

Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

M. Schäfer
Energetische Beeinflussung von
Schmelzfluss und Heißrissbildung
beim Laserstrahlschweißen von
Vergütungsstahl

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW

Herausgegeben von

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

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

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

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

Energetische Beeinflussung von Schmelzefluss und Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Vergütungsstahl

von Dr.-Ing. Marcel Schäfer
Universität Stuttgart



Herbert Utz Verlag · Wissenschaft
München

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

Hauptberichter: Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Uwe Reisgen

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

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2018

D 93

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch
begründeten Rechte, insbesondere die der Übersetzung,
des Nachdrucks, der Entnahme von Abbildungen, der
Wiedergabe auf fotomechanischem oder ähnlichem
Wege und der Speicherung in Datenverarbeitungs-
anlagen bleiben – auch bei nur auszugsweiser Verwen-
dung – vorbehalten.

Copyright © Herbert Utz Verlag GmbH 2018

ISBN 978-3-8316-4742-2

Printed in Germany

Herbert Utz Verlag GmbH, München

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

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	3
Verzeichnis der Symbole	5
Kurzfassung der Arbeit	9
Extended Abstract	13
1 Einleitung	16
1.1 Motivation	16
1.2 Aufbau der Arbeit.....	18
2 Stand der Technik	19
2.1 Der Laser in der Fertigungstechnik.....	19
2.2 Nahtfehler beim Schweißen von Getriebebauteilen.....	20
2.2.1 Schmelzespritzer	21
2.2.2 Hohlräume.....	21
2.2.3 Risse	22
2.3 Heißrisse bei hochfesten Stahlwerkstoffen	23
2.3.1 Definition und Detektion von Heißrisen	23
2.3.1.1 Rissanalyse durch metallografische Zielpräparation	25
2.3.1.2 Kumulierte Risslänge als Maß für die Heißrissempfindlichkeit	26
2.3.2 Modelle und Kriterien der Heißrissempfindlichkeit.....	28
2.3.3 Einflussmöglichkeiten auf die Heißrissempfindlichkeit.....	38
3 Wirkung der Energieverteilung auf die Heißrissempfindlichkeit	44
3.1 Wirkung von Strahlqualität und Streckenenergie	45
3.2 Wirkung der Fokusslage	50

3.3	Charakteristische Prozessfrequenz	56
3.3.1	Oszillation der Dampfkapillartiefe.....	56
3.3.2	Oszillation der Schmelzebadlänge	60
3.3.3	Periodizität der Erstarrungsstruktur	61
3.3.4	Periodizität der Heißrissbildung.....	63
4	Wirkung der Fokuslage auf Schmelzefluss und Schmelzebadgeometrie	65
4.1	Röntgenografische Schmelzeflussanalyse mit Tracer-Partikeln	66
4.2	Verteilung der Schmelzeflussgeschwindigkeiten	68
4.3	Schmelzefluss- und Schmelzebadmodell	73
5	Thermomechanische Struktursimulation	76
5.1	Berechnung von Temperaturfeldern erzeugt durch unterschiedlich verteilte Punktwärmequellen	77
5.2	Berechnung der Strukturmechanik	81
5.3	Ergebnisse der Simulation	83
6	Strategien zur Heißrissvermeidung	88
6.1	Wirkung örtlicher Leistungsdistribution	89
6.1.1	Strahlformung mit einer Bifokaloptik.....	90
6.1.2	Strahlformung mit einem diffraktiven optischen Element.....	94
6.2	Wirkung zeitlicher Leistungsmodulation	97
6.2.1	Prozessfenster der Heißrissvermeidung.....	100
6.2.2	Verhalten von Kapillare, Schmelzefluss und Schmelzebad-geometrie	103
6.2.3	Industrielle Umsetzung am Realbauteil	107
7	Zusammenfassung	111
8	Literatur- und Quellenverzeichnis	114
	Danksagung	131
	Anhang A1	132

Verzeichnis der Symbole

Symbol	Bedeutung	Einheit
Lateinische Buchstaben:		
a	Beschleunigung	m/s^2
a_x	Beschleunigungskomponente in x -Richtung	m/s^2
a_z	Beschleunigungskomponente in z -Richtung	m/s^2
b	Steigung der Ausgleichsgeraden	
b_y	Breite der Schweißprobe in y -Richtung	m
c_p	Massenspezifische Wärmekapazität	$\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$
d	Abstand zwischen Haupt- und Nebenfokus	m
d_f	Durchmesser der Laserstrahltaile	m
d_K	Kerndurchmesser des Lichtleitkabels	m
f_{ES}	Frequenz der Erstarrungsstruktur im Längsschliff	s^{-1}
f_F	Fokussierbrennweite	m
f_K	Kollimationsbrennweite	m
$f_{Kap,x-ray}$	Frequenz der Kapillarfluktuation im Röntgenvideo	s^{-1}
$f_{Kap,IDM}$	Frequenz der Kapillarfluktuation im IDM-Signal	s^{-1}
f_{mess}	Bildwiederholfrequenz	s^{-1}
f_M	Modulationsfrequenz	s^{-1}
f_R	Frequenz der Rissentstehung im Röntgenbild	s^{-1}
$f_{R,m}$	Mittlere Frequenz der Rissentstehung im Röntgenbild	s^{-1}
f_{SBL}	Frequenz der Schmelzebadlängenfluktuation	s^{-1}
g_{av}	Mittlerer Grauwert	
h_z	Höhe der Schweißprobe in z -Richtung (Blechdicke)	m
i	Index der Tracer-Partikeltrajektorie	
I	Index der interpolierten Punkte	
j	Index der Interpolationspunkte zwischen zwei Messpunkten der Tracer-Partikeltrajektorie	
k	Index der Spiegelquelle	
l_{Kap}	Tiefe der Dampfkapillare	m

L_{ges}	Gesamtlänge der analysierten Schweißprobe	m
L_R	Relative Risslänge	m
l_x	Länge der Schweißprobe in x -Richtung	m
m	Index der Partikelposition	
P	Laserleistung	W
P_{Amp}	Amplitude der Laserleistung	W
P_{HF}	Laserleistung im Hauptfokus	W
P_m	Mittlere Laserleistung	W
P_{min}	Minimale Laserleistung	W
P_{NF}	Laserleistung im Nebenfokus	W
P_V	Verformungsvermögen des Werkstoffs	
p_m	Lokaler Druck in der Schmelze	N/m ²
p_C	Kritischer Kavitationsdruck	N/m ²
Q	Wärmeeintrag	J
t	Zeit	s
t_m	Zeitpunkt für die Messung der Partikelbewegung	s
T	Temperatur	K
T_{Liq}	Liquidustemperatur	K
T_{Sol}	Solidustemperatur	K
$T_{Schweiß}$	Schweißtemperatur	K
v	Schweißgeschwindigkeit	m/s
v_{abs}	Absolutgeschwindigkeit der Tracer-Partikel	m/s
v_{ix}	Geschwindigkeitskomponente in x -Richtung	m/s
v_{ij}^j	Vektorielle Geschwindigkeit der Tracer-Partikel	m/s
v_{iz}	Geschwindigkeitskomponente in z -Richtung	m/s
x	x -Koordinate	m
x_i	z -Koordinate der Spline-Interpolation	m
x_{im}	Gemessene Position der Tracer-Partikel in x -Richtung	m
x_{ij}^j	Interpolationspunkte Partikeltrajektorie in x -Richtung	
y	y -Koordinate	m
z	z -Koordinate	m
z_i	z - Koordinate der Spline-Interpolation	m
z_{im}	Gemessene Position der Tracer-Partikel in z -Richtung	m
z_{ij}^j	Interpolationspunkte Partikeltrajektorie in z -Richtung	

z_R	Rayleigh-Länge	m
$\overline{z_{RT}}$	Mittlere Risstiefe in z-Richtung	m

Griechische Buchstaben:

α	Winkel	°
α_{therm}	Wärmeausdehnungskoeffizient	K ⁻¹
β	Optisches Abbildungsverhältnis	
γ	Oberflächenspannungskoeffizient	N/m ²
Θ_f	Divergenzwinkel im Fokus	Rad
ε	Maximal zu ertragende Verformung	
ε_{el}	Elastische Dehnung	
ε_{ges}	Lokale Gesamtdehnung	
ε_{mech}	Mechanische Dehnung	
ε_{max}	Maximale Gesamtdehnung in z-Richtung	
ε_{pl}	Plastische Dehnung	
ε_{therm}	Thermische Dehnung	
ε_F	Innere Verformungen durch Formänderungen	
ε_P	Kritische Verformungen	
ε_{Sch}	Innere Verformungen durch Schrumpfung	
ε_V	Auftretende kumulierte Verformungen	
κ_{therm}	Temperaturleitfähigkeit	m ² /s
λ	Wellenlänge	m
λ_{th}	Wärmeleitfähigkeit	W/(m·K)
μ	Querkontraktionszahl	
ρ	Dichte	kg/m ³
σ	Lokale mechanische Spannung	N/m ²
$\bar{\sigma}$	Standardabweichung	
Λ	Normierte Raumfrequenz	
Λ_R	Kumulierte relative Risslänge	
Π	Modulationstiefe	

Abkürzungen

<i>ANSYS</i>	ANalysis SYStem (Finite-Elemente-Software)
<i>BEO</i>	Bearbeitungsoptik

<i>CE</i>	Kohlenstoffäquivalent	
<i>CO₂</i>	Kohlenstoffdioxid	
<i>cw</i>	Dauerstrich (engl. continuous wave)	
<i>DOE</i>	Diffraktives Optisches Element	
<i>E</i>	Elastizitätsmodul (E-Modul)	N/m ²
<i>EDX</i>	Energiedispersive Röntgenspektroskopie	
<i>ES</i>	Erstarrungsstruktur einer Mischverbindung	
<i>EST</i>	Einschweißtiefe	m
<i>F</i>	Fokuspunkt	
<i>FL</i>	Fokuslage	m
<i>FOK</i>	Fokussierlinse	
<i>FKL</i>	Festkörperlaser	
<i>FFT</i>	Fast Fourier Transformation	
<i>IDM</i>	In Depth Meter	
<i>InGaAs</i>	Indium-Gallium-Arsenid	
<i>KOL</i>	Kollimationslinse	
<i>LLK</i>	Lichtleitkabel	
<i>NA</i>	Numerische Apertur	
<i>RDG</i>	Rappaz-Drezet-Gremaud	
<i>ROF</i>	Rate of Feeding	
<i>ROI</i>	Region of interest (Betrachtungsbereich)	
<i>ROS</i>	Rate of Shrinkage	
<i>SBL</i>	Schmelzebadlänge	
<i>SPP</i>	Strahlparameterprodukt	
<i>TIS</i>	Temperaturintervall der Sprödigkeit	
<i>TEM</i>	Transversal Elektromagnetische Mode	

Kurzfassung der Arbeit

In der industriellen Praxis werden die Komponenten eines Getriebes, das im einfachsten Fall aus einer Welle und einem Zahnrad besteht, häufig mittels Laserstrahlschweißen aufgrund vieler verfahrensimplizanter Vorteile stoffschlüssig gefügt. Insbesondere im Bereich der Leistungsendrampe kommt es jedoch zur Bildung von Heißrisen im Schweißgut, welche die Festigkeit der Schweißnaht im Betrieb reduzieren (vgl. Bild 1).

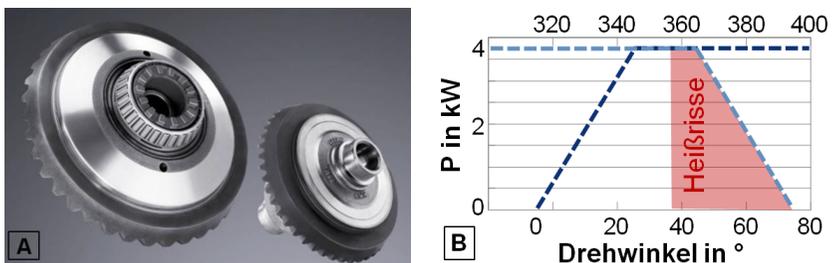


Bild 1: A: Differentialgetriebebauteile. B: Verlauf der Laserleistung für eine Axialrundnaht mit Leistungsanfang- und -endrampe. Rote Fläche: Winkelbereich, in dem Heißrisse auftreten.

Die röntgenografische Analyse von partiellen Einschweißungen in hochfestem Vergütungsstahl nach dem Schweißen ergab, dass die Bildung der Heißrisse in periodischen Abständen erfolgt. Durch Beobachtungen des Prozessverhaltens mit Hilfe von Verfahren, die sich Röntgenstrahlung oder neuester interferometrischer Messverfahren bedienen, konnte gezeigt werden, dass zum einen die Tiefe der Dampfkapillare fluktuiert, zum anderen aber auch die Länge des Schmelzebades, die thermografisch an dessen Oberfläche gemessen wurde. Die resultierenden Frequenzen stimmen mit der Entstehungsfrequenz der Heißrisse überein. Der Fokus der in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen lag auf dem Zusammenhang zwischen dem thermischen Energieeintrag in den Schweißprozess, der primär in der Dampfkapillare erfolgt, den Strömungsverhältnissen im Schmelzebad und der Anfälligkeit für die Entstehung von Heißrisen am Ende der Erstarrung (vgl. Schema in Fig. 1).

Durch die Veränderung der in den Prozess eingebrachten Energieverteilung kann die Neigung zur Heißrisbildung beeinflusst werden. So wurde gezeigt, dass für konstante mechanische Einspanbedingungen der Schweißnaht die Variation der Strahlqualität

und Laserwellenlänge nur unwesentlichen, die Variation der Streckenenergie und der Fokuslage jedoch wesentlichen Einfluss auf die Heißrissneigung besitzen. Um die Wirkung der Fokuslage auf die Strömungsbedingungen im Schmelzebad zu analysieren, wurden detaillierte, röntgenografische Beobachtungen des Schweißprozesses durchgeführt und der resultierende Schmelzeffluss mit Hilfe von Tracer-Partikeln aufgezeichnet. Daraus wurden die mittlere Verteilung von Geschwindigkeiten und Beschleunigungen der Strömungen im Schmelzebad berechnet, die eine modellhafte Darstellung des mittleren „Fußabdrucks“ des Prozesses erlaubten. So konnten bei Verschiebung der Fokuslage um eine Rayleigh-Länge sowohl eine Geometrieänderung der Dampfkapillare als auch eine Umkehr der Strömungsrichtung des Wirbels im oberen Schmelzebadbereich sowie qualitative Veränderungen der Schmelzebadgeometrie beobachtet werden.

Die experimentell ermittelte Geometrie der Schmelzebäder diente zudem der Kalibrierung der Flächenisotherme der Liquidustemperatur für die berechneten Schmelzebäder, die im Rahmen der thermomechanischen Struktursimulation durch die unterschiedliche Verteilung der Energie auf 40 Punktwärmequellen erzeugt wurden. Wie mit Hilfe der statischen Struktursimulation gezeigt werden konnte, verschiebt sich die Tiefe der maximalen Dehnung in z -Richtung (Einschweißtieferichtung), sofern sich die Geometrie des Schmelzebads wie experimentell beobachtet ändert. Die Position dieser maximalen Dehnung in z -Richtung stimmte gleichzeitig gut mit der mittleren Tiefe der Rissbildung im Experiment überein.

Im Lichte dieser Erkenntnisse wurden Verfahren entwickelt, die durch eine gezielte Änderung des Energieeintrags eine Geometrieänderung des Schmelzebads bewirkten und das Problem der Heißrissbildung zu lösen halfen. Durch eine örtliche Umverteilung der Energie unter Verwendung einer Bifokaloptik einerseits und eines speziell entwickelten diffraktiven Elements im Strahlengang andererseits konnten rissfreie Schweißungen erzielt werden.

Zudem konnte gezeigt werden, dass durch eine zeitliche Modulation der Laserleistung die Neigung zur Heißrissbildung signifikant reduziert werden kann, sofern die Amplitude der Laserleistung und die Frequenz der Modulation entsprechend gewählt werden. Wie der Vergleich der Strömungsverhältnisse für den modulierten und den unmodulierten Fall zeigte, geht die Vermeidung der Heißrisse mit einem veränderten Strömungsverhalten und einer veränderten mittleren Geometrie des Schmelzebads einher. Weil die zeitliche Modulation der Laserleistung praktikabler ist und zudem softwareseitig in der Lasersteuerung programmiert werden konnte, wurde nur diese Verfahrensanweisung auf reale Getriebebauteile übertragen und konnte am Beispiel einer

Axialrundnaht mit hoher Einschweißtiefe ($EST = 7,5 \text{ mm}$) erfolgreich demonstriert werden.

Extended Abstract

Due to its numerous advantages, keyhole laser welding has become state of the art for joining of powertrain components where in the easiest case a rod is connected to a gear wheel. One of the remaining challenges is that during the final phase of the welding process hot cracks systematically occur which lower the mechanical strength of the weld seam.

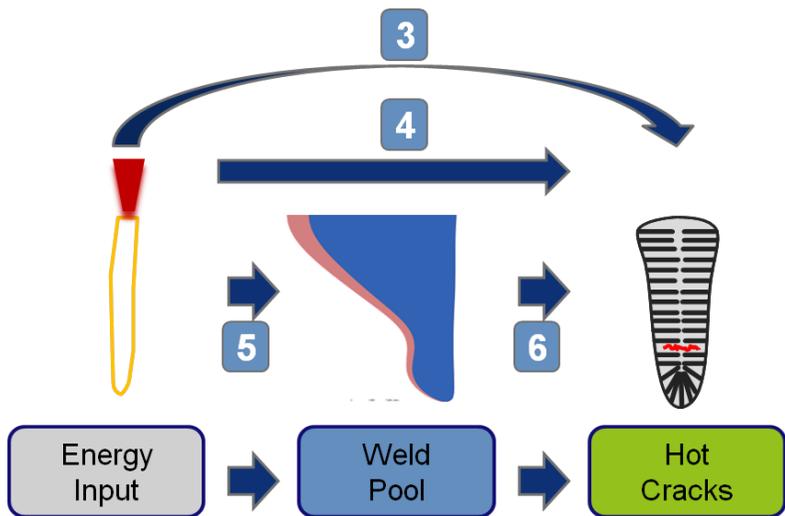


Fig. 1: Entities and their mutual interaction to influence the formation of hot cracks during laser welding of steel alloys. The numbers represent the chapter where the interaction is discussed in the present manuscript.

The results obtained by means of weld seams with partial penetration in tempered steel presented in this manuscript revealed severe formation hot cracks under 2D-x-ray examination. The x-ray images showed a periodic structure of the hot cracks. Observations of the process behavior by means of in-situ x-ray as well as optical coherence interferometry showed that the depth of the capillary was fluctuating as did the length of the weld pool that was measured thermographically at its surface. Moreover, the signals for the depth of the capillary, the length of the weld pool and the pattern of the

hot crack formation exhibited equal frequencies indicating a mutual interaction between one another. In this work the focus of the investigations was set on the correlation between the input of thermal energy in the keyhole, the thus formed melt flow in the weld pool and the susceptibility for hot cracking in the weld metal. A scheme of these interacting processes is depicted in Fig. 1 where the labeled numbers represent the corresponding chapter in the present manuscript.

By adapting the distribution of the incident energy for the welding process the characteristics of the hot crack formation can be changed. It was shown that for constant mechanical restraining conditions variations of the laser beam quality and the laser wavelength do have a minor impact on the occurrence of hot cracks. Compared to that, it could be observed that hot cracking strongly depends on the line energy as well as the focal position during welding.

To analyze the impact of the focal position on the behavior of the melt flow in the weld pool, detailed investigations by means of in-situ x-ray observation were carried out. Tungsten-carbide tracer particles were used to visualize the resulting melt flow by tracking their movement within the weld pool. Based on these particle trajectories, the local melt flow velocities and accelerations were calculated. By using a new method that allows the evaluation of the whole averaged velocity and acceleration fields a footprint of the process could effectively be derived. It was observed that the keyhole geometry as well as the direction of rotation of the eddy close to the surface of the weld pool changes when the focal-position is shifted by one Rayleigh length.

Thus, the resulting geometries of the weld pool were used to calibrate the thermo-mechanical simulations inasmuch as the shape of the isosurface that represented the liquidus temperature in the simulation was adapted by applying different distributions of the process energy to a number of 40 point heat sources in the simulation. As could be shown by the static analysis, a geometric change of the weld pool shifts the position of the maximum local strain in z -direction (equal to the direction of the penetration depth) and this z -position quite accurately equals the depth of the averaged z -position where the hot cracks appear in the experiments.

Based on these findings appropriate methods were developed in order to specifically change the incident energy input and purposefully address the problem of hot cracking. Applying the two-beam technology, on the one hand, or a specially designed diffractive optical element (DOE) to the laser welding process, on the other hand, a spatial distribution of the process energy could be achieved that resulted in crack-free weld seams. Furthermore, a significant reduction of the hot crack formation could be

achieved by temporarily modulating the laser power, provided that the amplitude of the laser power and the frequency of the modulation are adequately chosen. The comparison of the behavior of the melt flow for the modulated and the unmodulated welding process showed that the prevention of hot cracks is accompanied by a change of the flow field and the geometry of the average weld pool. As was demonstrated, the process instructions for the modulated welding could successfully be transferred to a real powertrain part where an axial weld seam of high penetration depth was joined.

1 Einleitung

1.1 Motivation

Der Wunsch nach individueller Mobilität ist weltweit ungebrochen. Gleichzeitig trägt der Transportsektor mit 23 Prozent zum weltweiten CO₂-Ausstoß bei [1]. Demzufolge ist es nur konsequent, diesen Bereich durch verbindliche Ziele zur Reduzierung der CO₂-Emissionen zu bewegen. Automobilhersteller und -zulieferer stehen aktuell vor großen Herausforderungen, insbesondere auch im Bereich des Antriebsstrangs eine weitere Reduktion von Gewicht und Platzbedarf umzusetzen, um folglich den Energie- und Kraftstoffverbrauch zu senken. Wo bei konventionellen Verbrennungsmotoren einerseits das Konzept des Down-Sizing verfolgt wird, womit beispielsweise hohe Drücke und Temperaturen im Brennraum verbunden sind, stellt die zunehmende Elektrifizierung des Antriebs andererseits wachsende Anforderungen an die Komponenten im Antriebsstrang bezüglich der Übertragung von Leistung und Drehmoment, und das bereits bei kleinen Drehzahlen. Diese Anforderungen erzwingen den Einsatz hochfester Materialien, die im Allgemeinen äußerst anspruchsvoll für die Fügetechnologie sind und bisweilen als unschweißbar gelten. Durch die mögliche Materialeinsparung birgt der Einsatz hochfester Stahlliegierung als Konstruktionswerkstoff, zusätzlich zu den Gewichtseinsparungen, auch wirtschaftliches Einsparpotenzial [2].

Der Laser als Wärmequelle hat sich im Bereich der Fügetechnik für viele Anwendungsfälle durchgesetzt. Nicht zuletzt bieten neue Laserstrahlquellen immer höherer Strahlbrillanz das Potenzial für Schweißnähte sehr schlanker Geometrie, bei gleichzeitig hoher Einschweißtiefe und minimalem Schweißverzug [3][4]. Damit einhergehend findet aktuell ein technologischer Paradigmenwechsel der verwendeten Laserstrahlquelle statt, weg vom CO₂-Laser, hin zum Festkörperlaser. Diese Tatsache wird zum einen motiviert durch den physikalisch bedingt drei- bis vierfach höheren Wirkungsgrad des Festkörperlasers, und zum anderen durch Vorteile in der Systemtechnik, wie beispielsweise der Möglichkeit des Transports der Laserstrahlung per Lichtleitkabel.

Unglücklicherweise treten selbst bei dem als verzugsarm bezeichneten Laserstrahlschweißen bei Getriebekomponenten aus hochfesten Werkstoffen Risse in der Schweißnaht auf. Diese Risse sind oft am Ende axialsymmetrischer Nähte, im Bereich

der sogenannten Leistungsendrampe, oder dem Übergang von einer Durchschweißung in eine Einschweißung zu finden. Sie sind in den allermeisten Fällen für den Anwender inakzeptabel, da sie die Festigkeit der Naht im Betrieb erheblich schwächen. Rissbildung im Schweißgut ist wohl die gefürchtetste und am schwersten gezielt zu vermeidende Fehlerart [5].

Im Produktentstehungsprozess sind die funktionalen Anforderungen an ein Bauteil (thermische, statische/dynamische Belastung) maßgeblich für dessen konstruktive Auslegung einerseits und die Werkstoffauswahl andererseits, wodurch sich ungünstige Bedingungen für den Fügeprozess oftmals erst gegen Ende zeigen. Es liegt daher nahe, im Fügeverfahren entweder die Schuld für ein fehlerhaftes Bauteil zu suchen oder aber darin das Potenzial zur Vermeidung ebensolcher Nahtfehler zu erkennen. Werden in einem fertig produzierten Bauteil Risse festgestellt, die zum Ausschleusen desselben führen, ist damit die gesamte Energie verloren, die in seine Herstellung geflossen ist. Den Maximen einer ressourceneffizienten Produktion sollte entlang der gesamten Wertschöpfungskette insofern Rechnung getragen werden, dass durch innovative Lösungen, unter anderem auch in der Fügetechnik, derartige Qualitätsmängel mit dem Ziel einer Null-Fehler-Produktion vermieden werden [6].

Obgleich das Themenfeld der Rissbildung bei Stahlwerkstoffen für die Bildung von Heißrissen gut erforscht ist, existieren für diesen Werkstoff noch keine Arbeiten, welche die Heißrissbildung mit dem zugrundeliegenden Schmelzefluss und der sich folglich einstellenden Schmelzebadgeometrie in Zusammenhang stellen. Der Fokus vieler Untersuchungen lag bislang auf der Verknüpfung von Schmelzefluss und der Bildung von Schmelzespritzern. In Anbetracht dessen ist es Ziel dieser Arbeit, das Prozessverständnis für die Vorgänge im Schmelzebad zu erweitern und mit sich ändernden Verhältnissen der in den Fügeprozess eingebrachten Energie zu korrelieren, um schließlich die Auswirkungen auf die Heißrissbildung zu analysieren. Die kumulierte Risslänge, die sich aus der Röntgendurchstrahlungsdiagnose ergibt, soll in diesem Zusammenhang als Maß für die Anfälligkeit zur Heißrissbildung dienen und die Bewertung verschiedener Prozessgrößen ermöglichen. Im Zuge dessen werden die Prozessparameter Strahlbrillanz, Fokusbildung sowie Strahlformung variiert, um mit Hilfe des gewonnenen Prozessverständnisses Maßnahmen und Handlungsempfehlungen abzuleiten, die es ermöglichen, die Heißrissbildung zu reduzieren oder gar zu vermeiden. Das Potenzial der auf diese Weise erarbeiteten Verfahrensanweisungen und aus den Ergebnissen abgeleiteten Systemkomponenten wird dargelegt. Abschließend soll die Validierung dieser Prozessentwicklung, beispielhaft für ein Serienbauteil eines Getriebeherstellers, mit dem aktuellen Stand der Technik verglichen werden.

1.2 Aufbau der Arbeit

Zu Beginn wird der Stand der Technik in Bezug auf das Laserstrahlschweißen von Stahl mit den Vor- und Nachteilen des Fügeverfahrens und eventuell auftretenden Nahtfehlern wie Schmelzespritzer, Poren und Lunker sowie Risse dargelegt. Die Besonderheiten der Rissbildung bei Stahlwerkstoffen höherer Festigkeit werden aufgeführt und relevante Entstehungstheorien vorgestellt (Kapitel 2).

Die Wirkung der eingebrachten Wärmemenge auf die Heißrissbildung wird anhand der kumulierten Risslänge analysiert, die als Maß für Heißrissneigung dient. Um den Energieeintrag zu variieren, wurden einerseits die Fokussierbedingungen und die Schweißgeschwindigkeit und andererseits die Laserwellenlänge verändert. Die Verknüpfung des Verhaltens der Dampfkapillare, der Bewegungen des Schmelzebads und der Bildung von Heißrissen wird in Kapitel 3 phänomenbezogen diskutiert.

Große Bedeutung kommt den Bedingungen im Schmelzebad zu. Daher wurden mit Hilfe einer eigens entwickelten Analyseverfahrens anhand von röntgenografisch beobachteten Partikelbahnen die Strömungsverhältnisse im Schmelzebad und die sich einstellende Schmelzebadgeometrie bestimmt. Die gewonnenen mittleren Geschwindigkeits- und Beschleunigungsfelder des Schmelzefflusses lassen eine quantitative Bewertung zu und ergeben sodann eine Art Fußabdruck des Fügeprozesses (Kapitel 4).

Da die bekannten Erklärungsansätze für die Heißrissbildung eng mit den thermischen und strukturmechanischen Verhältnissen während der Erstarrung verknüpft sind, wurde die zuvor gewonnene Schmelzebadgeometrie numerisch durch die Finite-Elemente-Methode abgebildet. Damit lassen sich die Temperaturfelder im Erstarrungsgebiet der Schmelze und in einem zusätzlichen Rechenschritt die dortige Verteilung von Spannung und Dehnung berechnen (Kapitel 5). Die so gewonnenen Erkenntnisse helfen, den Entstehungsprozess der Risse besser zu verstehen und darauf Einfluss zu nehmen.

In diesem Zusammenhang werden abschließend in Kapitel 6 Strategien vorgestellt, die aufgrund eines veränderten Energieeintrags in den Fügeprozess eine vollständige Rissvermeidung zulassen. Abschließend wird am Beispiel eines realen Getriebebauteils das Potenzial eines dieser Lösungsansätze aufgezeigt.

2 Stand der Technik

2.1 Der Laser in der Fertigungstechnik

Laserlicht ist ein Werkzeug, das aktuell im industriellen Umfeld nahezu alle Anforderungen der sogenannten vernetzten Fertigung unter dem Schlagwort „Industrie 4.0“ erfüllt [7]. Aufgrund der vielfältigen Möglichkeiten hat sich der Laser in vielen Anwendungen etabliert. Bereits im Jahr 1989 äußerte Prof. Berthold Leibinger gegenüber Staatsratspräsident Erich Honecker den durchaus politisch gemeinten Satz: „Der Laser ist ein Werkzeug, mit dem man trennen und verbinden kann – es kommt nur auf die Einstellung an“ [8].

