, folgt daraus nach Gleichung 17 ein vergleichbarer Einkoppelgrad für die Bearbeitung und aus den Ergebnissen in Abbildung 81 kann direkt auf den thermischen Wirkungsgrad geschlossen werden.

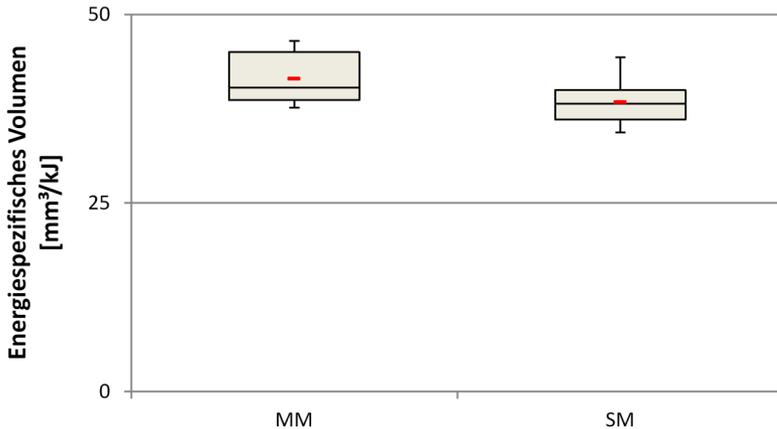


Abbildung 81: Boxplots der energiespezifischen Volumina für unterschiedliche Strahlprofile bei einer Materialstärke von 100 μm (MM – Multi-Mode-Strahlqualität / SM – Single-Mode-Strahlqualität)

Durch die im Mittel geringeren energiespezifischen Volumina ist hieraus ersichtlich, dass sich für die Bearbeitung mit Single-Mode-Strahlqualität ein tendenziell geringerer thermischer Wirkungsgrad ergibt. Für eine statistisch gesicherte Aussage, ob ein Unterschied zwischen den Wirkungsgraden bei der Bearbeitung mit beiden Strahlqualitäten vorliegt, können die Mediane und ihre Konfidenzintervalle verglichen werden (s. Tabelle 4). Überschneiden sich diese nicht, so unterscheiden sich die Gruppen bezüglich des untersuchten Merkmals wesentlich [POL94].

Tabelle 4: Median und Konfidenzintervall der energiespezifischen Volumina für die Bearbeitung mit unterschiedlichen Strahlqualitäten (MM – Multi-Mode-Strahlqualität / SM – Single-Mode-Strahlqualität)

Strahlqualität	MM	SM
Median	40,3	38,2
Konfidenzintervall	$\pm 3,5$	$\pm 1,9$

Da sich die Konfidenzintervalle der Mediane für die energiespezifischen Volumina während der Bearbeitung mit beiden Strahlqualitäten überschneiden, kann nicht von einem signifikanten Unterschied zwischen den thermischen Wirkungsgraden ausgegangen werden.

In diesem Kapitel konnte gezeigt werden, dass die thermische Belastung und die thermischen Wirkungsgrade im untersuchten Bereich von der Strahlqualität unabhängig sind und allein durch die Prozessführung bestimmt werden. Dadurch können für den hier untersuchten Mikroschweißprozess sowohl Multi-Mode- als auch Single-Mode-Laser ohne Vor- oder Nachteile der Strahlqualität hinsichtlich der thermischen Belastung eingesetzt werden.

6.5 Einfluss des Betriebsmodus auf die thermische Belastung

Die für das Mikroschweißen in dieser Arbeit eingesetzten Strahlquellen (s. Anhang C) können sowohl im gepulsten (pw) als auch im kontinuierlich emittierenden Betrieb (cw) eingesetzt werden. Daher sollen im Folgenden das gepulste und kontinuierliche Laserstrahlschweißen hinsichtlich der thermischen Belastung des Bauteils miteinander verglichen werden. Dafür wird der MMFL mit einem Fokusbereich von 164 μm eingesetzt. Um die Vergleichbarkeit im Ergebnis zu gewährleisten, ist für beide Betriebsmodi eine gasdichte Schweißnaht anzustreben. Zu diesem Zweck sind Überlappgrade für das Punktnahtschweißen zwischen 0,7 und 0,9 notwendig.

Deshalb variiert der Überlappgrad $\dot{U}G$ der Pulse in den Untersuchungen zwischen 0,7, 0,8 und 0,9. Dabei kommen Tastverhältnisse TV von 25 %, 50 %, 75 % und 85 % zum Einsatz, wobei die Pulsfrequenz f_p in 1000-er Inkrementen von 1000 bis 5000 Hz geändert wird. Daraus ergeben sich Pulsdauern zwischen 0,05 und 0,85 ms. Es erfolgt eine Variation der Spitzenleistung bis zur Erzielung einer Durchschweißung an der Grenze zur Einschweißung.

Mithilfe folgender Gleichungen können die Prozessgrößen ins Verhältnis gesetzt werden:

$$v = \frac{1 - \ddot{U}G}{1 - \frac{TV}{100}} \cdot d_f \cdot f_p \quad 49$$

Gleichung 49 ergibt die einzustellende Bearbeitungsgeschwindigkeit v in Abhängigkeit von den gewählten Größen Überlappgrad $\ddot{U}G$, Tastverhältnis TV und Pulsfrequenz f_p bei einem Fokusdurchmesser d_f von $164 \mu\text{m}$. Gleichungen 50 und 51 geben den Zusammenhang zwischen mittlerer Leistung, Spitzenleistung und Streckenenergie E_s wieder.

$$\bar{P} = \hat{P} \cdot \frac{TV}{100} \quad 50$$

$$E_s = \frac{\bar{P}}{v} = \frac{\hat{P} \cdot TV}{v \cdot 100} \quad 51$$

Abbildung 82 illustriert die Streckenenergie in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit für Durchschweißungen an der Prozessgrenze zur Einschweißung. Die gepulst durchgeführten Schweißergebnisse sind dabei zusätzlich in die Überlappgrade unterteilt. Während die Streckenenergie mit steigender Geschwindigkeit aufgrund des anwachsenden Prozesswirkungsgrades sinkt, erzielen die kontinuierlich bearbeiteten Durchschweißungen eine stets geringere thermische Belastung bei vergleichbarer Bearbeitungsgeschwindigkeit. Zusätzlich sind im cw-Betrieb auch höhere Prozessgeschwindigkeiten erreichbar.

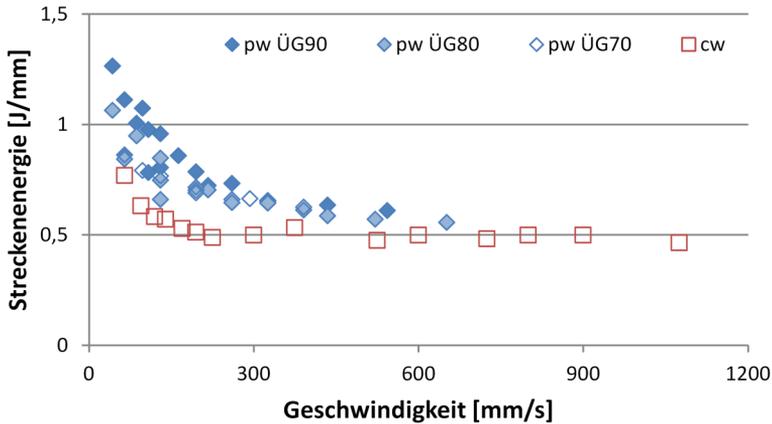


Abbildung 82: Streckenenergie (mittlerer Leistung) in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit für kontinuierlich (cw) und gepulst (pw) geschweißte Verbindungen mit Überlappgraden (ÜG) von 0,7 bis 0,9 und einer Schweißnahttiefe von 100 μm

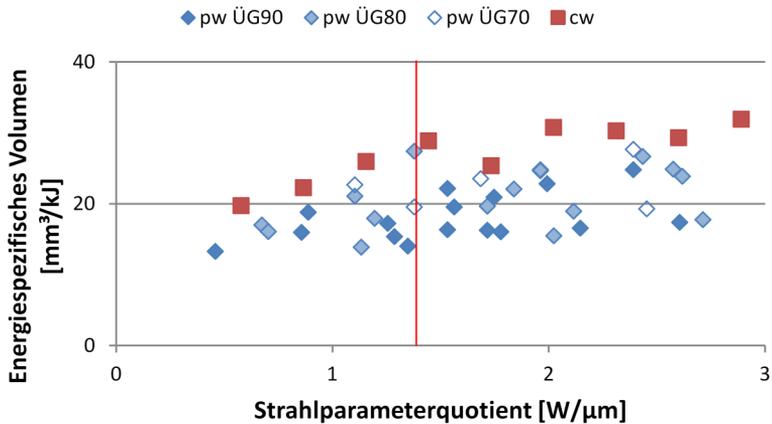


Abbildung 83: Energiespezifisches Volumen über dem Strahlparameterquotienten für kontinuierlich (cw) und gepulst (pw) geschweißte Verbindungen (Berechnung des Strahlparameterquotienten im pw-Betrieb mit der Spitzenleistung)

Abbildung 83 veranschaulicht das energiespezifische Volumen aufgetragen über dem Strahlparameterquotient und damit den Prozesswirkungsgrad in Abhängigkeit vom Schweißregime. Zu diesem Zweck ist die in Kapitel 5.4 ermittelte Tiefschweißschwelle eingetragen (rote Vertikale). Da für alle dargestellten Versuche derselbe Fokussdurchmesser von $164 \mu\text{m}$ verwendet wurde, ist der Strahlparameterquotient P/d_f analog der Leistung bei kontinuierlich bzw. der Spitzenleistung bei gepulst geschweißten Verbindungen.

Abbildung 82 und Abbildung 83 verdeutlichen, dass die thermische Belastung durch die Streckenenergie bei vergleichbaren Bedingungen durch den cw-Betrieb geringer ausfällt als im pw-Betrieb. Zusätzlich ist der Prozesswirkungsgrad höher und es können größere Bearbeitungsgeschwindigkeiten erreicht werden. Da die Kapillare während des gepulsten Tiefschweißens nach Ende des Pulses kollabiert, muss diese mit dem nächsten Puls wieder geöffnet werden. Dadurch muss für jeden Puls erneut ein Teil der Pulsenergie zur Überwindung der Oberflächenspannung bei Öffnung der Kapillare verwendet werden. Deswegen gestaltet sich der cw-Betrieb effizienter und produktiver.

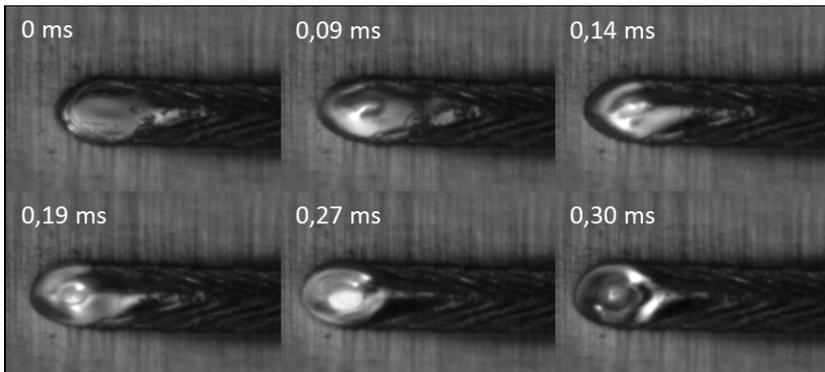


Abbildung 84: Zeitfolge zur Kapillarentstehung und -kollaps während eines Pulses mit einer Dauer von $0,25 \text{ ms}$ ($P = 195 \text{ W}$, $v = 130 \text{ mm/s}$, $\text{ÜG} = 0,8$, $\text{TV} = 50 \%$)

Die zeitliche Abfolge während eines Pulses ist in Abbildung 84 exemplarisch dargestellt. Im Abschnitt links oben ist das noch flüssige Schmelzbad kurz vor Pulsbeginn zu beobachten. In den zwei folgenden Abschnitten ist die Ausbildung einer Mulde zu sehen, die weiter

anwächst und sich in die Tiefe öffnet bis sich im vierten und fünften Abschnitt eine Kapillare bildet. Im letzten Abschnitt ist der Kollaps der Kapillare nach Pulsende abgebildet.

Im cw-Betrieb ist die thermische Belastung durch die Streckenenergie geringer und es lassen sich höhere Bearbeitungsgeschwindigkeiten für eine definierte Schweißnahttiefe erreichen. Außerdem muss im pw-Betrieb für jeden Puls die zusätzliche Energie zur Überwindung der Oberflächenspannung während der Kapillarbildung erneut aufgewendet werden. Daher sollte für das Mikroschweißen an artgleichen Verbindungen das Tiefschweißen im cw-Betrieb bevorzugt werden.

6.6 Simulation zur Ausbildung des Temperaturfeldes und des Verzugs

Während des Schweißprozesses wird Energie in Form von Wärme in das Bauteil abgeleitet, wodurch sich der Bereich rund um die Schweißnaht erwärmt. Die Wärmezone kann durch Gleichung 10 abgeschätzt werden. Daraus ist ersichtlich, dass insbesondere die Materialeigenschaft Temperaturleitfähigkeit κ sowie die Prozessgrößen Fokusbereich d_f und Vorschubgeschwindigkeit v die Ausbildung der Wärmezone bestimmen. Während große Fokusbereich und Temperaturleitfähigkeiten die Ausbreitung der Wärmezone und den thermisch induzierten Verzug begünstigen, werden diese durch eine hohe Prozessgeschwindigkeit begrenzt. Die Ausbildung des Temperaturfeldes bzw. der Wärmezone in Abhängigkeit von der Prozessführung kann sowohl numerisch als auch experimentell ermittelt werden. Für die numerische Berechnung des Temperaturfeldes wird eine Schweißstruktursimulation genutzt. Die Nachbildung der Schweißnaht im Finite-Element-Modell mit 3D-Volumenelementen des Nahtbereiches wird mit drei Elementen über die Folienstärke und einer Elementkantenlänge von $20 \mu\text{m}$ vernetzt. Der Nahtfernbereich hingegen weist eine Vernetzung mit einem Element über die Blechstärke und einer Elementkantenlänge von $1500 \mu\text{m}$ auf. Daraus ergibt sich eine Modellgröße von 152.410 Elementen. Der Wärmeübergang zwischen Auflager der Spannvorrichtung und Folie sowie Spannelement und Folie wird mit $100 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ angenommen. Währenddessen erhält der Wärmeübergang zur Umgebungsatmosphäre einen Wert von $20 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$.

Die Schweißstruktursimulation erfolgt mit simufact.welding Versionen 3.1.0 und 3.1.1 unter Verwendung des simufact MARC Solvers. Für die Temperaturfeldberechnung wird der Materialdatensatz von simufact.material 2012, X5CrNi18-10-sw, basierend auf der Dissertation von Voß [VOß01] verwendet, bei dem die Werte für die Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur modifiziert werden. Grundlage hierfür bilden Messungen zur Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit im Temperaturbereich von 57 °C bis 501 °C (s. Kapitel 4.1). Die Stützstellen 20 °C und 1500 °C werden durch Extrapolation bestimmt.

Der Wärmeeintrag wird nicht simuliert, sondern als Eingangsgröße vorgegeben und erfolgt über eine Ersatzwärmequelle. Diese wird dahingehend ausgelegt, dass sich der gleiche Wärmeeintrag ergibt wie in den korrespondierenden experimentellen Versuchen. Die Leistungsdaten der Laserquelle allein sind dabei nicht hinreichend, weil die realen Verluste durch Wärmeleitung, Reflexion usw. unbekannt sind. Mit der Methode des Schliffbildabgleiches wird der Gesamtwärmeeintrag in das Blech durch Iteration bestimmt, indem dieser so lange variiert wird, bis die Temperaturfeldberechnung den gleichen Schmelzbadquerschnitt zum Ergebnis hat wie das Schliffbild.

In Abbildung 85 ist die für den Schweißprozess simulierte Temperatur in einer Auflösung bis 50 °C an der Oberfläche der Schweißprobe für den Foksdurchgang dargestellt. Verglichen werden ein Tiefschweiß- und ein Wärmeleitungsschweißprozess mit deutlich variierenden Péclet-Zahlen (bezogen auf die mittleren Nahtbreite). Die Foksdurchmesser betragen jeweils 25 µm und die Materialstärke 2 x 50 µm.

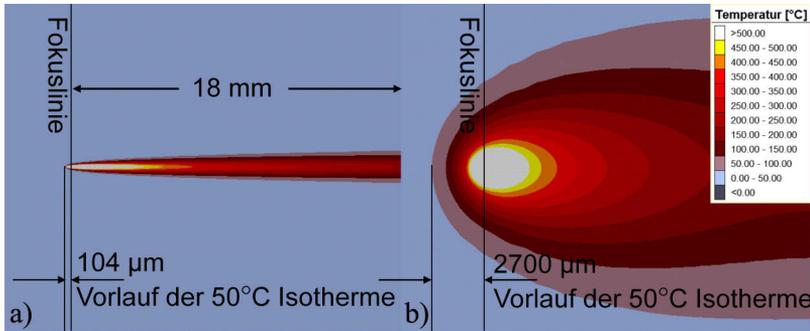


Abbildung 85: Simuliertes Temperaturfeld ($T > 50^\circ\text{C}$) mit $d_f = 25 \mu\text{m}$ und $s = 2 \times 50 \mu\text{m}$.

a) Tiefschweißprozess mit $P = 300 \text{ W}$ und $v = 1300 \text{ mm/s}$ ($Pe = 19,3$),

b) Wärmeleitungsschweißprozess mit $P = 17 \text{ W}$ und $v = 7,5 \text{ mm/s}$ ($Pe = 0,32$) [PAT13]

In Abbildung 85 ist das Temperaturfeld zu dem Zeitpunkt dargestellt, an dem der Brennfleck 75 % der simulierten Nahtlänge erreicht. Auch ist hier erkennbar, dass der Tiefschweißprozess mit einer Péclet-Zahl von 19,3 ein sehr schmales Temperaturfeld mit einem langgestrecktem Schmelzbad erzeugt, während beim Wärmeleitungsschweißprozess mit einer Péclet-Zahl von 0,32 ein breites Temperaturband mit eher gestauchten, elliptischen Isothermen entsteht.

Die Betrachtung des Temperaturfeldes in Vorschubrichtung veranschaulicht das Wärmeleitungsverhalten in Abhängigkeit vom Schweißprozess. Während die 50°C Isotherme beim Wärmeleitungsschweißprozess mit hoher Streckenenergie $2700 \mu\text{m}$ vor dem Fokuspunkt verläuft, beträgt dieser Abstand beim Tiefschweißprozess mit niedrigen Streckenenergien lediglich $104 \mu\text{m}$, also das 1,5-fache des Ersatzwärmequellendurchmessers.

Dieses Ergebnis verdeutlicht das grundsätzlich unterschiedliche Verhalten der Wärmeableitung vom eigentlichen Schweißprozess. Mit Einsatz von hohen Leistungen ist die Prozessgeschwindigkeit größer als die Wärmeausbreitung. Ein vorauslaufendes Temperaturfeld existiert dabei quasi nicht. Das führt zu einer eindimensionalen Wärmeableitung ausschließlich quer zur Naht und damit zu einer lateral verlaufenden Wärmefront. Mit niedriger Leistung stellt sich ein Gleichgewicht zwischen Wärmeausbreitung und Schweißgeschwindigkeit ein. Letztere ist hinreichend klein, sodass eine transversale und laterale Wärmefront entstehen kann.

Das daraus resultierende Temperaturfeld übt einen erheblichen Einfluss auf den thermisch induzierten Verzug in Form von Beulen der Folien aus. Je geringer das Temperaturfeld ist, umso geringer sind auch die Eigenkräfte, d. h. die über die Querschnittsfläche integrierten Zug- und Druckeigenstressungen. Die Druckeigenkräfte wiederum können bei Erreichen der kritischen Größe Beulen und damit Verformungen senkrecht zur Folienstärke hervorrufen, die aufgrund der daraus resultierenden Spaltbildung zwischen den Fügepartnern zum Prozessabbruch führen. Abbildung 86 zeigt den Einfluss des Temperaturfeldes auf den simulierten Verzug senkrecht zur Bauteiloberfläche während eines Tiefschweißprozesses mit einer Péclet-Zahl von 19,3 und während eines Wärmeleitungsschweißprozesses mit einer Péclet-Zahl von 0,32.

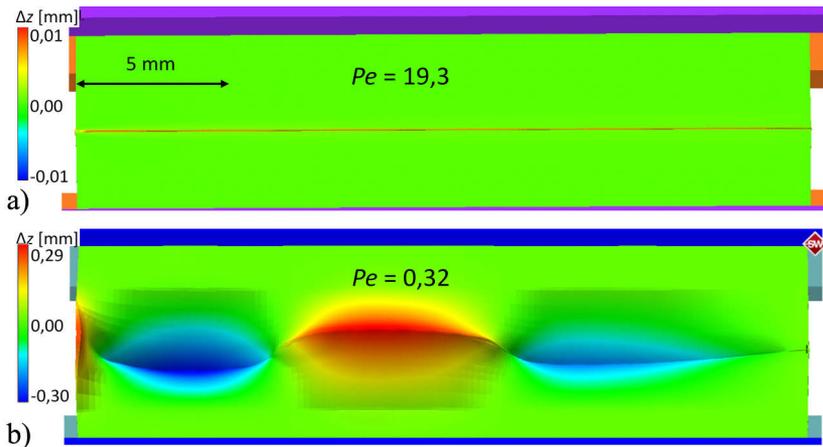


Abbildung 86: Simulierter Verzug (fünffach überhöht dargestellt) senkrecht zur Bauteiloberfläche mit $d_f = 25 \mu\text{m}$ und $s = 2 \times 50 \mu\text{m}$.

- a) Tiefschweißprozess mit $P = 300 \text{ W}$ und $v = 1300 \text{ mm/s}$ ($Pe = 19,3$),
 b) Wärmeleitungsschweißprozess mit $P = 17 \text{ W}$ und $v = 7,5 \text{ mm/s}$ ($Pe = 0,32$) [LOO14]

Daraus geht der Einfluss der Prozessführung und des sich dabei bildenden Temperaturfeldes auf den thermisch induzierten Verzug und die Prozesssicherheit hervor. Der simulierte Verzug senkrecht zur Bauteiloberfläche des oberen Fügepartners (in Abbildung 86 fünf-fach überhöht dargestellt) erreicht während des Tiefschweißprozesses einen Wert von ca. $20 \mu\text{m}$, ohne dabei ein Beulmuster auszubilden.

Dagegen resultiert aus dem Wärmeleitungsschweißprozess ein simulierter Verzug von ca. 600 μm . Der Verzug senkrecht zur Bauteiloberfläche liegt damit weit über der Materialstärke und führt dadurch zu einem dementsprechenden Fügespalt.

Folglich können das Temperaturfeld und der thermisch induzierte Verzug durch eine entsprechende Prozessführung unter Ausnutzung des höheren thermischen Wirkungsgrades bei großen Péclet-Zahlen minimiert und dadurch die Prozesssicherheit erhöht werden.

Die Simulation wurde ebenfalls für weitere Péclet-Zahlen und Materialstärken durchgeführt. In Abbildung 87 ist die Temperaturfeldbreite während der Bearbeitung mit einem Fokusdurchmesser von 25 μm anhand der maximalen lateralen Ausdehnung der 50 °C Isotherme dargestellt. Dabei bilden die beiden linken Datenpunkte die Ergebnisse von Wärmeleitungs- und die übrigen Datenpunkte von Tiefschweißprozessen ab.

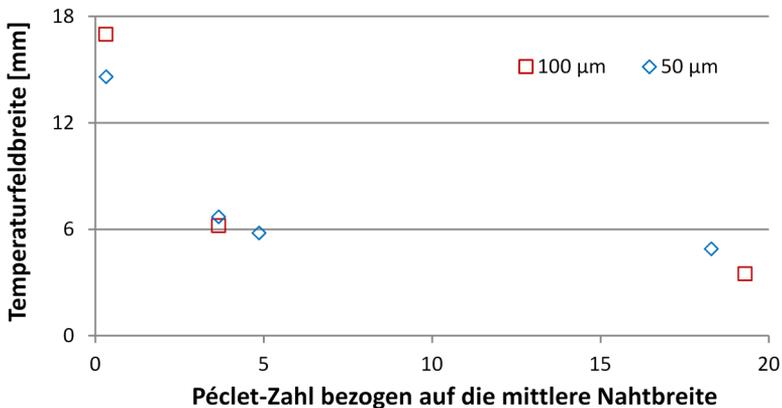


Abbildung 87: Simulierte Temperaturfeldbreite ($T > 50^\circ\text{C}$) mit $d_f = 25 \mu\text{m}$ in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl für verschiedene Materialstärken

Aus Abbildung 87 wird deutlich, dass die minimale thermische Belastung bereits für einen Bereich der Péclet-Zahl von 4 bis 5 im Tiefschweißprozess nahezu erreicht wird. Durch das Tiefschweißen bei entsprechend hohen Péclet-Zahlen kann die Wärmebelastung minimiert und die laterale Ausdehnung des Temperaturfelds mehr als halbiert werden.

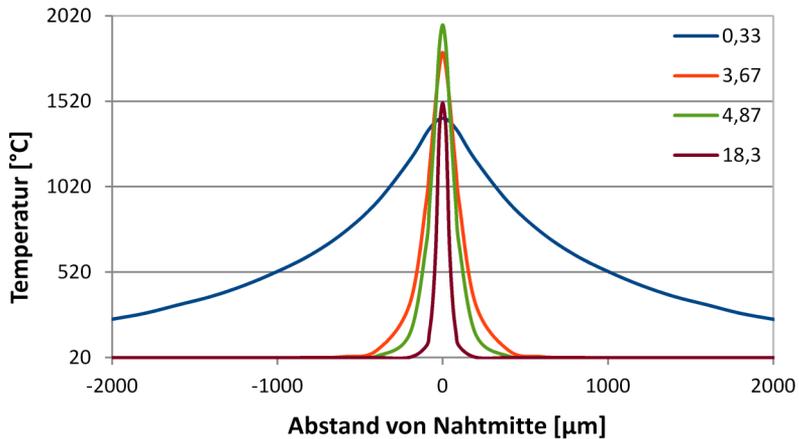


Abbildung 88: Simulierter Temperaturverlauf beim Fokusbereich mit $d_f = 25 \mu\text{m}$ quer zur Naht für verschiedene Péclet-Zahlen bezogen auf die mittlere Nahtbreite und einer Materialstärke von $50 \mu\text{m}$

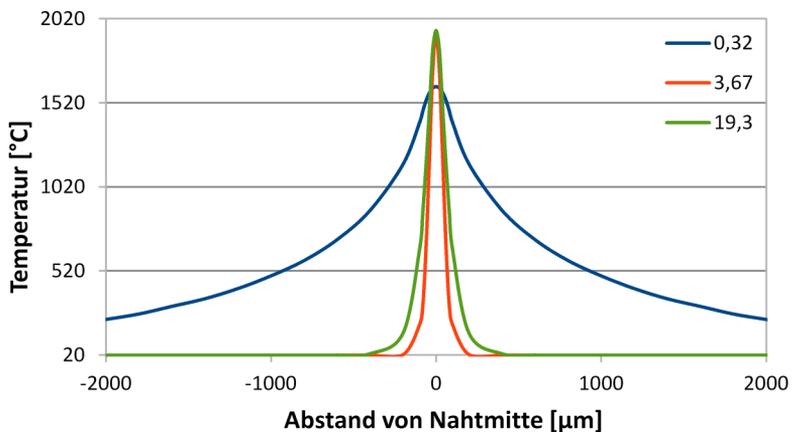


Abbildung 89: Simulierter Temperaturverlauf beim Fokusbereich mit $d_f = 25 \mu\text{m}$ quer zur Naht für verschiedene Péclet-Zahlen bezogen auf die mittlere Nahtbreite und einer Materialstärke von $100 \mu\text{m}$

In Abbildung 88 und Abbildung 89 ist das Temperaturprofil der Wärmezone quer zur Naht während der Passage des Laserstrahls korrespondierend zu den Ergebnissen aus Abbildung 87 dargestellt. Für das Tiefschweißen mit höheren Péclet-Zahlen ergibt sich eine schmale Begrenzung des erwärmten Bereiches mit einem großen Temperaturgradienten quer zur Naht, während der erwärmte Bereich beim Wärmeleitungsschweißen mit einer geringen Péclet-Zahl (0,32 bzw. 0,33) wesentlich breiter mit einem kleinen Temperaturgradienten ausfällt. Die Simulation des mit dem Temperaturfeld korrespondierenden Verzuges ist in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl in Abbildung 90 aufgetragen.

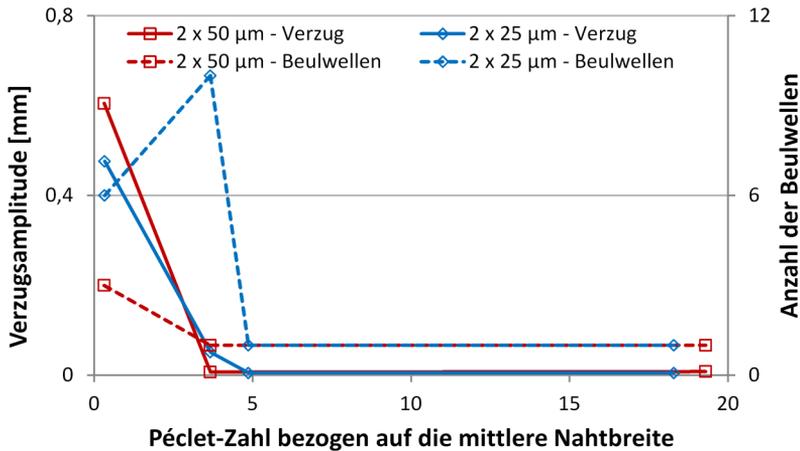


Abbildung 90: Simulierte maximale Verzugsamplitude und Anzahl der Beulwellen in Abhängigkeit von der Péclet-Zahl für verschiedene Materialstärken

Abbildung 90 verdeutlicht, dass die simulierte maximale Verzugsamplitude ebenso wie das Temperaturfeld ab einer Péclet-Zahl zwischen 4 und 5 minimiert wird und auf 10 bis 20 μm absinkt. Gleichzeitig geht die Verzugsform in ein lineares Aufstauchen über.

Daraus ist zu schließen, dass das Wärmeleitungsschweißregime bei kleinen Péclet-Zahlen aufgrund des hohen Verzugs grundsätzlich für Mikroschweißanwendungen vermieden werden sollte. Bereits in einem Bereich der Péclet-Zahlen von 4 bis 5 sind im Tiefschweißregime

eine nahezu minimale thermische Belastung und ein reduzierter Verzug zu erwarten.

Bei Bearbeitung mit geringen Vorschubgeschwindigkeiten und damit kleinen Péclet-Zahlen und hohen Streckenenergien im Wärmeleitungsschweißregime bildet sich ein dreidimensionales Temperaturfeld mit einer breiten Wärmezone aus, welches den Verzug begünstigt. Mit steigender Péclet-Zahl bei optimiertem thermischem Wirkungsgrad und dem Erreichen des Tiefschweißregimes geht die dreidimensionale Wärmeleitung in eine eindimensionale Wärmeleitung quer zur Naht über. Zugleich stellen sich zwischen einer Péclet-Zahl von 4 und 5 eine schmale Wärmezone und ein reduzierter Verzug ein, die mit steigender Péclet-Zahl nur noch geringfügig kleiner werden. Daher bildet die Bearbeitung im Tiefschweißregime an der Prozessgrenze zur Einschweißung hinsichtlich der thermischen Belastung und der funktionalen Anforderung an die Schweißnaht den optimalen Arbeitspunkt.

7 Übertragung der Ergebnisse der Blindnahtschweißungen auf den Überlappstoß

7.1 Einfluss des Fügespaltes auf die Schweißnaht

Während des Schweißprozesses im Überlappstoß entsteht zwischen beiden Fügepartnern aufgrund des thermisch induzierten Verzugs ein Fügespalt. Der Fügespalt übt einen wesentlichen Einfluss auf die Prozesssicherheit und die Schweißnaht aus. Wird der Fügespalt zu groß, kann dieser durch die Schmelze nicht überbrückt werden und verursacht eine unvollständige Anbindung der Fügepartner. Dadurch sind funktionale Eigenschaften der Schweißnaht wie Festigkeit und Gasdichtigkeit nicht mehr gegeben. Auch bei einer Überbrückung des Fügespalt beeinträchtigt dieser die qualitativen Merkmale der Schweißnaht. So tritt ein Nahtefall am oberen Fügepartner auf und verringert damit den Nahtquerschnitt zwischen Folie und Schweißgut. Damit wird die Scherzugfestigkeit der Schweißverbindung herabgesetzt und deren Funktion eingeschränkt. Abbildung 91 stellt die Auswirkungen eines Fügespaltes exemplarisch dar.

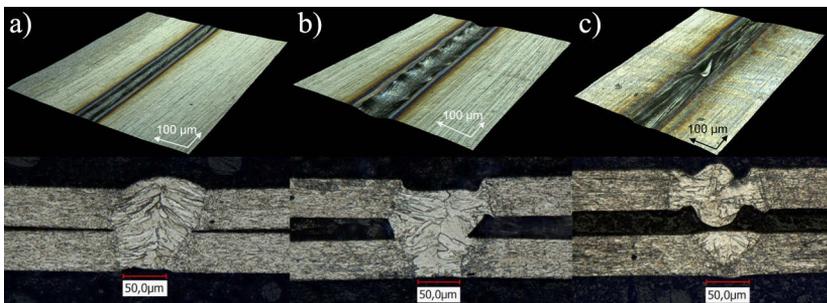


Abbildung 91: Beeinträchtigung der Schweißnaht durch den Fügespalt.
a) Schweißnahtausbildung bei technischem Nullspalt,
b) Nahtefall bei überbrückbarem Fügespalt,
c) Lochbildung in der Schweißnaht durch nicht überbrückbaren Fügespalt

In Abbildung 91 a) ist der Idealfall eines technischen Nullspaltes dargestellt. Die Schweißnaht zeigt keine Beeinträchtigung und ist mit einer Blindnahtschweißung vergleichbar (vgl. Abbildung 37). Abbildung 91 b) illustriert den Einfluss eines wachsenden Fügespalt. Dieser verursacht einen Nahtefall und damit eine Verringerung des Anbindungsquerschnitts des oberen Fügepartners. Die Schweißnaht zeigt im Gegensatz zu Abbildung 91 a) eine unregelmäßige Oberfläche. Übersteigt die Größe des Fügespalt die Spaltüberbrückbarkeit der Schmelze, zieht diese sich durch die Oberflächenspannung zusammen und bildet dabei Randkerben und Nahtüberhöhungen aus (s. Abbildung 91 c). Dabei wird die Schmelze des unteren Fügepartners nicht benetzt und es entsteht eine unvollständige Fügeverbindung. Zusätzlich können aufgrund der Wirkung der Oberflächenspannung davor und dahinter Löcher oder ein partieller Schnitt in der Nahtoberseite entstehen (s. Abbildung 92), während sich die Schweißnaht nur in der unteren Folie ausbildet.

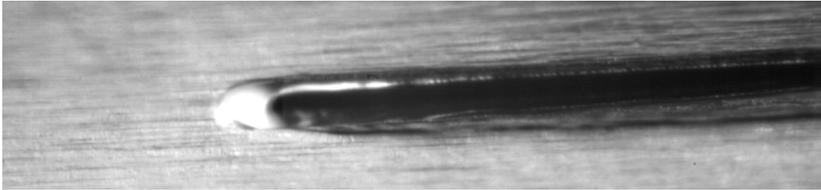


Abbildung 92: Exemplarische Darstellung einer Schweißung im Überlappstoß mit Schnitt in der oberen Folie ($d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 2 \times 50 \mu\text{m}$, $P = 400 \text{ W}$, $v = 850 \text{ mm/s}$)

Durch die spezifischen Oberflächencharakteristika der Schweißnaht können Fügespalte und unvollständige Verbindungen bereits mithilfe einer Sichtprüfung festgestellt werden, erkennbar in dem exemplarischen Einzelframe aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen in Abbildung 92.

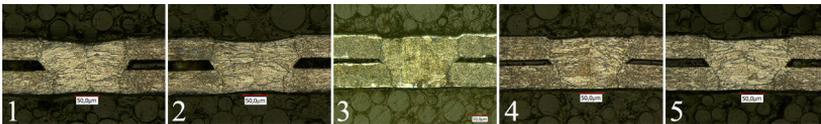


Abbildung 93: Segmentierte Schweißprobe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 300 \text{ W}$, $v = 550 \text{ mm/s}$

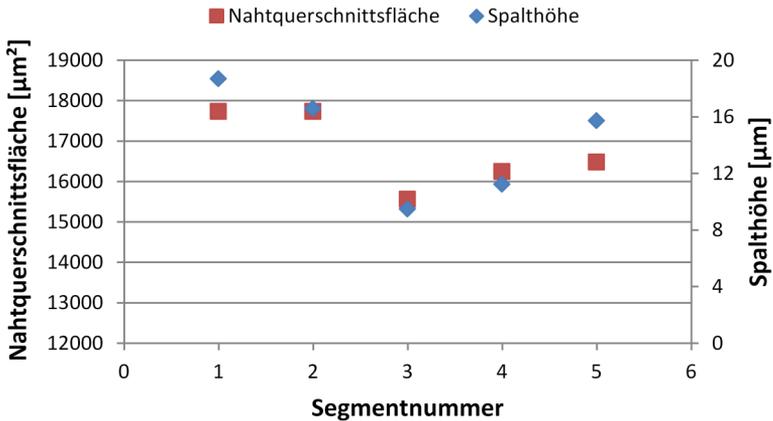


Abbildung 94: Zusammenhang zwischen Nahtquerschnittsfläche und Spalthöhe mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 100 \mu\text{m}$, $P = 300 \text{ W}$, $v = 550 \text{ mm/s}$

Der thermisch induzierte Verzug verursacht ein Ausbeulen der Folien. Dadurch schwankt der Fügespalt über der Schweißnahtlänge. Zur Darstellung der Schwankungen ist die Fügespalthöhe einer segmentierten Schweißnaht in Abbildung 93 und Abbildung 94 dargestellt. Dabei variiert die Spalthöhe zwischen 9 und 19 μm . Zusätzlich ist die Nahtquerschnittsfläche der einzelnen Segmente eingetragen. Im Vergleich zeigt sich eine tendenzielle Abhängigkeit der Nahtquerschnittsfläche von der Spalthöhe. Je größer der Spalt wird, desto mehr steigt der Wärmestau im oberen Fügepartner und verursacht dort eine Nahtverbreiterung. Abbildung 95 illustriert exemplarisch die Nahtverbreiterung an der Nahtoberseite während des Übergangs zur unvollständigen Anbindung durch Spaltwachstum.

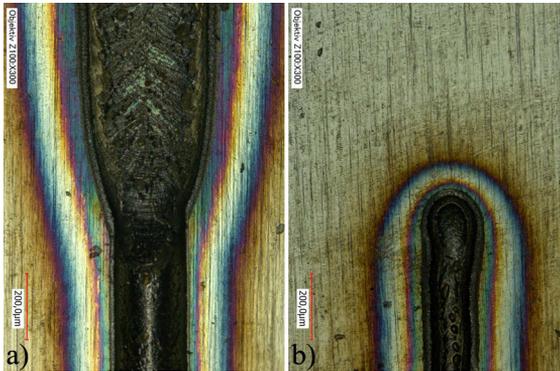


Abbildung 95: Übergang zur unvollständigen Anbindung durch Spaltbildung.
 a) Nahtverbreiterung an der Nahtoberseite,
 b) Unterbrochene Nahtwurzel an der Nahtunterseite

7.2 Spaltüberbrückbarkeit am Überlappstoß

Die Angaben über maximal tolerierbare Spalthöhen für einen reproduzierbaren Schweißprozess im Überlappstoß variieren zwischen 5–20 % der Materialstärke. Dabei wird davon ausgegangen, dass die Spalthöhe, die überbrückt werden kann, linear mit der Materialstärke wächst. Diese Annahme setzt voraus, dass die Schweißnahtbreite ebenfalls mit der Materialstärke ansteigt, um durch ein ausreichendes Schmelzvolumen den Spalt zu überbrücken. Dass die Schweißnahtbreite im Mikroschweißprozess nicht von der Materialstärke abhängt, zeigt Gleichung 29 in Kapitel 2.8. Hieraus ist ersichtlich, dass die Schweißnahtbreite im Wesentlichen mit dem Fokussdurchmesser und dem Einkoppelgrad korreliert. Dadurch kann kein konstanter Zusammenhang zwischen Spaltüberbrückbarkeit und Materialstärke getroffen werden.

Daher wird die Spaltüberbrückbarkeit exemplarisch für einen Fokussdurchmesser von 164 µm an Materialstärken zwischen 25 µm und 200 µm untersucht. Um den Spalt zu beeinflussen, werden Folienstreifen unterschiedlicher Materialstärken (10 µm, 15 µm und 25 µm) als Distanzstücke zwischen den Fügepartnern neben der Schweißnaht verwendet. Abbildung 96 zeigt die Querschliffe mit wachsender Spalthöhe. In Abbildung 96 a) ist die Referenzprobe ohne Spaltbeeinflussung dargestellt.



Abbildung 96: Spaltüberbrückbarkeit mit $d_f = 164 \mu\text{m}$, $s = 2 \times 100 \mu\text{m}$, $P = 250 \text{ W}$, $v = 200 \text{ mm/s}$ bei steigender Fügesealthöhe. a) $19 \mu\text{m}$, b) $34 \mu\text{m}$, c) $53 \mu\text{m}$, d) $69 \mu\text{m}$

Mit steigendem Fügesealth ist in Abbildung 96 b) bis d) wachsender Nahteinfall und Wurzelrückfall zu beobachten. Der maximal überbrückbare Spalt während der Bearbeitung einer Materialstärke von $2 \times 100 \mu\text{m}$ mit einem Fokussdurchmesser von $164 \mu\text{m}$ beträgt $69 \mu\text{m}$ und entspricht damit 69% der Materialstärke. Mit Steigerung der Materialstärke sinkt dabei die relative Spaltüberbrückbarkeit (s. Abbildung 97).

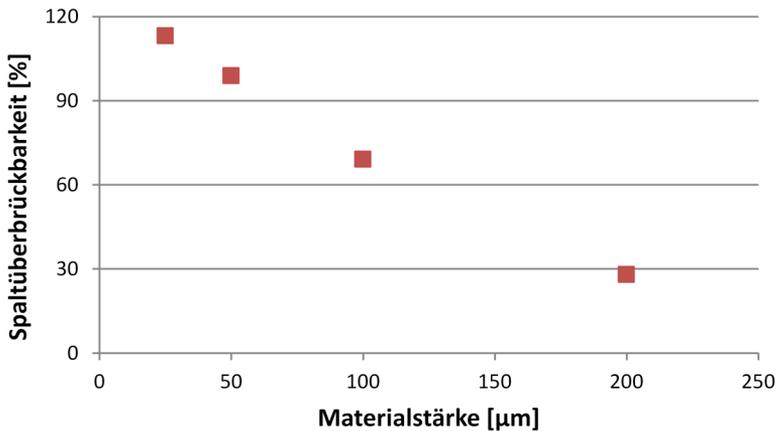


Abbildung 97: Relative Spaltüberbrückbarkeit im Verhältnis zur Materialstärke mit einem Fokussdurchmesser von $164 \mu\text{m}$

Daraus ergibt sich im untersuchten Bereich ein linearer Zusammenhang zwischen relativer Spaltüberbrückbarkeit und Materialstärke. Dabei variieren die Spaltüberbrückbarkeiten zwischen 28% und 113% der Materialstärke. Zusätzlich ist aufgrund der Abhängig-

keit der Nahtbreite vom Fokusbereich davon auszugehen, dass die Bearbeitung mit anderen Fokusbereichen zu differierenden Werten für die Spaltüberbrückbarkeit führt. Deswegen kann keine allgemeingültige Formulierung einer maximalen Spalthöhe in Bezug auf die Materialstärke für eine prozesssichere Bearbeitung erfolgen, sondern muss für jeden Einzelfall mit einer diskreten Kombination aus Fokusbereich und Materialstärke untersucht werden. Aus diesem Grund ist die Vermeidung bzw. Minimierung des Fügespalts anzustreben, um einen sicheren und reproduzierbaren Mikroschweißprozess zu gewährleisten.