So können mit Laserlicht aufgrund des gezielten, räumlich und zeitlich begrenzten Energieeintrags [9] sowohl subtraktive Fertigungsverfahren – wie Schneiden, Abtragen, Bohren oder Reinigen – als auch additive Fertigungsverfahren – wie Schweißen, Sintern oder Auftragen – bei unterschiedlichsten Materialien – wie Metall, Glas oder Kunststoff – umgesetzt werden [10][11]. Im Sinne einer digitalen Prozesskette kann mit dem Laser das Bauteil nicht nur hergestellt, sondern auch markiert und codiert werden und während des gesamten Herstellungsprozesses eine automatisierte Sicherung und lückenlose Nachverfolgung der Qualitäts- und Fertigungsdaten vorgenommen werden [12].

Die mit 65 % Marktanteil am weitesten verbreitete Anwendung ist das Laserschneiden von ebenen und dreidimensionalen Bauteilen aus Metall, gefolgt von den Systemen zum Laserschweißen und Laserlöten (34 % Marktanteil). Für Letztere wird bis 2020 ein mittleres, jährliches Wachstum von 9 % sowie ein insgesamt steigender Marktanteil prognostiziert [13]. Die Vorteile und Kostenersparnisse der industriellen Fertigung mit dem Laser wiegen die hohen Investitionskosten dafür bei weitem auf und führen zu seiner weiteren Verbreitung im industriellen Umfeld. Für manche Anwendungen ist der Laser mittlerweile alternativlos geworden (z.B. dem Bohren von Einspritzdüsen im Automobilbau) und bietet im Vergleich zu konventionellen Verfahren den Vorteil deutlich geringerer Wärmeleitungsverluste in das umgebende Material. Es lassen sich beispielsweise kleine Schnittspalte und schlanke Schweißnähte erzielen, die das Werkstück insgesamt nur gering thermisch belasten und folglich nachteilige Auswirkungen

von Spannungen und Verzügen signifikant mindern [9]. Insbesondere das sogenannte Tiefschweißen stellt ein für die Fertigung von Getriebekomponenten etabliertes Fügeverfahren dar [14][15]. Dabei erfolgt der Energieeintrag in den Schweißprozess, indem der Laserstrahl das Material verdampft und der entstehende Verdampfungsdruck zur Ausbildung einer Dampfkapillare führt, die aufgrund der Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück in beliebigen Bahnen geführt werden kann [9].

In Kombination zu den erweiterten Möglichkeiten, welche die Verwendung des Lasers in der Materialbearbeitung eröffnet, treten gleichzeitig Probleme auf, mit denen man sich bislang zum Teil nicht konfrontiert sah. Eine kurze Übersicht auftretender Nahtfehler beim Laserstrahlschweißen soll der nachfolgende Abschnitt geben.

2.2 Nahtfehler beim Schweißen von Getriebebauteilen

Eine Einteilung der Unregelmäßigkeiten bei laserstrahlgeschweißten Verbindungen erfolgt für Stahlwerkstoffe in der DIN EN ISO 13919 [16]. Darin werden drei Bewertungsgruppen aufgeführt, die repräsentativ für die Anforderungen an die Schweißnaht mit D (niedrige Anforderung), C (mittlere Anforderung) und B (hohe Anforderung) benannt sind, mit der Absicht, den überwiegenden Teil der praktischen Anwendungen abzudecken. Diese Bewertung bezieht sich ausschließlich auf die Schweißverbindung und nicht auf das gesamte Bauteil. Die Klassifizierung der Unregelmäßigkeiten erfolgt in insgesamt 18 Punkten, die sich in

- Schweißspritzer,
- Hohlräume,
- Risse und
- geometrische Nahtfehler

weiter zusammenfassen lassen [17]. In Abhängigkeit des verwendeten Prüfverfahrens sind Höchstgrenzen definiert, die als Richtwerte gelten und für die jeweilige Anwendung als zulässig oder unzulässig eingestuft werden können. Auf geometrische Nahtfehler, wie ungenügende Durch- oder Einschweißungen, Wurzel- und Randkerben, Naht- und Wurzelüberhöhungen, die durch Optimierung des Fertigungsverfahrens vermieden werden können, soll hier nicht eingegangen werden.

Die Mechanismen hingegen, die zur Bildung von Schweißspritzern und Volumenfehlern wie Poren und Rissen führen, werden im Folgenden kurz erläutert.

2.2.1 Schmelzespritzer

Schmelzespritzer führen zur Verunreinigung der Werkstückoberfläche und können unter Umständen eine Nacharbeit erfordern. Schlimmstenfalls können an Getriebebauteilen anhaftende Auswürfe zum vorzeitigen Versagen führen [18]. Eine starke Spritzerbildung kann zu einem Verlust des Nahtvolumens, zu einer dadurch bedingten Kerbwirkung und folglich zu einer geringeren Festigkeit der Naht führen. Zudem erhöht sich das Risiko der Verschmutzung von Schweißoptik oder Schutzglas [19].

Die Bildung von Schmelzespritzern ist stark vom dynamisch ablaufenden Prozess des Laserstrahlschweißens abhängig. Die Prozessdynamik selbst ergibt sich unter anderem aus den Mechanismen der Strahlungsabsorption in der Dampfkapillare, Fluktuationen der Dampfkapillare, der Reibung des Metaldampfes an deren Wänden, den Strömungsverhältnissen im Schmelzebad, Effekten der Oberflächenspannung und der Viskosität des Werkstoffs im flüssigen Zustand [9][20][21][22][23][24][25][26][27]. Beispielsweise wurde gezeigt, dass eine Einschnürung der Kapillare im oberen Bereich zu einem Druckanstieg führt, infolge dessen ein Schmelzefinger eine Beschleunigung erfährt, der bei hinreichend großem Impulsübertrag abgelöst und die Schmelze ausgeworfen wird [28].

2.2.2 Hohlräume

Hohlräume können als Lunker durch abkühlungsbedingte Volumenkontraktion bei der Erstarrung abgeschnürter, restlicher Schmelze oder als Poren durch Einschluss von Gasen entstehen. Als wichtigste Vertreter bei der Bildung von Hohlräumen im Schweißgut sind die mechanische und metallurgische Porenbildung [2] neben der Bildung von Prozessporen [9] zu nennen.

Bei der mechanischen Porenbildung führt eine starke Ausdehnung der am Werkstück anhaftenden Gasbildner, wie Luft oder Feuchtigkeit im Schweißspalt, Rückstand von Schmierfett und Kühlschmierstoff aus der Zerspanung oder Lacke und Rost, infolge der Wärmezufuhr durch den Schweißprozess zur Bildung einer Gasblase im flüssigen Schmelzegut [5]. Aufgrund der geringeren Löslichkeit endogener Gase im Festkörper kommt es bei der metallurgischen Porenbildung während der Erstarrung zu einer Akkumulation der in der Schmelze gelösten Gase an der Erstarrungsfront in Form einer Blase. Sofern die auf diese Weise gebildeten Gasblasen nicht ausreichend Zeit haben, um an die Oberfläche aufzusteigen, verbleiben sie als Poren in der Schmelzezone.

Prozessporen entstehen aufgrund von Instabilitäten der Dampfkapillare [22], vorzugsweise an deren Spitze. Zum einen entwickeln sich sporadisch lokale Verengungen der Dampfkapillare, die bis hin zu einem kompletten Abschnüren oder Kollabieren derselben reichen. Zum anderen entstehen lokale Ausbauchungen der Kapillare, die sich zu großen Blasen auswachsen können. Eine sehr schnelle Kondensation des Metaldampfes führt zum einem zum plötzlichen Abschnüren dieser Blase [29] und der dadurch entstehende Unterdruck erklärt zum anderen das Vorhandensein von Umgebungsluft oder Prozessgas in den gebildeten Poren [30]. Ob Prozessporen tatsächlich entstehen, hängt von der Schweißgeschwindigkeit [31] sowie dem Profil des Laserstrahls („gauß-ähnlichen“ Intensitätsverteilung/Top-Hat) ab [32]. Die Entstehung einer Pore kann während des Schweißprozesses detektiert werden [33][34], was für Risse bislang nicht möglich war. Zur Reduzierung von Poren muss der Metaldampf möglichst ungehindert aus der Kapillare strömen können. Dies wird beispielsweise durch höhere Schweißgeschwindigkeiten [35] oder mit Hilfe der Doppelfokustechnik erreicht [36][37].

Poren mindern die Festigkeit der Schweißnaht, vor allem bei Wechselbelastung, was insbesondere Bauteile mit der Forderung nach Dauerschwingfestigkeit, z.B. in der Luftfahrttechnik, betrifft [37]. Grundsätzlich werden Poren als zulässig eingestuft, solange ihre summierte Fläche klein im Vergleich zum Querschnitt der Schweißnaht ist. Im Gegensatz zu Rissen sind Poren deshalb in gewissen Grenzen nach DIN EN ISO 13919 [16] in allen Bewertungsgruppen zulässig.

2.2.3 Risse

Risse in Schweißverbindungen sind irreversible Trennungen des atomaren Zusammenhalts im festen Zustand und entstehen nach örtlichem Überschreiten der Festigkeit infolge eines komplexen Zusammenspiels metallurgischer, thermischer und mechanischer Einflussfaktoren [5]. Risse werden nach der Größe (Mikro-, Makroriss), dem Verlauf (interkristallin/transkristallin) sowie nach der Bedingung und Ursache für ihre Entstehung (Heiß-, Kaltriss) klassifiziert [38][39]. Risse können sowohl im Schweißgut als auch in der Wärmeeinflusszone entstehen. Ihr Vorkommen reduziert aufgrund der Kerbwirkung sowohl die Zug- und Schwingfestigkeit als auch die Bruchdehnung des Werkstoffs [40]. Schweißnahtrisse sind in allen Bewertungsklassen der EN ISO 13919 als unzulässig eingestuft [16].

Während sich geometrische Nahtfehler und Schweißspritzer mit Hilfe optischer Messverfahren während des Schweißprozesses detektieren lassen, ist die Überprüfung von

Rissen weiterhin auf Analyseverfahren wie der metallografischen Schweißnahtpräparation (Abschnitt 2.3.1.1) oder der Prüfung mittels Röntgendurchstrahlung (Abschnitt 2.3.1.2) im Nachgang des Schweißprozesses angewiesen. Auf theoretische Beschreibungen der Heißrissbildung im Zusammenhang mit der vorliegenden Arbeit wird in Abschnitt 2.3.2 eingegangen. Bislang bekannte Ansätze und Handlungsempfehlungen zur Vermeidung von Rissen beim Laserstrahlschweißen von Stahl werden in Abschnitt 2.3.3 vorgestellt.

2.3 Heißrisse bei hochfesten Stahlwerkstoffen

2.3.1 Definition und Detektion von Heißrissen

Nach Merkblatt DVS 1004-1 [41] werden als Heißrisse jene begrenzte Werkstofftrennungen bezeichnet, die beim Schweißen während des Abkühlvorgangs der Metallschmelze am Übergang von der flüssigen zur festen Phase entstehen. Mit dem Begriff „heiß“ ist demnach der Aggregatzustand „flüssig“ verknüpft, nicht nur ein werkstoffspezifischer Temperaturbereich. Heißrisse verlaufen entlang von Korngrenzen (Dendritengrenzen) und daher interkristallin (interdendritisch). Im Zusammenhang mit Heißrissen werden meist niedrigschmelzende Phasen auf den Korngrenzen als ein wichtiges Charakteristikum für deren Entstehung genannt [38][41][42]. Elemente wie Schwefel, Phosphor, Bor oder Silizium bilden niedrigschmelzende Phasen beziehungsweise Eutektika, wie z.B. Fe-FeS oder Ni-NiS, die eine Schmelzetemperatur weit niedriger als die des Grundwerkstoffs aufweisen und in Abhängigkeit ihrer Löslichkeit im Kristallgitter an den Korngrenzen ausgeschieden werden [42][43][44][45].

Untersuchungen der Bruchflächen von Heißrissen mit dem Rasterelektronenmikroskop zeigen eine charakteristische Oberfläche mit regelmäßig angeordneten, frei erstarrten Dendriten, manchmal mit Brücken, die beide Seiten des Risses verbinden oder einmal verbanden [42][46]. Dendriten sind baumartige Kristallstrukturen, die primäre, sekundäre und tertiäre Verzweigungen aufweisen können und mit abgerundeten Spitzen wachsen. Ihre kristallographisch bevorzugte Wachstumsrichtung entspricht der Richtung des Temperaturgradienten [47].

Heißrisse werden nach Art und Ort ihrer Entstehung in die drei Klassen Erstarrungsrisse, Wiederaufschmelzrisse und Risse durch Verformbarkeitsabfall [48] sowie nach der relativen Lage in Bezug zum Schweißgut [49] in Quer- und Längsrisse unterschieden, wie die vereinfachte Darstellung in Bild 2 verdeutlicht.

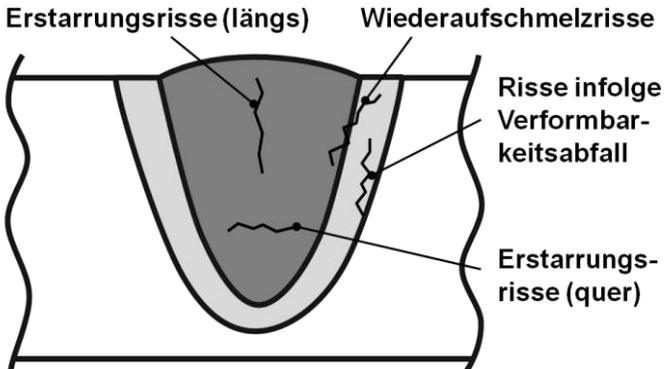


Bild 2: Vereinfachte Darstellung der Heißrissklassen in Anlehnung an [49].

Erstarrungsrisse entstehen beim Schmelzschweißen im Bereich des Schweißguts während des letzten Stadiums der Erstarrung aus der schmelzflüssigen Phase, indem die restlichen, noch flüssigen Schmelzeffilme, die sich auf dem wachsenden Dendritennetzwerk befinden, aufgerissen werden [50][51]. Erstarrungsrisse sind meist klein und erstrecken sich nach bisherigen Erkenntnissen nur selten über mehrere Millimeter. Sie lassen sich im Schliffbild (Mittensrisse) oder der Oberraupe (Endkraterrisse) mit Hilfe eines Mikroskops bei geringer Vergrößerung oder dem bloßen Auge erkennen [38][41][42]. Wiederaufschmelzrisse dagegen bilden sich hauptsächlich beim Mehrlagenschweißen in Zonen, die niedrigschmelzende Seigerungen aufweisen, und infolge einer benachbarten Wärmeeinwirkung erneut aufgeschmolzen werden [49][50][51]. Diese Risse kommen daher unmittelbar an der Schmelzlinie oder neben der Schweißnaht im Grundwerkstoff vor. Risse infolge Verformbarkeitsabfall des Werkstoffs (auch Ductility Dip Cracks, DDC genannt) treten hauptsächlich bei austenitischen Materialien auf, stehen jedoch nicht in Verbindung mit schmelzflüssigen Phasen [52], sondern sind auf ein Gleiten der Korngrenzen zurückzuführen [53] und liegen in der Wärmeinflusszone in einiger Entfernung von der Schmelzlinie. Ihre Klassifizierung als Heißrisse stellt eine Erweiterung der bestehenden Definition dar [42].

Da die in der vorliegenden Arbeit untersuchten Risse primär im Bereich des Schweißguts liegen, werden hier ausschließlich die Vorgänge in der Schmelzezone sowie die Mechanismen, die zur Bildung von Erstarrungsrisen führen, betrachtet. Im Weiteren ist unter Heißriss daher immer ein Erstarrungsrisse zu verstehen. Eine Untersuchung der Entstehung von Wiederaufschmelzrisen und Rissen durch Verformbarkeitsabfall findet nicht statt.

2.3.1.1 Rissanalyse durch metallografische Zielpräparation

Bei den in der vorliegenden Arbeit untersuchten Rissen handelt es sich um Heißrisse. Um diese Rissart verlässlich von Kaltrissen zu unterscheiden, sind aufwendige metallografische Präparationen zur Analyse der Oberflächenbeschaffenheit der Rissflanke notwendig. Zu diesem Zweck wird der Riss in seiner Symmetrieebene aufgetrennt (Bild 3A und C) und mit Hilfe eines Rasterelektronen-Mikroskops (REM) optisch untersucht (Bild 3B und D). In Bild 3 ist exemplarisch die Analyse der Risse bei lasergeschweißten Blindnähten zweier typischer Werkstoffen im Getriebebau, dem Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] sowie dem Einsatzstahl 20MnCrS5 [55], dargestellt.

Wie aus den Schlibfbildern in Bild 3A und C ersichtlich ist, kann sich die Orientierung der Risse in Abhängigkeit des Werkstoffs und der Schweißparameter ändern. Im Fall des Vergütungsstahls 42CrMoS4 [54], dargestellt in Bild 3A, ist der Riss senkrecht zur Einschweißrichtung (z-Richtung) ausgebildet, man spricht in diesem Zusammenhang von transversalen Rissen oder Querrissen. Im Fall des Einsatzstahls 20MnCrS5 [55], dargestellt in Bild 3C, liegt der Riss parallel zur z-Richtung in der Symmetrieebene der Schweißnaht und wird als Mittelrippendefekt bezeichnet [42].

Im jeweiligen REM-Bild können in beiden Fällen frei erstarrte Rissoberflächen dendritischer Struktur erkannt werden. Dies ist ein klares Indiz für die Heißrisbildung, da die Dendriten während der Erstarrung in ihrem Wachstum lokal im Bereich des Risses nicht behindert wurden [42]. Die kleinen spitzen Strukturen in Bild 3D weisen darauf hin, dass eine Berührung mit den gegenüberliegenden Dendriten kurzzeitig stattgefunden hat, die kleinen Nebenarme der Dendriten jedoch aufgrund auftretender Dehnungen während der Erstarrung in die Länge gezogen wurden bis die Verbindung zur Gegenseite brach.

In Anlehnung an frühere Untersuchungen [17][56] konnte auf den Dendritenarmen mit Hilfe der Energiedispersiven Röntgenspektroskopie (englisch: Energy Dispersive X-ray spectroscopy, EDX) eine erhöhte Konzentration von Mangan und Schwefel festgestellt werden. Diese Erkenntnis bestätigt die Definition für die Entstehung von Heißrissen aus Abschnitt 2.3.1, wonach Heißrisse stets in Verbindung mit niedrigschmelzenden Phasen auftreten, wird jedoch entsprechend [47] nicht als hinreichend dafür angesehen, alleinige Voraussetzung für die Heißrisbildung zu sein. Vielmehr sollten weitere Aspekte, wie thermische Dehnungen und Spannungen und konstruktive Randbedingungen, die zur Entstehung von Heißrissen beitragen, berücksichtigt werden [57].

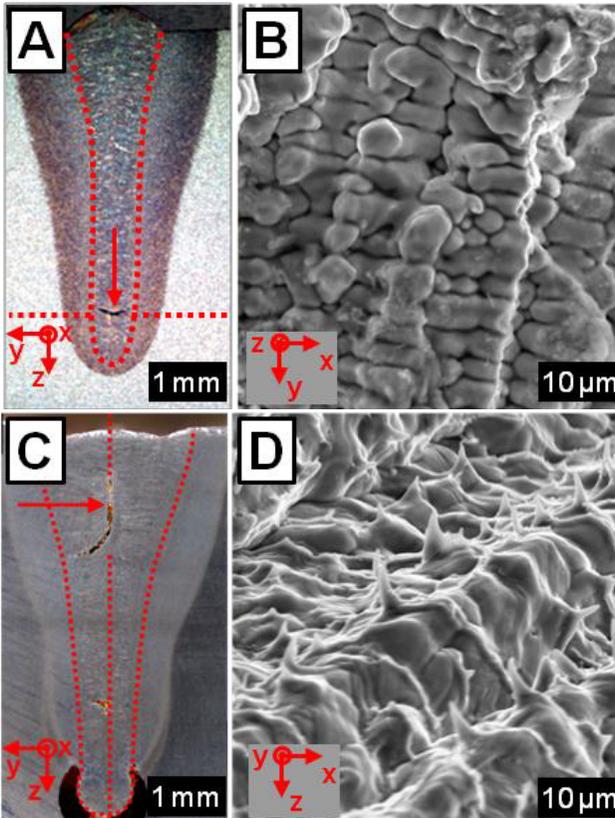


Bild 3: Querschliffe mit Quer- (A) und Längsrissen (C) sowie die zugehörigen Bilder der Rissflanken im Rasterelektronenmikroskop (B, D) für den Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] (A, B) und den Einsatzstahl 20MnCrS5 [55]. Die Rissflanken zeigen frei erstarrte Oberflächen dendritischer Struktur, ein klares Indiz für Heißrisse [42].

2.3.1.2 Kumulierte Risslänge als Maß für die Heißrisneigung

Zur Beurteilung der Neigung zur Bildung von Heißrisen bestehen über 140 Heißrisprüfverfahren, die sich in fremdbeanspruchte und eigenbeanspruchte Verfahren aufteilen lassen [58]. Zum Teil wird eine quantitative Bewertung des geschweißten Werkstoffes vorgenommen, indem die gesamte Länge aller oder der drei längsten im Röntgenbild vorhandener Einzelrisse bestimmt wird [42][58][59][60]. Die Röntgendurchstrahlung eignet sich besonders gut zur Prüfung der Schweißnähte, da sowohl Größe

und Form der Risse, aber auch deren relative Position im Schweißgut detektiert werden kann. Im Gegensatz zu anderen Prüfverfahren (z.B. Ultraschallprüfung) bietet die röntgenografische Durchstrahlungsprüfung die Möglichkeit, den Rissverlauf zu digitalisieren und gemittelte Rissausprägungen zu identifizieren [61]. Die so ermittelte Gesamtrisslänge ist ein guter Indikator dafür, wie anfällig ein Werkstoff für die Bildung von Heißrissen ist.

Die Beurteilung der Heißrissneigung wurde in der vorliegenden Arbeit mit einem hochauflösenden Mikrofokusröntgensystem zur 2D Durchstrahlungsprüfung in y -Richtung der Probe (entsprechend Bild 3, senkrecht zu Schweiß- und Strahlpropagationsrichtung) vorgenommen. Die Detailerkennbarkeit lag bei $0,5\ \mu\text{m}$, wobei durch die stufenlose Schrägdurchstrahlung gewährleistet war, auch solche Risse zu erkennen, die unter anderem Winkel als die Querrisse in Bild 3 orientiert sind. Eine gleichbleibende Bildqualität wurde gewährleistet, indem alle zu prüfenden Proben nach dem Schweißen so präpariert wurden, dass die maximal zu durchstrahlende Materialdicke 8 mm nicht überstieg.

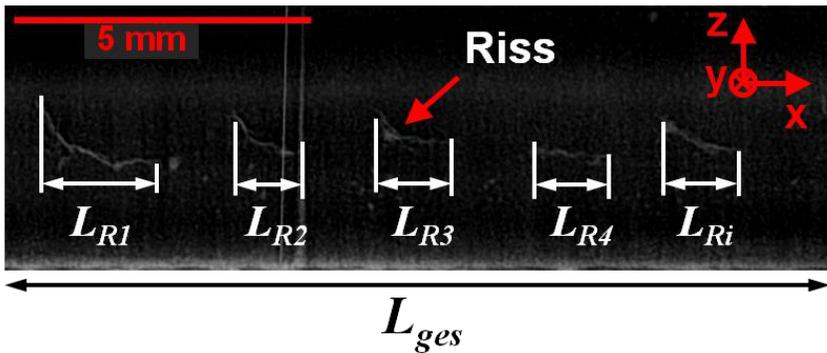


Bild 4: Röntgenografische Aufnahme einer Schweißnaht, die eine periodische Struktur der Heißrissbildung aufweist. L_{R1} bis L_{Ri} repräsentieren die Länge der Einzelrisse projiziert auf die x -Achse (Schweißrichtung), L_{ges} ist die Länge der analysierten Probe.

Um die Auswirkung der Laserparametervariationen zu quantifizieren, wurde in der vorliegenden Arbeit die kumulierte, relative Risslänge

$$A_R = \frac{L_R}{L_{ges}} = \frac{\sum_i L_{Ri}}{L_{ges}} \rightarrow 0 \leq A_R \leq 1 \quad (2.1)$$

als Maß für die Neigung zur Heißrissbildung berechnet. Sie ergibt sich aus dem Quotient der im Röntgenbild sichtbaren und auf die x -Achse projizierten Länge der Einzel-

risse L_{Ri} und der Gesamtlänge L_{ges} der analysierten Schweißprobe. Die Vermessung der Einzelrisse ist exemplarisch in Bild 4 dargestellt.

2.3.2 Modelle und Kriterien der Heißrissempfindlichkeit

Es besteht eine Vielzahl an theoretischen Modellen, phänomenbezogenen Beschreibungen sowie praktischen Untersuchungen der Mechanismen, welche die Heißrisbildung induzieren. Ungeachtet dessen gelten die Vorgänge während der Bildung von Heißrisen als weitgehend unverstanden, da experimentelle Untersuchungen in der unmittelbaren Umgebung deren Entstehung nur schwer oder gar unmöglich zu bewerkstelligen sind [51].

Einen umfangreichen Überblick über bestehende Ansätze zur Keimbildung von Heißrisen und dem Rissfortschritt sowie Ursachen und Bedingungen, die zu Heißrisen führen, liefert Eskin [46], wobei hauptsächlich die Heißrisbildung während der Erstarrung bei Gießprozessen betrachtet wird. In [46] wird nach der Größe in makroskopische, mesoskopische und mikroskopische Ursachen differenziert. Stritt [62] kategorisiert die existierenden Theorien nach der Ursache für die Entstehung von Heißrisen in metallurgisch orientiert und strukturorientiert, wobei er letztere Kategorie nochmals in dehnungsbasierte und spannungsbasierte Theorien unterteilt. Im Folgenden wird nur auf diejenigen Theorien und Hypothesen eingegangen, die für die vorliegende Arbeit bedeutsam sind.

Theorien auf Basis der Bilanzierung von fester und flüssiger Phase

Die Mengenverhältnisse zwischen fester und flüssiger Phase spielen nach der Theorie von Borland [63] eine entscheidende Rolle für die Entstehung von Heißrisen. Darin werden die metallurgischen Einflüsse in Bezug auf die Bildung von Rissen während der Erstarrung eines binären Systems in vier Stadien unterteilt (Bild 5A). Die chemische Zusammensetzung des Zweistoffsystems ist in Bild 5A auf der Abszisse schematisch aufgetragen. Der Anteil des Legierungselements A reduziert sich, ausgehend von 100 % im Ursprung, mit steigendem Abszissenwert. Die Temperatur der Schmelzzone ist auf der Ordinate aufgetragen und sinkt kontinuierlich im Laufe des Erstarrungsvorgangs bei gleichzeitig steigendem Feststoffanteil.

In Stadium 1 sind erste Anteile der festen Phase dispers in der kontinuierlichen Flüssigphase vorhanden und die Anfälligkeit für Heißrisse ist gering. Das Stadium 2 beginnt mit dem Erreichen der Kohärenztemperatur, bei der die Dendriten bereits ausgebildet sind, die restliche Schmelze aber weiterhin frei innerhalb des dendritischen

Netzwerks fließen kann und daher tiefer als die Liquidustemperatur liegt. Dadurch können Risse, die durch Schrumpfungsdifferenzen entstehen, durch nachfließende Schmelze ausgeheilt werden. In Stadium 3 hingegen sind Relativbewegungen zwischen der kristallisierten Struktur der Dendriten und der nur als dünne Schmelzefilme vorhandenen flüssigen Phase nicht mehr möglich. Die Anfälligkeit für Erstarrungsrissbildung wird in diesem Stadium maximal, da selbst kleinste Verformungen aufgrund äußerer Belastungen zum Aufreißen der dünnen Schmelzefilme führen können. Daher wird dieses Stadium als kritischer Erstarrungsbereich (critical solidification range) bezeichnet. Mit Erreichen des Stadiums 4 ist die Erstarrung abgeschlossen. Der Werkstoff zeigt erstmalig ein duktileres Verhalten, womit eine minimale Neigung zur Heißrissigkeit verknüpft ist.

Eine steigende Heißrissanfälligkeit geht mit einem vergrößerten Erstarrungsbereich (Größe von Stadium 2 und Stadium 3 in Bild 5A) einher, wobei niedrigschmelzende Phasen mit steigendem Anteil heißrissgefährdender Elemente, die im Werkstoffgitter gelöst sind, das Erstarrungsintervall entscheidend erweitern [42][64] (Bild 5B) und Seigerungsvorgänge beim Schweißen von nichteutektischen Legierungen zu erwarten sind [65]. Andererseits können diese niedrigschmelzenden Eutektika die Viskosität der Schmelze und damit den Schmelzenachfluss erhöhen, was sich erstarrungsrissheilend auswirken kann [42].

Im Zusammenhang mit hochfesten Werkstoffen sind höhere Anteile an Legierungselementen unabdingbar. Wie in Bild 5B verdeutlicht, geht damit nach [64] gleichzeitig eine erhöhte Gefahr für die Neigung zur Heißrissbildung einher. In Anbetracht der eingangs erwähnten Forderungen nach Werkstoffen hoher Festigkeit und Duktilität muss demnach auch der Heißrissigkeit mit geeigneten Maßnahmen begegnet werden.

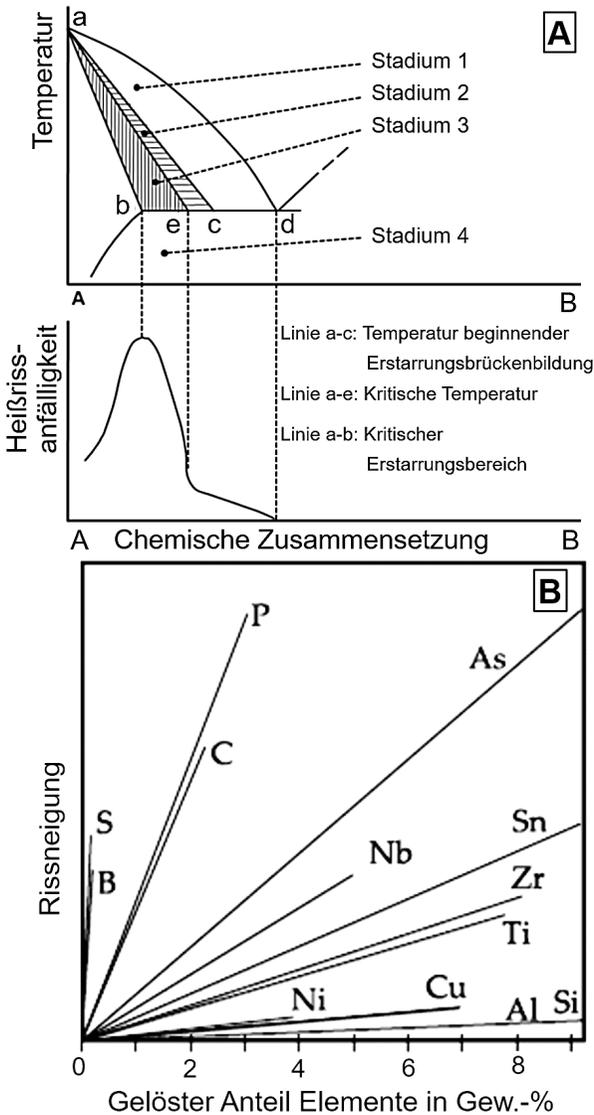


Bild 5: A: Die vier Stadien der Anfälligkeit für Heißrisse nach Borland [63]. B: Einfluss der Legierungselemente auf die Heißrisanfälligkeit bei un- und niedriglegiertem Stahl [64].

Analog zu den Vorgängen, die Borland [63] für Stadium 2 beschreibt (siehe Bild 5A), entwickelten Feurer [66] und später Rappaz-Drezet-Gremaud (RDG) [67][68][69][70] Kriterien, wonach die Entstehung von Heißrissen mit dem Verhältnis aus der Geschwindigkeit der Erstarrungsschrumpfung (engl.: ROS = Rate of Shrinkage) zur Geschwindigkeit der nachgespeisten flüssigen Schmelze (engl. ROF = Rate of Feeding) in die sich bildenden Hohlräume zusammenhängt. Demnach kommt es zur Entstehung von Heißrissen, sobald die Rate der Schrumpfung größer ist als die Rate der Nachspeisung an Schmelze (ROS>ROF), wie in Bild 6B dargestellt.

Nach dem RDG Kriterium [68] entsteht ein Heißriss, wenn der lokale Druck in der Schmelze p_m unter einen kritischen Kavitationsdruck p_C zwischen den Dendriten fällt, oder die Dehnungsrate einen kritischen Wert übersteigt, wobei beide Definitionen gleichbedeutend sind (vgl. Bild 6A). Das RDG Kriterium vereint den Einfluss der Erstarrungsschrumpfung mit den auftretenden Dehnungen des umgebenden Festkörpers sowie der Nachspeisung an flüssiger Schmelze [71]. Um ein Nachspeisen an flüssiger Schmelze im sich bildenden Dendritennetzwerk zu erlauben, sollte die Geschwindigkeit der Deformation einen bestimmten Wert nicht überschreiten. Dabei bedingt die Duktilität des Zweiphasengebiets, die bei Temperaturen im Bereich der Kohärenztemperatur während der Abkühlung erstmalig nennenswert ist, die maximal zu ertragende Verformung (ϵ). Dieser Bereich des Zweiphasengebiets, zwischen der Liquidus- und Solidusisotherme, bildet hierbei die heißrisskritische Zone, die sogenannte Mushy Zone [72]. Sistania [73] konnte den RDG-Ansatz durch experimentelle Analysen der Verformungen der Mushy Zone bestätigen: Erstarrungsrisse traten erst auf, nachdem die Flüssigkeit nicht in dem erforderlichen Maß nachfließen konnte, um die Hohlräume zu schließen.

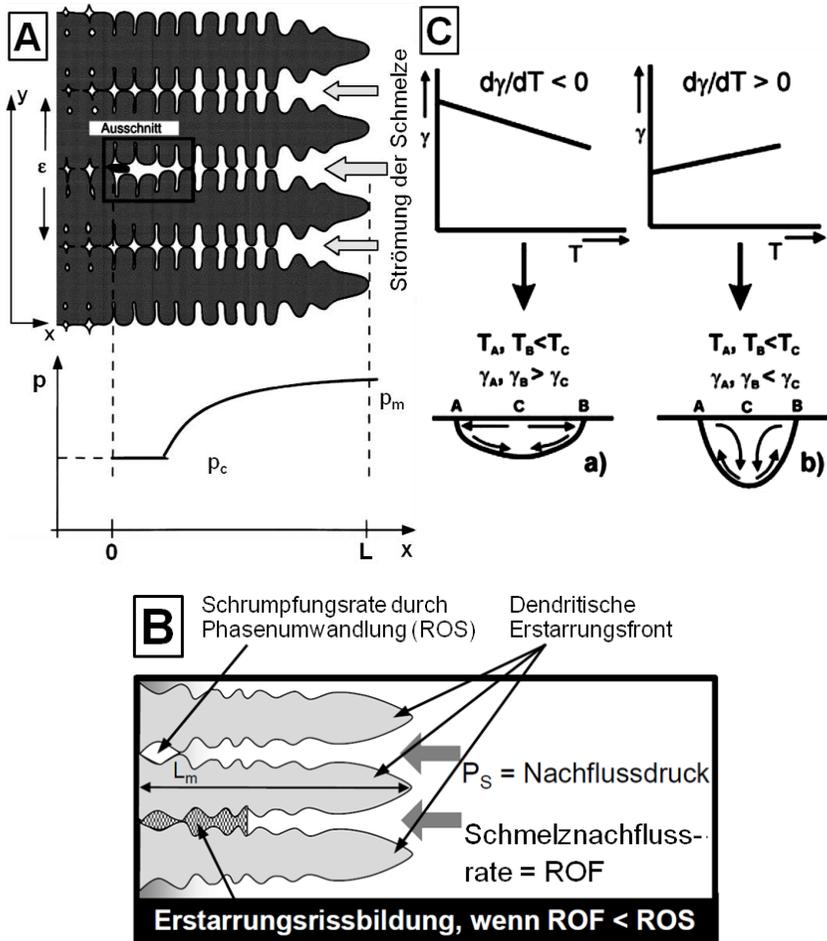


Bild 6: A: Schematische Darstellung der Entstehung eines Heißrisses nach dem RDG-Kriterium [69]. Im unteren Teil ist der Staudruck der interdendritischen Schmelze aufgeführt.

B: Modellvorstellung nach Feurer [66] und Abhängigkeit der Erstarungsrisbildung von der Schmelzenachfluss- und Schrumpfrate nach [49].

C: Einfluss des Marangonieeffekts auf die Schmelzebadgeometrie nach Mills [74].

Zusätzlich zu dem auf Unterdruck basierenden Strömungsantrieb der nachgespeisten Schmelze wurde in [75] der Einfluss des Marangonieeffekts auf die Nachspeisung mit

Schmelze und somit auf die Heißrissbildung festgestellt. Dieser auch beim Laserstrahlschweißen vorhandene Effekt, der auch Marangonikonvektion genannt wird, fußt auf den an der Schmelzebadoberfläche auftretenden großen Temperaturunterschieden zwischen dem Schmelzebadrand (Solidustemperatur, T_A in Bild 6C) und der Kapillarwand (Verdampfungstemperatur, T_C in Bild 6C), die zu erheblichen Gradienten des Oberflächenspannungskoeffizienten γ führen [9][76]. Dieser Gradient erzeugt Scherspannungen, welche die oberflächennahe Schmelzeschicht in Bewegung setzen. Richtung und Betrag der Marangonikräfte sind dabei abhängig vom Vorzeichen $d\gamma/dT$ und induzieren ihrerseits unterschiedlich gerichtete Strömungen im Schmelzebad (vgl. Fall a) und b) in Bild 6C). Der Oberflächenspannungskoeffizient hängt von der Temperatur und der Konzentration verschiedener oberflächenaktiver Elemente im Schmelzebad, wie Schwefel oder Sauerstoff, ab [77]. In diesem Zusammenhang ist die Art und Zufuhr eines Schutzgases von Bedeutung: Je nach dessen Wirkung kann es an der Oberfläche des Schmelzebades zur Bildung einer Oxidhaut kommen, die den konvektiven Wärmetransport behindert oder verstärkt und aufgrund veränderter Erstarrungsgeschwindigkeiten Einfluss auf die Heißrissbildung hat [77]. Eine höhere Heißrissbeständigkeit kann erzielt werden, indem als Schutzgas anstelle reinen Argons ein Gasgemisch aus Argon und Stickstoff verwendet wird [49].

Im RDG-Modell werden die für Schweißprozesse typischen Dehnungen des teilerstarrten Gebiets aufgrund der Umgebungsschrumpfung nicht berücksichtigt [78]. Um einen für die Initiierung von Heißrissen hinreichend großen Druckabfall zu erzielen, sind zudem zusätzlichen Spannungen aus der Umgebung der Fügezone notwendig [79]. Daher wird in den nachfolgenden Abschnitten auf die Wirkung von Dehnungen und Spannungen auf die Heißrissanfälligkeit eingegangen.

Theorien auf Basis von Dehnungen

Prokhorov zufolge besteht ein Zusammenhang zwischen thermomechanischen Zugdehnungen und der Entstehung von Erstarrungsrissen [80][81]. Er definiert ein Temperaturintervall der Sprödigkeit (TIS), das charakteristisch für jeden Werkstoff und durch ein mit fortschreitender Erstarrung veränderliches Verformungsvermögen P_V gekennzeichnet ist. Die obere Grenze des TIS wird durch die Kohärenztemperatur bestimmt. An der Untergrenze des TIS, bei einer Temperatur, die sich unterhalb der Solidustemperatur der Matrix befindet, liegt vollständig erstarrte Schmelze vor. Erstmals reicht hier die Festigkeit aus, um nennenswerte Belastungen durch Verformung zu ertragen [81][82]. Die auftretenden Verformungen ε_V werden als innere Verformungen durch Schrumpfung $\Delta\varepsilon_{Sch}$ und Formänderung $\Delta\varepsilon_F$, ergänzt durch zusätzliche, kritische Verformungen $\Delta\varepsilon_P$ kategorisiert. Im Laufe der Erstarrung wird näherungsweise von einer

linearen Zunahme der Verformungen ε_V ausgegangen (in Bild 7A gekennzeichnet durch Geraden). Wird innerhalb des TIS die kumulierte Verformung ε_V größer als das Verformungsvermögen P_V (Schnittpunkt der Linie mit der P_V -Kurve), entsteht ein interkristalliner Heißriss [80]. Nimmt die Differenz zwischen oberer und unterer Temperatur des TIS zu, steigt die Anfälligkeit eines Werkstoffs für die Heißrissentstehung [42][82][83]. Das Kriterium nach Prokhorov bedeutet aber auch, dass die Bildung eines Heißrisses vermieden wird, wenn die resultierende Gesamtdehnung ε_V unabhängig von der Temperatur stets kleiner als das Verformungsvermögen P_V ist. Daher ist in diesem Zusammenhang auch von der technologischen Festigkeit P_V die Rede. Das Kriterium berücksichtigt allerdings weder Spannungen noch metallurgische Mechanismen [42][49].

Nach der Theorie von Pellini werden Erstarrungsrisse gebildet, sofern Dehnungen auftreten, die in jedem der fünf definierten Stadien der Erstarrung oberhalb einer für die Rissbildung kritischen Dehnung liegen [84]. In Bild 7B ist der Zustand der Dendriten für die einzelnen Stadien der Erstarrung qualitativ in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt. In Übereinstimmung mit [63][65][78] geht Pellini von einer maximalen Anfälligkeit für Heißrisse (geringe Dehnung bis zum Bruch) bei hohem Anteil bereits erstarrter Schmelze aus (in Bild 7B gekennzeichnet als spätes Stadium der Filmbildung). Übersteigt die maximale Dehnung ein kritisches Maß für die flüssigen Schmelzefilme, die sich zwischen den Dendriten befinden, kommt es zur Bildung eines interdendritischen Heißrisses.

In Anlehnung an die Theorien von Prokhorov und Pellini wurden weitere Modelle zur Abschätzung der Heißrissneigung in Abhängigkeit kritischer Verschiebungen neben der Schweißnaht und kritischer Dehnungen in der Schweißnahtmitte entwickelt [85][86][87]. In der Kombination dieser erweiterten Modelle sieht Gruss [88] einen guten Kompromiss, der zudem der Hauptdehnungshypothese folgt, die besagt, dass ein Versagen des Werkstoffs dann eintritt, wenn die größte Dehnung einen kritischen Wert überschreitet [89]. Prokhorov [81] hingegen lehnt diese Methoden der klassischen Festigkeitslehre im Zusammenhang mit der Heißrissbildung ab.

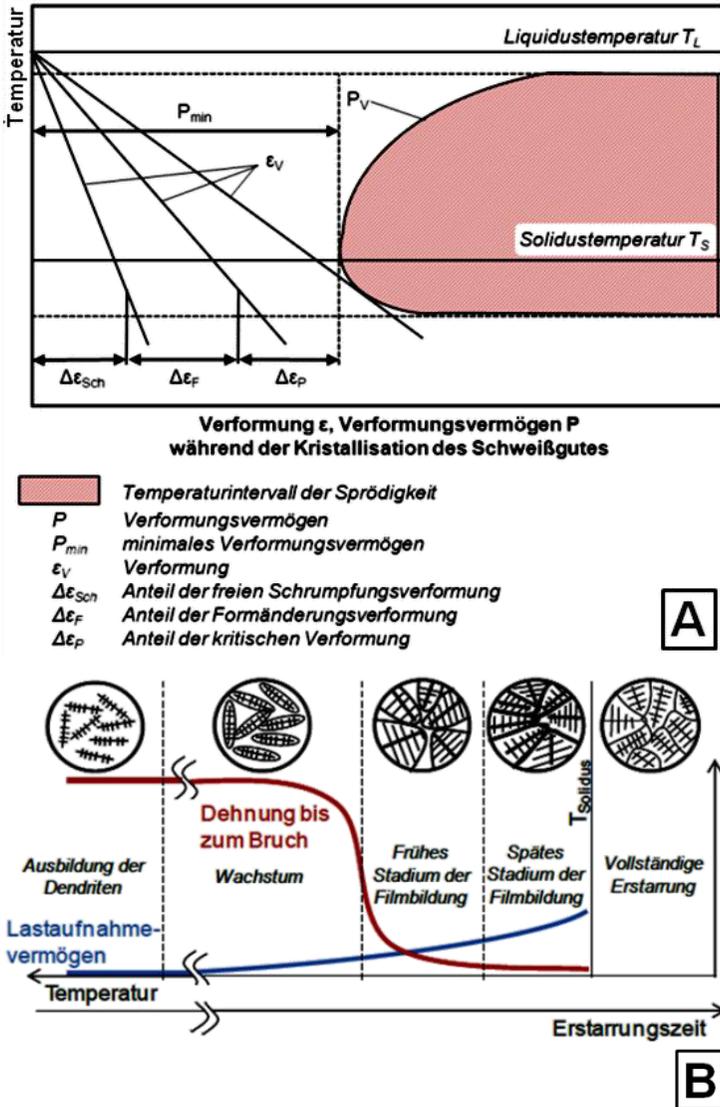


Bild 7: A: Konzept der technologischen Festigkeit nach Prokhorov [80][80].
 B: Heißbrisskriterium nach Pellini (in Anlehnung an [84]).

Theorien auf Basis von Spannungen

Während des Laserstrahlschweißens treten lokale Erwärmungen auf, die örtlich konzentrierte Formänderungen erzeugen. Der die Fügezone umschließende kalte Werkstoff behindert im Zuge der Erwärmung die Ausdehnung, was Druckspannungen erzeugt, die sich beim Abkühlen in Zugspannungen umkehren [44]. Die im Bauteil verbleibenden Eigenspannungen stehen zueinander im Gleichgewicht, weshalb stets Bereiche mit Zug- und andere mit Druckeigenspannungen vorliegen [44]. Zudem besteht in der Strukturmechanik eine wechselseitige Beziehung zwischen thermischen Dehnungen, die sich bei Temperaturerhöhung und -abkühlung in einem Bauteil nicht ungehindert ausbreiten können, und daraus resultierenden Spannungen [90]. Erst wenn die teilflüssige Schmelze im Bereich des TIS eine geringe Festigkeit aufweist, können Spannungen übertragen werden und die Bildung von Heißrissen bewirken. So wirkt sich ein in unmittelbarer Umgebung des Schmelzebads und der Erstarrungszone befindendes Spannungsfeld mittelbar über die entstehenden Dehnungen auf die Heißrissbildung aus.

Wie Untersuchungen und Berechnungen von Chihoski [91][92] und Zacharia [93][94] zeigen, ist die Fügezone in der Ebene der Werkstückoberfläche von einem transversalen Druckspannungsfeld umschlossen, dessen Ausprägung von der Schweißgeschwindigkeit abhängt (Bild 8) [92]. Die Theorie besagt, dass Heißrisse durch auftretende Zugspannungen verursacht werden, die auf das Zweiphasengebiet wirken [42][72][93][94]. Ein Riss kann nach diesem Modell nur dann initiiert werden, wenn die Ausdehnung der Mushy Zone über das Druckspannungsfeld hinausreicht. Dies ist gleichbedeutend damit, dass sich ein Spannungsfeld vorhandener Zugbeanspruchungen durch ungünstige Prozessparameter oder erhöhte externe Beanspruchung [72] in den Bereich des zuvor eingeführten Temperaturintervalls der Sprödigkeit (TIS) verschiebt, das gekennzeichnet ist durch einen Verlust an Duktilität [82]. Werkstoffe und Legierungen, bei denen das TIS einen großen Temperaturbereich umfasst, gelten als anfälliger für die Heißrissbildung [57][78][82].

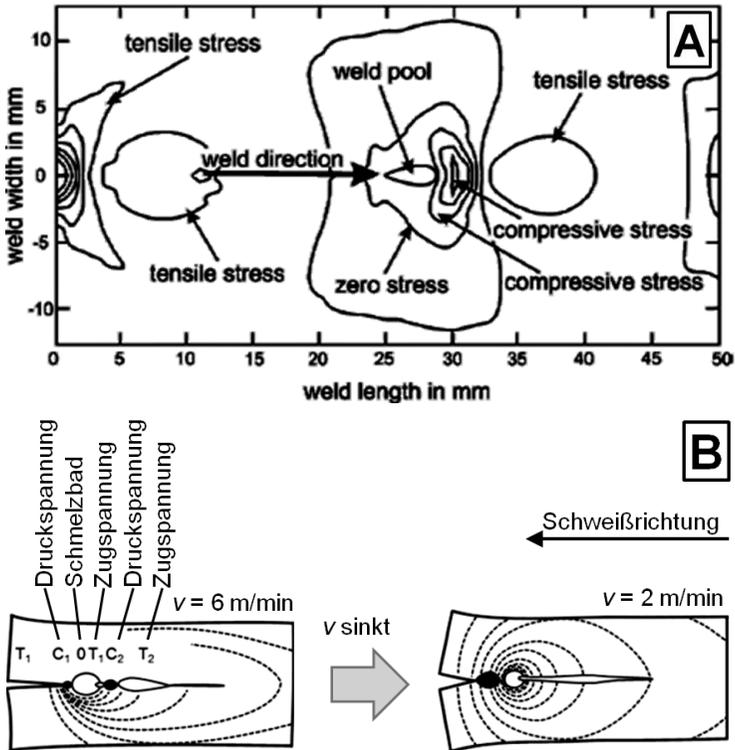


Bild 8: A: Heißbrisskriterium nach Zacharia [94].

B: Simulierte transversale Spannungsfelder nach Chihoski [91].

Stritt berechnet die sogenannte Rissneigungsenergie als Heißbrisskriterium für das Schweißen in Blechrandlage [62][95]. Darin werden sowohl die dehnungsbasierten Ansätze, als auch die spannungsbasierten Theorien berücksichtigt und mit den metallurgischen Einflüssen in Form eines über die Blechdicke gemittelten Erstarrungsvolumens zwischen Liquidus- und Solidusisotherme verknüpft. Demnach besteht bei Druckspannungen keine Anfälligkeit für Heißrisse und die Rissneigungsenergie nimmt geringe Werte an, sofern das Schmelzbadvolumen im Verhältnis zum Erstarrungsvolumen deutlich größer ist. Dies entspricht den Kriterien von Feuer [66] und RDG [67][68] da eine hinreichende Nachspeisung an Schmelze als wesentlicher Faktor zur Vermeidung von Heißrissen gilt.

2.3.3 Einflussmöglichkeiten auf die Heißrissbildung

Die Entstehung von Erstarrungsrissen basiert auf einem komplexen Zusammenspiel mehrerer sich gegenseitig beeinflussender Wirkmechanismen. Im Wesentlichen sind in Anlehnung an Cross [57] die Legierungszusammensetzung des Werkstoffs, die mechanischen Einspannbedingungen der Schweißnaht sowie die Schweißparameter und Distribution der Prozessenergie zu nennen (Bild 9). Diese drei Größen beeinflussen ihrerseits die mechanische Reaktion im Werkstück, die Verteilung thermisch induzierter Dehnungen und Spannungen sowie die Größe der sogenannten Mushy Zone, jenes Zustands des Werkstoffs, der flüssige und feste Bestandteile zugleich aufweist. Eine detailliertere Betrachtung und Aufteilung dieser Mechanismen in drei thermomechanische und acht metallurgische Faktoren wurde von Göbel [50] vorgenommen und von Matic [56] durch eine Gewichtung und Gruppierung ergänzt.

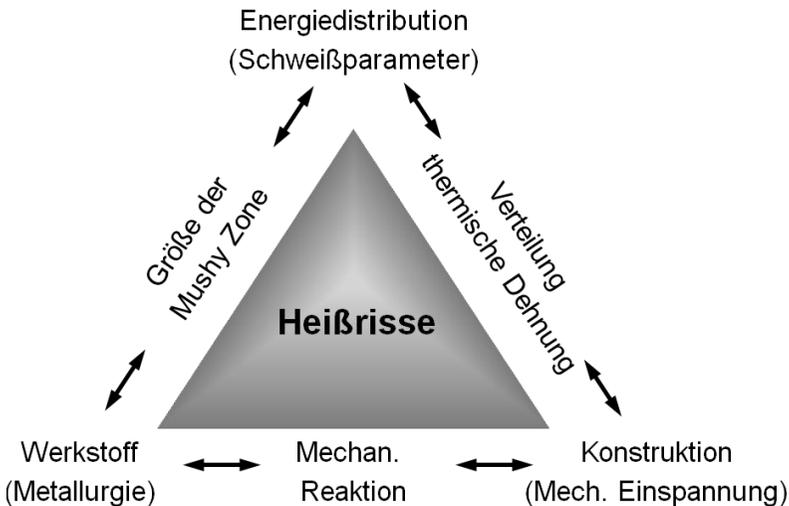


Bild 9: Wechselwirkung der Einflussfaktoren auf die Erstarrungsrissbildung beim Laserstrahlschweißen in Anlehnung an Cross [57].

Hohe Bedeutung kommt der mechanischen Einspannung der Schweißnaht und somit der konstruktiven Auslegung des Bauteils zu [47][56][72]. So entstehen Nahtmittensrisse abhängig vom Nahtflankenwinkel [47] (Bild 10, links) oder ist die Heißrissbildung bei vollständiger Durchschweißung im Vergleich zur partiellen Einschweißung stark reduziert [56] (Bild 10, rechts) beziehungsweise kann vollständig vermieden werden [96].

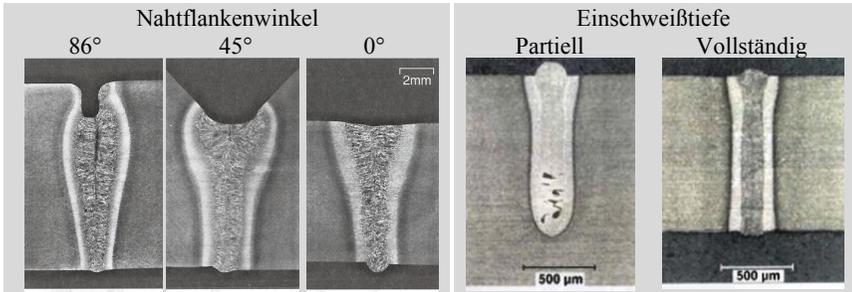


Bild 10: Einfluss der Bauteilgeometrie auf den Einspanngrad und die Heißrissbildung durch Variation des Nahtflankenwinkels (linke drei Bilder [47]) und Variation der Einschweißtiefe (rechte zwei Bilder [56]) bei jeweils gleichen Prozessparametern.

Zudem hängt die Empfindlichkeit für Heißrisse von der Einschweißtiefe ab. In [61][97] wurde gezeigt, dass die Risse erst bei Überschreiten einer gewissen Grenzeinschweißtiefe ($> 1,7$ mm) für den in der vorliegenden Arbeit hauptsächlich betrachteten Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] vorkommen und die kumulierte Länge dieser Heißrisse mit weiter ansteigender Einschweißtiefe bis auf 100% zunimmt. Im Allgemeinen wird kleinen Einschweißstiefen und breiteren Nahtformen wegen günstigerer Erstarrungsmorphologie eine höhere Belastung zugesprochen [5] und die Wahrscheinlichkeit zur Heißrissbildung steigt mit wachsender Einschweißtiefe [98]. Stets muss bei diesen Betrachtungen die veränderte Wärmeabfuhr bei unterschiedlicher Einschweißtiefe berücksichtigt werden. In Anlehnung an Cross [78] wurden unterschiedlichste Maßnahmen und Handlungsempfehlungen abgeleitet, wie die Bildung von Heißrisen metallurgisch oder verfahrensbedingt im Sinne konstruktiver beziehungsweise mechanischer oder thermischer Maßnahmen beeinflusst werden kann [58][62][88].

Der Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit liegt auf der energetischen Beeinflussung der Entstehung von Heißrisen. Für die grundlegenden Untersuchungen wurden weder die Werkstoffzusammensetzung (gleicher Werkstoff der gleichen Charge) noch die konstruktiven Bedingungen (konstante Einschweißtiefe) verändert. Aufgrund der komplexen Zusammenhänge gestaltet sich die Untersuchung einzelner Parameter aber sehr schwierig, indem veränderte Prozessparameter stets auch die Durchmischung der Gefügebestandteile, die Nahtgeometrie aufgrund veränderter Wärmeabfuhr und folglich die thermisch induzierten Dehnungen und Spannungen beeinflussen. Im Zusammenhang mit Fügeprozessen bei Getriebebauteilen fallen mechanische Maßnahmen, wie eine optimierte Spannvorrichtung [86] oder Druckrollen zur Aufbringung externer Druckspannungen [99], aus, da es sich häufig um axialsymmetrische Bauteile handelt,

was sehr komplexe Vorrichtungen erforderte. Zusatzwerkstoffe, die der Fügezone beispielsweise in Form von Draht zugeführt werden, sind aus wirtschaftlichen oder verfahrensbedingten Gründen (eingeschränkte Zugänglichkeit) oft unerwünscht. Im Lichte dessen beschränken sich die folgenden Ausführungen auf die bereits bestehenden Möglichkeiten, insbesondere bei Stahlwerkstoffen die Entstehung von Heißrissen durch gezielte Wärmezufuhr zu beeinflussen.

Ein Ansatz zur Vermeidung von Heißrissen ist die Reduktion der Temperaturgradienten und folglich der induzierten thermischen Dehnungen im Bereich des Zweiphasengebiets durch Variation der Schweißgeschwindigkeit [50][56][100]. Einerseits vergrößern geringere Schweißgeschwindigkeiten die Wärmeeinflusszone, führen daher zu kleineren Temperaturgradienten und folglich zu niedrigeren Schweißeigenstressungen [88]. Andererseits erhöht sich durch die geringere Abkühlgeschwindigkeit die Verweildauer der Schmelzzone im Temperaturintervall der Sprödigkeit, was die Heißrissneigung tendenziell fördert [42][50]. Vornehmlich erhöht sich die Rissneigung mit steigender Vorschubgeschwindigkeit [61][101][102][103][104]. Demgegenüber verzeichnet Kadoi [105] einen Abfall der kritischen Spannungen mit steigender Schweißgeschwindigkeit, während Ploshikhin [86] für diesen Fall simulativ und experimentell eine Reduzierung der maximalen akkumulierten Dehnungen nachweist.

Ein oft gewähltes Maß für die thermische Belastung eines Werkstücks ist die im Prozess aufgewendete Streckenenergie (Wärmeeintrag pro Längeneinheit) [9]. Setzt man eine konstante Schweißtiefe bei ebenso gleichen konstruktiven Randbedingungen voraus, wird zur Reduzierung der Rissneigung empfohlen, die aufgewendete Streckenenergie zu verringern [87][106], wodurch für die maximalen akkumulierten Dehnungen geringere Werte resultieren [86]. Andere Untersuchungen [47][61][104] stellen hingegen eine Steigerung der Heißrissgefahr fest, sofern die Streckenenergie bei konstanter Schweißtiefe reduziert wird.

Während die Streckenenergie das Volumen der erzeugten Schmelze und letztlich die Fläche des Schweißnahtquerschnitts bestimmt, bedingen Strahlqualität und Fokussierung die resultierende Form der Schweißnaht [3]. Je kleiner der Fokusedurchmesser, desto entscheidender ist der Divergenzwinkel des fokussierten Laserstrahls auf die Nahtform [3]. Zudem hat eine höhere Strahlqualität bei gleichzeitig sinkendem Fokusedurchmesser für konstante Schweißgeschwindigkeit eine reduzierte Heißrissbildung zur Folge, wobei dieser Einfluss bei niedrigen Vorschüben geringere Wirkung zeigt [56][107]. Zur verbesserten Leistungsverteilung der Wärmequelle in Dickenrichtung wird eine möglichst große Rayleigh-Länge empfohlen, um dadurch das Verhältnis aus Blechdicke zu Rayleighlänge zu verringern [47]. In [96][108] wird beispielhaft ge-

zeigt, dass dies für partielle Einschweißungen ein geeigneter Ansatz sein kann, um Heißrisse zu reduzieren.