7.3 Entwicklung eines neuen Spannkonzepes

Aus den bereits genannten Gründen soll ein neues Spannkonzepes zum Mikroschweißen metallischer Folien entwickelt werden, weil die verwendete Spannvorrichtung unter Reduktion der Einspannlänge den Verzug nur verringern, aber nicht vermeiden kann. Zusätzlich soll der Zielkonflikt zwischen Verzug und Eigenspannung gelöst werden. Bei steigendem Einspanngrad sinkt der Verzug, aber dagegen wachsen die Zugeigenspannungen und können sich im Belastungsfall mit den Lastspannungen überlagern und zu einem vorzeitigen Bauteilversagen führen. Deswegen besteht der Ansatz hierfür darin, mit einem möglichst kleinen Einspanngrad bzw. einer möglichst großen Einspannlänge die thermische Dehnung und Schrumpfung quer zur Naht nicht zu behindern und die Spannkraft dennoch an der Fügestelle einzuleiten.

Zu diesem Zweck wird häufig das Andrücken mittels einer transparenten Platte aus Quarzglas beschrieben. Diese Anordnung findet häufig Anwendung bei Laserstrahlquellen niedriger Brillanz, die eine geringe Leistungsdichteverteilung aufweisen. Für die in dieser Arbeit verwendeten Laserstrahlquellen mit entsprechender Leistungsdichte führt die Erprobung zu einer Wechselwirkung zwischen Grenzfläche von Glasplatte und Metallfolie, die in einer Schädigung des transparenten Niederhalters resultiert. Abbildung 98 stellt die Schädigung an Platten verschiedener transparenter Werkstoffe dar.

Dabei werden ein Borosilikatglas (Borofloat® 33), ein Quarzglas (SiO_2) sowie eine für hitzebeständige Kochfelder genutzte Glaskeramik (Ceran®) als Niederhalter verwendet. Die Kontaktflächen sind

poliert und erreichen eine mittlere Rauheit $R_a = 0,01 \mu\text{m}$. Alle verwendeten Materialien zeigen nach dem Schweißprozess Schädigungen an der Kontaktfläche zum metallischen Werkstoff. Durch das Erhitzen der Metallfolie mittels des stark lokal wirkenden Laserstrahls hoher Brillanz wird Wärme in die Glasplatte abgeleitet, wodurch diese ebenfalls sehr lokal begrenzt erwärmt wird. Aufgrund der großen Temperaturunterschiede entstehen Spannungen im Glas. Trotz der guten Temperaturwechselbeständigkeit von Quarzglas und Ceran[®] führt die thermisch induzierte Spannung zu muschelförmigen Ausplatzungen an der Glasoberfläche. Aufgrund der Schädigung ist das Konzept eines transparenten Niederhalters für das Mikroschweißen mit brillanten Strahlquellen nicht geeignet.

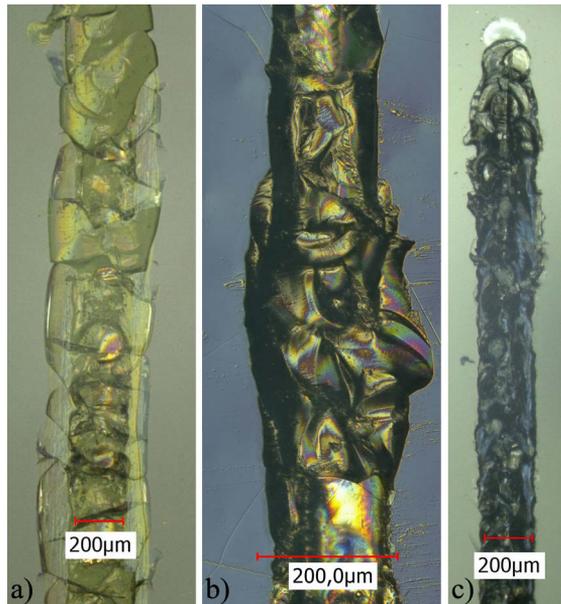


Abbildung 98: Schädigung der transparenten Niederhalter durch Wärmeeinwirkung.
a) Borosilikatglas, b) Glaskeramik, c) Quarzglas

Deswegen muss die Spannkraft durch eine andere Methode in der Nähe der Fügezone eingeleitet werden. Hierfür kann die elastische Verformbarkeit der Metallfolien genutzt werden. Durch definierte Stauchung

und damit Vorspannung der Folie erreicht diese einen metastabilen Verformungszustand. Die deformierte Folie ist demzufolge mit einem biegesteifen Flächentragwerk in Form einer Schale vergleichbar und kann Belastungen sowohl in als auch senkrecht zu seiner Ebene aufnehmen und übertragen. Aufgrund der geringen Stärke der Folie im Vergleich zur Tragweite bzw. Einspannlänge erreicht diese im unbelasteten Fall einen Membranspannungszustand. Wird die vorgespannte Folie gegen einen mechanischen Widerstand gepresst, geht diese am Ort der Kräfteinleitung in einen Biegespannungszustand über und überträgt eine flächig wirkende Federkraft ähnlich einer gebogenen Blattfeder. Praktisch kann dieses Verhalten dazu genutzt werden, die vorgespannte Folie gegen eine zweite, unbelastete Folie zu pressen (s. Abbildung 99). Die zweite Folie liegt eben auf einer Grundplatte auf. Zwischen beiden Folien entsteht eine Kontaktfläche, über die eine Druckspannung auf die eben gelagerte untere Folie wirkt.

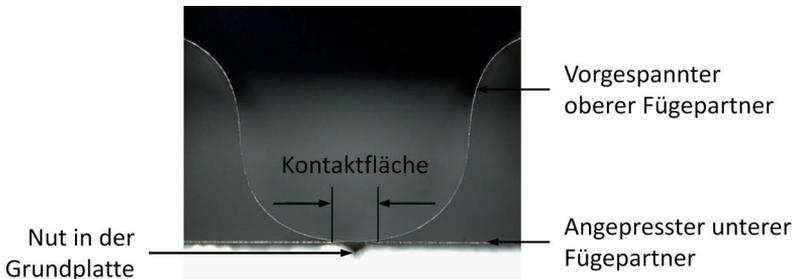


Abbildung 99: Spannkonzep mit Wirkungweise eines vorgespannten Tragwerks

Eine Nut in der Grundplatte bildet die Vorbereitung für den Laserstrahlschweißprozess. Während der thermischen Belastung durch den Schweißprozess und des daraus resultierenden thermisch induzierten Verzugs kann sich die obere Folie seitlich ausdehnen und Druckspannungen abbauen. Außerdem werden die Folien in der Fügezone flächig zusammengepresst, sodass ein Ausbeulen zusätzlich verhindert wird. Der thermisch induzierte Verzug führt damit nicht primär zu einer Spaltbildung.

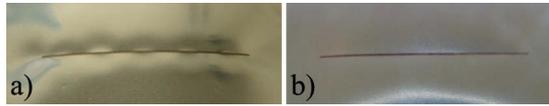


Abbildung 100: Schweißnaht mit einer Länge von 30 mm an je 2 x 50 μm Folien.
a) Referenz-Spannvorrichtung, b) neues Spannkonzep

Abbildung 100 vergleicht zwei Schweißnähte, die auf unterschiedlichen Spannvorrichtungen erstellt sind. Während sich ein typisches Beulmuster für die Referenz-Spannvorrichtung (s. Kapitel 4.4) ergibt, bleibt die mit dem neuen Spannkonzepprozessierte Schweißnaht frei von Beulen und ist daher mit geringeren Eigenspannungen belastet.

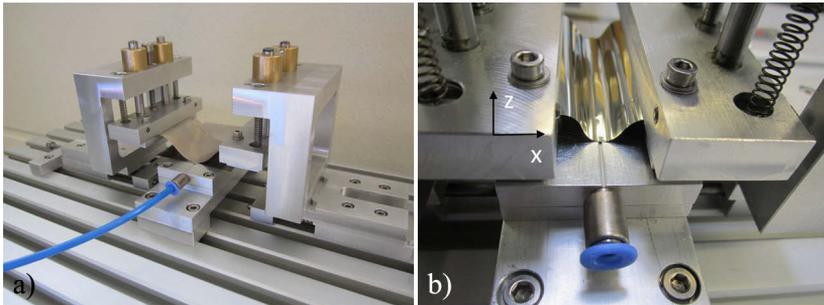


Abbildung 101: Versuchsvorrichtung zur Erprobung des neuen Spannkonzepes.
a) Gesamtansicht, b) Detailansicht

Das entwickelte Spannkonzep ist in einer Versuchsvorrichtung umgesetzt (s. Abbildung 101). Die Enden des oberen Fügepartners werden in jeweils einer Klemmvorrichtung aufgenommen, während der untere Fügepartner durch einen Vakuumtisch fixiert ist. In diesen ist eine Nut integriert, um den Schweißprozess nicht zu behindern. Ein schlittengeführter Gewindetrieb bewegt die Klemmvorrichtungen in x-Richtung aufeinander zu. Dabei wird der obere Fügepartner deformiert. Die Absenkung in z-Richtung erfolgt in der deformierten Position mittels weiterer Gewindetriebe der lateralen Klemmvorrichtungen. Dadurch werden die zu fügenden Folien aufeinander gepresst und bilden eine gemeinsame Auflagefläche. Die dabei übertragbare Kraft ist mit einer Kraftmessdose (HBM U1R) aufgenommen und in Abhängigkeit von der Materialstärke in Tabelle 5 dargestellt.

Tabelle 5: Übertragene Kraft in Abhängigkeit von der Materialstärke

Materialstärke [μm]	Kraft [N]
50	4
25	2
15	0,15

Durch die sinkende Biegesteifigkeit bei abnehmender Materialstärke verringert sich die übertragbare Kraft. Für Materialstärken zwischen 5 μm und 100 μm konnte jedoch eine ausreichende Andrückkraft realisiert werden, um eine fehlerfreie Schweißnaht mit minimiertem Fügespalt ohne Ausbeulen der Fügepartner zu erzeugen.

Durch das neue Spannkonzzept mit einer Krafteinleitung in der Fügezone können die Eigenspannungen aufgrund einer minimierten globalen Schrumpfungsbegrenzung verringert und ein Beulen der Fügepartner vermieden werden. Dadurch wird auch die Ausbildung des Fügespalts beeinflusst und Schwankungen verringert.

7.4 Vergleich der Spannvorrichtungen hinsichtlich der Fügspaltausbildung

Die Zielaufgabe der neuen Vorrichtungskonzeption ist die Minimierung des Fügespalts und damit eine prozesssichere Bearbeitung. Dafür soll die Ausbildung des Fügespalt entlang der Schweißnaht für die Versuchsvorrichtung und die Referenz-Spannvorrichtung ermittelt werden. Zu diesem Zweck werden 2 x 50 μm -Stahlfolien mittels MMFL ($d_f = 164 \mu\text{m}$) mit einer Leistung von 300 W und einer Vorschubgeschwindigkeit von 550 mm/s im Überlappstoß auf beiden Vorrichtungen geschweißt. Nach einer Segmentierung und Präparation der Schweißproben erfolgt eine Vermessung des Spalts.

Abbildung 102 und Abbildung 103 zeigen die schwankende Spalthöhe entlang einer Beulwelle für die Referenz-Spannvorrichtung während die Schweißung mit der Versuchsvorrichtung einen konstanten technischen Nullspalt aufweist. Damit wird durch das neue Spannkonzzept eine technisch ideale thermische Kopplung der beiden Fügepartner über die gesamte Schweißnaht erreicht.

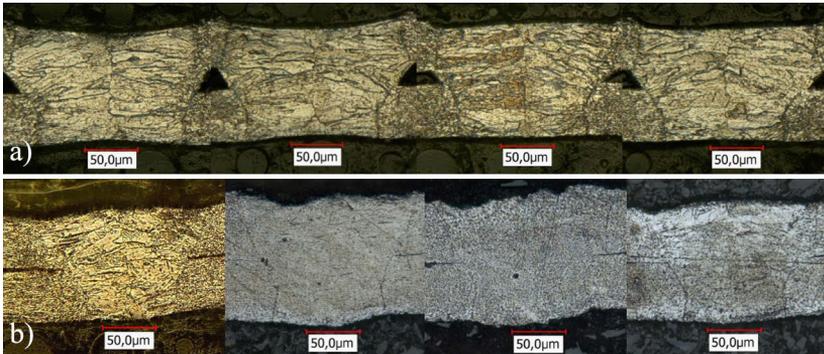


Abbildung 102: Spaltbildung entlang der Schweißnaht.
 a) Referenz-Spannvorrichtung, b) Versuchsvorrichtung (neues Spannkonzzept)
 beginnend 2 mm nach Nahtanfang mit einer Abstandsfolge von 10 mm.

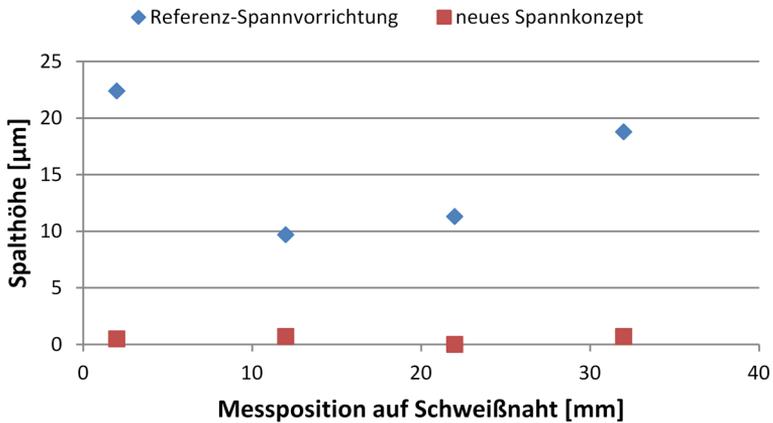


Abbildung 103: Gegenüberstellung der gemessenen Spalthöhen
 für verschiedene Vorrichtungen

Um die Verteilung der Spalthöhen über den gesamten Arbeitsbereich zu untersuchen, sollen die Referenz-Spannvorrichtung und die Versuchsvorrichtung für das neue Spannkonzzept in Bezug auf die Spaltbildung anhand einer Versuchsreihe verglichen werden. Dafür kommen der

SMSL und der MMFL mit Fokusburchmessern von 25 μm , 144 μm und 164 μm in Kombination mit Materialstärken von 15 μm , 25 μm , 50 μm und 100 μm im Überlappstoß zum Einsatz. Mit beiden Schweißvorrichtungen werden rund 70 Schweißproben verteilt über das gesamte Prozessfenster erstellt und der Fügeseit vermessen. Danach erfolgt eine Klasseneinteilung der erreichten prozentualen Fügeseit für beide Vorrichtungen in Bezug auf die Materialstärke (s. Abbildung 104).

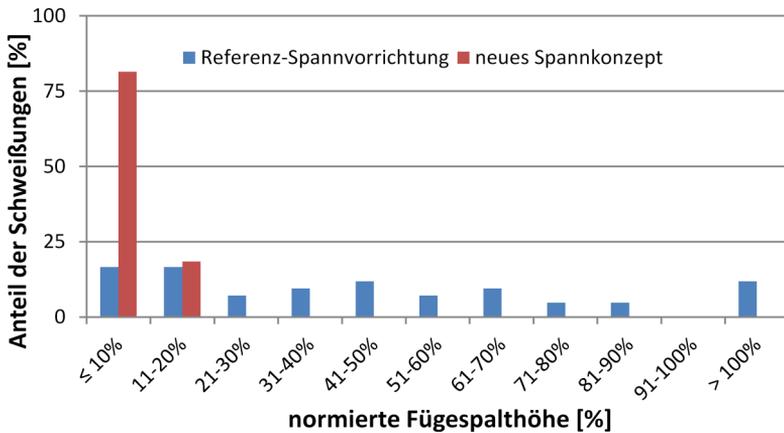


Abbildung 104: Klasseneinteilung der auf die Einzelfügepartnerstärke normierten Fügeseit bezogen auf den Gesamtversuchsumfang

81 % der Schweißuntersuchungen mit dem neuen Spannkonzep erreichen einen Fügeseit, der kleiner als 10 % der Materialstärke ist (s. Abbildung 104). Die Klasse mit 11–20 % der normierten Fügeseit beinhaltet bereits alle weiteren Schweißproben und liegt damit unter der in Kapitel 7.2 ermittelten minimalen Spaltüberbrückbarkeit von ca. 30 %. Damit kann das neue Spannkonzep als prozesssicher im Hinblick auf die Fügeseitbildung angesehen werden.

Dagegen ist aufgrund der Beulwellenausbildung eine breite Streuung der Ergebnisse für die normierte Fügeseit, welche mit der Referenz-Spannvorrichtung erzeugt wurde, zu erkennen. Damit kann nicht von einer prozesssicheren Bearbeitung von Überlappverbindungen unter Verwendung der Referenz-Spannvorrichtung ausgegangen werden.

Zusätzlich wird mit einer Fügesealthöhe nahe dem technischen Nullspalt die thermische Kopplung der beiden Fügepartner durch das neue Spannkonzzept verbessert und damit der Wärmeübergang erleichtert. Daraus folgt eine konstante Nahtquerschnittsfläche, die vom Fügesealthöhe unabhängig wird und sich einer Blindnahtschweißung annähert. Ebenso wird ein Wärmestau im oberen Fügepartner vermieden und die Gefahr eines Schnittes in diesem minimiert.

7.5 Vergleich der Spannvorrichtungen hinsichtlich der Nahtquerschnittsfläche von Überlapp- und Blindnahtschweißungen

Um die thermische Kopplung und den ungehinderten Wärmeübergang zu überprüfen, werden Schweißversuche mit definierten Prozessgrößen an Blindnähten und Überlappnähten auf beiden Vorrichtungen durchgeführt. Die Schweißnahtflächen werden für konstante Streckenenergien verglichen und bewertet. Dabei kommt der SMFL mit Fokaldurchmessern von 25 μm und 65 μm zum Einsatz. Die Materialstärken betragen 50 μm und 100 μm .

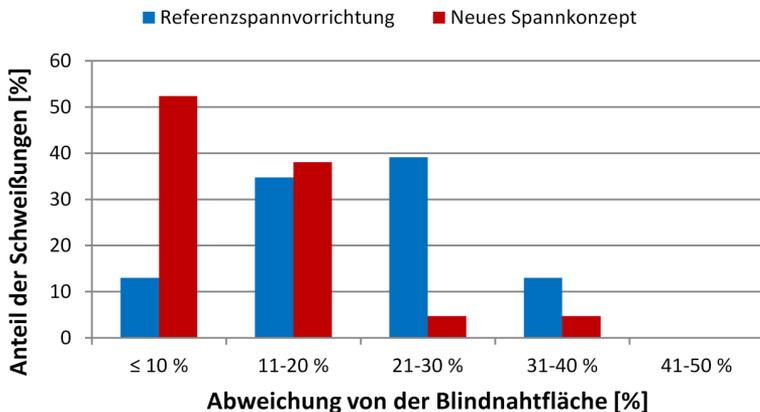


Abbildung 105: Prozentuale Abweichung der Schweißnahtflächen im Überlappstoß (2 x 25 μm und 2 x 50 μm) von Blindnahtschweißungen (50 μm und 100 μm) auf der Referenzvorrichtung und der Versuchsvorrichtung für das neue Spannkonzzept

Abbildung 105 zeigt, dass die Abweichung von den korrespondierenden Blindnahtflächen für das neue Spannkonzepkt im Mittel geringer ausfällt. 90 % aller Schweißnahtflächen zeigen eine Abweichung von unter 20 %. Dagegen verschiebt sich die Abweichung von der Blindnahtfläche für die auf der Referenzvorrichtung erstellten Schweißnähte zu höheren Prozentsätzen. 39 % der Schweißproben weisen eine Flächenabweichung zwischen 20 % und 30 % auf.

Damit erreicht das neue Spannkonzepkt eine deutlich höhere Annäherung an die Blindnaht als die Referenzspannvorrichtung. Das gelingt durch eine technisch ideale Wärmeübertragung zwischen den Fügepartnern. Eine weitere Annäherung ist physikalisch begrenzt, da der Wärmeübergangswiderstand zwischen zwei Körpern immer größer ist als im Festkörper.

Durch die idealisierte thermische Anbindung der Fügepartner wird eine sehr gute Annäherung der Nahteigenschaften von Blind- und Überlappnaht mit dem neuen Spannkonzepkt erreicht. Damit können die erzielten Überlappverbindungen näherungsweise Blindnahtschweißungen gleichgesetzt und die in Kapitel 5 beschriebenen Prozesscharakteristika direkt auf Überlappschweißungen übertragen werden.

7.6 Minimierung der schweißbaren Materialstärken

Um die Miniaturisierung fortzuführen, müssen die Materialstärken verringert werden. Mit herkömmlichen Vorrichtungen wurden bisher Materialstärken bis zu $2 \times 15 \mu\text{m}$ mittels Laserstrahl geschweißt. Durch die optimierte thermische Kontaktierung der Fügepartner und Minimierung des Fügespaltes unter Verwendung des neuen Spannkonzepktes kann die minimal mögliche Materialstärke weiter gesenkt werden. Zu diesem Zweck werden die Materialstärken $2 \times 10 \mu\text{m}$ und $2 \times 5 \mu\text{m}$ miteinander gefügt. Hierfür wird der SMFL mit einem Fokusbereich von $25 \mu\text{m}$ verwendet.