Die Schweißgeschwindigkeit und Schweißleistung bedingen maßgeblich das Strömungsverhalten der flüssigen Metallschmelze und folglich die resultierende Schweißnahtform. Der Geometrie des Schmelzebads an der Oberfläche wird hierbei eine besondere Bedeutung zugemessen, indem ein spitz zulaufendes Schmelzebad eine hohe Neigung zur Heißrissigkeit aufweist [5][62][82][106][109][110]. Risse in der Schweißnahtmitte, sogenannte Mittelrippendefekte, werden besonders begünstigt, da die Kristallisationsfronten dort aufeinandertreffen und sich niedrigschmelzende Verunreinigungen, welche die Erstarrungsfronten vor sich herschieben, akkumulieren (vergleiche Bild 11). Parallele Nahtflanken oder amphorenförmige Schweißnähte werden in diesem Zusammenhang als besonders heißrissanfällig angesehen [3][5][42][110]. Auf den Einfluss geringfügiger Veränderungen der Nahtgeometrie auf die Heißrissneigung wird in Abschnitt 3.2 im Zusammenhang mit der Verschiebung der Fokusslage eingegangen.

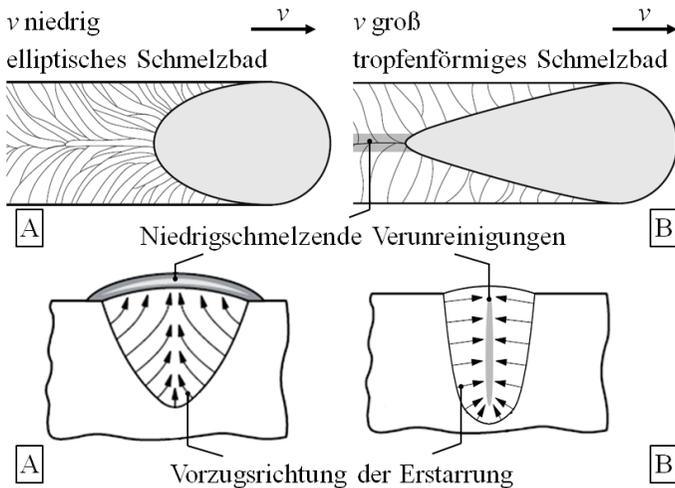


Bild 11: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Form von Schmelzbad und Schweißnaht nach [5][110].

A: Elliptische Form des Schmelzebads bei niedriger Geschwindigkeit. Verunreinigungen werden für die Heißrissbildung metallurgisch unwirksam abgedrängt.
 B: Tropfenförmiges Schmelzbad bei hoher Geschwindigkeit. Die parallele Erstarrungsfront begünstigt stark die Heißrissbildung, da die vor der Kristallisationsfront hergeschobenen niedrigschmelzenden Verunreinigungen in der Schweißnahtmitte konzentriert werden.

Mehrere Ansätze verfolgen eine Reduzierung von Heißrissen mit Hilfe zusätzlicher Wärmequellen, die das resultierende Temperaturfeld beeinflussen. Dabei wird der primären Laserstrahlschweißung entweder induktiv [50] oder durch Verwendung weiterer Laserstrahlen thermisch Energie zugeführt [98][100][107][111][112][113]. Bei der induktiven Lösung erzeugt das inhomogene Temperaturfeld lokale thermische Dehnungen, die die Kompensation der kritischen Zugbelastungen ermöglichen, wobei die Bereiche der zusätzlichen Wärmequelle zu keinem Zeitpunkt schmelzflüssig sind [50]. Mit einem defokussierten Laserstrahl wird die Erstarrung im Zweiphasengebiet des primären Schweißprozesses beeinflusst [112], indem die Abkühlrate erheblich reduziert wird und sich die Zeit deutlich erhöht, in der Schmelze in das bereits ausgebildeten Dendritennetzwerk nachfließen kann. Zusätzliche Dampfkapillaren verändern das Strömungsverhalten und damit die Erstarrungsmorphologie im primären Schmelzebad [98][113] oder bilden separat erstarrende Schmelzezonen aus [98][100]. Diese zusätzlichen Schmelzezonen, die nachlaufend zum Schmelzebad der primären Schweißung angeordnet sein sollten, reduzieren die Querdehnungen im Bereich der Mushy Zone der primären Schweißnaht [98][114][115]. In Übereinstimmung mit Experimenten ergaben Simulationen, dass es bei Überschreiten einer kritischen Dehnung, die von der Einschweißtiefe abhängt, zur Ausbildung von Heißrissen kommt [98].

Wie im vorliegenden Kapitel ausgeführt wurde, handelt es sich bei den hier betrachteten Rissen in Schweißnähten aus hochfesten Stahlwerkstoffen um Heißrisse, die senkrecht zur Einschweißrichtung orientiert sind (Bild 3). Diese Heißrisse können zum einen entstehen, wenn im Bereich der Mushy-Zone die Rate der Erstarrungsschrumpfung größer als die Rate der Nachspeisung an Schmelze ($ROS > ROF$) ist und dabei kritische Dehnungen im umgebenden Festkörper auftreten. In der Literatur wurden in diesem Zusammenhang bislang die makroskopischen Strömungsverhältnisse im Schmelzebad selbst jedoch nur unzulänglich betrachtet. Zum anderen entstehen Heißrisse als Folge von Temperaturfeldern, die zu ungünstigen Bedingungen der thermisch induzierten Spannungen und Dehnungen führen, die ihrerseits wechselseitig voneinander abhängen. Im Fokus der bisherigen Arbeiten standen meist Analysen von Temperaturfeld, Spannung und Dehnung in transversaler Richtung zur Schweißnaht und an dessen Oberfläche, um die Entstehung von Längsrissen zu untersuchen.

Für die hier betrachteten Querrisse wird jedoch angenommen, dass das genannte Verhältnisse von Temperatur, Spannung und Dehnung vor allem in Einschweißtiefenrichtung (z -Richtung) relevant ist. Insofern ist es Ziel der Arbeit, die Schmelzeströmung und die daraus resultierende Geometrie des Schmelzebads in der Tiefe zu identifizie-

ren (Kapitel 4), um die Temperaturfelder und die thermisch induzierten Spannungen und Dehnungen zu berechnen (Kapitel 5). Dabei wird angenommen, dass die z -Position der maximal auftretenden Dehnung, die für die flüssigen Schmelzfilme zwischen den Dendriten ein kritisches Maß darstellt und bei Überschreiten zur Heißrissbildung führt, mit der Position der z -Ebene, in der die Querrisse gebildet werden, korreliert.

Aufgrund der bislang nur im Ansatz angedeuteten komplexen Wechselwirkungen sind allgemein gültige Empfehlungen zur Vermeidung von Heißrissen nur bedingt übertragbar. Die Heißrissbildung soll jedoch im Sinne von Cross [57] (Bild 9) durch die in den Prozess eingebrachten Energie, im Wesentlichen durch die Wahl der Schweißparameter (Kapitel 3 und Abschnitt 6.2) aber auch durch eine geeignete Strahlformung (Abschnitt 6.1), beeinflusst oder gar verhindert werden. Dergestalt sollen die Strömungsverhältnisse im Schmelzebad und folglich die Schmelzebadgeometrie so modifiziert werden, dass andere Temperaturfelder resultieren und sich als Folge dessen der Ort der maximalen Dehnungen und Spannungen in einen für die Heißrissbildung unkritischen Bereich der Mushy Zone verlagert (Kapitel 5). Zunächst wird im folgenden Kapitel jedoch die Wirkung der Energieverteilung auf die Heißrissbildung untersucht.

3 Wirkung der Energieverteilung auf die Heißrissbildung

In diesem Kapitel wird dargelegt, wie sich die in den Schweißprozess eingebrachte Energieverteilung auf die Ausprägung von Heißrissen auswirkt. Um dies zu untersuchen fand eine Variation der Strahlbrillanz statt, indem unterschiedliche Laserstrahlquellen zum Einsatz kamen.

In Abschnitt 3.1 wird die Abhängigkeit der kumulierten Risslänge von der Streckenergie dargelegt, jeweils für unterschiedliche Strahldivergenzen und Fokusdurchmesser, die sich aus dem optischen Abbildungsverhältnis ergeben. Um möglichst isoliert den Einfluss der Laserschweißparameter auf die Heißrissbildung beurteilen zu können, wurde die Einschweißtiefe $EST = 4,0 \text{ mm}$, ein für den Getriebebau realistischer Wert, und damit letztlich die Einspannung der Schweißnaht konstant gehalten. Abhängig vom gewählten Rüstzustand der Schweißoptik und der Vorschubgeschwindigkeit wurde die Laserleistung angepasst. Die Wirkung der Legierungszusammensetzung auf die Rissbildung konnte insofern ausgeschlossen werden, als für sämtliche Versuche der gleiche Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] verwendet wurde.

In Abschnitt 3.2 wird vorgestellt, inwiefern eine Verschiebung der Fokusslage Auswirkungen auf die Entstehung von Heißrissen hat. Zudem wird dargelegt, wie sich die Wahl der Laserwellenlänge auf die Heißrissneigung auswirkt. Während für CO_2 -Laser der Mechanismus der Plasmaabsorption eine wesentliche Rolle zur Einkopplung der Laserstrahlungsenergie in den Fügeprozess spielt, stellt dies für Festkörperlaser die Fresnel Absorption dar. Um die bestmögliche Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu erzielen, wurde der Einfluss der Laserwellenlänge für einen Festkörperlaser und einen hochbrillanten CO_2 -Laser gleicher Strahlqualität, bei gleichem Fokusdurchmesser und gleicher Fokusslage geprüft.

Abschnitt 3.3 zeigt schließlich auf, inwiefern das dynamische Verhalten der Dampfkapselle, in welcher der Energieeintrag stattfindet, mit jenem des Schmelzbeds und der Heißrissbildung verknüpft ist.

3.1 Wirkung von Strahlqualität und Streckenenergie

Die Qualifizierung der Brillanz eines Laserstrahls erfolgt entsprechend der Norm EN ISO 11146 [116], indem für stigmatische Strahlen das Strahlparameterprodukt

$$SPP = \frac{d_f \cdot \theta_f}{4} \quad (3.1)$$

am Ort der Strahltaile bestimmt wird, wobei mit d_f der Durchmesser der Laserstrahltaile (im Fokus) und mit θ_f der volle Divergenzwinkel bezeichnet sind. Das Strahlparameterprodukt SPP charakterisiert die Qualität eines Laserstrahls [4] und ist gleichzeitig eine Propagationskonstante, die entlang des gesamten Strahlengangs durch optisch fehlerfreie Elemente erhalten bleibt [9].

Die Bedeutung der Strahlqualität für die Bildung von Heißbrissen wird in zwei Schritten beurteilt: Zum einen wird für verschiedene SPP mit konstantem d_f

$$d_f = d_K \cdot \beta = d_K \cdot \frac{f_F}{f_K} \quad (3.2)$$

jedoch unterschiedlicher Divergenz θ gearbeitet. Realisiert wird dies im Experiment, indem das Abbildungsverhältnis β der Bearbeitungsoptik als Quotient aus den Brennweiten von Fokussierlinse f_F und Kollimationslinse f_K sowie der Kerndurchmesser d_K des Lichtleitkabels, in dessen Inneren die Laserstrahlung transportiert wird, entsprechend gewählt werden. Nach [9] weist ein aus einem solchen Lichtleitkabel austretender Laserstrahl ein SPP von

$$SPP = \frac{d_K}{2} \cdot NA_{LLK} \quad (3.3)$$

auf, wobei das Lichtleitkabel (LLK) zusätzlich zum Kerndurchmesser d_K durch seine Numerische Apertur NA charakterisiert wird. Zusammen mit Gleichung (3.3) wird Gleichung (3.2) zu

$$d_f = 2 \cdot \frac{SPP}{NA_{LLK}} \cdot \beta, \quad (3.4)$$

wodurch die Proportionalität zwischen dem Fokusdurchmesser und den Merkmalen des Lichtleitkabels (SPP , NA_{LLK}) sowie der Strahlformungsoptik (β) deutlich wird.

Zum anderen ergibt sich aus Gleichung (3.4) und (3.1) der Divergenzwinkel

$$\theta_f = \frac{2 \cdot NA_{LLK}}{\beta}, \quad (3.5)$$

der konstant gehalten werden kann, sofern bei gleichbleibender Numerischer Apertur ($NA_{LLK} = konst.$) dieselbe Bearbeitungsoptik ($\beta = konst.$) verwendet wird. Gemäß Gleichung (3.2) ergeben sich für unterschiedliche Kerndurchmesser d_K des Lichtleiters andere Fokusburchmesser.

Um die Wirkung der Energieverteilung, die durch Verwendung unterschiedlicher Lichtleitkabel einerseits und veränderten Fokussierbedingungen andererseits entsteht, auf die Heißbrissbildung zu betrachten, ist prozessseitig zudem die Rayleigh-Länge [4][9]

$$z_R = \frac{d_f}{\theta_f} = \frac{1}{4 \cdot SPP} d_f^2 \quad (3.6)$$

relevant.

Für die Durchführung der Analysen wurden Laserstrahlquellen unterschiedlichen Strahlparameterprodukts SPP mit unterschiedlichen optischen Abbildungsverhältnissen β kombiniert. Wie in Tabelle 1 spezifiziert, wurde einerseits der Fokusburchmesser konstant eingestellt wodurch die Laserstrahlvermessung $d_f = 490 \pm 10 \mu\text{m}$ ergab (Setup I, II und III) und andererseits der Divergenzwinkel konstant bei $\theta = 186 \text{ mm} \cdot \text{mrad}$ gehalten (Setup I und IV).

	Setup I	Setup II	Setup III	Setup IV
Laser [TRUMPF TruDisk]	16002	4001	4001	5000.5
Strahlparameterprodukt SPP [mm·mrad]	16	4	8	2
Abbildungsverhältnis β	1	4	2	1
Kerndurchmesser d_K [μm]	400	100	200	50
Fokusburchmesser d_f [μm]	490	480	498	58
Divergenzwinkel θ [mrad]	186	43	88	186
Rayleigh-Länge z_R [mm]	2,7	11,3	5,6	5,3

Tabelle 1: Ergebnisse der Strahlvermessung für die unterschiedliche experimentelle Setups I bis IV.

Sämtliche Ergebnisse dieses Abschnitts wurden bei einer Fokusslage von $FL = -2,0$ mm gewonnen, wobei $FL = 0,0$ mm der Werkstückoberseite entspricht und sich folglich der Ort der Strahltaile im Inneren des Werkstücks befand.

Für die vorliegende Arbeit wurden Flachproben (60 mm breit, 150 mm lang, 5 mm dick) aus dem Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] verwendet. Vergüten beinhaltet die Arbeitsschritte Härten und Anlassen bei höherer Temperatur, um die gewünschte Kombination aus hoher Zähigkeit bei gleichzeitig hoher Festigkeit zu erreichen [40]. Derartige Stähle werden beispielsweise für Achsschenkel, Achsen, Pleuelstangen, Zahnräder oder Kolben verwendet [54]. Die Bildung martensitischen Gefüges, bei dem die Neigung zur Aufhärtung und die Entstehung von Aufhärtungsrissen zunimmt, hängt im Wesentlichen vom Kohlenstoffgehalt und weiteren Legierungselementen des Werkstoffs ab. Ein empirisches Maß für die Schweißneigung eines Werkstoffs ist im Kohlenstoffäquivalent

$$CE = C + \frac{Cr + V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Mn + Cu}{20} + \frac{Si}{25} + \frac{Ni}{40} \quad (3.7)$$

nach Weise [47] gegeben. Durch eine vor- und/oder nachgelagerte Wärmebehandlung lässt sich die Kaltrissbildung verhindern [117], indem neben der geringeren Martensithärte vor allem die rissauslösenden Eigenspannungen beseitigt [118] aber auch der Gehalt des Wasserstoffs reduziert werden [5]. Je geringer das CE ist, desto geringer ist die Neigung für die Kaltrissbildung und desto niedriger kann die Vorwärmtemperatur gewählt werden [5]. Die hier verwendeten Schweißproben aus 42CrMoS4 [54] ($CE = 0,587$ entsprechend Gleichung (3.7)) wurden im Heißluftofen 20 Minuten vorgewärmt, damit sie zu Beginn des Schweißprozesses eine Temperatur von $T = 500^\circ\text{C}$ aufwiesen und nach dem Schweißprozess für fünf Minuten bei dieser Temperatur nachgewärmt.

In Bild 12 ist die kumulierte Risslänge Λ_R , die in Abschnitt 2.3.1.2 definiert ist, in Abhängigkeit der Streckenenergie P/v für die Strahlparameterprodukte $SPP = 4, 8$ und $16 \text{ mm}\cdot\text{mrad}$ bei konstantem Fokussdurchmesser (Bild 12A) sowie $SPP = 2$ und $16 \text{ mm}\cdot\text{mrad}$ bei konstanter Divergenz (Bild 12B) exemplarisch aufgeführt. Um die Einschweißtiefe $EST = 4,0$ mm konstant zu halten, wurde mit steigender Schweißgeschwindigkeit v die Laserleistung P angepasst, in Bild 12 dargestellt durch die schwarzen Pfeile. Die Schweißgeschwindigkeit wurde in Schritten von $1,0 \text{ m/min}$ für $1,0 \leq v \leq 10,0 \text{ m/min}$ variiert. Für Geschwindigkeiten größer als $10,0 \text{ m/min}$ traten sowohl eine inakzeptable Spritzerbildung als auch Humping auf, was die Gründe dafür waren, den Geschwindigkeitsbereich auf maximal $10,0 \text{ m/min}$ zu beschränken.

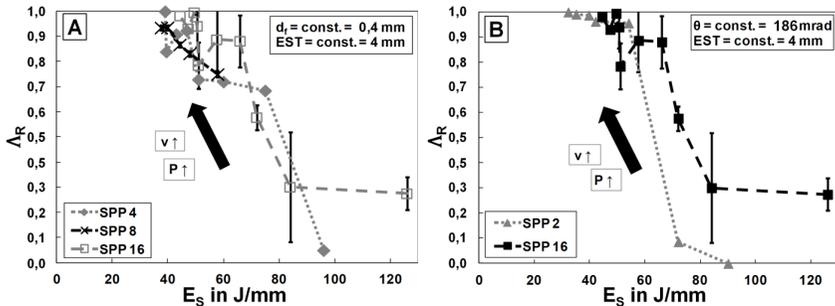


Bild 12: A: Kumulierte Risslänge in Abhängigkeit der Streckenenergie bei konstantem Fokussdurchmesser ($d_f = 0,4 \text{ mm} = \text{konst.}$) für unterschiedliche SPP.

B: Kumulierte Risslänge in Abhängigkeit der Streckenenergie bei konstantem Divergenzwinkel ($\theta = 160 \text{ mrad} = \text{konst.}$) für unterschiedliche SPP.

Die Fehlerstreubalken beziehen sich auf mindestens zwei, maximal 7 Messwerte je Datenpunkt.

Der qualitative Kurvenverlauf in Bild 12 ist für alle verwendeten Strahlparameterprodukte gleich: Mit steigender Streckenenergie (reduzierter Vorschubgeschwindigkeit) ist ein Abfall der kumulierten Risslänge Δ_R unabhängig von Divergenzwinkel (bei konstantem d_f) und Fokussdurchmesser (bei konstantem θ) zu verzeichnen. Dieser Verlauf der Kurve spiegelt qualitativ auch jenen anderer Werkstoffe wider, die eine reduzierte Festigkeit im Vergleich zu 42CrMoS4 [54] aufweisen und somit weniger heißrissanfällig sind [104]. Im Hinblick einer reduzierten Heißrissneigung sollte für konstante Einschweißtiefe folglich mit möglichst großer Streckenenergie beziehungsweise kleinem Vorschub bei hinreichend hoher Laserleistung gearbeitet werden. Mit sinkender Streckenenergie, respektive Vorschubgeschwindigkeiten größer als $v = 6,0 \text{ m/min}$ hingegen [104], steigt Δ_R bis auf 1,0 an, wie in Bild 12 dargestellt. Bei diesen Parametern erstreckt sich folglich der Riss über die gesamte Länge der Schweißprobe. Wenngleich sich der Verlauf der kumulierten Risslänge Δ_R qualitativ für die betrachteten Strahlqualitäten nicht ändert, ist hingegen die Rissposition und die geometrische Rissausprägung (Rissausdehnung in z -Richtung) deutlich von derselben abhängig [61][96]. Zudem ist bei manchen der mittels Röntgenstrahlung geprüften Proben eine Periodizität der Rissbildung zu erkennen (vgl. Abschnitt 3.3 und [104]).

Dieses Verhalten der Rissbildung bestätigt Aussagen, wonach eine Reduzierung des Vorschubs unter dem Kriterium der Rissicherheit zu empfehlen ist [47] und gleichzeitig die maximal akkumulierte Dehnung im Zweiphasengebiet minimal wird [86]. Sie stehen jedoch im Widerspruch zu Ergebnissen, wonach sich für Einschweißungen mit

einem CO₂-Laser bei steigender Streckenenergie ein Zuwachs der Gesamtrisslänge ergab [42]. Allerdings muss hier berücksichtigt werden, dass diese Erkenntnisse für konstante Laserleistung bei Variation des Vorschubs erzielt wurden, womit zwingend eine Veränderung der Einschweißtiefe verknüpft ist. Neueste Versuchsergebnisse mit vergleichsweise sehr hohen Vorschubgeschwindigkeiten (> 30 m/min) und hoher Leistung (16 kW), resultierend in einer nahezu halbierten Streckenenergie, zeigten beim Schweißen einer AA6016-Aluminiumlegierung eine deutliche Reduktion des zulässigen minimalen Randabstands, bei dem Mittelrippenrisse auftraten [119][120]. Dadurch konnten rissfreie Durchschweißungen von zwei 1,2 mm dicken Blechen mit 4 mm Randabstand aber auch Einschweißungen ($EST = 2,0$ mm) mit 3 mm Randabstand bei mehr als 50 m/min ohne Humping erzielt werden. Um diesen vielversprechenden neuen Ansatz auf die hier betrachteten hochfesten Stahlwerkstoffe zu übertragen, sollte untersucht werden, wie groß der Fokusedurchmesser und die Laserleistung für Schweißgeschwindigkeiten größer 10 m/min (Maximalgeschwindigkeit ohne Humping für $d_f \approx 490$ μ m) gewählt werden müssen, um die hier betrachtete Bildung von Querrissen bei den geforderten Einschweißtiefen ($EST \geq 4,0$ mm) zu verhindern, ohne dass unzulässiges Humping auftritt.

Nach [56] ist für Faserlaser hoher Strahlqualität und kleinen Fokusedurchmessern ein weniger rissempfindliches Verhalten zu erkennen. Ein derart ausgeprägter Einfluss der Strahlqualität auf die Heißrissneigung abhängig von Divergenzwinkel (Bild 12a) oder Fokusedurchmesser (Bild 12b) kann für den betrachteten Werkstoff und die im Vergleich zu [56] vierfach höhere Einschweißtiefe hier nicht bestätigt werden. Gleichzeitig besteht eine erhebliche Wirkung höherer Brillanz der Laserstrahlung auf die Schmelzeströmungen im Schmelzebad. Insbesondere für $SPP < 4$ mm-mrad treten Effekte wie das sogenannte „Spiking“ auf [121], mit dem ein Schwanken der Einschweißtiefe in regelmäßigen Abständen ähnlich eines „Bohr-Prozesses“ bezeichnet wird. Gefolgt auf ein zyklisches Kollabieren der Spitze der Dampfkapillare wird eine starke Strömung an der Kapillarspitze induziert, wie durch Schweißungen in Eiswasser eindrucksvoll gezeigt werden konnte [29]. Im Sinne einer verminderten Heißrisszuszeptibilität wird empfohlen, das Verhältnis aus Blechdicke h_z zu Rayleigh-Länge z_R zu reduzieren [47]. Mit steigender Strahlbrillanz (kleineres SPP bzw. größere Rayleigh-Länge z_R) ergeben sich für die gewählten Rüstzustände Werte zwischen $h_z/z_R = 1,85$ und $0,49$. Unabhängig davon ist in Bild 12a jedoch keine signifikant reduzierte Rissbildung aufgrund des kleineren Verhältnisses aus Blechdicke h_z zu Rayleigh-Länge z_R zu erkennen.

Zur Erzielung höherer Produktivität sind höhere Schweißgeschwindigkeiten erforderlich, wenngleich dies mit einer tendenziell höheren Rissneigung verbunden ist (entsprechend kleine Streckenenergie in Bild 12). Der Ansatz, durch die Verwendung eines Lasers mit geeigneter Strahlqualität und entsprechender Schweißparameter eine ausreichende Rissreduzierung oder gar eine Rissvermeidung zu erzielen, ist folglich unzureichend. Vielmehr wird in Kapitel 6 gezeigt, wie bei konstanter mittlerer Streckenenergie durch zeitliche Modulation der Laserleistung tatsächlich eine Beeinflussung der Rissbildung möglich ist.

In Anbetracht der in Bild 12 gezeigten Kurvenverläufe der kumulierten Risslänge liegt die Vermutung nahe, durch eine gezielte Veränderung der in den Prozess eingebrachten Energiedistribution, die über die Variation der Strahlqualität hinausgeht, im Sinne von Cross [57] Einfluss auf die Rissbildung zu nehmen. Diese Annahme wird insbesondere durch das oszillierende Verhalten des Schweißprozesses und die im Nachgang erkennbare Periodizität der Heißrissbildung (Abschnitt 3.3) verstärkt. Eine Möglichkeit, um dezidiert den *Ort* der in den Prozess eingebrachten Energie zu verändern, bietet die Wahl der Fokusslage. Die Wirkung der gewählten Fokusslage für den Schweißprozess wird im nächsten Abschnitt dargelegt.

3.2 Wirkung der Fokusslage

Durch eine longitudinale Verschiebung der z -Position der Strahltaile, relativ zur Blechoberfläche in Strahlpropagationsrichtung, ändert sich dort der Durchmesser [9]

$$d(z) = d_f \sqrt{1 + \frac{z^2}{z_R^2}} \quad (3.8)$$

und damit einhergehend die an der Oberfläche wirkende Strahlungsintensität. Infolge dessen bilden sich unterschiedliche Nahtformen und bei gleichbleibender Laserleistung letztlich verschiedene Einschweißtiefen aus [3]. Gleichwohl muss einer veränderten Nahtform eine Modifikation der Schmelzeströmungen vorausgegangen sein. Um Variationen der Einschweißtiefe und damit des Anbindungsquerschnitts zu vermeiden ist eine konstante Fokusslage für die Stabilität eines Schweißprozesses unerlässlich. Ein etwaiger Fokus-Shift [122] sollte durch gezielte Maßnahmen (gute Kühlung, qualitativ hochwertige Optikmaterialien) minimiert werden. Eine positive Fokusslage $FL > 0,0 \text{ mm}$ bezeichnet eine Position der Strahltaile, die sich oberhalb der Proben-

oberfläche befindet, eine negative Fokusslage eine Position der Strahltille unterhalb der Probenoberfläche. Folglich entspricht $FL = 0,0$ mm der Probenoberfläche.

Eine Verschiebung der Fokusslage bewirkt nach [42] die Veränderung der Gesamtrisslänge bei Einschweißungen in Baustahl mit einem CO_2 -Laser. Sofern die Fokusslage im Bereich der Probenoberfläche liegt, wird ein deutlicher Anstieg von „Mittelrippendefekten“ prognostiziert. Befindet sich die Fokusslage im Probeninneren (negative Fokusslage), reduziert sich die Gesamtrisslänge, während für positive Fokusslagen eine erhöhte Risswahrscheinlichkeit auftritt, die für $FL = +3,0$ mm maximal wird [42].

Die in dieser Arbeit verwendeten Fokusslagen wurden in einem ersten Schritt anhand der Nahtqualität der jeweiligen Durchschweißung ausgewählt. Mit ausreichend hoher Laserleistung sollte eine qualitativ hochwertige Nahtwurzel erzielt werden. Zu starke Spritzerbildung an der Nahtoberseite oder Dropping [123] im Bereich der Nahtwurzel führte zum Ausschluss dieser Fokusslage für weitere Untersuchungen. In einem zweiten Schritt wurden daraufhin Einschweißungen mit $EST = 4,0$ mm realisiert (bei wiederum $s = 5$ mm dicken Schweißproben) und demzufolge die Laserleistung angepasst.

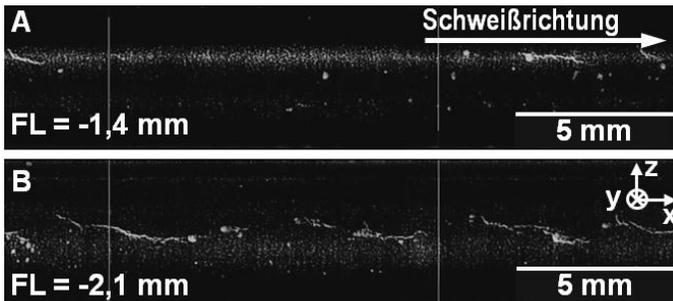


Bild 13: Röntgendurchstrahlungsprüfung für Nähte geschweißt mit $v = 4$ m/min bei den Fokusslagen $FL = -1,4$ mm (obere Reihe A) und $FL = -2,1$ mm (untere Reihe B) ($SPP = 4$ mm·mrad; $\beta = 1$).

Die Rissposition in z -Richtung aber auch die Rissausprägung kann durch Verschiebung der Fokusslage, abhängig von der Strahlqualität der verwendeten Laserstrahlquelle und des Abbildungsverhältnisses der verwendeten Schweißoptik, erheblich verändert werden. In Bild 13 ist in den Röntgenaufnahmen die veränderte Rissausprägung für zwei Schweißungen in Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] stellvertretend für weitere Strahlqualitäten für $SPP = 4$ mm·mrad bei den Fokusslagen $FL = -1,4$ mm (Bild 13A) und $FL = -2,1$ mm (Bild 13B) dargestellt. Die gemessene Strahltille betrug $d_f = 116$ μm , womit sich eine Rayleigh-Länge von $z_R = 0,7$ mm ergab. Um für diese

Untersuchungen ebenfalls die Einschweißtiefe $EST = 4,0$ mm und damit die Einspannung der Schweißnaht konstant zu halten, wurde bei der Schweißgeschwindigkeit $v = 4,0$ m/min die Laserleistung entsprechend adaptiert. Folglich betrug die am Werkstück wirkende Laserleistung $P = 2,4$ kW für die Fokusslage $FL = -1,4$ mm, respektive $P = 2,7$ kW für $FL = -2,1$ mm.