Abbildung 106 zeigt die Mikroschliffe von Schweißverbindungen von $2 \times 10 \mu\text{m}$ und $2 \times 5 \mu\text{m}$.

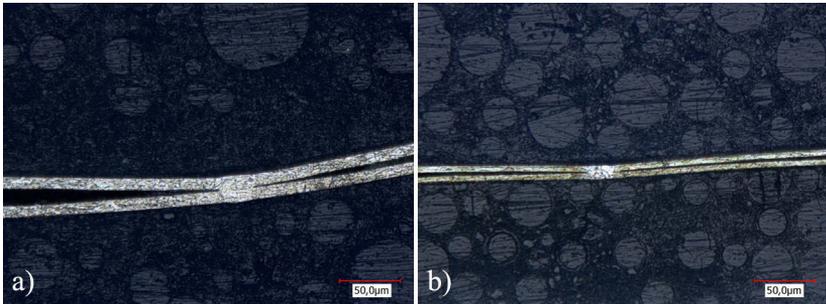


Abbildung 106: Mikroschliffe. a) $2 \times 10 \mu\text{m}$, b) $2 \times 5 \mu\text{m}$

Dabei ist deutlich der technische Nullspalt in der Fügezone zu erkennen. Für eine detailliertere Ansicht des Nahtquerschnitts werden die Proben mittels Focused Ion Beam präpariert und poliert. Abbildung 107 und Abbildung 108 stellen die Nahtquerschnittsflächen und die Gefügestruktur in der Schweißnaht dar.

Mit dem neuen Spannkonzentrat können die prozesssicher zu verbindenden Materialstärken verringert werden. Damit werden Aspektverhältnisse um 0,3 erreicht und die steigenden Anforderungen der Miniaturisierung erfüllt.

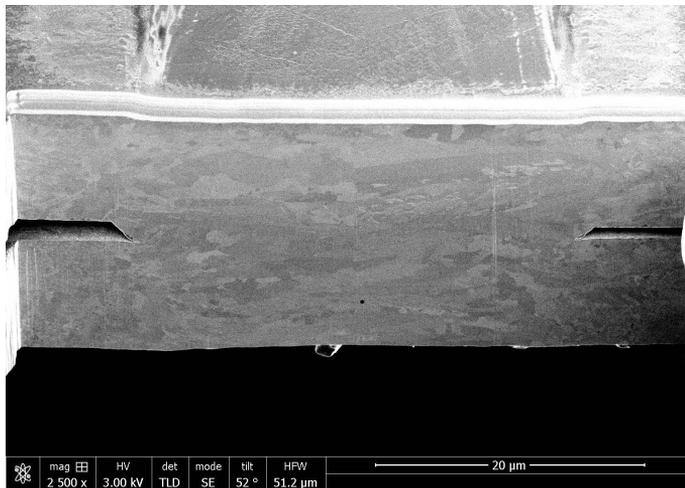


Abbildung 107: Querschliff einer mittels Focused Ion Beam präparierten Mikro-nahtschweißung mit $d_j = 25 \mu\text{m}$, $s = 2 \times 10 \mu\text{m}$, $P = 25 \text{ W}$, $v = 900 \text{ mm/s}$

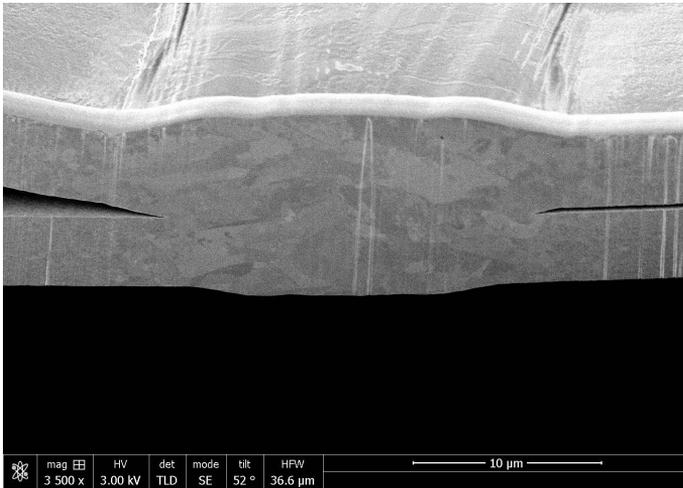


Abbildung 108: Querschliff einer mittels Focused Ion Beam präparierten Mikroschweißung mit $d_f = 25 \mu\text{m}$, $s = 2 \times 5 \mu\text{m}$, $P = 25 \text{ W}$, $v = 2500 \text{ mm/s}$

8 Übertragung der Ergebnisse auf andere Werkstoffe

8.1 Auswahl der zusätzlich untersuchten Werkstoffe

Zum Vergleich mit den Bearbeitungsergebnissen des Stahls 1.4301 werden weitere nichtrostende Stähle ausgewählt. Dazu gehören ein austenitischer Stahl (1.4828) und verschiedene ferritische Stähle (1.4016 und 1.4767). Zusätzlich kommen auch ein Aluminium- (3.0255) und ein Titanwerkstoff (3.7025) zum Einsatz.

Der Stahl 1.4828 wird hauptsächlich für Bauteile eingesetzt, die bis etwa 1050 °C zunderbeständig sein sollen und bietet sich als Hüllmaterial von Vakuum-Isolations-Paneelen in Hochtemperaturumgebungen an. Dagegen findet der Stahl 1.4016 seinen Einsatz insbesondere bei Anwendungen für höhere Korrosionsansprüche im kalten Zustand. Zusätzlich bewirkt seine ferritische Mikrostruktur eine gute Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion, gegenüber der die meisten austenitischen Stähle anfällig sind. Der ferritische Chromstahl 1.4767 weist durch die Zulegierung von Hafnium und Yttrium in Verbindung von Aluminium und Chrom eine gute Hochtemperaturbeständigkeit bis ca. 1200 °C auf und zeichnet sich durch eine sehr gute zyklische Oxidationsbeständigkeit und Warmfestigkeit aus. Dadurch findet er Anwendung in der Herstellung von Abgaskatalysatoren und Wärmetauschern.

Im Vergleich zu den Stählen charakterisieren sich der Aluminium- und Titanwerkstoff durch stark abweichende Materialeigenschaften. Dadurch werden gegenüber den Stählen differierende Prozessergebnisse erwartet (s. Kapitel 2.6 und 2.8) und die Übertragbarkeit auf andere Werkstoffe kann überprüft werden.

Die chemische Zusammensetzung und die Eigenschaften der Werkstoffe sind in Anhang B aufgeführt. Die Untersuchungen erfolgten mit dem SMFL unter Verwendung von zwei verschiedenen Fokusdurchmessern (25 µm und 65 µm) durch Blindnahtschweißungen an 50 µm und 100 µm starken Folien. Zum Vergleich sind die Ergebnisse des in der Arbeit verwendeten Werkstoffs 1.4301 dargestellt.

8.2 Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung für die zusätzlich untersuchten Werkstoffe

Zunächst können die Prozessgrenzen zwischen Durchschweißung und Einschweißung ermittelt werden. Abbildung 109 zeigt analog zu Kapitel 5.3 die Prozessgrenze der Vorschubgeschwindigkeit für weitere Stahlwerkstoffe in Abhängigkeit von der bezogenen Leistung.

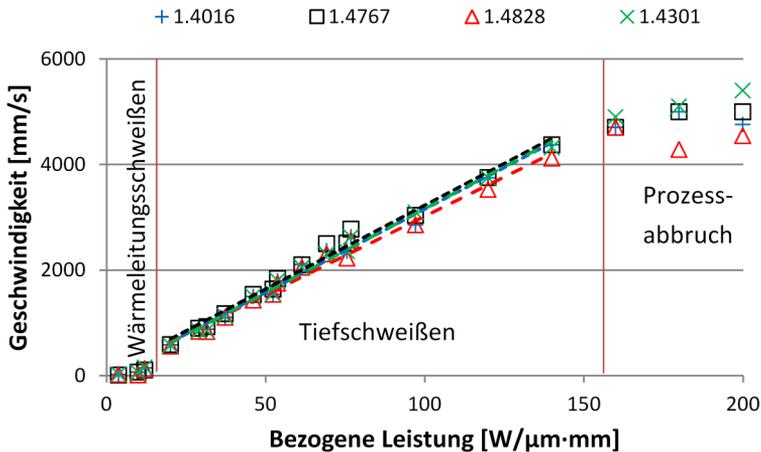


Abbildung 109: Prozessgrenze zur Einschweißung für weitere Stahlwerkstoffe

Die roten Linien markieren den Übergang zum transienten Bereich und dem Wärmeleitungsschweißen (links) und zum Prozessabbruch durch Schmelzaustrieb (rechts). Zwischen beiden Prozessübergängen korreliert die Vergleichsauftragung zur Beschreibung der maximal erzielbaren Geschwindigkeit an der Prozessgrenze zur Einschweißung mit linearen Funktionen (s. Gleichung 45). Für diese werden lineare Regressionen durchgeführt und die Ergebnisse in Tabelle 6 dargestellt.

Tabelle 6: Ergebnisse der Regressionsanalysen für Stähle

Werkstoff	1.4301	1.4016	1.4767	1.4828
Bestimmtheitsmaß R^2	0,99	0,99	0,99	0,99
Anstieg b	31,86	31,55	31,73	29,79
95 %-Konfidenzintervall für b	$\pm 1,82$	$\pm 2,22$	$\pm 2,46$	$\pm 2,27$
p -Wert für b	$< 0,001$	$< 0,001$	$< 0,001$	$< 0,001$
Ordinatenabschnitt a	-19,94	-0,74	54,27	40,64
95 %-Konfidenzintervall für a	± 133	± 163	± 180	± 166
p -Wert für a	0,749	0,992	0,524	0,604
Beobachtungen	14	14	14	14

Zunächst zeigen die Ergebnisse der Regressionsanalysen aufgrund der Bestimmtheitsmaße $R^2 = 0,99$, dass nahezu der gesamte Anteil der Varianz der Vorschubgeschwindigkeit durch die lineare Regression erklärt und eine hinreichende Korrelation erreicht wird. Wie auch für den Referenzwerkstoff 1.4301 führt der Signifikanz- bzw. p -Wert für den Schnittpunkt mit der Ordinate dazu, dass die Nullhypothese ($a = 0$) nicht abgelehnt werden kann und die Bestimmung des Schnittpunktes verworfen werden muss. Das bedeutet, dass für alle untersuchten Stähle die Annahme einer Schwelleistung für den Prozessstart nicht zulässig ist.

Zusätzlich gleichen sich die Anstiege b der untersuchten Stahlwerkstoffe in einem hohen Maße. Das verdeutlicht Abbildung 110. Hier sind die Werte für die Anstiege und die zugehörigen 95 %-Konfidenzintervalle dargestellt. Dabei beinhalten alle Konfidenzintervalle die Anstiege der jeweils anderen Stahlwerkstoffe mit Ausnahme der Kombination 1.4301 und 1.4828.

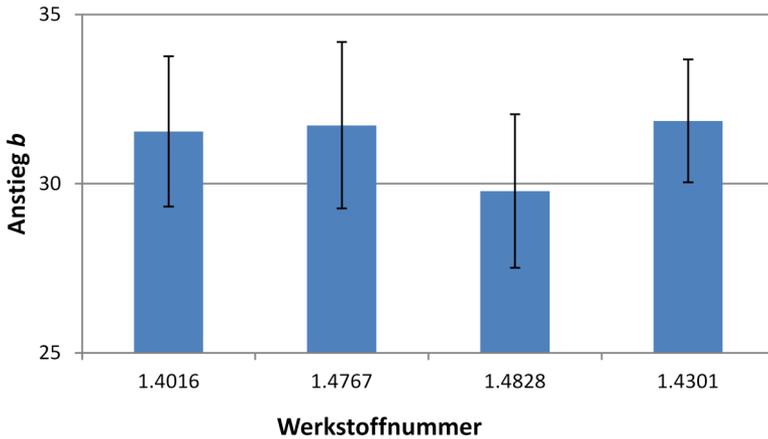


Abbildung 110: Anstieg b der Regressionsgeraden und zugehörige 95 % Konfidenzintervalle für verschiedene Stahlwerkstoffe

Ob die Anstiege der Regressionsgleichungen für die untersuchten Stahlwerkstoffe identisch sind, kann durch Aufstellen der Nullhypothese statistisch überprüft werden. Die Nullhypothese beinhaltet die Gleichheit der untersuchten Anstiege der Geradengleichungen. Hierfür wird eine multivariate Regression mit einer zusätzlichen Dummy-Variablen für alle Prozessgrenzen durchgeführt und die Nullhypothese getestet. Der statistische Signifikanz- bzw. p -Wert gibt für ein Vertrauensniveau an, ob die Nullhypothese zugunsten einer Alternativhypothese (die Menge aller alternativen Annahmen zur Nullhypothese) verworfen werden muss oder nicht.

Auf einem Vertrauensniveau von 99 % kann keine der Nullhypothesen abgelehnt werden (s. Tabelle 7). Die Anstiege der Regressionsgleichungen für die Prozessgrenzen der untersuchten Stahlwerkstoffe sind nicht signifikant nicht gleich. Daher kann für alle Kombinationen die Nullhypothese einer Gleichheit der Anstiege der Geradengleichungen

$$-b_n + b_m = 0$$

52

weiter verfolgt werden.

Da ein Schnittpunkt der Regressionsgleichungen mit der Ordinate a statistisch nicht nachgewiesen werden kann, die Anstiege b der Geradengleichung nicht signifikant nicht gleich sind, ist die Annahme von identischen Prozessgrenzen zwischen Durchschweißung und Einschweißung der untersuchten Stahlwerkstoffe zulässig.

Tabelle 7: p -Werte für Test auf Gleichheit (Nullhypothese)

Werkstoff	1.4301	1.4016	1.4767	1.4828
1.4301	–	0,8985	0,2375	0,0365
1.4016		–	0,2287	0,0668
1.4767			–	0,2894
1.4828				–

Für die verwendeten Aluminium- und Titanwerkstoffe ist eine Gleichheit der Regressionsgleichungen für die Prozessgrenze zwischen Durchschweißung und Einschweißung aufgrund der deutlich differierenden Werkstoffeigenschaften zum Referenzwerkstoff 1.4301 nicht zu erwarten.

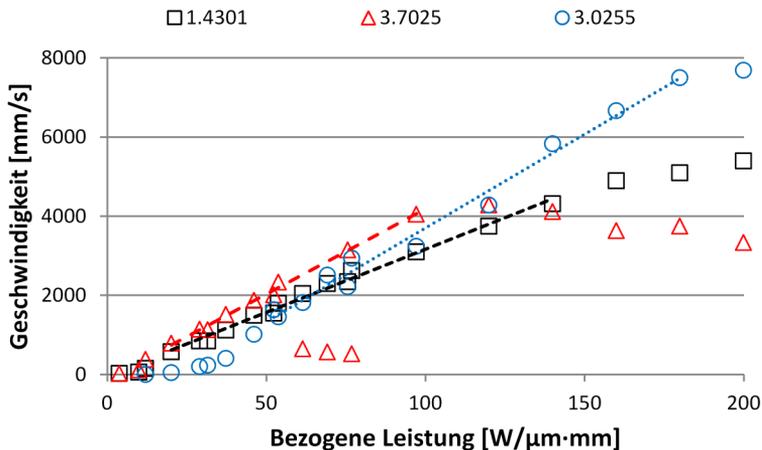


Abbildung 111: Prozessgrenze zur Einschweißung für Leichtmetalle

In Abbildung 111 ist die Prozessgrenze für die Leichtmetalle im Vergleich zum Stahl 1.4301 dargestellt. Zunächst ist auffällig, dass der Anstieg an der Prozessgrenze zur Einschweißung für alle verglichenen Werkstoffe deutlich differiert. Ebenfalls bemerkenswert ist der Unterschied zwischen den Werten der bezogenen Leistung für den Prozessabbruch. Tritt dieser beim Aluminiumwerkstoff erst bei $200 \text{ W}/\mu\text{m}\cdot\text{mm}$ auf, ist der Prozessabbruch für den Titanwerkstoff abhängig vom Fokusdurchmesser bei $60 \text{ W}/\mu\text{m}\cdot\text{mm}$ bzw. $120 \text{ W}/\mu\text{m}\cdot\text{mm}$ zu beobachten (s. Kapitel 8.4). Zusätzlich verschieben sich die Übergänge zum transienten Bereich aufgrund des variierenden Absorptionsgrades (vgl. Kapitel 8.3). Zunächst jedoch sollen die Regressionsgleichungen für die Prozessgrenzen innerhalb der Übergänge zum transienten Bereich und zum Prozessabbruch betrachtet werden.

Tabelle 8: Ergebnisse der Regressionsanalysen für Leichtmetalle

Werkstoff	1.4301	3.7025	3.0255
Bestimmtheitsmaß R^2	0,99	0,99	0,99
Anstieg b	31,86	43,03	47,32
95 %-Konfidenzintervall für b	$\pm 1,82$	$\pm 2,87$	$\pm 4,28$
p -Wert für b	$< 0,001$	$< 0,001$	$< 0,001$
Ordinatenabschnitt a	-19,94	-119	-1027
95 %-Konfidenzintervall für a	± 133	± 156	± 460
p -Wert für a	0,749	0,114	0,001
Beobachtungen	14	9	11

Tabelle 8 stellt die Ergebnisse der Regressionsanalysen für den Titanwerkstoff (3.7025) und den Aluminiumwerkstoff (3.0255) im Vergleich zum Referenzstahl (1.4301) dar. Auch hier finden sich aufgrund der großen Bestimmtheitsmaße $R^2 = 0,99$ hinreichende Korrelationen der linearen Regressionen zu den Ergebnissen. Wie aus Abbildung 112 zu entnehmen ist, differieren die Anstiege b der Regressionsgeraden aufgrund der unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften deutlich.

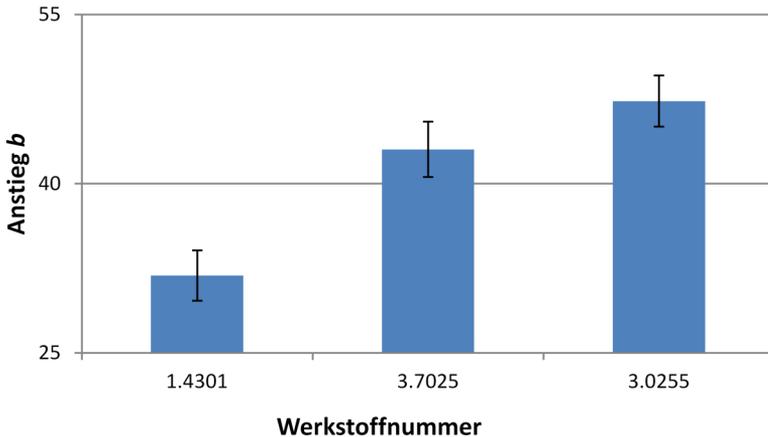


Abbildung 112: Anstieg b der Regressionsgeraden und zugehörige 95 %-Konfidenzintervalle für nichtrostenden Stahl, Titan und Aluminium

Nach Gleichung 25 wird der Anstieg b durch das Verhältnis von Einkoppelgrad η_A zu spezifischem Wärmebedarf H_p bestimmt (vgl. Abbildung 15). Dabei steigt der Anstieg mit wachsendem Einkoppelgrad und sinkendem Wärmebedarf.

Der Einkoppelgrad ist bei konstantem Aspektverhältnis s/d_f und identischer Modellkapillargeometrie nur vom Absorptionsgrad A abhängig (s. Gleichung 17). Unter konstanten Bedingungen gilt daher $\eta_{ATitan} > \eta_{AStahl} > \eta_{AAluminium}$ (s. Abbildung 14). Der spezifische Wärmebedarf ist definiert durch die Dichte ρ , die spezifische Wärmekapazität c , die Schmelztemperatur T_s und die Schmelzenthalpie h_s (s. Gleichung 22). Mit den Werkstoffkenngrößen aus Anhang B ergibt sich $H_{pStahl} (\approx 8,9 \text{ GJ/m}^3) > H_{pTitan} (\approx 4,9 \text{ GJ/m}^3) > H_{pAluminium} (\approx 3,3 \text{ GJ/m}^3)$.

Anhand dieser Betrachtung erklären sich die wachsenden Anstiege b der Regressionsgeraden an der Prozessgrenze von Stahl über Titan zu Aluminium. Der Anstieg der Geradengleichung vom Aluminiumwerkstoff (3.0255) fällt deshalb nicht sehr viel steiler aus, da der Einkoppelgrad durch den vergleichsweise kleinen Absorptionsgrad deutlich geringer ist.

Im Gegensatz zu den Werkstoffen 1.4301 und 3.7025 besitzt die Regressionsgerade des Aluminiumwerkstoffs 3.0255 mit hoher Si-

gnifikanz einen Schnittpunkt a mit der Ordinate (s. Tabelle 8) und damit eine Schwellleistung für den Prozessstart. Der Schnittpunkt mit der Ordinate muss negativ sein, um nicht gegen den Energieerhaltungssatz zu verstoßen. Damit ergibt sich eine positive Nullstelle (Schnittpunkt mit der Abszisse), welche in Gleichung 25 hauptsächlich durch die Temperaturleitfähigkeit κ gekennzeichnet ist (vgl. Abbildung 15).

Aus Anhang B ist ersichtlich, dass die Temperaturleitfähigkeit für den Aluminiumwerkstoff um Faktor 10 bis 25 größer ist im Vergleich zu den anderen untersuchten Werkstoffen. Dadurch wird eine hohe Wärmeleitungsverlustleistung bedingt, die durch eine Schwellleistung für den Prozessstart kompensiert werden muss.

Die Näherungslösung zur Prognose der Prozessgrenze zur Einschweißung innerhalb des konsistenten Tiefschweißregimes lässt sich vom Werkstoff 1.4301 auf die anderen hochlegierten Stähle mit der gleichen hinreichenden Korrelation $R^2 = 0,99$ übertragen. Für die Leichtmetalle gelten aufgrund der differierenden thermomechanischen Eigenschaften andere Zusammenhänge. Dennoch ist hier die Prognosefähigkeit im selben Maße gegeben, da eine ebenfalls hinreichende Korrelation $R^2 = 0,99$ der Ergebnisse für das Tiefschweißen an der Prozessgrenze zur Einschweißung mit der Regressionsgleichung vorliegt.

8.3 Schweißregimewechsel an der Prozessgrenze zur Einschweißung für die zusätzlich untersuchten Werkstoffe

In Abbildung 113 ist der Schweißregimewechsel für die weiteren verwendeten Werkstoffe und als Referenz 1.4301 für verschiedene Foksdurchmesser und einer Materialstärke von 100 μm dargestellt. Aus den Untersuchungen der anderen Stähle geht hervor, dass diese aufgrund der nahezu identischen Werkstoffeigenschaften ein ähnliches Verhalten beim Schweißregimewechsel im Vergleich zu 1.4301 zeigen. Lediglich während der Bearbeitung des Werkstoffs 1.4016 verschieben sich die Grenzen der Übergänge zu höheren Leistungen aufgrund der höheren Wärmeleitfähigkeit (vgl. Anhang B). Im transienten Bereich bilden sich die gleichen Charakteristika an der Nahtwurzel aus, die bereits in Kapitel 5.4 beschrieben sind.

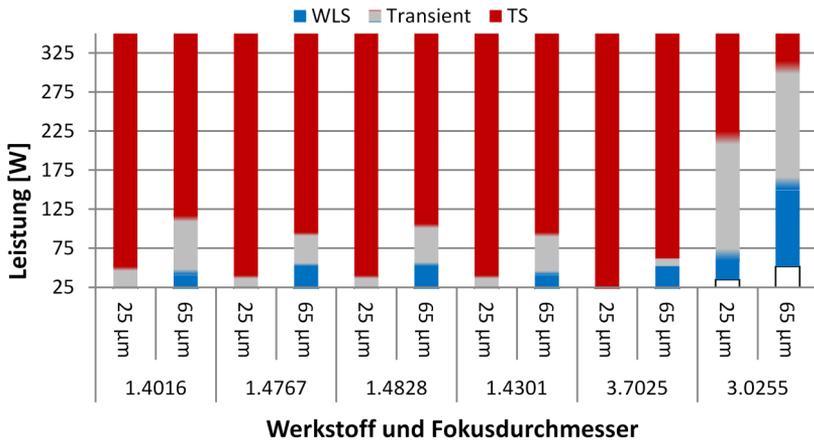


Abbildung 113: Klassifizierung Schweißregime für unterschiedliche Werkstoffe und Fokaldurchmesser (Materialstärke 100 µm)

Für den Titanwerkstoff 3.7025 verschieben sich die Schwellen zu geringeren Leistungen, was sich hauptsächlich durch den höheren Absorptionsgrad von 0,45 im Vergleich zu Stahl von 0,32 erklärt. Zusätzlich fällt der transiente Bereich schmäler aus. Für den Aluminiumwerkstoff 3.0255 hingegen findet bei niedrigen Leistungen kein Schweißprozess statt und die Tiefschweißschwelle verschiebt sich hin zu deutlich höheren Leistungsstufen. So wird das Tiefschweißregime mit einem Fokaldurchmesser von 65 µm erst bei einer Leistung von 315 W µm erreicht. Ursächlich hierfür sind eine wesentlich höhere Wärmeleitfähigkeit und ein geringerer Absorptionsgrad (s. Anhang B) im Vergleich zu den anderen Werkstoffen. Beide Materialeigenschaften sind dafür verantwortlich, dass eine höhere Leistung eingestrahlt werden muss, um die Verdampfungstemperatur auf der Oberfläche zu erreichen und eine stabile Kapillare zu bilden.

Die untersuchten Stähle verhalten sich beim Schweißregimewechsel infolge der vergleichbaren thermophysikalischen Eigenschaften nahezu identisch. Der höhere Absorptionsgrad von Titan senkt die Schwelle zum Tiefschweißen während ein geringer Absorptionsgrad und eine hohe Wärmeleitfähigkeit des Aluminiumwerkstoffs zu einer erhöhten Schwellenbedingung führen.

8.4 Prozessinstabilitäten während der Bearbeitung der zusätzlich untersuchten Werkstoffe

Prozessinstabilitäten wie das Humping treten bei Stahl 1.4301 bei den niedrigsten Grenzgeschwindigkeiten auf, während sich die kritische Geschwindigkeit bei Titan und Aluminium zu höheren Werten verschiebt (s. Abbildung 114). Der Einsatz des Humping-Effekts hängt hierbei von der Schmelzbadbreite ab. Die Schmelzbadbreite wird neben dem Fokusdurchmesser und der Péclet-Zahl durch die Differenz von Verdampfungs- und Schmelztemperatur bestimmt (vgl. Gleichung 29). Dadurch ergibt sich für Aluminium ein breiteres Schmelzbad als für Titan. Die Bearbeitung von Stahl erfolgt mit dem im Vergleich schmalsten Schmelzbad in etwa der Größe des Fokusdurchmessers. Infolgedessen ist das Verhältnis von Schmelzbadlänge zu Schmelzbadbreite von Aluminium geringer als für Titan oder gar Stahl. Dadurch wird das kritische Verhältnis von Schmelzbadlänge zu Schmelzbadbreite erst bei höheren Geschwindigkeiten erreicht.

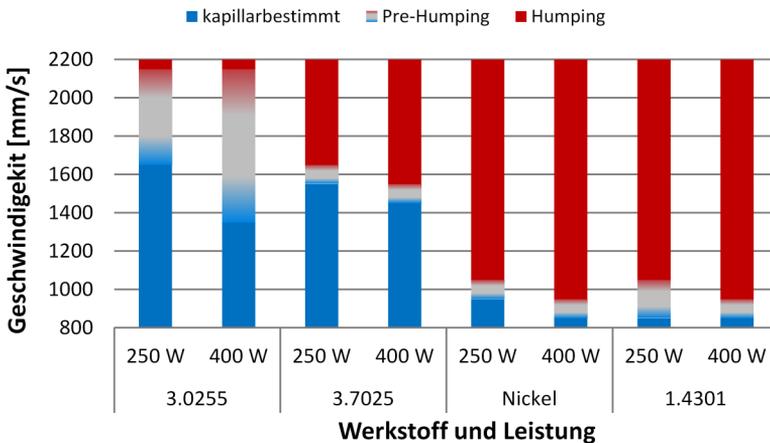


Abbildung 114: Klassifizierung des Schmelzregimes nach kapillarbestimmten und fluiddynamischen Einflüssen in Abhängigkeit von Leistung und Werkstoff am Beispiel einer Materialstärke von 100 μm und eines Fokusdurchmessers von 25 μm

Wie aus Kapitel 5.6 für die Bearbeitung von Stahl 1.4301 bereits hervorgeht, sinkt die Grenzgeschwindigkeit zum Eintritt des Humping-Effekts mit steigender Leistung. Das gilt auch für die Werkstoffe Aluminium 3.0255 und Titan 3.7025 und ist damit ein werkstoffunabhängiger Effekt, der mit der Vergrößerung der Erstarrungszeit und damit der Schmelzbadlänge korreliert.

Zusätzlich zeigt der Aluminiumwerkstoff bei der Bearbeitung einen verbreiterten Geschwindigkeitsbereich, in dem die Hügelbildung auf der Schmelzbadoberfläche vorherrscht (Pre-Humping). Das Wachstum der Humping-Tropfen wird während ihrer Entstehung durch die Oberflächenspannung unterstützt. Diese führt zu einer Schmelzeakkumulation aus der Umgebung des wachsenden Tropfens. Die Oberflächenspannung der Aluminiumschmelze beträgt ca. 0,9 N/m und ist geringer als die der Stahl- (1,9 N/m) oder Titanschmelze (1,7 N/m) (s. Anhang B). Daher führt eine Hügelbildung auf der Oberfläche der Aluminiumschmelze nicht unmittelbar zur Entstehung von Humping-Tropfen, sondern resultiert in einem breiteren Übergangsbereich.

Eine Gegenüberstellung der Grenzgeschwindigkeit in Abhängigkeit von den Materialstärken zeigt Abbildung 115. Darin wird deutlich, dass eine Halbierung der Materialstärke des Titanwerkstoffes im Gegensatz zum Stahl keinen signifikanten Einfluss auf die kritische Geschwindigkeit hat.

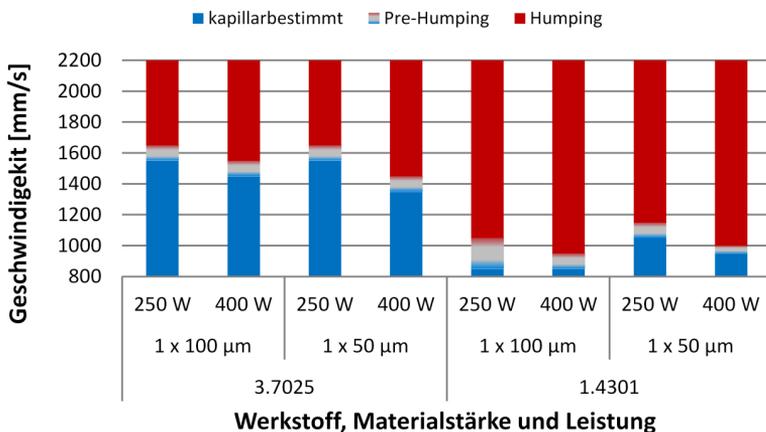


Abbildung 115: Klassifizierung des Schmelzregimes nach kapillarbestimmten und fluiddynamischen Einflüssen in Abhängigkeit von Materialstärke und Werkstoff am Beispiel eines Fokussdurchmessers von 25 μm

Dagegen bewirkt eine Vergrößerung des Fokusdurchmessers bei der Bearbeitung aller untersuchten Werkstoffe eine Verschiebung der Grenzgeschwindigkeit zu höheren Werten (s. Abbildung 116). Analog zu Kapitel 5.6 begünstigt ein steigender Fokusdurchmesser auch in diesem Fall das Verhältnis aus Schmelzbadlänge und -breite, welches den kritischen Wert zu höheren Schweißgeschwindigkeiten verschiebt.

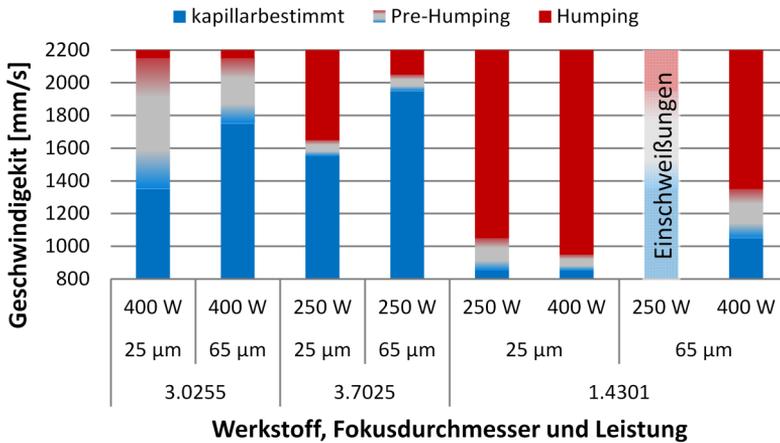


Abbildung 116: Klassifizierung des Schmelzregimes nach kapillarbestimmten und fluiddynamischen Einflüssen in Abhängigkeit von Werkstoff und Fokusdurchmesser am Beispiel einer Materialstärke von 100 μm

Mit steigender Vorschubgeschwindigkeit und wachsender Leistung geht der Prozess in einen Austrieb der Schmelze mit Spritzerbildung über (s. Kapitel 5.6). Dabei wird der Prozessabbruch in Abhängigkeit vom Werkstoff bei unterschiedlichen bezogenen Leistungen $P/d_f \cdot s$ erreicht. Unterschreitet der Neigungswinkel der Kapillarfront einen kritischen Wert, tritt die beschleunigte Schmelze aus dem Schmelzbad aus und verlässt die Schweißnaht. Dabei muss diese einen entsprechend großen vektoriellen Impuls besitzen, um die Oberflächenspannung zu überwinden. Aufgrund des im Vergleich zu Aluminium und Stahl hohen Absorptionsgrades von Titan wird eine große Abdampfquote an der Kapillarfront erzielt. Der dadurch entstehende Dampfdruck

treibt die Schmelze an der Kapillarfront bereits bei geringen bezogenen Leistungen aus (vgl. Abbildung 74). Daher wird für Aluminium mit einem geringen Absorptionsgrad eine sehr hohe bezogene Leistung erreicht, ehe ein Prozessabbruch durch Schmelzaustrieb beobachtet werden kann.

Im Vergleich der Prozessinstabilitäten der Werkstoffe untereinander zeigt sich, dass generelle Indikatoren wie die Erhöhung der Leistung oder Verringerung des Fokusdurchmessers die Grenzgeschwindigkeit zum Eintritt des Humping-Effekts verringern. Hierbei wird analog zum Stahl erwartet, dass sich das Verhältnis aus Schmelzbadlänge zu Schmelzbadbreite erhöht und dadurch den Humping-Effekt begünstigt. Der Einfluss der Materialstärke konnte nicht abschließend geklärt werden. Hierfür als auch zur Bestätigung der Abbruchmechanismen für den Schmelzaustrieb sind Hochgeschwindigkeitsaufnahmen erforderlich, mit denen sowohl die Schmelzbadlänge als auch die Schmelzbadbewegung während des Prozessabbruchs beobachtet werden kann. Dieser Ansatz wird Teil der zukünftigen Forschungsaktivität sein.

9 Zusammenfassung

Während des Laserstrahlschweißens von metallischen Folien besteht die Gefahr des Prozessabbruchs durch Spaltbildung aufgrund des thermisch induzierten Verzugs. Insbesondere für die Bearbeitung großflächige Anwendungen wie Vakuum-Isolations-Paneele oder Wärmetauscherstrukturen mit großen Schweißnahtlängen bedarf es eines gesicherten Prozessverständnisses, um eine fehlerfreie Fügeverbindung zu erzielen.

Mithilfe einer geeigneten Prozessführung und eines optimierten Vorrichtungskonzeptes kann die Fügeverbindung von Metallfolien reproduzierbar erzeugt werden. Während des Tiefschweißprozesses streben das Temperaturfeld um die Schweißnaht und der daraus resultierende thermische Verzug ab einer Péclet-Zahl von ca. 4 bis 5 ihrem Minimum entgegen. Dabei kann der thermische Verzug noch weiter verringert werden, indem ein neues Vorrichtungskonzept eingesetzt wird, das die Spannkraft in der Fügezone einbringt und die thermische Dehnung und Schrumpfung der Fügepartner nicht behindert. Dadurch können fehlerfreie Schweißnähte an Materialstärken von $2 \times 5 \mu\text{m}$ im Überlappstoß erzielt werden.

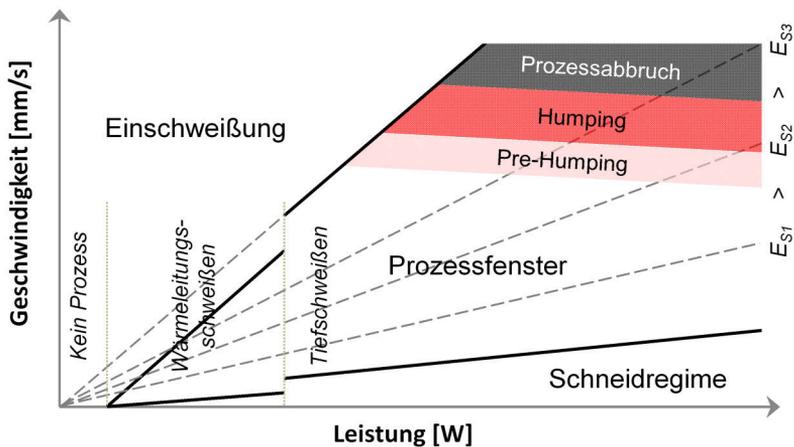


Abbildung 117: Schematisiertes Prozessfenster

Für das Mikroschweißen sollte aufgrund des höheren erzielbaren Prozesswirkungsgrades immer der Tiefschweißprozess eingesetzt und dabei eine gepulste Bearbeitung aufgrund der höheren thermischen Belastung vermieden werden. Die Grenze des Übergangs zum kontinuierlichen Tiefschweißprozess beträgt im untersuchten Bereich $1,42 \text{ W}/\mu\text{m}$. Die thermische Belastung des Bauteils ist dabei unabhängig vom Strahlprofil. Für das Tiefschweißen ist ein Aspektverhältnis s/d_f von ca. 3 ausreichend, weil der Einkoppelgrad hiernach nicht mehr signifikant steigt. Muss der Prozess dennoch im Wärmeleitungsschweißen durchgeführt werden, sollte dafür eine Péclet-Zahl größer 1,85 gewählt werden, da ab diesem Wert der thermische Wirkungsgrad nur noch in geringem Maße ansteigt. Während des Wärmeleitungsschweißens zeigt sich eine nach innen und unten gerichtete Marangoni-Strömung durch die Anwesenheit des oberflächenaktiven Elements Sauerstoff.

Das Aspektverhältnis s/d_f bestimmt ebenso die Breite des Prozessfensters von Leistung und Geschwindigkeit. Das Prozessfenster wird begrenzt durch den Übergang zur Einschweißung bei niedrigen Streckenenergien und durch den Übergang zum Schneidregime bei großen Streckenenergien. Mit einem Aspektverhältnis kleiner 1 verringert sich das Prozessfenster aufgrund der Druckgleichgewichtsbedingung in der Kapillare zu einem schmalen Bereich, in dem Einschweißung und Schneidregime nahe beieinander liegen. Die Vorschubgeschwindigkeit an der Prozessgrenze zum Einschweißen kann mit der bezogenen Leistung $P/d_f \cdot s$ in eine Beziehung gesetzt werden: $v \approx 31,41 P/d_f \cdot s$. Damit ist es für den untersuchten Stahl 1.4301 möglich, die Prozessgrößen für den Schweißprozess an der Prozessgrenze zu prognostizieren und die Prozessentwicklung zu optimieren.

Dabei lässt sich die Vorschubgeschwindigkeit nicht beliebig steigern. Ab einem kritischen Wert setzt der Humping-Effekt ein, der zu Schmelzeansammlungen und Randkerben führt. Der Eintritt des Humping-Effekts korreliert mit dem Verhältnis aus Schmelzbadlänge und Fokusdurchmesser (bzw. Schmelzbadbreite) und lässt sich damit sehr gut mit der Rayleigh-Plateau-Instabilität eines zerfallenden Flüssigkeitsstrahls vergleichen. Das kritische Verhältnis entsteht in einem Bereich zwischen 16,8 und 18,3. Darauf wirken sich steigende Leistung und Materialstärke mit einer wachsenden Schmelzbadlänge ungünstig und ein steigender Fokusdurchmesser mit einer wachsenden Schmelzbadbreite günstig aus. Bei weiterer Erhöhung von Ge-

schwindigkeit und Leistung ist ein Prozessabbruch zu beobachten, der in Abhängigkeit von der Kombination aus Neigungswinkel der Kapillarfront und bezogener Leistung mit einem Austrieb der Schmelze aus dem Schmelzbad einhergeht.

Aus den experimentellen Untersuchungen der zusätzlich ausgewählten Werkstoffe geht hervor, dass sich die Prozessgrenze zur Einschweißung und die Schwelle zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißregime auf alle untersuchten Stähle übertragen lassen. Dagegen differieren die Prozessgrenzen und Schwellen des Aluminium- und des Titanwerkstoffs aufgrund ihrer abweichenden thermophysikalischen Eigenschaften deutlich, können aber mit ebenso großer Korrelation bestimmt werden. Durch die breiteren Schmelzbäder des Aluminium- und des Titanwerkstoffs verschieben sich die Grenzgeschwindigkeiten zum Eintritt des Humping-Effekts zu höheren Werten im Vergleich zu den Stählen, während die Einflüsse von Fokusbildung und Leistung analog zum Stahl 1.4301 bestätigt werden können.