Die mittlere Tiefe $\overline{z_{RT}}$, in der sich die Querrisse befinden, wurde für beide Fokusslagen anhand von jeweils fünf Schweißproben mithilfe der Röntgenaufnahmen analysiert. Für $FL = -1,4$ mm bildeten sich zwei charakteristische Risstiefen mit $\overline{z_{RT,1}}(FL = -1,4 \text{ mm}) = -1,16 \pm 0,31$ mm und $\overline{z_{RT,2}}(FL = -1,4 \text{ mm}) = -3,10 \pm 0,15$ mm aus. Es zeigte sich, dass mit Verschiebung der Fokusslage tiefer in das Probeninnere hinein nur eine charakteristische Risstiefe entstand, die sich bei $\overline{z_{RT}}(FL = -2,1 \text{ mm}) = -2,55 \pm 0,35$ mm befand. Diese, mithilfe der Röntgenaufnahmen bestimmten, mittleren Risstiefen werden in Kapitel 5 im Rahmen der statischen Struktursimulation nochmals aufgegriffen.

Ergänzend sind in Bild 14 die Querschliffe zu den in Bild 13 aufgeführten Röntgenaufnahmen mit den dazugehörigen Nahtformen dargestellt. In Bild 14 lassen sich leichte Änderungen der Nahtformen für die exemplarisch geprüften Fokusslagen identifizieren. Für $FL = -2,1$ mm ist eine leichte Ausbauchung, etwa in der Tiefe der eingestellten Fokusslage auszumachen (Bild 14B). Die Ursache für diese leicht veränderte Nahtgeometrie muss zwingend in den sich einstellenden Schmelzebadströmungen gesucht werden, die ihrerseits durch den Energieeintrag in die Dampfkapillare bedingt sind. Diesem Aspekt widmet sich das Kapitel 4.

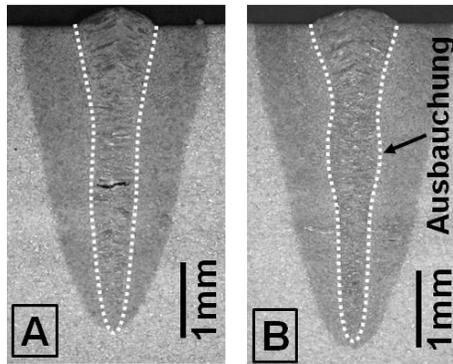


Bild 14: Makroskopischer Querschliff für Nähte geschweißt mit $v = 4$ m/min bei den Fokusslagen $FL = -1,4$ mm (A) und $FL = -2,1$ mm (B); ($SPP = 4$ mm-mrad; $\beta = 1$).

Die Art und Weise des Energieeintrags in die Dampfkapillare lässt sich ergänzend durch Variation der Laserwellenlänge insofern beeinflussen, dass sich der Absorptionsmechanismus der Laserstrahlung zumindest bei hohen Leistungen für Festkörperlaser und CO₂-Laser stark unterscheidet. Während für Festkörperlaser die Fresnel-Absorption maßgeblich für die Energieeinkopplung ist, bewirkt bei CO₂-Lasern die Bildung eines Plasmas, dass ein Teil der im Laserstrahl transportierten Energie mittels thermischer Strahlung an die Wände der Dampfkapillare abgegeben wird [9]. Für Schweißungen mit dem Faserlaser in Versuchsblechen aus S235JR (Baustahl) wurden in [110][124] keinerlei rissartigen Gefügetrennungen vermeldet. Sehr wohl entstanden jedoch Mittelrippendefekte, sofern ein CO₂-Laser verwendet wurde, wengleich sich in den Arbeiten die Fokussierbedingungen der gewählten Strahlquellen stark unterschieden.

Um den Einfluss der Fokuslage bei gleichzeitiger Variation der Wellenlänge der Laserstrahlung auf die Heißbrissneigung zu untersuchen, wurde der oben angegebene Scheibenlaser, ein TruDisk 4001 (Laserwellenlänge $\lambda = 1,03 \mu\text{m}$), mit einem hochbrillanten CO₂-Laser, einem TruFlow 4500 HQ ($\lambda = 10,6 \mu\text{m}$), verglichen, deren Strahlparameterprodukt jeweils $SPP = 4 \text{ mm}\cdot\text{mrad}$ aufwies. Durch die Verwendung eines Fokussierspiegels der Brennweite $f_F = 125 \text{ mm}$ für den CO₂-Laser und einer Schweißoptik für den Festkörperlaser mit einem optischen Abbildungsverhältnis von $\beta = 1$ ($f_F = 200 \text{ mm}$), ergaben sich in der Strahlvermessung für die Strahltaillen beim CO₂-Laser $d_f = 110 \mu\text{m}$ und beim Scheibenlaser $d_f = 116 \mu\text{m}$. Für die Rayleigh-Länge resultiert nach Gleichung (3.6) $z_R = 0,65 \text{ mm}$ (CO₂), respektive $z_R = 0,71 \text{ mm}$ (FKL). Die Schweißungen erfolgten bei $v = 4 \text{ m/min}$, wobei die eingestellten Fokuslagen wiederum $FL = -1,4 \text{ mm}$ und $FL = -2,1 \text{ mm}$ waren. Die Schweißungen mit dem Festkörperlaser wurden jeweils fünfmal wiederholt, jene mit dem CO₂-Laser jeweils zweimal.

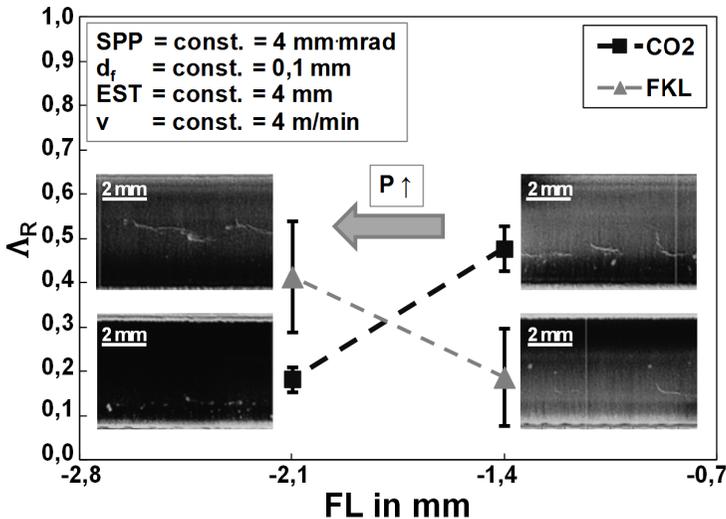


Bild 15: Kumulierte Risslänge Δ_R in Abhängigkeit exemplarischer Fokuslagen für Nähte in 42CrMoS4, geschweißt mit einem CO₂-Laser (Rechtecke) und einem Festkörperlaser (Dreiecke). Beispielhafte Ausschnitte der Röntgendurchstrahlungsprüfung sind neben den dazugehörigen Datenpunkten aufgeführt. Parameter: $SPP = 4 \text{ mm}\cdot\text{mrad} = \text{konst.}$; $d_f = 110 \mu\text{m} = \text{konst.}$; $v = 4 \text{ m/min} = \text{konst.}$; $EST = 4 \text{ mm} = \text{konst.}$

In Bild 15 ist die kumulierte Risslänge Δ_R als Maß für die Heißrissbildung für beide Wellenlängen der Laserstrahlung in Abhängigkeit der Fokuslage aufgetragen. In den Schweißnähten, die mit dem Scheibenlaser erzeugt wurden, erhöht sich die kumulierte Risslänge, wenn die Fokuslage ausgehend von $FL = -1,4 \text{ mm}$ hin zu $FL = -2,1 \text{ mm}$ verschoben wird. Trotz der gleichen Bedingungen für die optische Abbildung (gleiches SPP , gleicher d_f , gleiche z_R) und der gleichen Einschweißtiefe, zeigen die Schweißnähte, die mit dem CO₂-Laser erzeugt wurden, das gegenteilige Verhalten: Die kumulierte Risslänge Δ_R steigt, wenn die Fokuslage, welche näher an der Probenoberfläche liegt ($FL = -1,4 \text{ mm}$), verwendet wird (Rechtecke in Bild 15). In den kleinen Bildausschnitten der Röntgendurchstrahlungsanalyse, die neben dem jeweiligen Datenpunkt in Bild 15 eingefügt sind, lässt sich die veränderte Ausprägung der Rissbildung erkennen. Zudem verlagert sich die mittlere Risstiefe, für die mit dem CO₂-Laser geschweißten Nähte mit der Fokuslage von $\overline{z_{RT}}(FL = -2,1 \text{ mm}) = -3,43 \pm 0,33 \text{ mm}$ zu $\overline{z_{RT}}(FL = -1,4 \text{ mm}) = -3,19 \pm 0,36 \text{ mm}$.

In [110][124] folgern die Autoren eine höhere Heißrissempfindlichkeit CO₂-geschweißter Fügeverbindungen, da durch Verwendung eines Lasers mit langer Wellenlänge (CO₂-Laser), verglichen mit einem Laser kurzer Wellenlänge (Festkörperlaser), während des Schweißprozesses eine stärkere Wärmeeinkopplung in den Werkstoff erfolgt. Die hier exemplarisch aufgeführten Ergebnisse zeigen, dass die Schweißnähte unabhängig von der verwendeten Wellenlänge des Lasers Heißrisse aufweisen. Die Charakteristik der Heißrisse unterscheidet sich allerdings und die Rissausprägung kann durch die Verschiebung der Fokusslage um eine Rayleigh-Länge erheblich verändert werden. Mit anderen Worten, nicht die Laserwellenlänge bedingt eine erhöhte oder verminderte Rissbildung, sondern die Art und Weise sowie die Verteilung der in die Fügezone eingebrachten Prozessenergie.

Der Schwerpunkt zukünftiger Entwicklungen wird sowohl für neue Laserstrahlquellen als auch in der Fügetechnik zusätzlich zu wirtschaftlichen vor allem aus physikalischen Gründen auf Festkörperlasern liegen [120]. Nachteilig sind für die lange Wellenlänge die limitierte Fokussierbarkeit [116], eine vergleichsweise geringe Absorption der Strahlung bei Metallen [125], die Entstehung eines laserinduzierten Plasmas bei bereits 100-fach geringeren Intensitäten [9], die erschwerte Übertragung der Strahlung bis zur Bearbeitungsoptik mittels Lichtleitkabeln und ein nicht auf Wärmeleitung basierendes Kühlkonzept, wie bei Faser- und Scheibenlasern üblich [9], zu nennen. Daher lag der Fokus der hier angestellten Untersuchungen auf dem Schweißen mit dem Festkörperlaser.

In Anbetracht der bisher vorgestellten Versuchsergebnisse liegt es nahe, den Energieeintrag in den Schweißprozess derart zu beeinflussen, dass nicht nur die *Ausprägung* der Heißrissbildung verändert wird, sondern die *Bildung* der Heißrisse gänzlich vermieden werden kann. Da Heißrisse im Bereich der sogenannten „Mushy Zone“ entstehen, das heißt am Ende des flüssigen Schmelzbeds während des Erstarrungsvorgangs, stellt sich weiterhin die Frage, inwiefern sich durch eine veränderte Energiedeposition die Verhältnisse dort ändern. Dass sich durch die Verschiebung der Fokusslage auch die Strömungsverhältnisse innerhalb des Schmelzbeds verändern, kann mit Hilfe von Zusatzdraht [126] oder anhand von Erstarrungsstrukturen in Längsschliffen von Schweißnähten zweier Bleche aus Baustahl S235JR (Oberblech) [127] (Werkstoffnummer 1.0037) und Edelstahl X5CrNi-18-10 (Unterblech) [128] (Werkstoffnummer 1.4301) in Überlappkonfiguration gezeigt werden [23][61][96][97][129]. Der Ansatz der Mischverbindung zeigt lediglich, *dass* sich die Schmelzeströmungen ändern, nicht aber *wie* sich diese Änderung konkret äußert und *inwiefern* sich dadurch bedingt die Schmelzbedgeometrie wandelt. Dieser Frage soll in Kapitel 4 durch die röntgenogra-

fische Analyse von Schmelzebadströmungen mit Hilfe von Tracer-Partikeln und die sich folglich einstellende Schmelzebadgeometrie analog [130] nachgegangen und diskutiert werden.

In den nachfolgenden Abschnitten und Kapiteln wird somit dargelegt, inwiefern eine Verbindung zwischen Energieeintrag, Schmelzefluss, Schmelzebadgeometrie und Heißrissbildung besteht und sich durch einen gezielten Eingriff in diese Wirkkette letztere reduzieren und vermeiden lässt. Anzeichen für eine Verknüpfung zwischen der Fluktuation der Dampfkapillare, den Bedingungen des Schmelzefflusses und schlussendlich der Heißrissbildung zeigen sich durch eine charakteristische Prozessfrequenz, die im folgenden Abschnitt vorgestellt wird.

3.3 Charakteristische Prozessfrequenz

Auch wenn der Schweißvorgang mit zeitlich konstanter Laserleistung durchgeführt wird, weist der Prozess ein ausgeprägtes periodisches Verhalten auf. Der folgende Abschnitt widmet sich der Analyse der Wirkkette dieses periodischen Prozesses. Vorge stellt werden Indizien, welche die Verbindung für die einzelnen Glieder dieser Wirkkette aufzeigen sollen. Explizit nicht betrachtet wird der Zusammenhang zwischen dem Verhalten von Dampfkapillare und Schmelzebad im Hinblick auf die Bildung von Schmelzespritzern. Dieser wurde bereits vielfach diskutiert [3][123][131][132][133][134][135] und ist dennoch Gegenstand aktueller Forschung [25][27][136][137]. Vielmehr ist die wechselseitige Beziehung zwischen dem Verhalten von Dampfkapillare und Schmelzebad mit einer periodischen Entstehung der Heißrisse verknüpft und soll Gegenstand der folgenden Abschnitte sein.

3.3.1 Oszillation der Dampfkapillartiefe

Am Anfang der Wirkkette beim Laserstrahlschweißen steht der Energieeintrag in den Fügeprozess, der beim Tiefschweißen innerhalb der Dampfkapillare erfolgt [138]. Die Frage stellt sich daher, ob bereits die Dampfkapillare ein oszillierendes Verhalten aufweist und inwiefern dieses mit den nachfolgenden Gliedern der Wirkkette bis hin zu den periodisch ausgebildeten Heißrissen verknüpft ist. Daher wurde die Tiefe der Dampfkapillare zum einen mit Hilfe eines sogenannten IDM-Sensorsystem (In-Process Depth Meter) ermittelt [139][140][141]. Während des gesamten Schweißprozesses kann im idealen Fall so der tiefste Punkt der Dampfkapillare bestimmt werden [34]. Die so gemessenen Tiefen der Dampfkapillare entsprechen den tatsächlichen

Einschweißstiefen, wie sie sich aus dem metallografischen Längs- oder Querschliff der Schweißnaht ergeben, bis auf wenige Mikrometer (die optische Auflösung des Systems in Strahlausbreitungsrichtung beträgt weniger als $1\ \mu\text{m}$) [142]. Um die Oszillation der Dampfkapillare hinreichend genau zu identifizieren, wurden die IDM-Rohdaten bei den hier durchgeführten Schweißversuchen mit einer Tastfrequenz von 50 kHz aufgenommen. Der Verlauf der Kapillartiefe ergab sich schließlich, indem ein laufender Mittelwert über insgesamt 400 der ursprünglich erfassten Datenpunkte berechnet wurde.

Zum anderen wurde die Tiefe der Dampfkapillare ermittelt, indem diese während des Schweißprozesses mittels eines Hochgeschwindigkeits-Röntgen-Diagnostiksystems [143][144] beobachtet wurde. Dieses System visualisiert auftretende Dichteunterschiede, was die Beobachtung der Geometrie der Kapillare (deren mittlere Dichte, aufgrund des dort vorliegenden Metaldampfes kleiner ist, als jene des umliegenden schmelzflüssigen oder festen Materials) und Veränderungen derselben bei einer zeitlichen Auflösung bis zu $0,2\ \text{ms}$ (Bildwiederholffrequenz von 5000 Hz) ermöglicht. Für Werkstoffe höherer Dichte ist eine geringere Bildwiederholffrequenz notwendig, um einerseits die Belichtungszeit zu erhöhen und andererseits einen ausreichend hohen Kontrast zu erzielen. Für den betrachteten Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] wurde eine Bildrate von 1000 Bilder pro Sekunde eingestellt. Unter Verwendung von „Setup I“ (TRUMPF TruDisk 16002; $SPP = 16\ \text{mm}\cdot\text{mrad}$; $\beta = 1$; $f_f = 200\ \text{mm}$) wurde eine Einschweißung mit $v = 1\ \text{m/min}$ und $P = 1,8\ \text{kW}$ realisiert und in jedem Einzelbild des Röntgenvideos ein Bildausschnitt (ROI – region of interest) analysiert, der die Dampfkapillare umfasste ($\text{ROI} = 1,0 \times 5,0\ \text{mm}^2$; Bild 16A). Zur Erhöhung des Bildkontrasts im Bereich der Dampfkapillare, wurde ein laufender Mittelwert über ± 1 Frame für alle Bilder der Videosequenz berechnet.

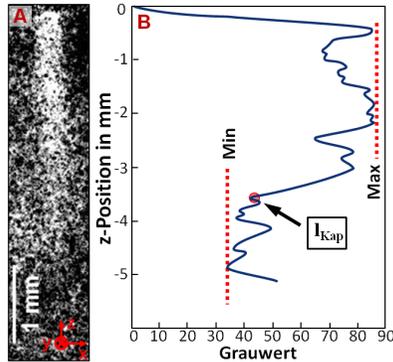


Bild 16: A: Ausschnitt eines Röntgenbildes mit darin enthaltener Dampfkapillare eines Schweißprozesses bei $v = 1,0 \text{ m/min}$, $P = 1,8 \text{ kW}$ und Setup I.
 B: Verteilung der Grauwerte je Pixelreihe aus Bild A worin die Kapillartiefe l_{Kap} bestimmt wird.

Die Tiefe der Kapillare wurde sodann für jedes Einzelbild des Röntgenvideos nach folgendem Verfahren bestimmt, das beispielhaft anhand von Bild 16 erläutert wird: Für jede Reihe der Pixel in Bild 16A wurde ein mittlerer Grauwert g_{av} berechnet, dessen Verlauf in z -Richtung in Bild 16B dargestellt ist. Durch Bestimmung von Minimum $g_{av,min}$ und Maximum $g_{av,max}$ der so gewonnenen Grauwertverteilung konnte die Kapillartiefe

$$l_{Kap} = g_{av,min} + 0,2 (g_{av,max} - g_{av,min}) \rightarrow 0 \leq l_{Kap} \leq 4,5 \text{ mm} \quad (3.9)$$

bestimmt werden, wobei der Schwellwert von 0,2 bzw. 20 % der Differenz aus $g_{av,max}$ und $g_{av,min}$ empirisch ermittelt wurde. Diese Messvorschrift wurde schließlich auf jedes Einzelbild über die gesamte Länge des Schweißprozesses angewendet. Dabei schwankte die Tiefe der Dampfkapillare nur mit $\pm 0,18 \text{ mm}$ um deren Mittelwert $l_{Kap,x-ray} = 3,69 \text{ mm}$ (Bild 17A). Um die darin ansatzweise erkennbare Fluktuation der Dampfkapillare genauer zu analysieren, wurde auf dieses Signal eine schnelle Fourier-Transformation (FFT) [145] angewendet. Das Ergebnis derselben ist in der Frequenzdarstellung in Bild 17B aufgeführt. Die Fluktuation der Dampfkapillare weist demnach eine charakteristische Frequenz von $f_{Kap,x-ray} (1 \text{ m/min}) = 4,1 \text{ Hz}$ auf.

Die korrespondierende Kapillartiefe, die mit dem IDM-Sensorsystem ermittelt wurde, ist in Bild 17C aufgeführt. Die mit diesem Messverfahren bestimmte mittlere Kapillartiefe betrug $l_{Kap,IDM} = 3,21 \text{ mm}$, wobei die periodische Schwankung mit $\pm 0,096 \text{ mm}$ geringer ausfiel als für $l_{Kap,x-ray}$. Die charakteristische Prozessfrequenz, die sich aus

dem Ergebnis der schnellen Fourier-Transformation ergibt, liegt bei $f_{Kap, IDM}(1\text{ m/min}) = 6,2\text{ Hz}$ und weist damit die gleiche Größenordnung zu der Frequenz auf, die per Röntgendurchstrahlung ermittelt werden konnte.

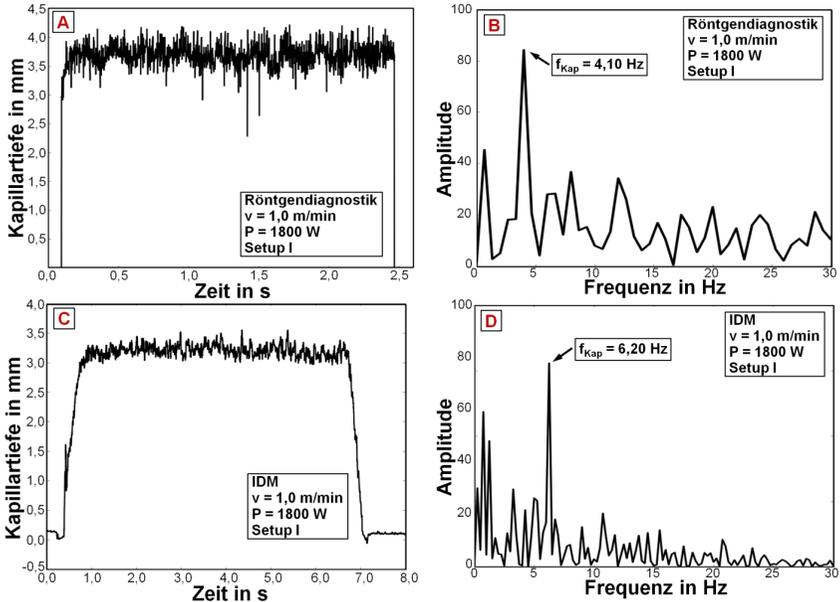


Bild 17: A: Kapillartiefe eines gesamten Schweißprozesses ermittelt aus dem Röntgenvideo. B: Ergebnis der schnellen Fourier-Transformation des Schweißprozesses aus Bild A. C: Kapillartiefe eines gesamten Schweißprozesses ermittelt mit dem IDM-Sensorsystem. D: Ergebnis der schnellen Fourier-Transformation des Schweißprozesses aus Bild C.

Die Interaktion zwischen dem aus der Dampfkapillare ausströmenden Metalldampf und dem Schmelzebad erzeugt oder modifiziert dessen Hydrodynamik [134], und selbst kleinste Fluktuationen der im Prozess absorbierten Laserleistung ($<1\%$; bei ansonsten konstanter Laserleistung) können zu starken Oszillationen der Dampfkapillare [146] bis hin zu Spiking [121] führen, wobei letzteres durch Kollabieren der Dampfkapillare entstehen kann [29][144], was innerhalb von $0,1\text{ ms}$ abläuft (entspricht 10 kHz) [146][147]. So ist im Längsschliff einer Schweißnaht als Mischverbindung aus Baustahl und Edelstahl in Überlappkonfiguration, die mit Setup II (vgl. Tabelle 1) und Fokusslage $FL = -2,1\text{ mm}$ geschweißt wurde, leichtes Spiking auszumachen [96]. Durch eine Verschiebung der Fokusslage um $z_R = +0,7\text{ mm}$ ($FL = -1,4\text{ mm}$) konnte dieses Prozessverhalten so verändert werden, dass kein Spiking auftrat. Zudem bewirkte

die gleiche Fokuslagenverschiebung beim Schweißen des Vergütungsstahls 42CrMoS4 [54] eine reduzierte Heißbrissbildung (vgl. Abschnitt 3.2). Daraus lässt sich schließen, dass ein prozessimmanentes, stark oszillierendes Verhalten einerseits bereits in der Tiefenfluktuation der Dampfkapillare detektiert werden kann. Andererseits legen die im Folgenden vorgestellten Untersuchungsergebnissen nahe, dass eine Verknüpfung zwischen dem hier vorgestellten Verhalten der Dampfkapillare und dem Verhalten des Schmelzebads besteht (Abschnitten 3.3.2) und sich dieses oszillierende Verhalten zudem in der erstarrten Schweißnaht (Abschnitten 3.3.3) aber auch in der periodischen Bildung der Heißrisse (Abschnitten 3.3.4) wiederfindet.

3.3.2 Oszillation der Schmelzebadlänge

Das Schmelzebad fungiert im Grunde als Mittler zwischen dem örtlich stattfindenden Energieeintrag, dem daraus resultierenden Verhalten der Dampfkapillare sowie der Entstehung von Heißrissen am Ende des Schmelzebads während der Erstarrung. Insofern ist es wichtig, das Prozessglied „Schmelzebad“ zu betrachten.

Um die Prozessdynamik an der Oberfläche des Schmelzebads zu beurteilen, wurde ein thermographisches Beobachtungssystem eingesetzt, das die thermische Strahlung des Schweißprozesses koaxial zur optischen Achse des Laserstrahls detektiert. Dieses orts aufgelöste, bildgebende Verfahren enthält einen Indium-Gallium-Arsenid (InGaAs)-Sensor, der die thermische Prozessstrahlung im infraroten Wellenlängenbereich bei $\lambda = 1620 \pm 5 \text{ nm}$ mit einer Bildwiederholfrequenz von $f_{\text{mess}} = 340 \text{ Hz}$ erfasst [148]. Entsprechend reagiert der Detektor besonders sensitiv auf die Wellenlängen der thermischen Strahlung, welche die Fügezone bei Baustahl mit Temperaturen nahe der Schmelztemperatur von etwa 1800 K [149] im nahen Infrarotbereich ($1 \mu\text{m} < \lambda < 3 \mu\text{m}$) überwiegend emittiert. Das Ende des Schmelzebads kann anhand eines Knicks im logarithmischen Profil der thermischen Abklinglänge bestimmt werden, der sich aufgrund der Schmelzenthalpie und aufgrund eines Knicks des temperaturabhängigen Emissionskoeffizienten der thermischen Strahlung im Bereich der Phasenumwandlung ergibt [150][151][152].

Das Ergebnis einer solchen thermografischen Messung der Schmelzebadlänge (*SBL*) ist in Bild 18A exemplarisch für $v = 1,0 \text{ m/min}$ und $P = 1,8 \text{ kW}$ aufgeführt. Darin stellen die durchgezogene Linie die gemessenen *SBL*-Werte, die gestrichelte Linie die mittlere Schmelzebadlänge und die Breite des schattierten Streifens die Standardabweichung dar.

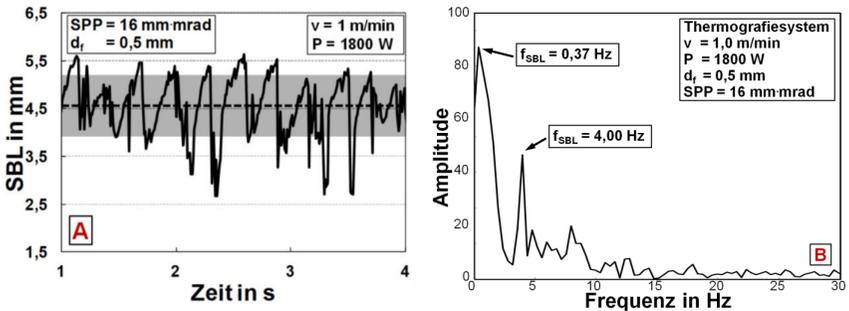


Bild 18: A: Thermografisch detektierte Schmelzebadlänge (SBL) an der Oberfläche für $v = 1,0$ m/min und $P = 1,8$ kW. Die durchgezogene Linie repräsentiert die Messwerte, die gestrichelte Linie den SBL -Mittelwert und der schattierte Streifen die Standardabweichung der SBL . B: Entsprechender Frequenzgang der SBL aus A.

Das SBL -Signal in Bild 18A weist eine Periodizität von $f_{SBL} = 4,00$ Hz auf (äquivalent zu einem Abstand aufeinanderfolgender SBL -Maxima oder -Minima von $4,17$ mm), die, wie in Bild 18B dargestellt, mit Hilfe einer schnellen Fourier Transformation [145] bestimmt wurde. Die mittlere Schmelzebadlänge betrug hier $4,56$ mm und die korrespondierende Standardabweichung $\pm 0,64$ mm.

Es stellt sich schließlich die Frage, inwiefern sich die hier an der Oberfläche detektierte Oszillation des Schmelzebads auf die Erstarrung und letztlich auf die Heißbrissbildung am Ende des Erstarrungsvorgangs auswirkt. Dies soll im folgenden Abschnitt analysiert werden.

3.3.3 Periodizität der Erstarrungsstruktur

Eine Möglichkeit, Schlüsse auf das zugrundeliegende Strömungsfeld im Schmelzebad zu ziehen, stellen metallografische Längsschliffe von Schweißnähten als Mischverbindung aus Baustahl und Edelstahl in Überlappkonfiguration dar [23][61][96][97][129]. Bild 19A zeigt die Nahtberraupe, die in periodischen Abständen eine Anhäufung von Schmelze aufweist, Bild 19B die dazugehörige Nahtgeometrie im Querschliff der Schweißung einer solchen Überlappnaht (Oberblech aus S235JR [127], Unterblech aus X5CrNi-18-10 [128], jeweils $s = 2,5$ mm dick), die mit Setup I (TRUMPF TruDisk 16002; $SPP = 16$ mm-mrad; $\beta = 1$; $f_F = 200$ mm) geschweißt wurde und bei der die Einschweißtiefe $EST = 4,0$ mm betrug. Um die Vergleichbarkeit mit den Schweißergebnissen in Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] zu gewährleisten, wurden die

Proben für die Mischverbindung ebenfalls im Heißluftofen auf $T_{\text{Schweiß}} = 500^\circ\text{C}$ vorgewärmt. Betrachtet man den dazugehörigen Längsschliff in Bild 19C, fällt eine ausgeprägte Periodizität sowohl der Durchmischung ferritischer (Baustahl) und austenitischer Anteile (Edelstahl) als auch der Schwankung der Einschweißtiefe auf. Die Analyse eines Bildausschnitts (gelbes Rechteck in Bild 19D) dieser Struktur mit Hilfe einer schnellen Fourier-Transformation (Bild 19E) zeigt eine charakteristische Frequenz der Erstarrungsstruktur von $f_{ES} = 4,05\text{ Hz}$, was bei $v = 1,0\text{ m/min}$ einem Abstand von $4,11\text{ mm}$ zwischen zwei aufeinanderfolgenden Akkumulationen austenitisch beziehungsweise ferritisch erstarrender Schmelze entspricht.