Literaturverzeichnis

- [AAL07] Aalderink, B. J.: Keyhole shapes during laser welding of thin metal sheets. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 40 (2007) S. 5388–5393
- [ABE05] Abe, N.; Funada, Y.; Imanada, T.; Tsukamoto, M.: Microwelding of thin stainless steel foil with a direct diode laser. In: *Transactions of JWRI* 34 (2005) Nr. 1, S. 19–23
- [ARA78] Arata, Y., Nabegatov, E.: Tandem electron beam welding. In: *Transactions of JWRI* 7 (1978) Nr. 1, S. 101–109
- [BAE10] Baetens, R.; Jelle, B. P.; Thue, J. V.; Tenpierik, M. J.; Grynning, S.; Uvsløkk, S.; Gustavsen, A.: Vacuum insulation panels for building applications: A review and beyond. In: *Energy and Buildings* 42 (2010) Nr. 2, S. 147–172
- [BEC96] Beck, M.: Modellierung des Lasertiefschweißens. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., Stuttgart: Teubner, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung)
- [BEI15] Beibst, G. (Hrsg.): Forschungsbericht Ernst-Abbe-Hochschule Jena – Wissenschaftliche Aktivitäten in den Jahren 2013 und 2014. Jena: Ernst-Abbe-Hochsch., 2015
- [BER07] Bergström, D., Powell, J., Kaplan, A. F. H.: The Absorptance of Steels to Nd:YLF and Nd:YAG Laser Light at Room Temperature. In: *Applied Surface Science* 253 (2007) Nr. 11, S. 5017–5028
- [BER11] Berger, P.; Hügel, H.; Hess, A.; Weber, R.; Graf, T.: Understanding of Humping Based on Conservation of Volume Flow. In: *Physics Procedia* 12 (2011) S. 232–240
- [BER14] Berger, P. (Institut für Strahlwerkzeuge, Stuttgart): Schriftliche Mitteilung per E-Mail am 05.06.2014

- [BEY95] Beyer, E.: Schweißen mit Laser: Grundlagen. Berlin: Springer, 1995 (Laser in Technik und Forschung)
- [BLI13] Bliedner, J.; Müller, H.; Barz, A.: Lasermaterialbearbeitung: Grundlagen – Verfahren – Anwendungen – Beispiele. München: Fachbuchverl. Leipzig im Carl-Hanser-Verl., 2013
- [BRA92] Brandes, E. A., Brook, G. B. (Hrsg.): Smithells Metals Reference Book 7. Aufl., Oxford: Butterworth Heineemann, 1992
- [BRO03] Brockmann, R.: Beitrag zum Mikronahtschweißen von Edelstahlfolien mittels diodengepumpten Nd:YAG-Laser. Zugl.: Chemnitz, Techn. Univ., Diss., Aachen: Shaker, 2003 (Schriftenreihe Fügetechnik/Schweißtechnik Bd. 1/2003)
- [CHO60] Chow, G. C.: Tests of Equality Between Sets of Coefficients in Two Linear Regressions. In: *Econometrica* 28 (1960) Nr. 3, S. 591–605
- [CZE05] Czerner, S.: Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen von Eisenwerkstoffen. Hannover, Univ., Diss., 2005
- [DAU95] Dausinger, F.: Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozeßeffektivität. Zugl.: Stuttgart, Univ., Habil., Stuttgart: Teubner, 1995
- [DAV94] Davis, J. R. (Hrsg.): Stainless Steels. Materials Park, OH: ASM International, 1994
- [DAV98] Davis, J. R. (Hrsg.): Metals Handbook Desk Edition. 2. Aufl., Materials Park, OH: ASM International, 1998
- [DEU08] N. N.: Werkstoffdatenblatt 1.4016. Witten: Deutsche Edelstahlwerke GmbH, 2008

- [DIL05] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren. Teil 2. Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen. 3., bearb. Aufl., Berlin: Springer, 2005
- [DON07] Donges, A.: Physikalische Grundlagen der Lasertechnik. Aachen: Shaker, 2007 (Berichte aus der Lasertechnik)
- [EMI15] <http://www.emitec.com/technik/katalysatortraeger/metalit-katalysatoren.html>, Zugriff am 07.02.2015
- [FAB05] Fabbro, R., Slimani, S., Coste, F. Briand, F.: Study of keyhole behavior for full penetration Nd-YAG CW laser welding. In: Journal of Physics D: Applied Physics (2005) Nr. 38, S. 1881–1887
- [FAB10] Fabbro, R.: Melt Pool and Keyhole Behavior Analysis for Deep Penetration Laser Welding. In: Journal of Physics D: Applied Physics 43, 445501 (2010) Nr. 44
- [FEY92] Feynman, R. P.: There is a plenty of room at the bottom. In: Journal of Micromechanical Systems 1 (1992) Nr. 1, S. 60–66
- [FRA94] Franke, J. W.: Modellierung und Optimierung des Laserstrahlbrennschneidens niedriglegierter Stähle. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., Düsseldorf: DVS-Verlag, 1994 (DVS-Berichte Bd. 161)
- [FUH05] Fuhrich, T.: Marangoni-Effekt beim Laserstrahl-tief-schweißen von Stahl. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., München: Utz, Wiss., 2005 (Laser in der Materialbearbeitung)
- [GED10] Gedicke, J., Mehlmann, B., Olowinsky, A., Gillner, A.: Laser Beam Welding of Electrical Interconnections for Lithium-Ion Batteries. In: Proc. of 29th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics, Anaheim, Calif. 2010, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2010 (LIA Publication 613) S. 844–849

- [GED11] Gedicke, J.: Robuste Prozessführung beim Laserstrahl-Mikroschweißen mit hochbrillanten Strahlquellen. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., Aachen: Shaker, 2011 (Berichte aus der Lasertechnik)
- [GIL05] Gillner, A., Haberstroh, E., Michaeli, W., Poprawe, R.: Laserstrahlmikroschweißen. In: Diltney, U.; Brandenburg, A. (Hrsg.): Montage hybrider Mikrosysteme – Handhabungs- und Fügeverfahren für die Klein- und Mittelserienfertigung. Berlin: Springer, 2005
- [GIL06] Gilner, A.; Olowinsky, A.; Klages, K.; Gedicke, J.; Sari, F.: High precision and high speed laser microjoining for electronics and microsystems. In: Proc. of International Conference on Lasers, Applications, and Technologies 2005: Laser-Assisted Micro- and Nanotechnologies, Sankt Petersburg 2005, Bellingham, Wash.: SPIE, Vol. 6161, 2006, 616102
- [GIL08] Gilner, A.: Laser Micro Processing – Recent Developments and Future Perspectives. In: Laser Technik Journal 5 (2008) Nr. 1, S. 27–30
- [GRA92] Gratzke, U., Kapadia, P.D., Dowden, J., Kroos, J., Simon, G.: Theoretical approach to the humping phenomenon in welding processes. In: Journal of Physics D: Applied Physics 25 (1992) S. 1640–1647
- [GRA15] Graf, T.; Berger, P.; Weber, R.; Hügel, H.; Heider, A.; Stritt, P.: Analytical expressions for the threshold of deep-penetration laser welding. In: Laser Physics Letters 12 (2015) 056003
- [GÜP13] Güpner, M.; Patschger, A.; Bliedtner, J.: Prozessuntersuchungen zum scannerbasierten Mikroschweißen mit Multi-Mode-Faserlasern. In: Große Schweißtechnische Tagung, Essen 2013, Düsseldorf: DVS Media, 2013 (DVS-Berichte Bd. 296) S. 104–109

- [HÜG14] Hügel, H.; Graf, T.: Laser in der Fertigung – Grundlagen der Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren. 3., überarb. und erw. Aufl., Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014
- [ISM11] Ismail, M. I. S.; Okamoto, Y.; Okada, A.; Uno, Y.: Experimental Investigation on Micro-Welding of Thin Stainless Steel Sheet by Fiber Laser. In: American Journal of Engineering and Applied Sciences 4 (2011) Nr.3, S. 314–320
- [KAN00] Kannengießer, T.: Untersuchung zur Entstehung schweißbedingter Spannungen und Verformungen bei variablen Einspannbedingungen im Bauteilschweißversuch. Zugl.: Magdeburg, Univ., Diss., Aachen: Shaker, 2000 (Schriftenreihe Fügetechnik Magdeburg)
- [KAP11] Kaplan, A. F. H., Powell, J.: Spatter in Laser Welding. In: Journal of Laser Application 23 (2011) Nr. 3, S. 032005
- [KAT07] Katayama, S., Kawahito, Y., Mizutani, M.: Elucidation of high-power fibre laser welding phenomena of stainless steel and effect of factors on weld geometry. In: Journal of Physics D: Applied Physics 40 (2007) S. 5854–5859
- [KAT13] Katayama, S. (Hrsg.): Handbook of Laser Welding Technologies. Cambridge: Woodhead, 2013 (Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials Bd. 41)
- [KLA06] Klages, K. K. H.: Laserstrahl-Mikroschweißen ungleicher Metalle durch Nahtschweißen mit gepulsten Nd:YAG-Lasern. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., Aachen: Shaker, 2006 (Berichte aus der Lasertechnik)
- [KRO93] Kroos, J.: Dynamic behavior of the keyhole in laser welding. Journal of Applied Physics 26 (1993) S. 481–486.

- [LEI09] Leimser, M.: Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigenschaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., München: Utz, Wiss., 2009 (Laser in der Materialbearbeitung)
- [LOO14] Loose, T.; Patschger, A.; Bliedtner, J.: Simulation-aided Optimization of a Laser-based Micro-welding Process. In: Thermal Forming and Welding Distortion, Bremen: BIAS, 2014 (Strahltechnik Bd. 54) S. 141–158
- [MIY03a] Miyamoto, I.; Park, S.-P.; Ooie, T.: Ultra-fine Keyhole Welding with Single-mode Fiber Laser. In: Proc. of Second International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing, München 2003, Stuttgart: AT-Fachverl., 2003, S. 221–228
- [MIY03b] Miyamoto, I.; Park, S.-P.; Ooie, T.: Precision microwelding of thin metal foil with single-mode fibre laser. In: Proc. of Fourth International Symposium on Laser Precision Microfabrication, München 2003, Bellingham, Wash.: SPIE, Vol. 5063, 2003, S. 297–302
- [MIY04a] Miyamoto, I.; Park, S.; Ooie, T.: High-Speed Micro-welding by Single-Mode Fiber Laser. In: Proc. of Laser Assisted Net Shape Engineering 4, Erlangen 2004, Bamberg: Meisenbach, 2004, S. 55–66
- [MIY04b] Miyamoto, I.; Kosumi, T.; Park, S.; Uragishi, H.; Watanabe, K.; Ooie, T.: Applications of single-mode fiber-lasers to novel microwelding. In: Proc. of Fifth International Symposium on Laser Precision Microfabrication, Nara, Japan 2004, Bellingham, Wash.: SPIE, Vol. 5662, 2004, S. 507–514
- [MIY08] Miyamoto, I., Knorovsky, G. A.: Laser Microwelding. In: Zhou, Y. (Hrsg.): Microjoining and nanojoining. Cambridge: Woodhead, 2008 (Woodhead publishing in materials)

- [NAE08] Naeem, M.; Lewis, S.; Chinn, J.: Microwelding Performance Comparison Between a Low Power (125W) Pulsed Nd:YAG Laser and a Low Power (100–200W) Single Mode Fiber Laser. In: Proc. of 3rd Pacific International Conference on Application of Lasers and Optics, Beijing, China 2008, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2008, S. 721–726
- [NEU12] Neumann, S.: Einflussanalyse beim single mode Faserlaserschweißen zur Vermeidung des Humping-Phänomens. Zugl.: Bremen, Univ., Diss., Bremen: BIAS, 2011 (Strahltechnik Bd. 48)
- [NIT06] Nitschke-Pagel, T.; Dilger, K.: Eigenspannungen in Schweißverbindungen – Teil 1: Ursachen der Eigenspannungsentstehung beim Schweißen. In: Schweißen und Schneiden 58 (2006) S. 466–479
- [NIT07] Nitschke-Pagel, T.; Dilger, K.: Eigenspannungen in Schweißverbindungen – Teil 2: Bewertung von Eigenspannungen. In: Schweißen und Schneiden 59 (2007) S. 23–32
- [OEF13] Oefele, F.: Remote-Laserstrahlschweißen mit brillanten Strahlquellen. Zugl.: München, Techn. Univ., Diss., München: Utz, 2013 (Forschungsberichte iwv Bd. 267)
- [OKA07] Okamoto, Y.; Gillner, A.; Olowinsky, A.: Fine microwelding of thin metal sheet by high speed laser scanning. In: Proc. of Photonic Materials, Devices, and Applications II, Maspalomas, Gran Canaria, Spanien 2007, Bellingham, Wash.: SPIE, Vol. 6593, 2007, 65930D
- [OKA08] Okamoto, Y.; Gillner, A.; Olowinsky, A.; Gedicke, J.; Uno, Y.: Fine Micro-Welding of Thin Stainless Steel Sheet by High Speed Laser Scanning. In: Journal of Laser Micro / Nanoengineering 3 (2008) Nr. 2, S. 95–99

- [OLO02] Olowinsky, A., Kramer, T., Durand, F.: Laser Beam Micro Welding in Watch Industry. In: Proc. of Photon Processing in Microelectronics and Photonics, Bellingham: SPIE, Vol. 4637, 2002, S. 571–580
- [OLO08] Olowinsky, A.; Boglea, A.; Gedicke, J.: Innovative Laser Welding Processes – TWIST and SHADOW in Microtechnology. In: Laser Technik Journal 5 (2008) Nr. 3, S. 48–51
- [ORD88] Ordal, M. A., Bell, R. J., Alexander, R. W., Newquist, L. A., Querry, M. R.: Optical properties of Al, Fe, Ti, Ta, W, and Mo at submillimeter wavelengths. In: Applied Optics 27 (1988) S. 1203–1209
- [PAR02] Park, S.; Ohmura, E.; Miyamoto, I.: Micro Welding of ultra thin metal foil using YB-fiber laser. In: Proc. of Third International Symposium on Laser Precision Microfabrication, Osaka, Japan 2002, Bellingham, Wash.: SPIE, Vol. 4830, 2002, S. 52–56
- [PAR05] Park, S.; Ooie, T.; Miyamoto, I.: Precision Micro-Welding Using Single-Mode Fibre Laser. In: Journal of High Temperature Society 30 (2005) Nr. 1, S. 55–61
- [PAT13] Patschger, A.; Loose, T.; Bliedtner, J.: Simulationsgestützte Prozessoptimierung eines laserbasierten Mikroschweißverfahrens. In: Tagungsband Simulationsforum 2013 – Schweißen und Wärmebehandlung, Weimar 2013, Barleben: docuprint, 2013, S. 201–213
- [PAT14] Patschger, A.; Hopf, A.; Loose, T.; Bliedtner, J.; Bergmann, J. P.: A New Approach to Clamping in Micro Welding. In: Proc. of 33rd International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, San Diego, Calif. 2014, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2014 (LIA Publication 617) S. 15–25

- [PET14] Petrich, M., Stambke, M., Bergmann, J. P.: Examinations on Laser Remote Welding of Ultra-thin Metal Foils under Vacuum Conditions. In: *Physics Procedia* 56 (2014) S. 768–775
- [PNG08] P'ng, D.; Molian, P.: Q-switch Nd:YAG welding of AISI 304 stainless steel foils. In: *Materials Science and Engineering* 486 (2008) S. 680–685
- [POL94] Polasek, W.: *Explorative Datenanalyse; Einführung in die deskriptive Statistik. 2., neubearb. und erw. Aufl.*, Berlin: Springer, 1994
- [POP04] Poprawe, R.; Weber, H.; Herziger, G. (Hrsg.): *Landolt-Börnstein Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology, New Series / Group VIII: Advanced Materials and Technologies, Vol. 1, Laser Physics and Applications, Subvol. C: Laser Applications: Fundamentals of Laser-induced Processes.* Berlin: Springer, 2004
- [POP05] Poprawe, R.: *Lasertechnik für die Fertigung: Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur.* Berlin: Springer, 2005
- [POP11] Poprawe, R. (Hrsg.): *Tailored Light 2 – Laser Application Technology.* Berlin: Springer, 2011
- [REA01] Ready, J. F.; Farson D. F. (Hrsg.): *LIA Handbook of Laser Materials Processing.* Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2001
- [RAD88] Radaj, D.: *Wärmewirkungen des Schweißens: Temperaturfeld, Eigenspannungen, Verzug.* Berlin: Springer, 1988
- [RAY96] Rayleigh, J. W. Strutt, Baron: *The Theory of Sound.* Bd. 2, 2., überarb. Aufl., London: Macmillan, (1896) S. 343–375

- [REE00] Reek, A.: Strategien zur Fokuspositionierung beim Laserstrahlschweißen. Zugl. München, Techn. Univ., Diss., München: Utz, Wiss., 2000 (Forschungsberichte iwB Bd. 138)
- [REI09] Reisgen, U.; Olschok, S.; Wagner, N.; Mavany, M.: Mikro-Laser-MSG-Hybridschweißen – Die Erweiterung vom Makro- in den Mikrobereich. In: Große Schweißtechnische Tagung, Essen 2009, Düsseldorf: DVS Media, 2009 (DVS-Berichte Bd. 258) S. 167–171
- [RIT99] Ritter, R., Wohlfahrt, H., Zhang, F.: Werkstoff-, Verfahrens- und Geometrieinflüsse auf den schweißbedingten Verzug. In: Aurich, D. (Hrsg.): Eigenspannungen und Verzug durch Wärmeeinwirkung, Weinheim: Wiley-VCH, 1999
- [ROE15] Roentzsch, L.: Plateau-Rayleigh Instability. <http://www.roentzsch.org/Rayleigh/index.html>, Zugriff am 21.04.2015
- [ROM10] Rominger, V., Schäfer, P., Weber, R., Graf, T.: Prozessuntersuchung beim Laserstrahlschweißen – Festkörperlaser hoher Brillanz im Vergleich zu CO₂-Lasern. In: Große Schweißtechnische Tagung, Nürnberg 2010, Düsseldorf: DVS Media, 2010 (DVS-Berichte Bd. 267) S. 188–193
- [ROM12] Rominger, V., Harrer, T., Keßler, S., Braun, H., Dorsch, F., Abt, F., Jarwitz, M., Heider, A., Weber, R., Graf, T.: Formation Mechanism of Process Instabilities and Strategies to Improve Welding Quality. In: Proc. of 31st International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, Anaheim, Calif. 2012, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2012 (LIA Publication 615) S. 565–573

- [ROS46] Rosenthal, D.: The theory of moving sources of heat and its applications to metal treatments. In: Transactions of the ASME 48 (1946) S. 849–866
- [RUS06] Ruß, A.: Schweißen mit dem Scheibenlaser: Potentiale der guten Fokussierbarkeit. Zugl. Stuttgart, Univ., Diss., München: Utz, Wiss., 2006 (Laser in der Materialbearbeitung)
- [RYK52] Rykalin, N. N.: Die Wärmegrundlagen des Schweißvorganges. Berlin: Verl. Technik, 1952
- [SAT72] Satoh, K.; Ueda, Y.; Kihara, H.: Recent Trend of Researches on Restraint Stresses and Strains for Weld Cracking. In: Transactions of JWRI 1 (1972) Nr. 1, S. 53–68
- [SCH93] Schulz, W.; Becker, D.; Franke, J.; Kemmerling, R.; Herziger, G.: Heat conduction losses in laser cutting of metals. In: Journal of Physics D: Applied Physics 26 (1993) S. 1357–1363
- [SCH04] Schulze, G.: Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe – nichteisenmetallische Werkstoffe, 3., neu bearb. und erw. Aufl., Berlin: Springer, 2004
- [SCH10a] Schmitt, F., Olowinsky, A.: Laser Beam Micro-Joining. In: Qin, Y. (Hrsg.): Micro-Manufacturing Engineering and Technology. Oxford: William Andrew, 2010 (Micro Nano Technologies Series)
- [SCH10b] Schmitt, F.; Mehlmann, B.; Gedicke, J.; Olowinsky, A.; Gillner, A.; Poprawe, R.: Laser Beam Micro Welding With High Brilliant Fiber Lasers. In: Journal of Laser Micro / Nanoengineering 5 (2010) Nr. 3, S. 197–203
- [SCH12a] Schmitt, F.: Laserstrahl-Mikroschweißen mit Strahlquellen hoher Brillanz und örtlicher Leistungsmodulation. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., Aachen: Shaker, 2012 (Berichte aus der Lasertechnik)

- [SCH12b] Schober, A., Musiol, J., Daub, R., Feil, J., Zaeh, M. F.: Experimental Investigation of the Cutting Front Angle during Remote Fusion Cutting. In: Physics Procedia 39 (2012) S. 204–212
- [SWI73] Swift-Hook, D. T.; Gick, A. E. F.: Penetration welding with lasers. In: Welding Journal: Welding Research Supplement 52 (1973) Nr. 11, S. 492s–499s
- [TEU95] Teusch, H.-G.; Junge, H.: Laser in der Materialbearbeitung: Schweißen mit Festkörperlasern. Düsseldorf: VDI-Verl., 1995 (Laser in der Materialbearbeitung Bd. 2)
- [THO07] Thomy, C.; Seefeld, T.; Vollertsen, F.: The Occurrence of Humping in Welding with Highest Beam Qualities. In: Key Engineering Materials. 344 (2007) S. 731–743
- [THO10] Thomy, C.; Möller, F.; Vollertsen, F.: Distortion effects in micro welding with fibre laser. In: Proc. of 29th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics, Anaheim, Calif. 2010, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2010 (LIA Publication 613) S. 85–90
- [THY06] N. N.: Werkstoffdatenblatt 1.4828. Essen: ThyssenKrupp Materials International GmbH, 2006
- [THY08] N. N.: Werkstoffdatenblatt 1.4767. Werdohl: ThyssenKrupp VDM GmbH, 2008
- [THY11] N. N.: Werkstoffdatenblatt 1.4301. Essen: ThyssenKrupp Materials International GmbH, 2011
- [THY12] N. N.: Titan – Werkstoff mit Perspektive. Essen: ThyssenKrupp Schulte GmbH, 2012

- [TÖL13] Tölle, F.: Eigenspannungsreduktion in strahlgeschweißten Nähten mittels Spannungsumlagerung durch den Einsatz defokussierter Elektronen- bzw. Laserstrahlen. Zugl.: Berlin, Techn. Univ., Diss., Berlin: BAM, 2013 (Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung: BAM-Dissertationsreihe Bd. 105)
- [TSO08] Tsoukantas, G.; Chryssolouris, G.: Theoretical and Experimental Analysis of the Remote Welding Process on Thin, Lap-joined AISI 304 Sheets. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 35, (2008) Nr. 9–10, S. 880–894
- [VAQ15] <http://www.va-q-tec.com/de/verschiedene-Formen-54,,1603.html>, Zugriff am 07.02.2015
- [VEN10] Ventrella, V. A.; Beretta, J. R.; de Rossi, W.: Pulsed Nd:YAG laser seam welding of AISI 316L stainless steel thin foils. In: Journal of Materials Processing Technology 210 (2010) S. 1838–1843
- [VOE06] Völklein, F.; Zetterer, T.: Praxiswissen Mikrosystemtechnik: Grundlagen – Technologien – Anwendungen. 2., vollst. überarb. und erw. Aufl., Wiesbaden: Vieweg, 2006
- [VOL07] Vollertsen, F.; Wagner, F.; Thomy, C.: Micro welding for environmental-friendly products. In: Proc. of 26th international Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics, Orlando, Fla. 2007, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2007 (LIA Publication 610) S. 143–148
- [VOß01] Voß, O.: Untersuchung relevanter Einflußgrößen auf die numerische Schweißsimulation. Zugl. Braunschweig, Techn. Univ., Diss., Aachen: Shaker, 2001 (Institut für Schweißtechnik (Braunschweig): Forschungsberichte des Instituts für Schweißtechnik Bd. 3)

- [WEB10] Weberpals, J.: Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserschweißen. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., München: Utz, 2010 (Laser in der Materialbearbeitung)
- [WIL11] Wilden, J.; Oestreicher, A.; Kaya, B.; Röhrich, T.: Energy efficiency in thermal joining processes. In: Proc. of SPIE Eco-Photonics 2011: Sustainable Design, Manufacturing, and Engineering Workforce Education for a Green Future, Strasbourg, Frankreich 2011, Bellingham, Wash.: SPIE, Vol. 8065, 2011, 80650Z
- [WOE05] Woeste, K.: Elektronenstrahlschweißen metallischer Werkstoffkombinationen. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., Aachen: Shaker, 2005 (Aachener Berichte Fügetechnik; Bd. 2005, 4)
- [WOH83] Wohlfahrt, H.: Schweißbeigenspannungen – Entstehung – Berechnung – Bewertung. In: Tagungsband Fachtagung Eigenspannung, Bd.1, Karlsruhe, 1983, Frankfurt: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e.V., 1983, S. 85–116
- [WOH97] Wohlfahrt, H., Nitschke-Pagel, T., Kaßner, M.: Schweißbedingte Eigenspannungen – Entstehung und Erfassung, Auswirkung und Bewertung. In: Fortschritte bei der Konstruktion und Berechnung geschweißter Bauteile, Düsseldorf: DVS-Verlag (1997) S. 6–13 (DVS-Berichte Band 187)
- [ZHO08] Zhou, Y. (Hrsg.): Microjoining and nanojoining. Cambridge: Woodhead, 2008 (Woodhead publishing in materials)

Anhang A: Anwendung der Ergebnisse auf die Fertigung von Vakuum-Isolations-Paneelen

Motivation

Vakuumdämmelemente bieten die Möglichkeit einer hocheffektiven Wärmedämmung. Durch ihre im Vergleich zu herkömmlichen Dämmstoffen wie Glaswolle und Styropor bis zu zehnfach geringere Wärmeleitfähigkeit von 2 bis 4 mW/m·K erreichen Vakuum-Isolations-Paneele (VIPs) ein sehr gutes Verhältnis von Platzbedarf und Dämmwirkung. Die Anwendungsbereiche für VIPs erstrecken sich von Gebäudedämmung über Kühlgeräte und Warmwasserspeicher bis hin zum Automobilbau und Transportverpackungen.

Bislang limitiert die aus einer Kunststoffverbundfolie bestehende Hülle der VIPs deren Einsatz in Hochleistungsanwendungen. Bei Temperaturen über 80 °C werden die Kunststoffschichten im Hüllmaterial instabil. Da die Vakuumdichtheit dann nicht mehr gegeben ist, steigt der Druck im Inneren des VIPs an, wodurch die Funktion des VIPs nicht mehr gewährleistet ist. Durch die Substitution des konventionellen Hüllmaterials mit einer Stahlfolie wird die mögliche Einsatztemperatur weit über die bisherige Obergrenze von 80 °C ausgedehnt. Zusätzlich ist eine Stahlhülle widerstandsfähiger gegen mechanische Belastung, permeationsdicht und damit langzeitstabil, lösungsmittelresistent und UV-unempfindlich.

Dadurch werden neue Anwendungsgebiete wie beispielsweise bei solarthermischen Applikationen, in der Kryotechnik, bei Ofenisolationen, im Flugzeugbau und in Brandschutz sensiblen Bereichen erschlossen.

Prozessrelevante Anforderungen an das Vakuum-Isolations-Panel

Um den Effekt einer Wärmebrücke durch die metallische Umhüllung so gering wie möglich zu halten, soll das Hüllmaterial eine Materialstärke von kleiner gleich 50 µm aufweisen. Dabei muss bei einer groß-

flächigen Anwendung der VIPs auch die Anzahl der Wärmebrücken möglichst gering gehalten werden. Daraus ergibt sich die Forderung nach einer möglichst großen Fläche eines einzelnen VIPs und stellt damit hohe Anforderungen an den Arbeitsraum der Strahlableiteneinheit. Für den Aufbau einer Prototypenserie wird die Größe des VIPs mit $200 \times 200 \text{ mm}^2$ festgelegt. Als Stützkörper dient ein Fasergewirke aus SiO_2 mit einer Stärke von 1,2 mm. Das Fasergewirke wird zwischen zwei Stahlfolien platziert, die dann bis auf eine Entgasungsöffnung umseitig mit dem Laserstrahl im Überlappstoß verschweißt werden. Nach dem Ausheizen wird das VIP in einer Vakuumkammer evakuiert und während eines zweiten Schweißprozesses mit einem durch ein Fenster eingekoppelten Laserstrahl verschlossen.

Auswahl von Werkstoff und Prozessgrößen

Der austenitische Stahl 1.4828 wird insbesondere für Bauteile eingesetzt, die bis etwa $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ zunderbeständig sein sollen und ist sehr gut laserstrahlschweißgeeignet. Daher bietet sich dieser Stahl als Hüllmaterial von Vakuum-Isolations-Paneelen in Hochtemperaturumgebungen an.

Zur Bearbeitung wird der SMFL ausgewählt. Mit einer Brennweite von 420 mm ergeben sich ein Arbeitsfeld von $250 \times 250 \text{ mm}^2$ und ein Fokusdurchmesser von $65 \text{ }\mu\text{m}$. Das Aspektverhältnis s/d_f bei der Bearbeitung von $2 \times 50 \text{ }\mu\text{m}$ Materialstärke bemisst sich dabei mit ca. 1,5. Dadurch kann ein breites Prozessfenster realisiert werden. Für die Wahl der Prozessgrößen Leistung und Vorschubgeschwindigkeit muss die Grenzgeschwindigkeit zum Eintritt des Humping-Effekts beachtet werden. Aufgrund der Randkerbenbildung und der dadurch verringerten Zugfestigkeit der Schweißverbindung im Überlappstoß sind das Pre-Humping und das Humping-Regime zu vermeiden. Um den thermisch induzierten Verzug zu minimieren, soll der Schweißprozess im Tiefschweißregime mit einer Péclet-Zahl von mindestens 4 und möglichst geringer Streckenenergie stattfinden. Daher muss die Schweißung in der Nähe der Prozessgrenze zur Einschweißung durchgeführt werden.

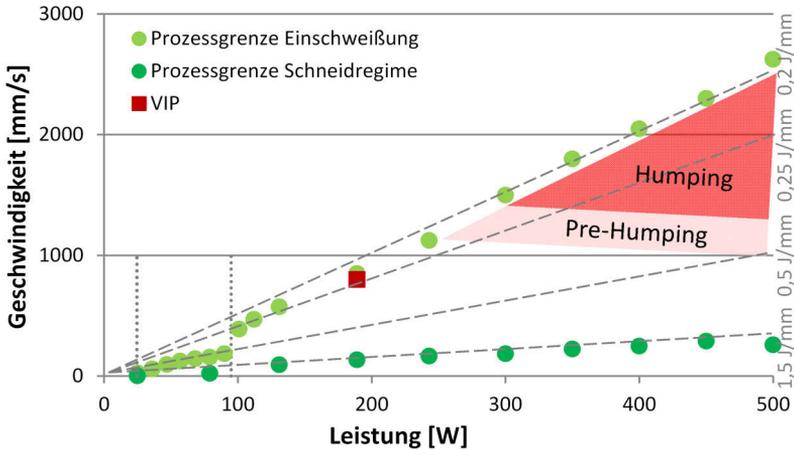


Abbildung 118: Prozessbereich für das Laserstrahlschweißen eines VIPs mit $d_f = 65 \mu\text{m}$, $s = 2 \times 50 \mu\text{m}$

Mithilfe des Prozessfensters (s. Abbildung 118) und der ermittelten Grenzen für das Pre-Humping und Humping-Regime sowie der Schwelle zum Tiefschweißen wird der mögliche Prozessbereich sichtbar. Unter Beachtung der Schwellen und Grenzen wird eine Prozessgrößenkombination aus einer Leistung von 190 W mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 800 mm/s ausgewählt. Dabei liegt die Vorschubgeschwindigkeit 50 mm/s unter der Prozessgrenze zur Einschweißung, um Geschwindigkeitsschwankungen durch die Stahlbleinheit zu kompensieren und eine Durchschweißung sicherzustellen. Dennoch ist der Wert groß genug, um eine nahezu minimale Streckenenergie von ca. 0,24 J/mm zu erreichen. Die resultierende Péclet-Zahl bezogen auf die mittlere Nahtbreite entspricht dem Wert von 14. Dadurch ist ebenfalls von einem minimierten Temperaturfeld und demzufolge einem verringerten Verzug auszugehen. Mit einem Aspektverhältnis von ca. 1,5 kann während des Tiefschweißens ein Einkoppelgrad von ca. 0,75 erreicht werden, der für eine energetisch sinnvolle Bearbeitung als ausreichend zu betrachten ist.

Schweißpfadgestaltung

Das (200 x 200) mm² Paneel muss bis auf eine Entgasungsöffnung umseitig geschlossen werden. Die Ecken der zweidimensionalen Kontur können durch verschiedene Varianten erzeugt werden. Hierfür bieten sich im Wesentlichen drei Varianten an. Die Ecken werden abgerundet mit Radien ausgeführt, um eine Richtungsänderung bei 800 mm/s Vorschubgeschwindigkeit ohne Geschwindigkeitsverlust durchzuführen. Die zweite Variante beinhaltet eine Aufteilung der Rechteckgeometrie an den Eckpunkten in vier Einzellinien, bei der sich Start- und Endpunkt der Linien überlagern. Und in einer dritten Variante kreuzen sich die Nähte an den Eckpunkten (s. Abbildung 119).

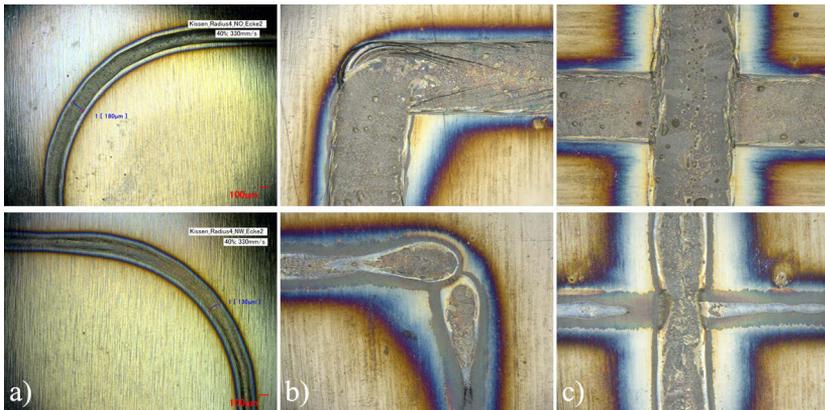


Abbildung 119: Nahtober- und Unterseiten der Varianten zur Ausführung von Ecken.
 a) mittels Radien, b) Überlagerung der Anfangs- und Endpunkte der Nähte,
 c) Nahtkreuzungen

Anhand der gleichmäßigen Wärmeeinflusszone und der ausgebildeten Nahtwurzel können die Schweißstrategien mit Radien oder Nahtkreuzung für die Schweißpfadgestaltung genutzt werden. Beide Varianten eignen sich aufgrund eines gleichmäßigen Schweißprozesses ohne erkennbare Geschwindigkeitsschwankungen und überhöhten Wärmeeintrag. Die Variante, bei der sich Anfangs- und Endpunkt der Linie überlagern, ist hingegen ungeeignet, da sich der Wärmeeintrag durch Abbremsen der Spiegel am Ende der Schweißnaht und Beschleunigen

am Anfang der Schweißnaht vergrößert. Das führt zu einem erhöhten Verzug und sollte im Sinne der Prozesssicherheit vermieden werden. Für die Variante Nahtkreuzungen liegen Anfangs- und Endpunkt der vier Einzelkonturen außerhalb des Bereiches, in dem eine Gasdichtigkeit der Naht gefordert ist. Abbildung 120 zeigt die Draufsicht und den Querschliff einer Nahtkreuzung.

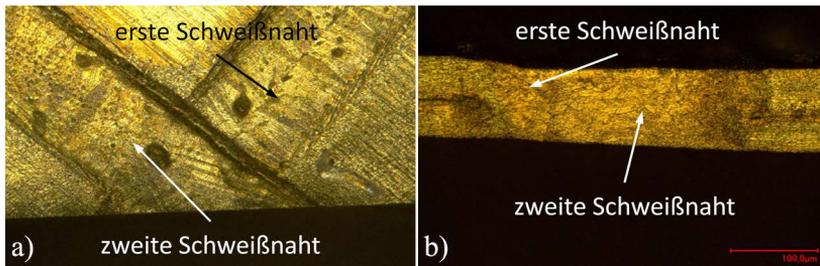


Abbildung 120: Nahtkreuzung. a) Draufsicht, b) Querschliff

Bis auf eine Kristallneuorientierung in der zweiten Naht können keine Auffälligkeiten in der Nahtkreuzung festgestellt werden. Eine erhöhte Grobkornbildung nach der Rekristallisation im Bereich der ersten Naht kann ausgeschlossen werden. Damit kann das Schweißgut der ersten Naht wieder aufgeschmolzen werden, ohne dass sich dadurch Nahtdefekte oder eine Herabsetzung der Festigkeit ergeben. Daher wird diese Variante für die Schweißpfadgestaltung gewählt, weil sich so eine rechteckige Grundfläche des VIPs ergibt und diese sich flächendeckend anordnen lassen.

Der Schweißpfad befindet sich am Rand des Arbeitsfeldes, sodass der Laserstrahl unter einem Auslenkwinkel auf das Bauteil trifft. Bei vorliegender Konfiguration beträgt der Einstrahlwinkel ca. 75° . Um die Auswirkung auf die Schweißnaht zu untersuchen, wurden Blindnahtschweißungen in der Mitte und am Rand des Arbeitsfeldes erstellt und miteinander verglichen (s. Abbildung 121).

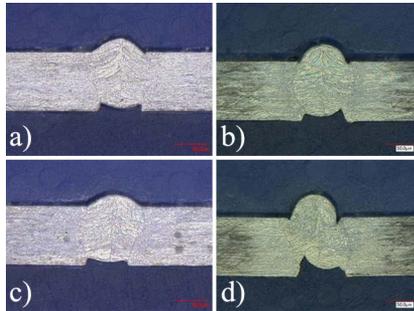


Abbildung 121: Querschliffe von Schweißnähten.
a) in der Arbeitsfeldmitte mit $P = 250 \text{ W}$, $v = 850 \text{ mm/s}$,
b) in der Arbeitsfeldmitte mit $P = 300 \text{ W}$, $v = 1100 \text{ mm/s}$,
c) am Arbeitsfeldrand mit $P = 250 \text{ W}$, $v = 850 \text{ mm/s}$,
d) am Arbeitsfeldrand mit $P = 300 \text{ W}$, $v = 1100 \text{ mm/s}$

Dabei bleiben die energiespezifischen Volumina weitgehend konstant, sodass von einem konstanten Einkoppelgrad ausgegangen werden kann, der eine Leistungsanpassung überflüssig macht. Jedoch verstärkt sich mit Erreichen des Pre-Humpings bei 1100 mm/s die Randkerbenbildung einseitig an der Innenseite der Naht, sodass der Anbindungsquerschnitt herabgesetzt wird. Daher ist das Pre-Humping zu vermeiden und die Prozessgrößen im Tiefschweißregime entsprechend zu wählen (s. Abbildung 118).

Auslegung der Spannvorrichtung

Die Spannvorrichtung besteht aus einem inneren Niederhalter und einem äußeren Spannrahmen. Zwischen beiden entsteht eine Nut mit einer Einspannlänge von 2 mm , um den thermisch induzierten Verzug zu minimieren. Der innere Niederhalter wird mit einem Spannarm angepresst. An der Stelle, an der der Spannarm über den Schweißpfad ragt, verbleibt die Ausgasungsöffnung. Der äußere Spannrahmen wird mittels vier Kniehebelspannern fixiert (s. Abbildung 122).

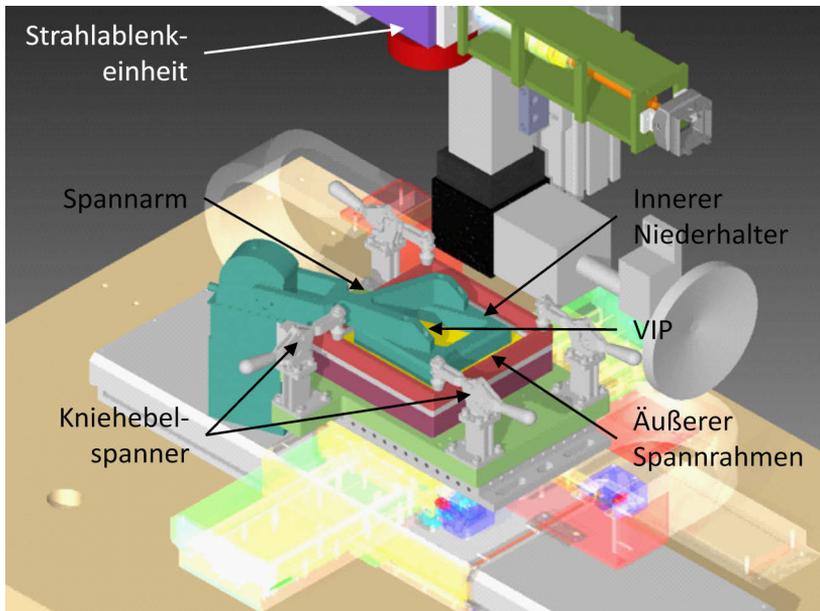


Abbildung 122: Vorrichtung zur Fertigung von VIPs

Fertigung der Prototypen

Um die Vorrichtung und die gewählten Prozessgrößen zu untersuchen, werden zunächst Prototypen ohne Fasergewirke angefertigt. Nach erfolgreicher Erprobung können auch VIPs mit einem 1,2 mm starken Abstandsgewirke hergestellt werden, die anschließend in der Vakuumkammer gasdicht geschweißt werden (s. Abbildung 123).

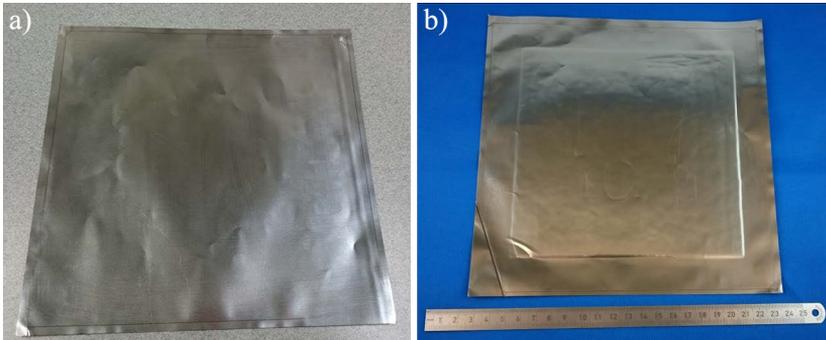


Abbildung 123: VIP-Prototypen. a) ohne Fasergewirke mit Entgasungsöffnung, b) evakuiertes und umseitig geschlossenes VIP

Ausblick

Für industrielle Anwendungen muss das VIP einen größeren Stützkörper aufweisen, um die Dämmeigenschaften zu verbessern. Damit ist aber auch eine Vorbehandlung der Folien notwendig. Um ein größeres Volumen aufzunehmen, bietet sich ein Tiefzieh- bzw. Prägeprozess der Folie an (s. Abbildung 124).



Abbildung 124: Tiefgezogene bzw. geprägte Folie

Dadurch können stärkere Stützkörper verwendet werden. Zusätzlich lässt sich die Vorrichtung noch optimieren. Um den Kontakt zwischen Spannelement und Folie entlang der gesamten Schweißnaht zu verbessern, bieten sich mittels 3D-Druck gefertigte Spannrahmen an. Dabei werden verschiedene Kunststoffe mit unterschiedlichen Shore-Härten verwendet. Die Kontaktfläche mit der Folie bildet eine 2-mm-Kunststoffschicht mit einer Shore-Härte von 25, der eigentliche Rahmen besteht aus 8 mm dickem Kunststoff mit einer Shore-Härte von 80, der die Kraft der Spannelemente aufnimmt und verteilt. Dadurch kann sowohl die Kraftereinleitung gleichmäßig gestaltet als auch Oberflächenwelligkeiten oder Makrorauheiten ausgeglichen werden, sodass sich ein durchgängiger Kontakt des Spannrahmens mit der Folie ergibt. Mit einer angepassten Lösung zur Vorrichtung kann auch das VIP skaliert werden, da mit wachsender Größe des Paneels die Anzahl der Wärmebrücken zwischen den einzelnen VIPs verringert und der Einsatz eines neuartigen VIPs mit metallischer Hülle dadurch effizienter gestaltet wird.