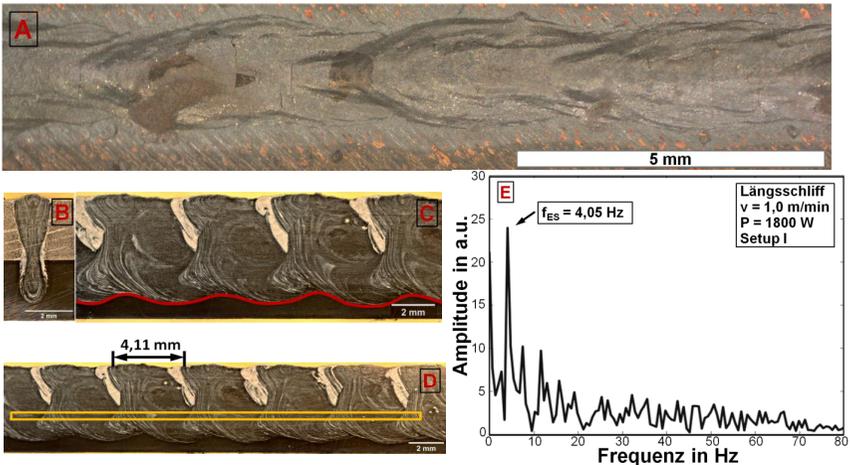


Bild 19: Nahtoberraupe (A), metallografische Analyse der Erstarrungsstruktur (ES) im Querschliff (B) und Längsschliff (C, D) für $v = 1.0\text{ m/min}$ und $P = 1800\text{ W}$ mit Setup I. E: Entsprechender Frequenzgang des Bildausschnitts aus D.

Eine solche Periodizität der Erstarrungsstruktur zeugt von wiederkehrenden instationären Veränderungen des Schweißprozesses [23], was durch die ansteigende Frequenz der Erstarrungsstruktur mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit [61] erhärtet wird. Damit einhergehend erhöht sich auch die Geschwindigkeiten der Schmelzeströmung um die Dampfkapillare erheblich, was auf stark veränderte Strömungsfelder schließen lässt. Insbesondere folgt auf eine zeitliche Änderung der Schmelzebadlänge ein verändertes Strömungsfeld im Schmelzebad, was schlussendlich dessen Form beeinflusst [130]. Da die Bildung von Heißrissen am Ende des Schmelzebads erfolgt, soll daher im folgenden Abschnitt die Heißrissbildung bei den zuvor verwendeten Schweißparametern betrachtet werden.

3.3.4 Periodizität der Heißrissbildung

Im Prozessabbild der Röntgendurchstrahlungsanalyse zeigt sich für den Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54], dass die Risse in regelmäßigen Abständen in den Schweißnähten auftreten und in den dazwischenliegenden Bereichen rissfrei beziehungsweise mit wenigen Poren behaftet sind (Bild 20A).

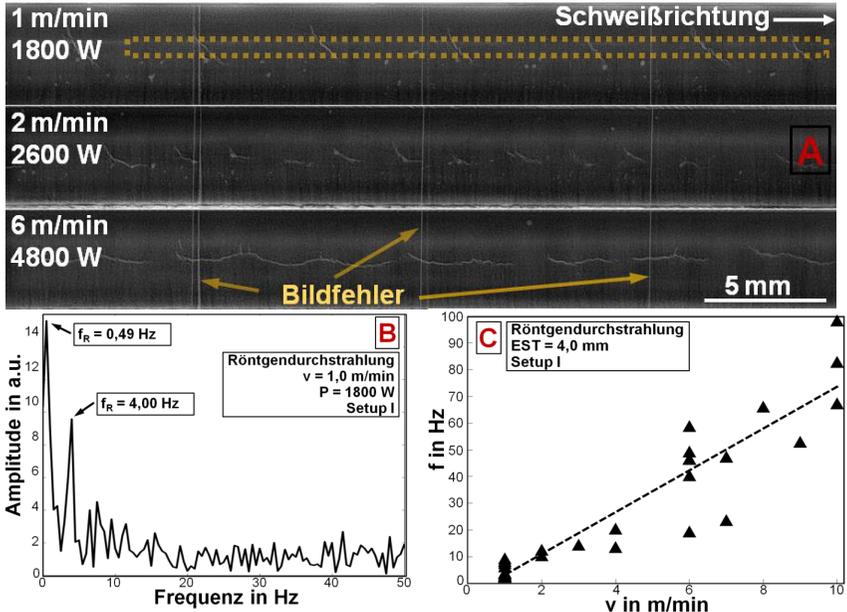


Bild 20: A: Röntgendurchstrahlungsanalyse der Schweißproben für konstante Einschweißtiefe exemplarisch für $v = 1,0 \text{ m/min}$, $2,0 \text{ m/min}$ und $6,0 \text{ m/min}$.
 B: Entsprechender Frequenzgang exemplarisch für $v = 1,0 \text{ m/min}$.
 C: Abhängigkeit der Frequenz von der Vorschubgeschwindigkeit ($SPP = 16 \text{ mm/mrad}$; Setup I).

Aus den in Bild 20A gezeigten Aufnahmen der Röntgendurchstrahlung wird deutlich, dass die Periode der Rissbildung von der Schweißgeschwindigkeit abhängt, da die Frequenz der Rissentstehung nahezu linear mit der Vorschubgeschwindigkeit steigt (Bild 20C). Die Bestimmung der charakteristischen Frequenz erfolgte, indem in einem schmalen Bildausschnitt von 25 Pixeln (siehe gepunktetes Rechteck in Bild 20A) der mittlere Grauwert je Pixelspalte in Schweißrichtung bestimmt wurde, um dieses Signal daraufhin mittels einer schnellen Fourier Transformation (FFT [145], Bild 20B) zu

analysieren. Der in Bild 20B exemplarisch aufgeführte Frequenzgang weist eine erste dominante Frequenz bei 0,49 Hz auf, dessen Ursprung die vertikalen Linien in Bild 20A sind, ein Darstellungsfehler der Röntgendurchstrahlungsanalyse. Die zweite charakteristische Frequenz für diese Schweißnaht, geschweißt mit Setup I (TRUMPF TruDisk 16002; $SPP = 16 \text{ mm}\cdot\text{mrad}$; $\beta = 1$; $f_F = 200 \text{ mm}$) bei konstanter Einschweißtiefe $EST = 4,0 \text{ mm}$, entspricht hingegen $f_R (1 \text{ m/min}) = 4,0 \text{ Hz}$. Für die 15 analysierten Schweißnähte ergibt sich bei 1 m/min die charakteristische Frequenz im Mittel zu $f_{R,m} (1 \text{ m/min}) = 5,0 \pm 2,6 \text{ Hz}$, was gleichbedeutend damit ist, dass im Abstand von $4,6 \pm 2,2 \text{ mm}$ ein Riss in der Naht auftritt. In Bild 20C sind die charakteristischen Frequenzen der Rissentstehung für mehrere Wiederholungen dargestellt. Darin beträgt die Steigung der Ausgleichsgeraden

$$b = \frac{\Delta f_R}{\Delta v} = 7,8 . \quad (3.10)$$

Die im vorliegenden Abschnitt aufgeführten Beobachtungen legen nahe, dass zwischen dem dynamischen Verhalten der Dampfkapillare (in Form einer fluktuierenden Kapillartiefe) und jenem des Schmelzebads sowohl an dessen Oberfläche (fluktuierende Schmelzebadlänge), als auch in dessen Tiefe (Durchmischung austenitischer und ferritischer Anteile) eine Verknüpfung besteht. Als Folge dessen ändert sich zudem die Ausprägung der Heißrissbildung, die am Ende des Schmelzebads im Bereich der Mushy Zone erfolgt. Dies wird insofern deutlich, dass exemplarisch für $v = 1,0 \text{ m/min}$, $P = 1,8 \text{ kW}$; $EST = 4,0 \text{ mm}$, $T_{\text{Schweiß}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$, für Setup I (TRUMPF TruDisk 16002; $SPP = 16 \text{ mm}\cdot\text{mrad}$; $\beta = 1$; $f_F = 200 \text{ mm}$) gilt:

$$f_{Kap} = f_{SBL} = f_{ES} = f_R \approx 4 \text{ Hz}. \quad (3.11)$$

Wie bereits in Abschnitt 3.1 und 3.2 dargelegt, lässt sich die Neigung zur Heißrissbildung sowohl durch den Eintrag an Energie in den Prozess, beispielsweise durch geeignete Wahl der Streckenenergie, als auch durch die *Verteilung* der in den Prozess eingebrachten Energie steuern, beispielsweise durch Wahl der Fokusslage. Wie genau sich der Schmelzeffluss und infolge dessen die Schmelzebadgeometrie ändern, sobald die Fokusslage verändert wird, soll im folgenden Kapitel vorgestellt werden.

4 Wirkung der Fokusalage auf Schmelzefluss und Schmelzebadgeometrie

Die Dynamik der Dampfkapillare und deren geometrische Stabilität beeinflussen stark das Verhältnis der Drehimpulse im dreidimensionalen Schmelzebad beim Laserstrahl-tiefschweißen und die daraus resultierende Geometrie des Schmelzebads [153]. So zeigte bereits Matsunawa [154] die Wirkung der Laserleistung auf die Schmelzebad-geometrie beim Laserstrahlschweißen von Aluminium anhand von Röntgenvideoauf-nahmen während des Schweißprozesses. Der resultierende Schmelzefluss, der durch die Bewegung von Partikeln aus Wolframkarbid in den Röntgenaufnahmen sichtbar gemacht werden kann und die Schmelzebadgeometrie festlegt, beeinflusst die Bildung von Schmelzeauswürfen und Spritzern, hängt stark von der Vorschubgeschwindigkeit ab [25][27] und kann durch die Fokusalage beeinflusst werden, was in [25] eher beiläu-fig erwähnt wird. Röntgenanalysen von Laserschweißungen in Titan [27], Aluminium [131] und Edelstahl [35] konnten bestätigen, dass die Bewegungsbahnen von Gasblasen im Schmelzebad, die an der Kapillarspitze gebildet werden, identisch sind mit jenen von Tracer-Partikeln, die in das Schmelzebad eingebracht werden. Zudem wird in diesen Arbeiten von einer reduzierten Porenbildung mit steigender Schweißgeschwin-digkeit berichtet.

In [96] und Abschnitt 3.2 wurde vermutet, dass sich durch die Wahl der Fokusalage die Bildung von Heißrissen aufgrund von verändertem Schmelzefluss und Schmelzebad-geometrie reduzieren lässt. Dort werden zwei von der Fokusalage abhängige Effekte aufgeführt: Sowohl die kumulierte Länge der Heißrisse als auch die Durchmischung zweier unterschiedlicher Stahlegierungen, die mit Hilfe von Längsschliffen der Über-lappschweißnähte ermittelt wurde, werden signifikant beeinflusst.

Um den Einfluss der Fokusalage auf das Schmelzeflussverhalten und infolge dessen auf die Prozessqualität zu analysieren, wurden detaillierte Prozessuntersuchungen ange-stellt. Das folgende Kapitel zeigt, dass eine Verschiebung der Fokusalage um eine Rayleigh-Länge zum einen die geometrische Ausdehnung, zum anderen jedoch sogar die Drehrichtung der Schmelzebadwirbel verändert. Abweichend von bisher bekannten Analysen der Partikelbahnen im Schmelzebad, wurde für die hier angestellten Unter-suchungen eine neue Methode entwickelt, die eine quantitative Bewertung des gesam-

ten mittleren Geschwindigkeits- und Beschleunigungsfelds des Schmelzflusses zulässt und insofern als eine Art Fußabdruck des Schweißprozesses angesehen werden kann. Um die Untersuchungen bestmöglich mit den Ergebnissen aus [96] und Abschnitt 3.2 vergleichen zu können, wurden der gleiche Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] verwendet und zudem die gleichen Fokuslagen eingestellt.

4.1 Röntgenografische Schmelzflussanalyse mit Tracer-Partikeln

Analog des Vorgehens in Abschnitt 3.2 wurden die Schweißproben aus 42CrMoS4 [54] zur Vermeidung von Kaltrissen im Heißluftofen auf eine Temperatur von $T_{\text{Schweiß}} = 500^\circ\text{C}$ vorgewärmt. Um die Vergleichbarkeit der Schweißergebnisse zu gewährleisten, blieben die mechanischen Randbedingungen, wie beispielsweise die konstruktionsbedingte Einspannung der Schweißnaht (vgl. [50][56]), aber auch das Schmelzbadvolumen, das wiederum von der Kapillartiefe abhängt, unverändert. Aufgrund dessen wurde die Laserleistung für die beiden unterschiedlichen Fokuslagen angepasst, während die Vorschubgeschwindigkeit ($v = 4,0\text{ m/min}$) und die Einschweißtiefe ($EST = 4,0\text{ mm}$) für sämtliche Schweißungen konstant gehalten wurden. Die am Werkstück wirkende Laserleistung betrug $P = 2,4\text{ kW}$ für die Fokuslage $FL = -1,4\text{ mm}$ beziehungsweise $P = 2,7\text{ kW}$ für $FL = -2,1\text{ mm}$. Die Fokuslage $FL = 0,0\text{ mm}$ entspricht der Werkstückoberfläche, womit beide Fokuslagen unterhalb der Oberfläche lagen.

Die Skizze des Versuchsaufbaus für die Beobachtung des Schmelzflusses im Schmelzbad sowie der Geometrie der Dampfkapillare mit Hilfe von Röntgenstrahlung ist in Bild 21 dargestellt. Die Schweißoptik BEO D70 fokussierte den Laserstrahl (rot) auf die Schweißprobe, wobei das optische Abbildungsverhältnis $\beta = 1$ betrug. Für die Versuche wurde der Scheibenlaser TruDisk 5001 mit einem Strahlparameterprodukt von $SPP = 4\text{ mm}\cdot\text{mrad}$ eingesetzt. Der gemessene Durchmesser der Strahltaile betrug $d_f = 116\text{ }\mu\text{m}$, die Rayleigh-Länge $z_R = 0,7\text{ mm}$. Die Schweißproben der Länge $l_x = 100\text{ mm}$, der Breite $b_y = 5\text{ mm}$ und der Höhe $h_z = 10\text{ mm}$ wurden während des Schweißvorgangs auf einem Linearschlitten fixiert, der die Proben in negativer x -Richtung verfuhr, wie in Bild 21 spezifiziert.

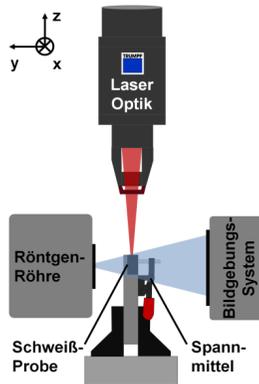


Bild 21: Experimenteller Aufbau des bildgebenden Systems der Röntgenanlage.

Um den Schweißprozess zu analysieren, durchstrahlte die Röntgenstrahlung (blau) die Schweißprobe in negativer y -Richtung und traf anschließend auf ein bildgebendes System, das die Röntgenstrahlung in Grauwertbilder bei Bildwiederholraten von bis zu 5000Hz umwandelte [143][144]. Zur Visualisierung der Schmelzeströmungen mit Hilfe des Röntgensystems wurden Tracer-Partikel aus Wolframkarbid in das Schmelzbad eingebracht. Deren Bewegungsbahnen wurden mit einer Bildwiederholrate von 1kHz aufgenommen. Zwei unterschiedliche Größenklassifizierungen der Partikel wurden verwendet um ferner einen möglichen Einfluss der Partikelgröße auf die Analyse der Schmelzflussbewegungen zu beurteilen. Die Durchmesser der verwendeten Partikel betragen $125 \pm 63 \mu\text{m}$ sowie $580 \pm 80 \mu\text{m}$.

Die Bewegungsbahnen der Partikel, die durch das Bildgebungssystem der Röntgenanlage auf die x - z -Ebene projiziert werden, wurden sukzessive in jedem Bild erfasst, bis hin zum gemeinsamen Erstarren von Schmelzgut und Tracer-Partikeln in der Fügezone. Dieser Moment, in dem die Partikel festfrieren, kann qualitativ dann erkannt werden, sobald die Bewegung des Partikels einer reinen Verschiebung in x -Richtung mit gleicher Geschwindigkeit wie der Schweißgeschwindigkeit entspricht.

Die kontinuierliche Trajektorie i des Partikels wurde anschließend mittels einer kubischen Spline Funktion [155] zwischen den gemessenen Positionen x_{im} und z_{im} , die zu den Zeiten t_m aufgenommen wurden, interpoliert. Hierbei wird durch m lediglich eine Nummerierung der bekannten Partikelpositionen vorgenommen. Dieses Verfahren stellt sicher, dass die jeweilige Trajektorie jeden dazugehörigen Messpunkt schneidet und gleichzeitig die Beschleunigung der Partikel entlang ihrer Bahn minimal wird

[156]. Im übertragenen Sinn beantwortet die kubische Spline Interpolation die Frage, wie die Bewegung eines Partikels zwischen zwei gemessenen Positionen x_{im} , z_{im} zu den Zeiten t_m verläuft und zudem die Kräfte, die auf dieses Partikel wirken, so klein wie möglich sind. Die berechneten Splines werden daraufhin zu einer Kurve kombiniert, die durch $x_i(t)$ und $z_i(t)$ gegeben und entsprechend in Bild 22 dargestellt ist.

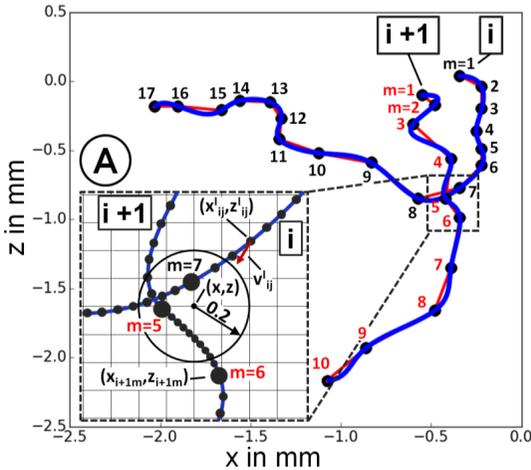


Bild 22: Lineare Interpolation (Geraden, rot) entlang den gemessenen aufeinanderfolgenden Partikelpositionen (schwarze Punkte) und die kubische Spline Interpolation (blau) zweier Trajektorien, ermittelt für zwei unabhängig voneinander betrachtete Partikel zu verschiedenen Prozesszeiten. Die gemessenen Partikelpositionen m der Trajektorie i sind aufsteigend mit roten, jene der Trajektorie $i+1$ mit schwarzen Ziffern nummeriert. Der Einschub A zeigt die im Text beschriebene Methode zur Mittelung der Geschwindigkeiten für mehrere Trajektorien.

Obwohl die maximale räumliche Abweichung zwischen den geraden Verbindungslinien zweier aufeinanderfolgender Punkte und Trajektorien der kubischen Splines klein ist (weniger als $60\ \mu\text{m}$, bei einer mittleren absoluten Abweichung von $16\ \mu\text{m}$), verläuft die Partikelbahn, die durch kubische Spline Interpolation berechnet wurde, deutlich gleichmäßiger und weicher und ist daher physikalisch sinnvoller.

4.2 Verteilung der Schmelzflussgeschwindigkeiten

Ergänzend wurden die interpolierten Partikeltrajektorien zur Berechnung der Geschwindigkeitskomponenten $v_{ix}(t) = dx_i(t)/dt$ und $v_{iz}(t) = dz_i(t)/dt$ sowie der Beschleunigungskomponenten $a_{ix}(t) = d^2x_i(t)/dt^2$ und $a_{iz}(t) = d^2z_i(t)/dt^2$ verwendet.

Um den Einfluss der Fokusslage auf die *typische Ausprägung* des resultierenden Schmelzflusses zu untersuchen, wurde eine *mittlere Geschwindigkeitsverteilung* berechnet insofern, als über viele Trajektorien gemittelt wurde, die zu unterschiedlichen Zeiten während des Schweißprozesses aufgenommen wurden. Zu diesem Zweck wurde die mittlere Schmelzflussgeschwindigkeit in der Nähe der Knoten eines äquidistanten Gitters in der x - z -Ebene ermittelt, das eine Rastergröße von 0,1 mm aufwies. Dies ist im Einschub A von Bild 22 dargestellt.

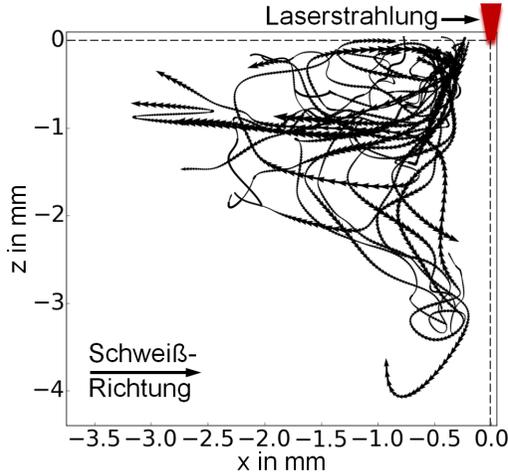


Bild 23: Superposition von 29 Tracer-Partikeltrajektorien für die Fokusslage $FL = -2,1$ mm. Die Pfeile entsprechen der Bewegungsrichtung der Partikel: je breiter die Pfeilspitze, desto höher die lokale Partikelgeschwindigkeit.

Zur Glättung der berechneten Schmelzflussverteilung wurden neun zusätzliche äquidistante Interpolationspunkte (x_{ij}^I, z_{ij}^I) (kleine Punkte im Bildeinschub von Bild 22) zwischen zwei aufeinanderfolgenden Messpunkten (große Punkte) eingefügt, wobei mit j alle interpolierten Punkte der Trajektorie i bezeichnet werden. Für jeden Knoten (x, z) wurden die vektoriellen Geschwindigkeiten v_{ij}^I an den Positionen (x_{ij}^I, z_{ij}^I) für alle betrachteten Trajektorien i gemittelt, wobei der hochgestellte Index I alle interpolierten Punkte benennt, indem

$$v(x, z) = \frac{\sum_i \sum_j w(x - x_{ij}^I, z - z_{ij}^I) \cdot v_{ij}^I}{\sum_i \sum_j w(x - x_{ij}^I, z - z_{ij}^I)}, \quad (4.4.1)$$

wobei

$$w(dx, dz) = \begin{cases} 1 & \text{für } \sqrt{dx^2 + dz^2} < 0,2 \text{ mm} \\ 0 & \text{sonst} \end{cases} \quad (4.4.2)$$

die Gewichtsfunktion bezeichnet, die die Auswertung auf diejenigen Punkte der Spline-Kurven limitiert, die in einem Radius kleiner 0,2 mm zum betrachteten Rasterknoten liegen. Analog wurde die gemittelte Beschleunigung $a(x,z)$ ermittelt.

Trotz der Betrachtung der mittleren Geschwindigkeits- und Beschleunigungsfelder mit Hilfe der vorgestellten Methode liefert diese im Vergleich zu einer isolierten Analyse der Trajektorien einzelner Tracer-Partikel tieferegehende Informationen, welche die dominierende Schmelzflusscharakteristik des Schweißprozesses aufzeigen. Das Ergebnis dieses Verfahrens für die Versuche, die mit der Fokusslage $FL = -2,1$ mm durchgeführt wurden, ist in Bild 23 durch die Überlagerung von 29 Partikeltrajektorien dargestellt (die Pfeilrichtung entspricht der Bewegungsrichtung der Partikel) sowie in Bild 24b aufgeführt, in welchem die entsprechende Verteilung der gemittelten Schmelzflussgeschwindigkeiten zu sehen ist. Bild 24a zeigt die Ausprägung der Schmelzflussgeschwindigkeiten, aufgenommen mit der Fokusslage $FL = -1,4$ mm. Die jeweils dazugehörigen mittleren Beschleunigungsfelder sind in Bild 25 aufgeführt.

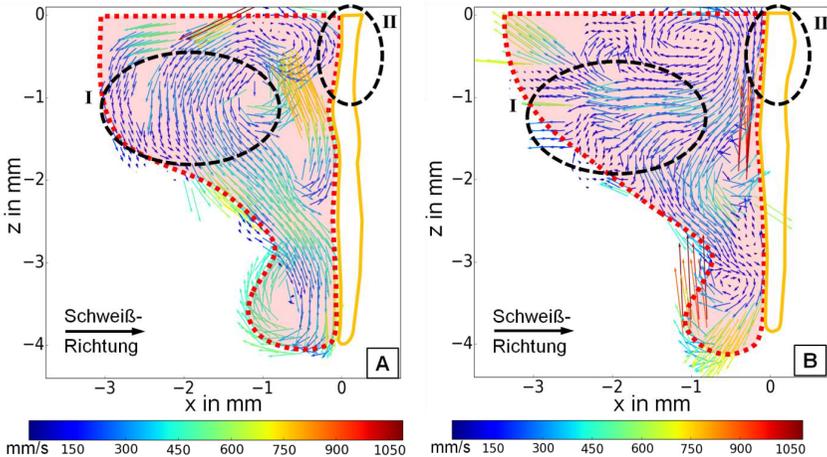


Bild 24: Verteilung der mittleren Schmelzflussgeschwindigkeiten für $FL = -1,4$ mm (A) und $FL = -2,1$ mm (B). Länge und Farbe der Pfeile entspricht der lokalen Geschwindigkeit der Schmelze. Die gelbe Kontur stellt die gemittelte Form der Dampfkapillare dar, entnommen aus den Röntgenbildern. Die rot gepunktete Umrandung zeigt den qualitativen Verlauf der Schmelzbadgeometrie. Die schwarz gestrichelten Ellipsen markieren die Bereiche hin, für die der Vergleich zwischen den Fokusslagen erfolgt.

Die mittlere Form der Dampfkapillare, die sowohl in Bild 24 als auch in Bild 25 abgebildet ist, ergab sich dadurch, dass ein über mehrere aufeinanderfolgende Einzelbilder [144] während der stabilen Phase des Schweißprozesses (100 ms nach dem Beginn und 100 ms vor dem Ende des Schweißprozesses) gemittelt Röntgenbild der Kapillare bestimmt und auf dieses Grauwertbild die Schwellwertberechnung nach Niblack [157] angewandt wurde.

Die in Bild 24 und in Bild 25 gezeichnete, rot gepunktete Umrandung mit transparenter, roter Füllung stellt qualitativ die mittlere Schmelzbadgeometrie dar. Das hintere Ende der Schmelzbeder wurde ermittelt, indem die Position bestimmt wurde, bei der die Bewegung der Tracer-Partikel auf jene Geschwindigkeit eingefroren wird, die durch die Vorschubbewegung der Schweißprobe selbst gegeben ist. Da die Anzahl derartig ermittelter Positionen nicht hinreichend hoch war, kann die Rückwand des Schmelzbeds lediglich als gute Näherung der tatsächlichen Grenze zwischen Feststoff und Flüssigkeit betrachtet werden.

Wie die Darstellungen in Bild 24 zeigen, führt die Verschiebung der Fokusbildung um eine Rayleigh-Länge ($z_R = 0,7 \text{ mm}$) zu deutlichen Unterschieden in Bezug auf

- 1) die Richtung des Schmelzflusses, insbesondere bei $-2,0 \text{ mm} < z < 0,0 \text{ mm}$ (Region I) und
- 2) die Größe der Öffnung der mittleren Kapillarform zwischen $-1,0 \text{ mm} < z < 0,0 \text{ mm}$ (indem jene für $FL = -1,4 \text{ mm}$ kleiner ist; Region II).

Betrachtet man zudem die sich ergebenden Beschleunigungsfelder in Bild 25, zeigt sich, dass der Einfluss der Fokusbildung auf den gemittelten Schmelzfluss, insbesondere in den Regionen, die mit „I“ bis „III“ bezeichnet sind, auffallend ausgeprägt ist. Deutlich wird dies da

- 1) für $FL = -1,4 \text{ mm}$ in Region I die Schmelze entgegen der Schweißrichtung beschleunigt wird, was vermutlich mit einer leicht größeren Dampfkapillare in diesem Bereich verknüpft ist,
- 2) die Beschleunigungsfelder im unteren Bereich des Schmelzbeds (Region II in Bild 25) unterschiedliche Ausprägungen zeigen, was ein Hinweis auf stark unterschiedliche Dynamik der Dampfkapillare sein kann. Während Region II in Bild 25A eine zentripetale Struktur aufweist, darf für $FL = -2,1 \text{ mm}$ (Region II in Bild 25B) angenommen werden, dass das Phänomen Spiking stärker ausgeprägt ist. Dies deckt sich mit dem Mischverhalten der ungleichen Stahllegierungen bei Überlappstößen, wie es in [96] gezeigt wurde,

- 3) die hohen Beschleunigungswerte in Region III (Bild 25A) möglicherweise bedingt durch die schlanke Dampfkapillare bei $z = -2,0\text{ mm}$ sind, was zur Folge hat, dass sich dort die Metaldampfreibung im Bereich der Kapillarrückwand erhöht.