Anhang B: Werkstoffkenngrößen

Tabelle 9: Werkstoff 1.4301

Werkstoffnummer	1.4301			
AISI-Bezeichnung	AISI 304			
DIN-Bezeichnung	X5CrNi18-10			
Stahlsorte	Austenitischer Chrom-Nickel-Stahl			
Chem. Zusammensetzung (max.) [%]	C 0,07	Cr 18	Ni 9	Mn 2
Schmelztemperatur (Liquiduslinie) T_S [K]	1727 [BRA92]			
Verdampfungstemperatur T_V [K]	3100 [BRA92]			
Wärmeleitfähigkeit λ_{th} [W/(m·K)]	15 (bei 20 °C) [THY11]			
Dichte ρ [g/cm ³]	7,9 (bei 20°C) [THY11]			
Spezifische Wärmekapazität c_p [J/(kg·K)]	500 (bei 20°C) [THY11]			
Temperaturleitfähigkeit κ [cm ² /s]	3,8 (bei 20°C) [berechnet]			
Absorptionsgrad A	0,32 (bei 1,06 μ m) [HÜG14]			
Oberflächenspannungskoeffizient σ_t [N/(m·K)]	-0,00049 [BRA92]			
Dynamische Viskosität η [N·s/m ²]	0,0049 [LEI09]			
Schubspannung τ [N/m ²]	100 [BEC96]			
Oberflächenspannung σ [N/m]	1,872 [BRA92]			

Tabelle 10: Werkstoff 1.4828

Werkstoffnummer	1.4828				
AISI-Bezeichnung	AISI 309				
DIN-Bezeichnung	X15CrNiSi20-12				
Stahlsorte	Austenitischer Chrom-Nickel-Stahl				
Chem. Zusammensetzung (max.) [%]	C	Cr	Ni	Si	Mn
	0,2	21	13	2	2
Schmelztemperatur T_s [°C]	1380 [THY06]				
Wärmeleitfähigkeit λ_{th} [W/(m·K)]	15 (bei 20 °C) [THY06]				
Dichte ρ [g/cm ³]	7,9 (bei 20°C) [THY06]				
Spezifische Wärmekapazität c_p [J/(kg·K)]	500 (bei 20°C) [THY06]				

Tabelle 11: Werkstoff 1.4767

Werkstoffnummer	1.4767						
AISI-Bezeichnung	–						
DIN-Bezeichnung	X8CrAl20-5						
Stahlsorte	Ferritischer Aluminium-Chrom-Stahl						
Chem. Zusammensetzung (max.) [%]	C	Cr	Ni	Al	Mn	Hf	Y
	0,05	22	0,3	6,5	0,5	0,1	0,1
Schmelztemperatur T_s [°C]	1500 [THY08]						
Wärmeleitfähigkeit λ_{th} [W/(m·K)]	9,8 (bei 30 °C) [THY08]						
Dichte ρ [g/cm ³]	7,16 (bei 20°C) [THY08]						
Spezifische Wärmekapazität c_p [J/(kg·K)]	490 (bei 30°C) [THY08]						

Tabelle 12: Werkstoff 1.4016

Werkstoffnummer	1.4016			
AISI-Bezeichnung	AISI 430			
DIN-Bezeichnung	X6Cr17			
Stahlsorte	Ferritischer Chromstahl			
Chem. Zusammensetzung (max.) [%]	C 0,08	Si 1	Cr 18	Mn 1
Schmelztemperatur T_s [°C]	1460 [DEU08]			
Wärmeleitfähigkeit λ_{th} [W/(m·K)]	25 (bei 20 °C) [DEU08]			
Dichte ρ [g/cm ³]	7,7 (bei 20°C) [DEU08]			
Spezifische Wärmekapazität c_p [J/(kg·K)]	460 (bei 20°C) [DEU08]			

Tabelle 13: Werkstoff 3.7025

Werkstoffnummer	3.7025				
AISI-Bezeichnung	–				
ISO-Bezeichnung	5832-2				
Sorte	Titan Grade 1				
Chem. Zusammensetzung (max.) [%]	C 0,06	Fe 0,15	O 0,12	N 0,05	H 0,013
Schmelztemperatur T_s [°C]	1671 [THY12]				
Verdampfungstemperatur T_v [K]	3580 [BRA92]				
Wärmeleitfähigkeit λ_{th} [W/(m·K)]	22,6 (bei 20 °C) [THY12]				
Dichte ρ [g/cm ³]	4,5 (bei 20°C) [THY12]				
Spezifische Wärmekapazität c_p [J/(kg·K)]	520 (bei 20°C) [THY12]				
Temperaturleitfähigkeit κ [cm ² /s]	9,7 [berechnet]				
Absorptionsgrad A	0,45 (bei 1,06 μ m) [ORD88]				
Oberflächenspannung σ [N/m]	1,65 [BRA92]				

Tabelle 14: Werkstoff 3.0255

Werkstoffnummer	3.0255			
AISI-Bezeichnung	–			
EN-Bezeichnung	EN AW 1050A			
Sorte	Al 99,5			
Chem. Zusammensetzung (max.) [%]	Ti 0,05	Mn 0,05	Fe 0,4	Si 0,25
Schmelztemperatur T_s [K]	934 [DAV98]			
Verdampfungstemperatur T_v [K]	2792 [BRA92]			
Wärmeleitfähigkeit λ_{th} [W/(m·K)]	247 (bei 20 °C) [DAV98]			
Dichte ρ [g/cm ³]	2,7 (bei 20°C) [DAV98]			
Spezifische Wärmekapazität c_p [J/(kg·K)]	897 (bei 20°C) [DAV98]			
Temperaturleitfähigkeit κ [cm ² /s]	101 [berechnet]			
Absorptionsgrad A	0,12 (bei 1,06 μm) [HÜG14]			
Oberflächenspannung σ [N/m]	0,914 [BRA92]			

Anhang C: Charakterisierung der verwendeten Kombinationen aus Strahlableinheiten und Laserstrahlsystemen

Tabelle 15: Strahleigenschaften der verwendeten Kombinationen aus Strahlableinheiten und Laserstrahlsystemen

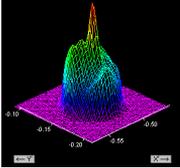
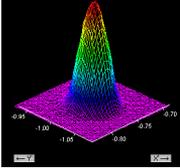
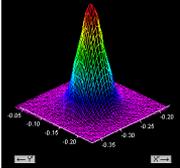
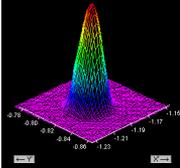
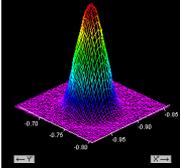
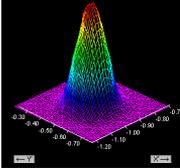
Laserstrahl- quelle	NovaDisc- P5	FL X50	FL 010	500W CW-M R4 “RS”
Verwendete Kurzbezeich- nung	SMSL	MMFL	MM/SMFL	SMFL
Bauart	Scheiben- laser	Faserlaser	Faserlaser	Faserlaser
Hersteller	Prenovatec	Rofin-Sinar	Rofin-Sinar	SPI
Wellenlänge [nm]	1030	1070	1070	1070
Maximalleis- tung [W]	45	500	1000	500
Betriebsart	cw/pw	cw/pw	cw	cw/pw
Pulsfrequenz [kHz]	5–14	0–5	–	0–10
Lichtleitfaser- kern- / Moden- felddurchmes- ser [µm]	–	100 MM	50/20 MM/SM	18,5 SM

Tabelle 15: Strahleigenschaften der verwendeten Kombinationen aus Strahlblenkeinheiten und Laserstrahlssystemen (Fortsetzung)

Strahlblenkeinheit	Superscan 20	Turboscan 30	Intelliscan 30	Intelliscan 20
Hersteller	Raylase	Raylase	Scanlab	Scanlab
Brennweite Kollimation [mm]	–	100	120 100	100 130
Brennweite F-Theta-Objektiv [mm]	160	135 163 202	163 330	163 420
Fokusbrenndurchmesser* [µm]	25	144 164 204	58 61	25 31 65 78
Strahlqualitätszahl*	1,2	8,6	4,4 1,1	1,1
Rayleighlänge* [mm]	0,48	1,74 2,35 3,58	0,56 2,46	0,42 0,68 2,76 4,28

Alle mit einem * gekennzeichneten Größen wurden bei 10 % der Maximalleistung gemessen

Tabelle 16: Strahlprofile der verwendeten Kombinationen aus Strahlblenkenheiten und Laserstrahlssystemen (Fortsetzung)

Lasersystem	Fokussdurchmesser	Strahlprofil
MM/SMFL	58 μm	
MM/SMFL	61 μm	
SMFL	25 μm	
SMFL	31 μm	
SMFL	65 μm	
SMFL	78 μm	

Anhang D: Veröffentlichungsliste

2006

Patschger, A.; Stolberg, K.; Bliedtner, J.: Untersuchungen zum Einfluss der Laserwellenlänge beim Materialabtrag an metallischen Oberflächen. In: Lasertechnik – neue Entwicklungen und Anwendungen; Vorträge und Posterbeiträge der 5. Jenaer Lasertagung, Jena 2006, Düsseldorf: DVS-Verlag, 2006 (DVS-Berichte Bd. 241) S. 246–254

2007

Patschger, A.; Stolberg, K.; Bliedtner, J.: Investigations on the impact of the laser wavelength in the process of caving on metallic surfaces. Posterbeitrag Photonics North, Ottawa, 4.–6. Juni, 2007.

2008

Bergmann, J. P.; Patschger, A.; Hild, M.: Grundlegende Untersuchungen zur Prozessauslegung beim Schweißen mit Lasern höherer Brillanz, In: Laserbearbeitung: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends; Beiträge zum 6. Laser-Anwenderforum, Bremen 2008, Bremen: BIAS, 2008 (Strahltechnik Bd. 36) S. 157–164

Patschger A.; Bergmann J. P.: Bewerten der Zusammenhänge zwischen Prozessgrößen beim Schweißen mit Laserstrahlen höherer Brillanz. In: Neue Entwicklungen in der Lasermaterialbearbeitung; Vorträge und Posterbeiträge der 6. Jenaer Lasertagung, Jena 2008, Düsseldorf: DVS-Media, 2008 (DVS-Berichte Bd. 253) S. 166–175

2009

Patschger, A.; Bergmann, J. P.: Laserstrahlquellen mit höheren Brillanzen, Eigenheiten bei der Prozessentwicklung zum Fügen. In: Tagungsband 12. Werkstofftechnisches Kolloquium, Chemnitz 2009, Chemnitz: Techn. Univ. Chemnitz, 2009 (Schriftenreihe Werkstoffe und werkstofftechnische Anwendungen Bd. 35) S. 193–201

2010

Bastick, A.; Griebel, M.; Bergmann, J. P.; Patschger, A.: Anwendungsbezogene Vorteilsanalyse des Laserstrahlschweißens mit starker Fokussierung. In: Laserstrahlfügen: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends; Beiträge zum 7. Laser-Anwenderforum, Bremen 2010, Bremen: BIAS, 2010 (Strahltechnik Bd. 40) S. 11–24

Bastick, A.; Bergmann, J. P.; Patschger, A.: High Brilliancy – Which Effects Do Small Foci Have On Secure and Efficient Welding? In: Physics Procedia 5 (2010) S. 147–156

Patschger, A.; Sahib, C.; Bergmann, J. P.; Bastick, A.: Effiziente und anwendungsorientierte Prozessauslegung für das Laserstrahlschweißen. In: Verfahren und Anwendungen der Lasermaterialbearbeitung; Vorträge und Posterbeiträge der 7. Jenaer Lasertagung, Jena 2010, Düsseldorf: DVS Media, 2010 (DVS-Berichte Bd. 271) S. 11–20

Patschger, A.; Franz, M.; Bliedtner, J.; Bergmann, J. P.: Welding With High Brilliance Lasers and High Power Density. In: Proc. of 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, Anaheim, Calif. 2010, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2010 (LIA Publication 613) S. 1525–1532

2011

Bergmann J. P.; Patschger A.; Bastick A.: Enhancing Process Efficiency due to high Focusing with high Brightness Lasers – Applicability and constraints. In: Physics Procedia 12, Part A (2011) S. 66–74

Patschger, A.; Sahib, C.; Bergmann, J. P.; Bastick, A.: Process Optimization through Adaptation of Shielding Gas Selection and Feeding during Laser Beam Welding. In: Physics Procedia 12, Part A (2011) S. 46–55

Bergmann, J. P.; Patschger, A.; Bastick, A.: Utilizzo Di Laser In Fibra Ad Elevata Focalizzazione Per La Saldatura – Vantaggi E Proprietà. In: Rivista Italiana della Saldatura 64 (2012) Nr. 3, S. 311–316

Patschger, A.; Hild, M.; Bergmann, J. P.; Bliedtner, J.: Flexible and Efficient Laser Remote Welding of Ultra-Thin Metal Foils. In: Proc. of 30th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, Orlando, Fla. 2011, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2011 (LIA Publication 614) S. 808–816

Patschger, A.; Hild, M.; Bergmann, J. P.; Bliedtner, J.: Remote-Schweißstrategien zum Fügen ultradünner metallischer Folien. In: Tagungsband 12. Nachwuchswissenschaftlerkonferenz mitteldeutscher Fachhochschulen, Hochschule Harz, Wernigerode 2011, Halberstadt: Koch-Druck, 2011, S. 209–214

2012

Patschger, A.; Bergmann, J. P.; Bliedtner, J.: Prozessbewertung zum Laserstrahlfügen ultra-dünner metallischer Folien. In: Tagungsband 13. Nachwuchswissenschaftlerkonferenz mitteldeutscher Fachhochschulen, Hochschule Zittau/Görlitz, Görlitz 2012, Remscheid: Re Di Roma-Verlag, 2012, S. 281–286

Strocka, S.; Hopf, A.; Patschger, A.; Bliedtner, J.; Hild, M.; Störzner, F.: Beitrag zur Prozessentwicklung für das Remote-Laser-Schweißen von dünnen metallischen Folien. In: Tagungsband 22. Internationale Wissenschaftliche Konferenz Mittweida, Mittweida 2012, Mittweida: Hochschule Mittweida, 2012 (Scientific Reports 8) S. 14–20

Patschger, A.; Hild, M.; Bergmann, J. P.; Bliedtner, J.: Examinations on laser-welded joints of ultra-thin metallic foils. In: Proc. of 31st International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, Anaheim, Calif. 2012, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2012 (LIA Publication 615) S. 794–803

Sahib, C.; Patschger, A.; Bastick, A.: Vergleichende Untersuchungen zum Schweißen von praxisrelevanten metallischen Werkstoffkombinationen mittels Hochleistungsdiodenlaser und Faserlaser. In: Lasermaterialbearbeitung – Innovationen und Trends; Vorträge und Posterbeiträge der 8. Lasertagung Jena, Jena 2012, Düsseldorf: DVS-Media, 2012 (DVS-Berichte Bd. 288) S. 146–155

Patschger, A.; Hild, M.; Strocka, S.; Bergmann, J. P.; Bliedtner, J.: Beitrag zur Prozessauslegung beim Mikrolaserschweißen an ultradünnen metallischen Folien. In: Lasermaterialbearbeitung – Innovationen und Trends; Vorträge und Posterbeiträge der 8. Lasertagung Jena, Jena 2012, Düsseldorf: DVS-Media, 2012 (DVS-Berichte Bd. 288) S. 12–20

Patschger, A.; Bergmann, J. P.; Bliedtner, J.: Flexible and efficient laser remote welding of ultra-thin metal foils. In: Journal of Laser Applications 24 (2012) 052005

2013

Güpner, M.; Patschger, A.; Bliedtner, J.: Prozessuntersuchungen zum scannerbasierten Mikroschweißen mit Multi-Mode-Faserlasern. In: Große Schweißtechnische Tagung, Essen 2013, Düsseldorf: DVS Media, 2013 (DVS-Berichte Bd. 296) S. 104–109

Patschger, A.; Güpner, M.; Bliedtner, J.; Bergmann, J. P.: Remote Micro Welding with Multi-Mode and Single-Mode Fiber Laser – A Comparison. In: Proc. of 32nd International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, Miami, Fla. 2013, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2013 (LIA Publication 616) S. 805–815

Patschger, A.; Bliedtner, J.; Bergmann, J. P.: Approaches to Increase Process Efficiency in Laser Micro Welding. In: Physics Procedia 41 (2013) S. 592–602

Strocka, S.; Patschger, A.; Bliedtner, J.; Hild, M.; Störzner, F.: Beitrag zur Prozessauslegung beim Laser-Remote-Schweißen von ultradünnen metallischen Folien mittels Scheibenlaser. In: Tagungsband 14. Nachwuchswissenschaftlerkonferenz mitteldeutscher Fachhochschulen, Fachhochschule Brandenburg, Brandenburg an der Havel 2013, Glückstadt: Verlag Werner Hülsbusch, 2013, S. 343–348

Patschger, A.; Loose, T.; Bliedtner, J.: Simulationsgestützte Prozessoptimierung eines laserbasierten Mikroschweißverfahrens. In: Tagungsband Simulationsforum 2013 – Schweißen und Wärmebehandlung, Weimar 2013, Barleben: docuprint, 2013, S. 201–213

Patschger, A.: Hybridkollektoren – solare Allrounder? In: EnEV im Bestand (2013) Nr. 11 S. 8–15

2014

Loose, T.; Patschger, A.; Bliedtner, J.: Simulation-aided Optimization of a Laser-based Micro-welding Process. In: Proc. of Thermal Forming and Welding Distortion, Bremen 2014, Bremen: BIAS, 2014 (Strahltechnik Bd. 54) S. 141–158

Schröter, D.; Patschger, A.; Meier, R.; Bliedtner, J.: Vergleichende Untersuchungen zum gepulsten Laserstrahlschweißen von ultra-dünnen CrNi-Stahlfolien. In: Tagungsband 15. Nachwuchswissenschaftlerkonferenz, Hochschule Magdeburg-Stendal, Magdeburg 2014, Wernigerode: Harzdruckerei, 2014, S. 409–412

Patschger, A.; Hopf, A.; Loose, T.; Bliedtner, J.; Bergmann, J. P.: A New Approach to Clamping in Micro Welding. In: Proc. of 33rd International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, San Diego, Calif. 2014, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2014 (LIA Publication 617) S. 15–25

Patschger, A.; Bliedtner, J.; Bergmann, J. P.: Process-limiting Factors and Characteristics of Laser-based Micro Welding. In: *Physics Procedia* 56 (2014) S. 740–749

Patschger, A.; Güpner, M.; Bliedtner, J.: Wirkungsgrade und Schwellenbedingungen für das Schweißregime beim laserbasierten Mikrofügeprozess. In: *Innovative Fertigung durch Lasersysteme neuester Generation; Vorträge und Posterbeiträge der 9. Jenaer Lasertagung, Jena 2014, Düsseldorf: DVS Media, 2014 (DVS-Berichte Bd. 307) S. 57–66*

2015

Patschger, A.; Hopf, A.; Loose, T.; Bliedtner, J.; Bergmann, J. P.: New approach to clamping in microwelding. In: *Journal of Laser Applications* 27 (2015) S. 29013

Seiler, M.; Patschger, A.; Bliedtner, J.: Investigations of Melt Pool Dynamics and Weld Seam Formation during Laser Micro Welding of Ultra-Thin Metal Sheets. In: *Proc. of 34th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, Atlanta, Ga. 2015, Orlando, Fla.: Laser Institute of America, 2015 (LIA Publication 618) S. 187-195.*

Bergmann, J. P.; Patschger, A.; Bliedtner, J.; Loose, T.: Einsatz der Simulation zur Auslegung des Laserstrahlschweißens von dünnen Folien aus austenitischem Stahl. In: *Große Schweißtechnische Tagung, Nürnberg 2015, Düsseldorf: DVS Media, 2015 (DVS-Berichte Bd. 315) S. 886-891.*

Patschger, A.; Seiler, M.; Bliedtner, J.: Schmelzbadinstabilitäten während des Laserstrahl-Mikroschweißens von metallischen Folien. In: *Tagungsband IWKM 2015: 24th International Scientific Conference Mittweida, Teil: Lasertechnik, Mittweida 2015, Mittweida: Hochsch., 2015 (Hochschule Mittweida: Scientific Reports, 2015, Nr. 4) S. 28-36*

2016

Patschger, A.; Hopf, A.; Güpner, M.; Bliedtner, J.: Laser Material Processing of Medical Titanium. In: Laser Technik Journal 13 (2016) Nr. 1, S. 24-27

Seiler, M.; Patschger, A.; Bliedtner, J.: Investigations of welding instabilities and weld seam formation during laser microwelding of ultrathin metal sheets. In: Journal of Laser Applications 28 (2016) S. 022417

Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter und später Leiter der Forschergruppe Laserstrahlschweißen an der Ernst-Abbe-Hochschule Jena.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater, Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann, für die engagierte fachliche Betreuung. Herzlich danken möchte ich auch Herrn Prof. Dr.-Ing. Jens Bliedner, der mir die Voraussetzungen und die Möglichkeiten bot, diese Arbeit in seiner Arbeitsgruppe durchzuführen. Ich danke außerdem Herrn Univ.-Prof. Dr. rer. nat. habil. Dr. h. c. Schaaf für die bereitwillige und freundliche Übernahme des Drittgutachtens.

Ebenso möchte ich meinen Mitarbeitern und Kollegen aus der Forschergruppe Herrn M.Eng. Michael Güpner, Herrn M.Eng. Dipl.-Ing. (FH) Andreas Hopf und Herrn B.Eng. Michael Seiler danken, die mich während der Promotionsphase unterstützt haben. Ohne die organisatorische Hilfe zur Durchführung der Versuchsreihen und die fachlichen Diskussionen wäre die Promotion in dieser Form nicht möglich gewesen. Weiterer Dank gilt auch den vielen Studenten, die ihre Abschlussarbeiten unter meiner Mitbetreuung auf dem Gebiet der laserbasierten Mikroschweißverfahren verfasst haben.

Zugleich möchte ich dem BMWi und der AiF Projekt GmbH für die Förderung der ZIM-Projekte DüFoS (FKZ: KF2156307SU1) und CroNiVIP (FKZ: VP2156309AG2) danken, innerhalb derer Teile der Untersuchungen entstanden sind. Schließlich gilt weiterer Dank der JENOPTIK AG durch die finanzielle Unterstützung der Promotion im Rahmen eines Stipendiums.