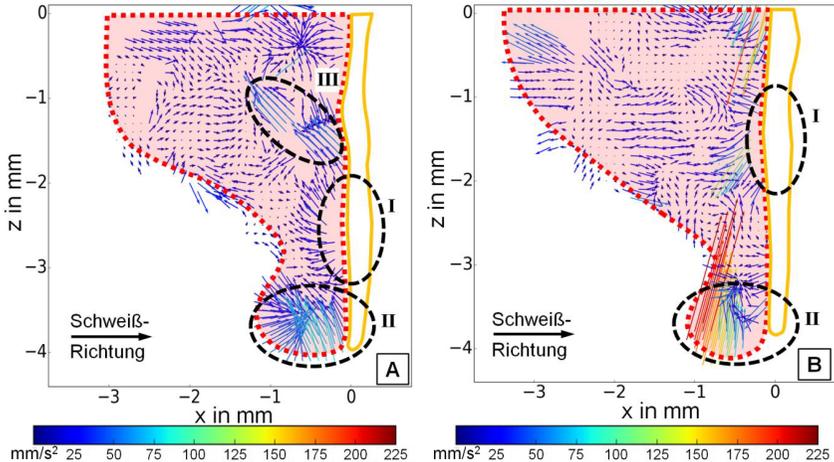


Bild 25: Verteilung der mittleren Schmelzeflussbeschleunigung für $FL = -1,4\text{ mm}$ (A) und $FL = -2,1\text{ mm}$ (B). Länge und Farbe der Pfeile entspricht der lokalen Beschleunigung der Schmelze. Die gelbe Kontur stellt die gemittelte Form der Dampfkapillare dar, die den Röntgenbildern ebenfalls entnommen werden kann. Die rot gepunktete Umrandung zeigt den qualitativen Verlauf der Schmelzbadgeometrie. Die schwarz gestrichelten Ellipsen weisen auf die Bereiche hin, für die der Vergleich zwischen den beiden Fokuslagen gezogen wird.

Bevor die Ergebnisse aus Bild 24 und Bild 25 hier diskutiert werden, soll die Tatsache hervorgehoben werden, dass die Tracer-Partikel für sich genommen einen vernachlässigbaren Einfluss auf den Fluss der Metallschmelze aufweisen. Zur Verdeutlichung dieses Aspekts ist in Bild 26 die Wahrscheinlichkeit des Auftretens eines Partikels in einem bestimmten Intervall Δv der gegebenen Geschwindigkeit v dargestellt. Die grauen Balken zeigen hierin die Verteilung der kleinen Partikel ($125 \pm 63\ \mu\text{m}$ im Durchmesser), die schwarzen Balken jene der großen Partikel ($580 \pm 80\ \mu\text{m}$ im Durchmesser). Die Abweichung zwischen der arithmetisch gemittelten Geschwindigkeit der großen Partikel $\bar{v}_{abs,gross} = 307\text{ mm/s}$ und jener der kleinen Partikel $\bar{v}_{abs,klein} = 285\text{ mm/s}$ beträgt lediglich 4,1%.

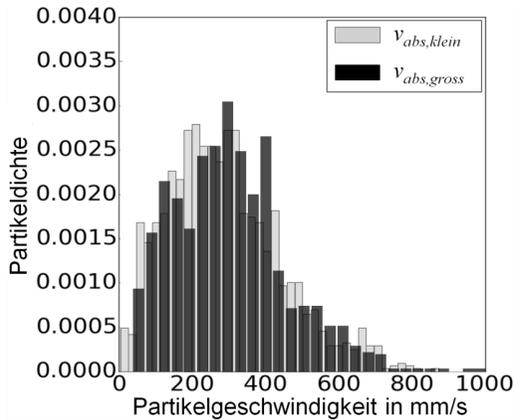


Bild 26: Histogramm der beobachteten Geschwindigkeiten der Tracer-Partikel für $FL = -1,4$ mm. Die roten Balken entsprechen den großen, die gelben Balken den kleinen Partikeln.

Nachdem die zwei unterschiedlichen Partikelgrößen dieselbe Geschwindigkeitsverteilung aufweisen, kann festgestellt werden, dass der Einfluss der Größe der Tracer-Partikel auf den gemessenen Schmelzfluss vernachlässigbar ist, wie bereits von Qureshi [158] in anderem Zusammenhang erwähnt.

4.3 Schmelzfluss- und Schmelzbadmodell

Aus der Verteilung der gemittelten Schmelzflussgeschwindigkeiten, siehe Bild 24, und den gemittelten Beschleunigungen der Schmelze, dargestellt in Bild 25, können qualitativ die dominierenden Schmelzbadwirbel identifiziert werden. Die Abstraktion dazu zeigt Bild 27. Beide Fälle weisen drei Hauptwirbel auf, welche mit „1“ oder „1a“ und „1b“ für die Wirbel am oberen Ende des Schmelzbeds, „2“ oder „2a“ und „2b“ für jene Wirbel im Zentrum und „3“ für den Wirbel im unteren Bereich des Schmelzbeds bezeichnet sind.

Die durchgezogenen Pfeile stellen die dominanten Schmelzflussbewegungen dar. Explizit heißt das, dass die Anzahl an Partikeln, die sich entlang dieses gekrümmten Pfeils mit durchgezogener Linie bewegen 31 % aller analysierten Partikeltrajektorien entspricht. Die gestrichelten Pfeile repräsentieren einen weniger dominanten Schmelzfluss, da weniger als 20 % der betrachteten Partikelbahnen entlang dieses Pfads verlaufen.

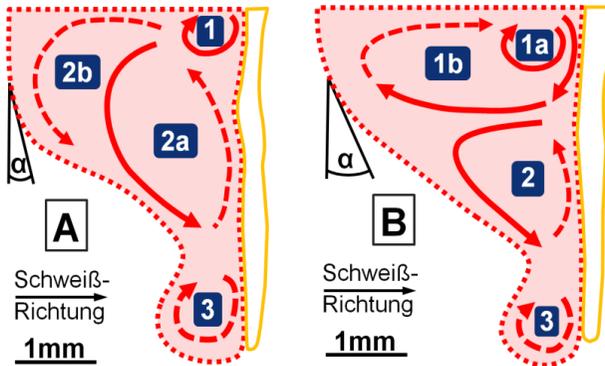


Bild 27: Abstraktion der dominierenden Schmelzflussbewegungen, die für die Fokusslage $FL = -1,4$ mm (A) und $FL = -2,1$ mm (B) betrachtet wurden. Die charakteristischen Schmelzbadwirbel sind mit „1“ bis „3“ nummeriert. Die durchgezogenen Pfeile stehen für einen dominanten Schmelzfluss, die gestrichelten Pfeile für einen weniger dominanten. Die rot gepunktete Außenkontur mit rot transparenter Füllung repräsentiert qualitativ die resultierende mittlere Schmelzbadgeometrie. Die gelbe Kontur stellt die mittlere Geometrie der Dampfkapillare dar.

Hauptsächlich zeigt sich der Unterschied der charakteristischen Schmelzflüsse für Wirbel 2. Bei dem Prozess mit der Fokusslage $-1,4$ mm (Bild 27A) reicht Wirbel 2, der hier in die Wirbel 2a und 2b aufgeteilt ist, bis hin zur Oberfläche des Schmelzebades an dessen hinteren Ende. Wird jedoch die Fokusslage $-2,1$ mm eingestellt (Bild 27B), ist Wirbel 2 deutlich kleiner und weist eine erheblich geringere Ausdehnung in vertikaler Richtung auf, da der obere Teil des Schmelzflusses im Schmelzbad nun von einem gestreckten Wirbel 1 beherrscht wird, der sich in 1a und 1b aufteilt. Für Wirbel 3 hingegen besteht kein erkennbarer Unterschied für den Schmelzfluss, der für die beiden betrachteten Fokusslagen beobachtet werden konnte: Weder in Bezug auf den Drehsinn des Wirbels, noch bezüglich der Größe und Position desselben im Schmelzbad. Die Analyse der Beschleunigungsfelder weist jedoch darauf hin, dass im Fall der tieferen Fokusslage $FL = -2,1$ mm dieser Wirbel 3 durch den Effekt des Spikings überlagert ist.

Die ausgeprägten Unterschiede der Strömungscharakteristik im oberflächennahen Bereich des Schmelzebades resultieren zudem in einer qualitativ leichten Veränderung der Geometrie der betrachteten Schmelzebäder. Erstens beträgt die mittlere Schmelzbadlänge $3,1$ mm für die Fokusslage $FL = -1,4$ mm während sie für $FL = -2,1$ mm um $+10\%$ ($0,3$ mm) auf $3,4$ mm länger ist. Zweitens ist die Rückwand des Schmelzebades signifikant steiler im Fall des Schweißprozesses mit der Fokusslage $-1,4$ mm (vergleiche Winkel α in Bild 27).

Die in diesem Kapitel aufgeführten Beobachtungen zeigen folglich, dass die Fokuslage in der Tat einen erheblichen Einfluss auf den resultierenden charakteristischen Schmelzefluss und demzufolge auch auf die Schmelzbadgeometrie hat, was in Abschnitt 3.2 anhand der Durchmischung ferritisch (Baustahl) und austenitisch (Edelstahl) erstarrender Gefügebestandteile bereits angedeutet wurde. Diese Erkenntnis sowie die zuvor genannten, unmittelbaren Auswirkungen für die Bildung von Spritzern, Poren und Schmelzeauswürfen [25][27][131] hebt die praktische Bedeutung einer gezielten Überwachung der Fokuslage während des Schweißprozesses hervor. Beispielsweise sollte der thermische Fokus-Shift möglichst vermieden werden, der insbesondere bei Strahlquellen hoher Brillanz bevorzugt entsteht [122].

Im Ergebnis haben die Beobachtungen, die auf in-situ Röntgenaufnahmen basieren, einen starken Einfluss der Fokuslage auf den sich ausprägenden charakteristischen Schmelzefluss gezeigt, wie in den eingangs erwähnten früheren Veröffentlichungen bereits vermutet wurde. So beeinträchtigt eine Verschiebung der Fokuslage um eine Rayleigh-Länge sowohl die Form der Dampfkapillare als auch die Richtung der Schmelzflussbewegung, bis hin zur Schmelzbadgeometrie, hauptsächlich in der oberen Hälfte des Schmelzabetes. Die hierfür neu eingeführte Methode zur Beurteilung der charakteristischen Ausprägung des Schmelzflusses, indem über mehrere Trajektorien der Tracer-Partikel gemittelt wird, stützt diese Beobachtung.

Um ein tiefergehendes Verständnis der gegenseitigen Wechselwirkungen zwischen der Dynamik der Dampfkapillare, die durch die zeitlich veränderliche Absorption der einfallenden Laserstrahlung bedingt ist, dem davon lokal abhängigen Verdampfungsdruck, dem als Folge dessen resultierenden Schmelzefluss und den sich während der Erstarrungsphase bildenden Heißrissen zu gewinnen, wurden weitere Untersuchungen angestellt. Diese werden in Kapitel 6.2 vorgestellt.

Die in diesem Kapitel und in [159] gezeigten Ergebnisse legen den Schluss nahe, den Schmelzefluss und die Schmelzbadgeometrie derart zu beeinflussen, dass die Heißrissbildung vollständig vermieden wird. Auf diesen Aspekt wird in Abschnitt 6.1 und 6.2 eingegangen. Zunächst wird jedoch der Frage nachgegangen, inwiefern die Änderung der Schmelzbadgeometrie den Einfluss der Fokuslage auf die Bildung von Heißrissen erklären kann. Zu diesem Zweck werden im folgenden Kapitel 5 die Temperaturverteilung und die dadurch induzierten Dehnungen und Spannungen simulativ bestimmt sowie Änderungen der Schmelzbadgeometrie gegenübergestellt.

5 Thermomechanische Struktursimulation

In der numerischen Schweißsimulation wird zwischen den Teilbereichen der Prozesssimulation (Thermodynamik), der Struktursimulation (Mechanik) und der Werkstoffsimulation (Metallurgie) unterschieden [86][160], wobei die Komplexität und der Rechenaufwand in der genannten Reihenfolge zunehmen [161]. Die Entstehung von Heißrissen ist allerdings von allen Aspekten und deren wechselseitigen Beziehungen betroffen (vgl. Abschnitt 2.3.2).

Ogleich kein ganzheitliches Modell existiert, das alle drei Teilbereiche vereint, bestehen einige zweistufige Ansätze zur Modellierung der Entstehung von Heißrissen. In einem ersten Schritt wird hiernach die Methode der Finiten Elemente genutzt, um die Temperaturverteilung beim Schweißen zu berechnen. In einem zweiten Schritt werden die so bestimmten Temperaturwerte als thermische Eingangsgröße für die Berechnung der mechanischen Belastungen verwendet. Diese dienen als Kriterium für die Entstehung von Heißrissen, die bei Überschreiten kritischer Werte von Spannungen [93][162] oder Dehnungen [68][85][86][87][163] entstehen können. Eine Weiterentwicklung dieser Kriterien stellt die sogenannte Rissneigungsenergie dar [62][95], worin sowohl spannungsbasierte, dehnungsbasierte und metallurgische Einflüsse Berücksichtigung finden.

Die Betrachtungen transversal zur Schweißrichtung entstehender, kritischer Verschiebungen neben der Schweißnaht und kritischer Dehnungen in der Schweißnahtmitte zielen auf die Erklärung von Schweißnahtmittenrissen bzw. Längsrissen ab [85][86][87]. Sie lassen selbst eine Mittelwertbildung von Spannung und Dehnung entlang der ausgewerteten Erstarrungsflächen zu [62] und können durch mechanische oder optische Messungen an der Probenoberfläche validiert werden [72][164][165].

In den genannten Arbeiten werden hauptsächlich Längsrisse analysiert, das Heißrisse sind, die sich in Richtung der Strahlausbreitung des Laserstrahls bilden. Dadurch sind Messungen der Verhältnisse von Dehnungen und Spannungen an der Probenoberfläche zweckdienlich. Einen wesentlichen Unterschied zu den genannten Arbeiten stellen die in dieser Arbeit verfolgten Untersuchungen zur Bildung von Querrissen dar, die bei dem Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] vornehmlich auftreten und sich als abhängig von der im Schweißprozess gewählten Fokuslage erweisen (vgl. Abschnitt 2.1.3). Die

Entstehung derartiger Heißrisse ist auf ein Überschreiten kritischer Belastungen in Tiefenrichtung der Schweißnaht zurückzuführen und hängt von den geometrischen Gegebenheiten der Rückwand des Schmelzebads ab. Für konstante mechanische Randbedingungen, wie die Einschweißtiefe und die Bauteilkonstruktion, sollten sich demnach unterschiedliche thermo-mechanische Reaktionen auf veränderte, zeitlich gemittelte Schmelzbadgeometrien zeigen, wie sie beispielsweise durch eine Verschiebung der Fokuslage entstehen können (vgl. Kapitel 4). Eine messtechnische Erfassung der allfälligen Dehnungen und Spannungen ist experimentell nicht möglich. Daher soll dieser Aspekt Gegenstand der folgenden Untersuchungen in Form von Simulationen sowohl der stationären Temperaturfelder und deren Kalibrierung (Abschnitt 5.1) als auch von Simulationen der Strukturmechanik (Abschnitt 5.2) sein.

5.1 Berechnung von Temperaturfeldern erzeugt durch unterschiedlich verteilte Punktwärmequellen

Die Simulationen wurden am Beispiel von ebenen Blechen durchgeführt, analog der in Abschnitt 2.1.3 vorgestellten Versuchsergebnisse, welche die Entstehung von Heißrisen in Abhängigkeit der Fokuslage zeigen. Die stationären Temperaturfelder wurden mit Hilfe der Finite Elemente Software ANSYS® unter Verwendung der ANSYS® Solver Umgebung berechnet [166]. Um die benötigte Rechenzeit zu optimieren, wurde ein die Prozesszone umschließender Ausschnitt in der zu schweißenden Blechkontur gewählt, so dass der Einfluss der seitlichen Ränder auf das betrachtete Temperaturfeld vernachlässigbar ist und die Blechdicke jener aus den Experimenten entsprach ($l_x = 8 \text{ mm}$; $b_y = 5 \text{ mm}$; $h_z = 5 \text{ mm}$). Für diesen Volumenkörper wurde eine Vernetzung mit $50 \mu\text{m}$ Elementkantenlänge definiert. Der Ursprung des kartesischen Koordinatensystems ($z = 0 \text{ mm}$) befand sich an der Blechoberseite in der Mitte des Simulationsausschnittes (2,5 mm Randabstand in y -Richtung) 2 mm von der vorderen Kante in Schweißrichtung (x -Achse) entfernt. Die dort platzierte Ersatzwärmequelle simuliert den Energieeintrag des Laserstrahls und dient als Bezugssystem für die Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Probenkörper, wobei letzterer in negativer x -Richtung bewegt wird.

Das Modell wurde aus diskreten, dreidimensionalen Strukturelementen aufgebaut, die konduktive Wärmeleitungseigenschaften und die Temperatur als Freiheitsgrad aufweisen. Zur Berechnung der Temperaturfelder im Feststoff wurde in der Simulation die dreidimensionale Wärmeleitungsgleichung

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\dot{Q}}{\rho c_p} + \kappa_{temp} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) - v \frac{\partial T}{\partial x} \quad (5.1)$$

unter Berücksichtigung diffuser und advektiver Anteile gelöst [167][168][169]. Darin bezeichnet t die Zeit, T die Temperatur, v die Schweißgeschwindigkeit in x -Richtung und \dot{Q} den Wärmeeintrag entsprechend des Laserschweißprozesses. Aus Gleichung (5.1) ergibt sich die Wärmeverteilung im Bauteil im stationären Gleichgewicht ($\partial T/\partial t = 0$ für $t \rightarrow \infty$), wobei der Term $v \partial T/\partial x$ den advektiven Abfluss von Wärme hinter der Wärmequelle aufgrund der Bewegung des Probenkörpers berücksichtigt. Mit κ_{temp} ist in Gleichung (5.1) die ihrerseits von der Temperatur abhängige Temperaturleitfähigkeit

$$\kappa_{temp}(T) = \frac{\lambda_{th}(T)}{\rho(T) c_p(T)} \quad (5.2)$$

definiert, die sich aus dem Quotient der Wärmeleitfähigkeit $\lambda_{th}(T)$ zur Dichte $\rho(T)$ und der spezifischen Wärmekapazität $c_p(T)$ berechnet. Für die in dieser Arbeit durchgeführten Simulationen am Beispiel des Vergütungsstahls 42CrMoS4 [54] wurden temperaturabhängige thermo-physikalische Werkstoffeigenschaften verwendet, die mit Hilfe der in der industriellen Praxis eingesetzten Software JMatPro® [170] berechnet wurden und im Anhang A1 grafisch aufgeführt sind.

In Anlehnung an das integrierte Punktwärmequellen-Modell nach Chang [171] wurde die Geometrie der Schmelzebäder durch Superposition einzelner Punktwärmequellen wie folgt angepasst: Um eine Schweißtiefe von $EST = 4,0$ mm zu simulieren, wurden entlang einer geraden Linie 40 Punktwärmequellen äquidistant verteilt. Die Punktwärmequellen waren innerhalb des Probenkörpers entlang der z -Achse bei $x = y = 0$ mm positioniert. Da sich die Probenoberfläche bei $z = 0$ mm befindet, weisen die Punkte im Inneren des Probenkörpers negative z -Werte auf. Eine Justierung des Energieeintrags erfolgte durch die Vorgabe einer Prozesseffizienz, in der Effekte wie der Einkoppelgrad der Laserstrahlung in die Dampfkapillare und thermische Verluste durch Wärmeleitung berücksichtigt wurden.

Um die realen Schweißbedingungen optimal abzubilden, wurde – entsprechend der Vorwärmung der Proben mit dem Heißluftofen im Experiment – eine Ausgangstemperatur von $T_{Schweiß} = 500$ °C definiert, welche die Randbedingung am vorderen Rand, das heißt, vor der Ersatzwärmequelle liegend, des simulierten Volumenkörpers bestimmt. So fließt in der Berechnung Material mit $T_{Schweiß}$ in das Simulationsgebiet, wo es durch

die Punktwärmequellen erwärmt wird und über den hinteren Rand desselben wieder ausströmt. Die seitlichen Ränder (in y -Richtung) wurden als thermisch isoliert angenommen. Die Wärmeleitung war der einzige berücksichtigte Mechanismus für den Wärmetransport. In der Realität vorhandene Wärmeverluste durch Konvektion und Wärmestrahlung auf den Rändern des Volumenkörpers wurden nicht einberechnet. Die Strömungsdynamik im Schmelzebad wurde in dem hier verwendeten Ansatz nicht betrachtet, da die Auswertungen der Strukturmechanik ausschließlich für $T < T_{Liq}$ erfolgten und die Geometrie der Schmelzebäder wie im Folgenden beschrieben nachgebildet wurde.

Zur Kalibrierung der Ersatzwärmequelle musste die Verteilung der Gesamtleistung auf die 40 Punktwärmequellen so gestaltet sein, dass die Form des errechneten Schmelzebads mehreren Anforderungen genügt: Zum einen sollte die projizierte Querschnittsfläche der errechnete Schmelzebadisotherme in der y - z -Ebene (Bild 28B) mit der Form eines metallografischen Querschliffs einer realen Schweißung (Bild 28A) bestmöglich übereinstimmen. Zum anderen konnte in dieser Arbeit ein Abgleich der projizierten Geometrie des Schmelzebads in der x - z -Ebene vorgenommen werden. Hierzu wurde die mittlere Schmelzebadgeometrie verwendet, die mit Hilfe der Partikeltrajektorien in den Röntgenaufnahmen in Kapitel 4 abhängig von der Fokuslage qualitativ ermittelt wurden („Fußabdruck“ des Prozesses; vgl. Bild 28C und D).

Die Modellierung der Querschnitte in Bild 28B und D sind sowohl dem metallografischen Querschliff (Bild 28A) als auch der projizierten Schmelzebadgeometrie (Bild 28C) aus den Schweißversuchen mit identischen Parametern für Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit nachempfunden. Den Vergleich zwischen den simulativ und experimentell ermittelten Ergebnissen zeigt Bild 28. Darin ist ein signifikanter Mehrwert der Simulation zu erkennen: Im Gegensatz zu den experimentellen Ergebnissen kann aus den Temperaturfeldern die Isotherme für die *Solidustemperatur* T_{Sol} identifiziert werden (rote Fläche in Bild 28B und D). Der räumliche Verlauf der Solidusisotherme war für die weitere Auswertung maßgeblich.

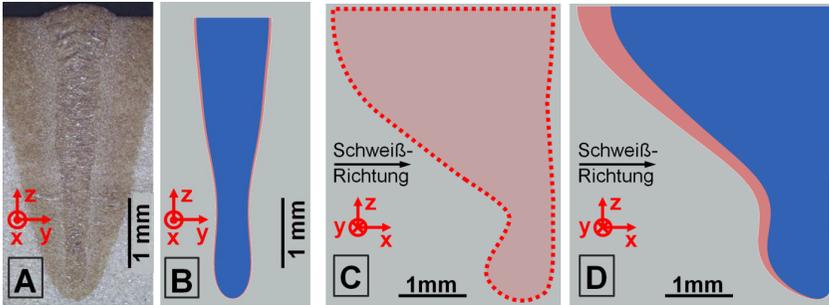


Bild 28: A: Querschliff der erstarren Schweißnaht zur Kalibrierung des Wärmeeintrags.

B: Berechneter Schweißnahtquerschnitt des Schweißprozesses in der y - z -Ebene, quer zur Schweißrichtung (rot: Flächenisotherme Solidustemperatur, blau: Flächenisotherme Liquidustemperatur).

C: Mittlere Schmelzebadgeometrie, qualitativ ermittelt aus den Schmelzeflussbewegungen der Tracer-Bahnen in den Röntgenaufnahmen (Abschnitt 4.3).

D: Berechneter Schweißnahtlängsschnitt des Schweißprozesses in der x - z -Ebene, entlang der Schweißrichtung (rot: Flächenisotherme Solidustemperatur, blau: Flächenisotherme Liquidustemperatur).

Parameter: $SPP = 4 \text{ mm mrad}$, $P = 2,7 \text{ kW}$, $v = 4 \text{ m/min}$, $d_f = 0,5 \text{ mm}$, $FL = -2,1 \text{ mm}$, 42CrMoS4.

Die Intensität des Wärmeeintrags jeder Punktwärmequelle wurde durch ein iteratives Vorgehen insofern justiert, als Kurven resultierten, die einen gleichmäßigen Verlauf der Fitkurven aufwiesen (vgl. Bild 29A) und der Gesamtwärmeeintrag der Laserleistung entsprach. Simuliert wurden drei Abbilder eines Schweißprozesses, zwei davon analog der Ergebnisse in Abschnitt 2.1.3. Die simulativen Analysen betrachten demnach Parameter, die einem Prozess mit einem TruDisk 4001 ($SPP = 4 \text{ mm mrad}$) bei $v = 4 \text{ m/min}$ Schweißgeschwindigkeit und

- I. der Fokuslage $FL = -1,4 \text{ mm}$ mit einer Leistung von $P = 2,4 \text{ kW}$,
- II. der Fokuslage $FL = -2,1 \text{ mm}$ mit $P = 2,7 \text{ kW}$ und
- III. einer homogenen Verteilung der Leistung mit $P = 2,7 \text{ kW}$

entsprechen. Die Ergebnisse der prozentualen Leistungsanteile der Punktwärmequellen in Abhängigkeit der z -Position der Punktwärmequelle sind für diese drei Testfälle in Bild 29A aufgeführt. Als Resultat der Berechnung ergab sich durch das Lösen der Gleichung (5.1) unter Berücksichtigung der Randbedingungen eine Temperaturverteilung des Schweißprozesses im stationären Gleichgewicht. In Bild 29B ist exemplarisch sowohl das Temperaturprofil für Fall II ($FL = -2,1 \text{ mm}$, $P = 2,7 \text{ kW}$) in der Symmetrieebene ($y = 0 \text{ mm}$) als auch die Flächenisothermen für die Liquidustemperatur

$T_{Liq} = 1491\text{ °C}$ (blaue Fläche) und die Solidustemperatur $T_{Sol} = 1415\text{ °C}$ (rote Fläche) dargestellt.

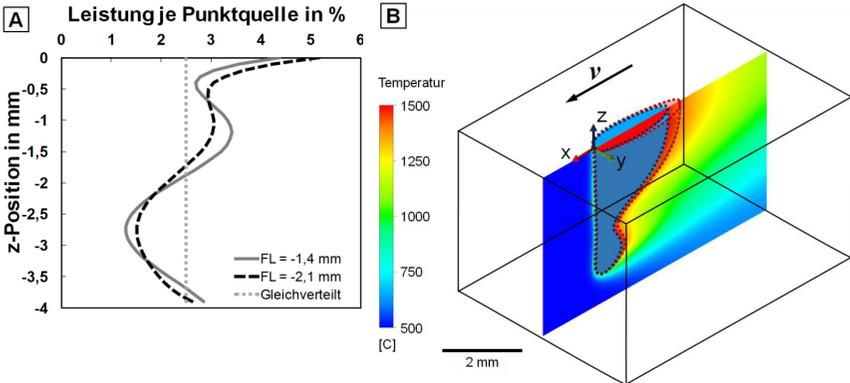


Bild 29: A: Punktwärmequellenverteilung für die Simulation des Schweißprozesses mit Fokusslage $FL = -1,4\text{ mm}$ (durchgezogene Kurve), $FL = -2,1\text{ mm}$ (gestrichelte Kurve) und die homogene Punktwärmequellenverteilung (gepunktete Linie).

B: Temperaturfeld in der Symmetrieebene sowie dreidimensionale Darstellung des Schmelzebads durch die Flächenisotherme für $T_{Liq} = 1491\text{ °C}$ (blaue Kontur, gestrichelt umrandet) und $T_{Sol} = 1414\text{ °C}$ (rote Kontur, gestrichelt umrandet).

Um den Einfluss unterschiedlicher Geometrien der Schmelzebäder auf die resultierenden Dehnungs- und Spannungsfelder zu bestimmen, fungieren die zuerst berechneten Temperaturfelder der drei hier betrachteten Testfälle (I: $FL = -1,4\text{ mm}$, $P = 2,4\text{ kW}$; II: $FL = -2,1\text{ mm}$, $P = 2,7\text{ kW}$; III: homogene Punktwärmequellenverteilung, $P = 2,7\text{ kW}$) als Eingangslast für die im zweiten Schritt durchgeführte Simulation der Strukturmechanik, die im folgenden Abschnitt erläutert wird.

5.2 Berechnung der Strukturmechanik

Das Temperaturfeld und die Strukturmechanik sind grundsätzlich thermo-physikalisch über den Wärmeausdehnungskoeffizienten [172]

$$\alpha_{therm} = \frac{1}{l} \frac{dl}{dT} = \frac{1}{dT} \frac{dl}{l} = \frac{1}{\Delta T} \varepsilon_{therm} \quad (5.3)$$

miteinander verknüpft. Durch Umstellen von Gleichung (5.3) wird ersichtlich, dass sich beispielsweise eine Temperaturerhöhung ΔT in Form thermisch induzierter Dehnung

$$\varepsilon_{therm} = \alpha_{therm} dT = \alpha_{therm} \Delta T \quad (5.4)$$

direkt proportional auf die Strukturmechanik auswirkt. Umgekehrt besitzt die Strukturmechanik häufig keinen Einfluss auf das Temperaturfeld. Die Aufteilung der Berechnung in die zwei Teilschritte Temperaturfeld- und Strukturberechnung ist deshalb zulässig, da lokale Verschiebungen die Temperatur und Wärmeleitfähigkeit nicht beeinflussen und die Wärmeerzeugung durch Dehnungen üblicherweise vernachlässigbar klein ist [166].

Grundsätzlich sind thermisch induzierte Dehnungen elastisch und im Bereich der Hook'schen Geraden reversibel [173]. In realen Bauteilen können sich thermische Dehnungen allerdings nicht ungehindert ausbreiten, wodurch Spannungen auftreten, die sich als mechanische Verformungen in Gestalt von Schrumpfungen oder Verzug äußerlich bemerkbar machen und ihrerseits wieder elastische oder gar plastische Dehnungen hervorrufen [90]. Die lokalen Gesamtdehnungen

$$\varepsilon_{ges} = \varepsilon_{therm} + \varepsilon_{mech} = \varepsilon_{therm} + \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} \quad (5.5)$$

ergeben sich als Summe aus der thermischen Dehnung ε_{therm} und der mechanischen Dehnung ε_{mech} , wobei letztere aus der elastischen ε_{el} und der plastischen Dehnung ε_{pl} besteht [62].

Für die Berechnung der strukturmechanischen Größen werden der Elastizitätsmodul E , die Querkontraktionszahl μ , die Dichte ρ und der thermischen Ausdehnungskoeffizient α_{therm} benötigt, deren in der Arbeit jeweils verwendete, temperaturabhängige Verläufe in Anhang A1 aufgeführt sind. Die mechanischen Eigenschaften der Schmelzezone wurden für die hier durchgeführten Berechnungen in Anlehnung an [62] vereinfacht berücksichtigt, indem für $T > T_{Liq} = 1491^\circ\text{C}$ weder Spannungen noch Dehnungen auftreten konnten und der Phasenübergang fest-flüssig durch abrupte Änderungen der Werkstoffeigenschaften abgebildet wurde. Um sicherzustellen, dass die strukturmechanischen Berechnungen konvergieren, wurde unter anderem der E-Modul oberhalb T_{Liq} auf einen Wert von 100 MPa gesetzt, da für $T > T_{Liq}$ nur flüssige Stahlschmelze vorliegt, die keine mechanische Festigkeit besitzt.

Die Auswertung der mechanischen Kennwerte in z -Richtung, die maßgeblich für die Bildung der Querrisse sind, erfolgte im rissempfindlichen Bereich, der durch einen schmalen Ausschnitt ($y = 0,1$ mm breit) entlang der Flächenisotherme für die Solidustemperatur $T_{Sol} = 1415^\circ\text{C}$ definiert wurde. Die Solidusisotherme wurde bewusst gewählt, um zum einen den geometrischen Einfluss der unterschiedlichen Schmelzebäder

auf die Strukturmechanik unmittelbar zu ermitteln. Zum anderen liegt die Solidustemperatur inmitten des Temperaturintervalls der Sprödigkeit (TIS; vgl. Abschnitt 2.3.2), da die untere Grenztemperatur des TIS tiefer als die Solidustemperatur liegt [81] und diese durch niedrigschmelzende Phasen (wie z.B. Fe-FeS) noch weiter in Richtung tiefere Temperaturen verschoben wird [50]. Die Ergebnisse dieser Analysen sind im folgenden Abschnitt aufgeführt.

5.3 Ergebnisse der Simulation

In Bild 30 sind die berechneten Temperaturfelder mit den dazugehörigen Schmelzebädern für die Testfälle I, II und III dargestellt. Die Verwendung der in Bild 29 aufgeführten Leistungsverteilung auf die einzelnen Punktwärmequellen zeigt eine maßgebliche Wirkung auf die resultierende Geometrie des Schmelzebads und die Temperaturverteilung, insbesondere durch den Vergleich mit der homogen verteilten Punktwärmequelle (Fall III), die eine hauptsächlich theoretische Schmelzebadform erzeugt.

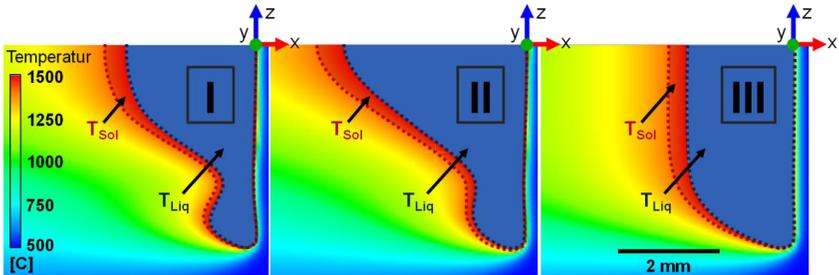


Bild 30: Vergleich der berechneten Temperaturfelder der Schweißprozesse in der x - z -Ebene in Schweißrichtung (rot: Flächenisotherme Solidustemperatur T_{Sol} , blau: Flächenisotherme Liquidustemperatur T_{Liq}). Parameter: $v = 4$ m/min, $T_{vor} = 500$ °C, 42CrMoS4. Fall I ($FL = -1,4$ mm, $P = 2,4$ kW), Fall II ($FL = -2,1$ mm, $P = 2,7$ kW) und Fall III (homogen verteilte Punktwärmequelle, $P = 2,7$ kW).

Die Temperaturfelder der Testfälle I bis III mit unterschiedlicher Geometrie des Schmelzebads wurden anschließend als Eingangslast für die Berechnung der Strukturmechanik verwendet. Die Resultate dieser Berechnung für die lokale Gesamtdehnung ϵ_{ges} nach Gleichung (5.5) sowie die lokale Spannung σ , die für einen $y = 0,1$ mm breiten Bereich entlang der Flächenisotherme für die Solidustemperatur ausgewertet wurden, zeigt Bild 31.

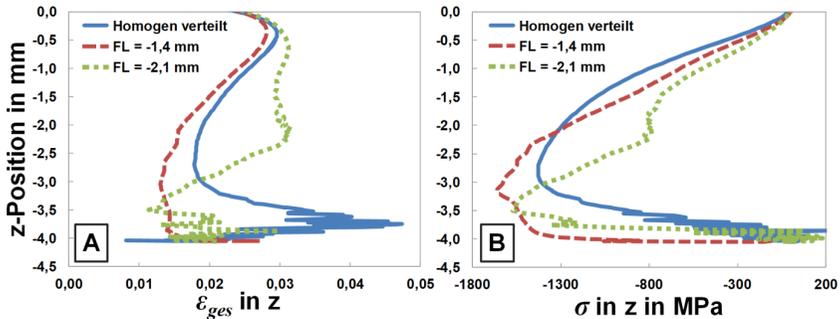


Bild 31: Lokale Gesamtdehnung (A) und lokale Spannung (B) als Ergebnis der strukturmeechanischen Berechnung entlang der Flächenisotherme für $T_{Sol} = 1415\text{ °C}$. Parameter: $v = 4\text{ m/min}$, $T_{Schweiß} = 500\text{ °C}$, 42CrMoS4. Fall I ($FL = -1,4\text{ mm}$, $P = 2,4\text{ kW}$); Fall II ($FL = -2,1\text{ mm}$, $P = 2,7\text{ kW}$); Fall III (homogen verteilte Punktwärmequelle, $P = 2,7\text{ kW}$).

Ausgehend von der Oberfläche steigen die Werte der lokalen Gesamtdehnung in Bild 31A für die betrachteten Fällen I, II und III bis $0\text{ mm} > z > -0,5\text{ mm}$ zunächst an, um danach auf geringere Werte abzufallen, bevor sie nahe dem Schmelzebadgrund erneut größer werden. Allerdings verweilen die Werte für Fall II ($FL = -2,1\text{ mm}$, $P = 2,7\text{ kW}$) zunächst auf höherem Niveau, bevor sie dann bei $-2,5\text{ mm} > z > -3,5\text{ mm}$ auf ihren Tiefpunkt abfallen.

Dieser Unterschied ist ebenso für den Verlauf der Spannungen in Bild 31B erkennbar. Die Spannungswerte sinken beginnend an der Schmelzebadoberfläche in Bild 31B bis auf deren Tiefpunkt zwischen $z = -2,8\text{ mm}$ und $z = -3,5\text{ mm}$ ab, um danach wieder anzusteigen. Wiederum liegen für Fall II zwischen $z = -2,8\text{ mm}$ und $z = -3,5\text{ mm}$ höhere Werte vor, bevor danach der Abfall auf den Tiefpunkt erfolgt. Da die Spannungen zwischen $0\text{ mm} > z > -3,9\text{ mm}$ im negativen Bereich liegen, handelt es sich fast vollständig um Druckspannungen. Wenngleich die Theorie besagt, dass nur Zugspannungen zu Heißrissen führen, nicht aber Druckspannungen, die auf das Zweiphasengebiet wirken [42][72][93][94], schließt sich einem Druckspannungsfeld räumlich stets ein Zugspannungsfeld an [91][92][93][94]. Die Anwendung des Heißrisskriteriums nach Stritt [62] ist an der hier betrachteten Stelle (Flächenisotherme mit $T_{Sol} = 1415\text{ °C}$) folglich nicht möglich, da dieses nur für positive Spannungen – also Zugspannungen – definiert ist. Reicht allerdings die Mushy Zone räumlich über das Druckspannungsfeld hinaus, kann dennoch ein Heißriss initiiert werden. In [98] wird am Beispiel des hochfesten Stahls X90CrMoV18 [128] das kritische Zweiphasengebiet zwischen 1000 °C und 1450 °C angegeben. In Anbetracht des Verlaufs der Isotherme für 1000 °C in Bild

30 und der im Anhang A1 aufgeführten Darstellung der Spannungsfelder in der Mittelachse des simulierten Schweißprozesses ist es denkbar, dass die Mushy Zone für den hier betrachteten Vergütungsstahl tatsächlich über das Druckspannungsfeld hinausreicht und somit Heißrisse entstehen können.

Bestimmt man aus den lokalen Gesamtdehnungen (Bild 31A) die Maximalwerte der auftretenden Zugdehnungen in z -Richtung und zeichnet diese an der jeweiligen Position entlang der Soliduslinie ein, ergibt sich der in Bild 32 dargestellte Vergleich. Daraus ist der Einfluss der Schmelzbadgeometrie auf den Ort der maximalen Gesamtdehnung ε_{max} ersichtlich: Eine Veränderung der Geometrie des Schmelzbaus in der Tiefe bewirkt ebenfalls eine Verlagerung der Zugdehnungen und somit der Maximalwerte der lokalen Gesamtdehnung in z -Richtung. So liegt dieser Maximalwert für die hohe Fokusslage $FL = -1,4$ mm bei $z(\varepsilon_{max,l}) = -0,35$ mm und damit in einem Bereich niedriger Einschweißtiefe, wo aufgrund des geringeren Einspanngrads die Neigung zur Heißrisbildung reduziert ist [61].

Tatsächlich ergeben sich für diesen Fall zwei mittlere Tiefen der in den Röntgenaufnahmen ermittelten Heißrisse für fünf analysierte Proben und zwar bei $\overline{z_{RT,1}}(FL = -1,4 \text{ mm}) = -1,16 \pm 0,31$ mm und $\overline{z_{RT,2}}(FL = -1,4 \text{ mm}) = -3,10 \pm 0,15$ mm, wobei die kumulierte Risslänge Λ_R lediglich $0,19 \pm 0,11$ beträgt (vgl. Bild 13, Abschnitt 3.2). Durch eine Verschiebung der Fokusslage hin zu $FL = -2,1$ mm (Fall II) verlagert sich $z(\varepsilon_{max,II}) = -2,09$ mm hingegen zu einer tiefer liegenden Position entlang der Solidusisotherme. Die Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment ist für diesen Fall besonders gut, da die mittlere Risstiefe für die fünf experimentellen Schweißergebnisse $\overline{z_{RT}}(FL = -2,1 \text{ mm}) = -2,55 \pm 0,35$ mm beträgt und damit recht nahe am Ort der maximalen Dehnung in z -Richtung $z(\varepsilon_{max,II})$ liegt. Zudem zeigt sich für diese Fokusslage mit $\Lambda_R = 0,41 \pm 0,13$ eine erhöhte Neigung zur Heißrisbildung.

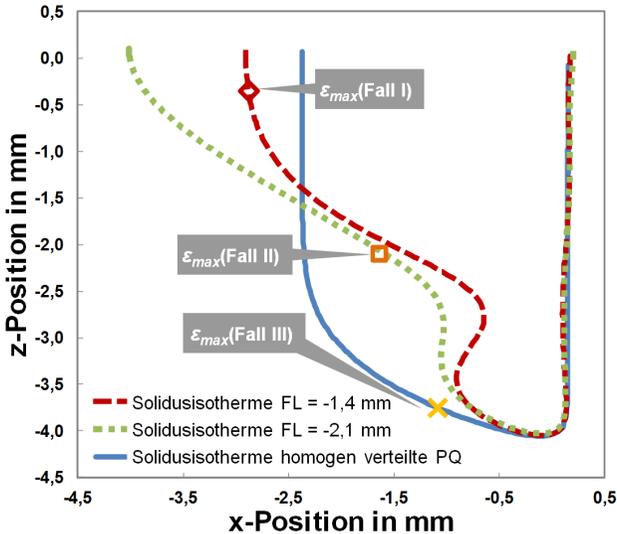


Bild 32: Solidusisotherme ($T_{Sol} = 1414^{\circ}\text{C}$) in der Mittelachse der für die Testfälle I bis III berechneten Schmelzebäder. Parameter: $v = 4\text{ m/min}$, $T_{Schweiß} = 500^{\circ}\text{C}$.

Die hervorgehobenen Positionen markieren den Ort der maximalen Gesamtdehnung in z -Richtung: Fall I ($FL = -1,4\text{ mm}$, $P = 2,4\text{ kW}$): rote Raute; Fall II ($FL = -2,1\text{ mm}$, $P = 2,7\text{ kW}$): oranges Quadrat; Fall III (homogen verteilte Punktwärmequelle, $P = 2,7\text{ kW}$): gelbes Kreuz.

Wird die Prozessenergie homogen auf die 40 Punktwärmequellen verteilt, ändert sich die simulierte Geometrie des Schmelzebads und damit das Temperaturfeld (Bild 30). Die Position maximaler Dehnung in z -Richtung verschiebt sich diesem Fall III im Vergleich zu den heterogen verteilten Punktwärmequellen (Fall I und II) hin zu einer tieferen z -Position bei $z(\epsilon_{max,III}) = -3,75\text{ mm}$ (gelbes Kreuz in Bild 32). Sie befindet sich nun in einem Bereich räumlich kleiner Ausdehnung der Mushy Zone (vgl. Temperaturfeld in Bild 30), der aufgrund dessen tendenziell weniger anfällig für Heißrisse ist [42][50].

Die in dieser Arbeit durchgeführte Berechnung der maximal auftretenden lokalen Gesamtdehnung erfolgte in Anlehnung an die Theorien nach Pellini [84] und Prokhorov [80] sowie den Weiterentwicklungen dieser Modelle [85][86][87]. Hiernach bilden sich Erstarrungsrisse dann aus, wenn innerhalb des TIS die auftretenden Dehnungen ein kritisches Maß übersteigen, das die zwischen den Dendriten vorhandenen flüssigen Schmelzefilme nicht ertragen können.

Die Ergebnisse zeigen, dass ein veränderter Energieeintrag, analog einer Fokusslagenverschiebung im Experiment, Änderungen der Schmelzbadgeometrie und des Temperaturfelds bedingt. Dadurch ergeben sich unterschiedliche strukturmechanische Reaktionen, die sich besonders auffallend in Form einer Verschiebung der Position der Maximaldehnung in z -Richtung $z(\varepsilon_{max})$ äußern. Die tendenzielle Richtung dieser Positionsverschiebung stimmt mit der Verlagerung der mittleren Risstiefe im Experiment überein. Vielmehr ist $z(\varepsilon_{max})$ mit der mittleren Risstiefe (vgl. Bild 13) im Fall II nahezu identisch, wobei die Heißrisseigung zudem bei dieser konkreten Fallbetrachtung auf $\Lambda_R = 0,41$ ansteigt (Bild 15). Ferner stellen die Ergebnisse der Berechnung für die homogen verteilte Punktwärmequelle und die damit verknüpfte Verschiebung der Maximaldehnung hin zu noch größerer Tiefe den Ausgangspunkt für die im Folgenden vorgestellten Strategien zur Vermeidung von Heißrissen dar.

Im Lichte dieser Erkenntnisse zielen die nachfolgend dargelegten Prozessoptimierungen auf eine starke Beeinflussung von Schmelzfluss und Schmelzbadgeometrie ab. Zu diesem Zweck wird zum einen die örtliche Leistungsdistribution durch Aufteilen der Energie auf zwei Fokusse in Vorschubrichtung (Abschnitt 6.1.1) und in Ausbreitungsrichtung des Laserstrahls (Abschnitt 6.1.2) verändert. Zum anderen erweist sich die zeitliche Modulation der Laserleistung als ein flexibles Instrument, um Einfluss auf die Entstehung von Heißrissen bei hochfesten Stahlwerkstoffen zu nehmen und wird daher in Abschnitt 6.2 vorgestellt.

6 Strategien zur Heißrissvermeidung

Zur Beeinflussung der Rissbildung während des Schweißens werden beispielsweise eine zusätzlich mitgeführte, induktive Wärmequelle [50] und mehrere Laserstrahlen [98][174][175], die seitlich und nachlaufend zum Hauptfokus platziert werden (vgl. Abschnitt 2.3.3), empfohlen. Insbesondere die Erstarrungsmorphologie und somit indirekt die Rissbildung sollen dadurch beeinflusst werden. Eine verminderte Heißrissbildung wird in [47] der Reduzierung des Verhältnisses von Blechdicke zu Rayleigh-Länge des Laserstrahls zugeschrieben. Eine vergleichbare Erkenntnis, allerdings in Bezug auf das Verhältnis von Einschweißtiefe zu Rayleigh-Länge, ist in [96] dokumentiert. Die Erkenntnisse aus [96][130], Kapitel 4 und Kapitel 5 geben Grund zur Annahme, dass der Schmelzefluss und die Schmelzbadgeometrie, die beide wiederum durch die Wahl der Fokusslage des Laserstrahls beeinflusst werden, entscheidende Glieder in der Wirkkette zur Vermeidung von Heißrissen sind. Somit ist nach der These von Cross [57] über die Wahl der Laserschweißparameter eine Beeinflussung des „thermischen Zyklus“ und folglich der Heißrissbildung möglich.

Nichtsdestotrotz wirkt die Verschiebung der Fokusslage lediglich rissvermindernd und eben nicht vollständig rissvermeidend. Zur Rissvermeidung muss stärker auf den Schmelzefluss und die Schmelzbadgeometrie eingewirkt werden, als es die Fokusslagenverschiebung vermag. Ein Ansatz zur Reduzierung der Rissbildung ist die Verwendung strahlformender Schweißoptiken in Form einer Bifokal-Optik (Abschnitt 6.1.1) oder eines zusätzlich in den Strahlengang eingebrachten diffraktiven optischen Elements (DOE; Abschnitt 6.1.2). Ziel der in Abschnitt 6.1 vorgestellten Versuchsergebnisse war es, die Schmelzbadgeometrie beziehungsweise die örtliche Verteilung der in die Dampfkapillare eingebrachten Laserstrahlungsenergie zu modifizieren.

Die sich im Bild der Röntgendurchstrahlungsprüfung abzeichnende Periodizität der Heißrissbildung (vgl. Abschnitt 3.3.1) legt die Verwendung einer zeitlich modulierten Laserleistung nahe. Dieser Ansatz wird zusätzlich gestützt durch die in [62] gezeigten Erkenntnisse, dass sich mittels einer zeitlichen Leistungsmodulation longitudinale Heißrisse bei randnahen Schweißungen in AlMgSi 6016 vermeiden lassen.

In dieser Arbeit wurde die zeitliche Leistungsmodulation mit dem Ziel genutzt, transversale Heißrisse in hochfesten Stählen, wie dem Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54], zu vermeiden (Abschnitt 6.2). Die Veränderungen der Ausprägung von Schmelzeffluss und Schmelzebadgeometrie wurden für modulierte und unmodulierte Schweißungen vergleichsweise untersucht (Abschnitt 6.2.2). Um einen Hinweis auf die Erstarrungsrissbildung im laufenden Prozess zu erhalten, wurde ein online Beobachtungssystem verwendet, das es ermöglicht, die Prozessfluktuationen zu analysieren und diese mit der Heißrissausprägung zu korrelieren [176]. In Abschnitt 6.2 wird dargelegt, wie mittels örtlicher Leistungsdistribution und zeitlicher Leistungsmodulation mittelbar durch die Veränderung des Schmelzefflusses und der Schmelzebadgeometrie die Bildung von Heißrissen wirksam verhindert werden kann.

6.1 Wirkung örtlicher Leistungsdistribution

Folgt man der Argumentation aus Kapitel 4 und Kapitel 5, dass eine Veränderung des Energieeintrags in der Dampfkapillare durch Verschiebung der Fokuslage mittelbar über die ablaufenden fluiddynamischen Prozesse in der Schmelze, die Geometrie des Schmelzebads und die metallurgischen Erstarrungsvorgänge Einfluss auf die Heißrissbildung hat, liegt es nahe, die Verteilung der im Prozess lokal absorbierten Energie dergestalt zu optimieren.

In [77] wird zur Vermeidung von Heißrissen empfohlen, kurz hinter dem eigentlichen Laserstrahl eine zweite Wärmequelle (z.B. in Form eines zweiten, defokussierten Laserstrahls) zu platzieren. Das Schmelzebad soll soweit vergrößert werden, dass U-förmige Erstarrungslinien entstehen, was den Verhältnissen einer reduzierten Schweißgeschwindigkeit mit elliptischem Schmelzebad und reduzierter Heißrissneigung entspricht [110] (vgl. Abschnitt 2.3.3). Theis [98] beschreibt drei Möglichkeiten auf den Prozess durch die Verwendung mehrerer Laserstrahlen einzuwirken, indem erstens die Dampfkapillare selbst, zweitens die Schmelzebaddynamik und somit die Schmelzebadform und drittens die Erstarrungsmorphologie im Zweiphasengebiet beeinflusst werden. Allen Ansätzen ist gemein, dass sie die thermomechanischen Verhältnisse im Bereich der Mushy Zone verändern und sowohl zu reduzierter als auch zu verstärkter Bildung von Heißrissen führen können.

Die Wirkung einer räumlichen Aufteilung der in den Schweißprozess eingebrachten Energie auf die Bildung von Querrissen soll in den folgenden beiden Abschnitten beispielhaft beleuchtet werden.

6.1.1 Strahlformung mit einer Bifokaloptik

Für das Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen mit Festkörperlasern ist die Doppelfokustechnik ein in der Fügetechnik längst etablierter Standard [28][36][37]. Durch die Verlängerung einer gemeinsamen Dampfkapillare oder die Verwendung zweier räumlich getrennter Dampfkapillaren in Längsanordnung reduzieren sich zum einen die Umströmungsgeschwindigkeiten der einzelnen Kapillare im Vergleich zum Singlespot-Prozess [9] und beeinflussen folglich die Schmelzebadform. Zudem ändert sich die Temperaturverteilung [171] in der Fügezone und es sind geringere Abkühlraten möglich, die sich heißbrissvermeidend auswirken [28][36].

Zur Veränderung der örtlichen Energieeinkopplung wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit der Ansatz der Doppelfokustechnik auf das Laserstrahlschweißen von Stahl am Beispiel des Vergütungsstahls 42CrMoS4 [54] mit zwei konkreten Intentionen übertragen: Erstens sollte ein vorlaufender zweiter Laserstrahl die lokalen Temperaturgradienten und folglich die thermisch induzierten Spannungen und Dehnungen in der Fügezone reduzieren. Zweitens war das Ziel, mit Hilfe eines nachlaufenden zweiten Laserstrahls die Strömungsdynamik der Schmelze im Schmelzebad und folglich die Geometrie des sich aus beiden Laserstrahlen kumuliert ergebenden Schmelzebads zu beeinflussen. Aus diesen Randbedingungen ergibt sich, dass die Leistung im zweiten Fokuspunkt (sog. Nebenfokus) jeweils geringer ist und der sog. Hauptfokus die wesentliche Schweißenergie transportiert.

In den Experimenten wurde dazu der Doppelfokus mittels einer Keilplatte im optischen Strahlengang realisiert, welche einen Abstand zwischen dem Haupt- und Nebenfokus von $d = 4,0$ mm erzeugte. Um die Einschweißtiefe konstant bei $EST = 4,0$ mm zu halten, wurde in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit die am Scheibenlaser ($SPP = 16$ mm-mrad) angeforderte Leistung angepasst, wobei die Aufteilung derselben zwischen dem Haupt- und Nebenfokus im Verhältnis 72:28 erfolgte (maximal einstellbare Position der Keilplatte). Die Schweißungen wurden mit der Fokusslage $FL = -2,0$ mm für die Schweißgeschwindigkeiten $v = 1,0$ m/min, $2,0$ m/min und $4,0$ m/min durchgeführt und die Fokusse längs der Vorschubrichtung angeordnet (Tandem). Für alle gewählten Laserleistungen wurde jeweils auch im Nebenfokus die Schwellleistung überschritten und das Tiefschweißregime erreicht [61][177].

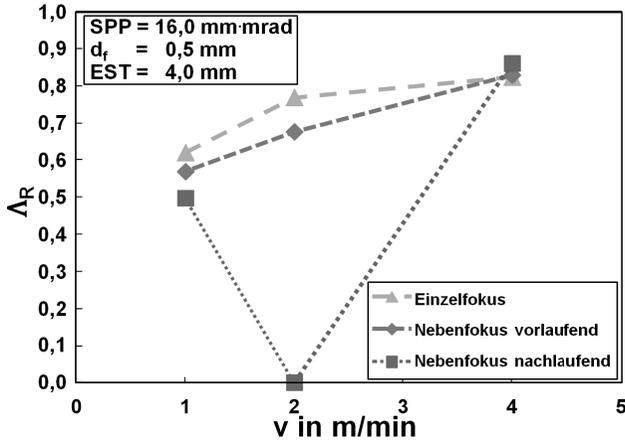


Bild 33: Kumulierte Risslänge Λ_R in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit v für die drei Konfigurationen Singlespot (Dreiecke), Doppelfokus mit vorlaufendem Nebenfokus (Rauten) und Doppelfokus mit nachlaufendem Nebenfokus (Quadrate). Die gestrichelten Linien dienen lediglich der Orientierung. Die Einschweißtiefe $EST = 4,0 \text{ mm}$ wurde durch Anpassung der Laserleistung konstant gehalten.

In Bild 33 sind die Messergebnisse der kumulierten Risslänge Λ_R abhängig von der Schweißgeschwindigkeit für die drei analysierten Konfigurationen Singlespot, Doppelfokus mit vorlaufendem und Doppelfokus mit nachlaufendem Nebenfokus aufgeführt. Daraus geht hervor, dass zwischen der Konfiguration mit Singlespot und jener mit vorlaufendem Nebenfokus kein signifikanter Unterschied bezüglich der Heißrissneigung besteht. Im Gegensatz dazu zeigt die Konfiguration mit nachlaufendem Nebenspot eine deutliche Wirkung auf die kumulierte Risslänge Λ_R . Während für $v = 1,0 \text{ m/min}$ der Messwert nur leicht unter jenem für die anderen beiden Konfigurationen liegt, beträgt die kumulierte Risslänge für $v = 2,0 \text{ m/min}$ $\Lambda_R = 0,0$. Das bedeutet, dass die Heißrissbildung für diese Schweißgeschwindigkeit vollständig vermieden werden kann. Für $v = 4,0 \text{ m/min}$ liegt der Wert für Λ_R über jenem der beiden anderen Konfigurationen – ein Indiz dafür, dass die Wirkung der Energieverteilung auch zu erhöhter Heißrissigkeit führen kann. Die Schweißnähte für $v = 2,0$ und $4,0 \text{ m/min}$ weisen ferner im Vergleich zum Singlespot-Prozess eine erhöhte Porenbildung auf, ein Hinweis auf veränderte Strömungsbedingungen im Schmelzbad bedingt durch den nachlaufenden zweiten Laserstrahl. Zur Untermauerung der Aussagekraft der hier vorgestellten Schweißergebnisse mit der Bifokaloptik sollte deren Reproduzierbarkeit mit einer hinreichend großen Anzahl an weiteren Versuchsschweißungen noch geprüft werden.

Obleich der erste Ansatz, die Reduzierung der Temperaturgradienten durch einen vorlaufenden Nebenfokus, nicht zu einer Verbesserung der Heißbrissneigung führte, war der zweite Ansatz vielversprechend. Insofern stellte sich die Frage, wo der nachlaufende Nebenfokus das gemeinsame Schmelzebad trifft. Allerdings war aufgrund der Keilplatte eine Beobachtung des Prozesses mit Hilfe des koaxial zur optischen Achse angeordneten thermographischen Beobachtungssystems (vgl. Abschnitt 3.3.2) nicht möglich.

Aus diesem Grund wurden die Schmelzebadlängen für die Konfiguration mit nachlaufendem Nebenfokus mit Hilfe eines vereinfachten analytischen Modells über die Lösung der Wärmeleitungsgleichung bestimmt [168]. In [61] (Betreuung durch den Autor dieser Arbeit) wurde dies durch die Kombination der Lösung der Wärmeleitungsdifferentialgleichung für eine Punktwärmequelle auf der Oberfläche eines Körpers mit unendlicher Dicke [167][169] mit der Methode der Spiegelquellen [168][171] anhand einer hinreichend großen Zahl an Spiegelquellen ($k = 45$) berechnet. Das qualitativ dargestellte Ergebnis dieser analytischen Berechnung zeigt Bild 34. Im Modell werden Wärmeverluste an den Oberflächen und Phasenveränderungen des festen Materials vernachlässigt, der diffusive und advective Wärmetransport berücksichtigt und Materialparameter als unabhängig von der Temperatur angenommen. Um die realen Verhältnisse des verwendeten Materials bestmöglich analytisch abzubilden, wurde die für die Berechnung verwendete Wärmeleitfähigkeit λ_{th} anhand von Thermografie-Aufnahmen für die Versuche mit Singlespot kalibriert [61].

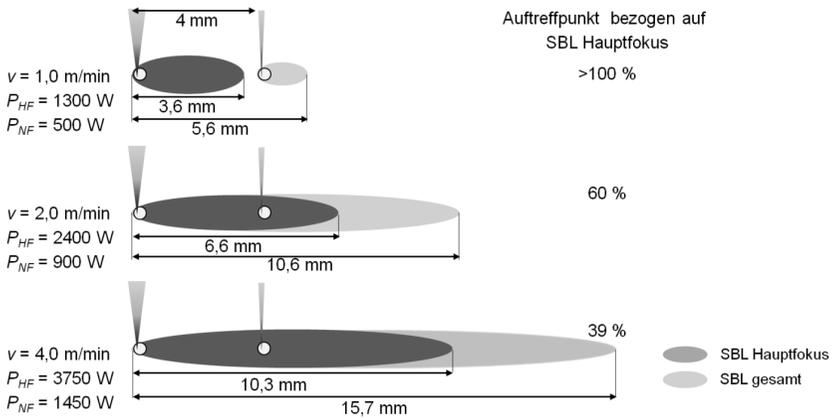


Bild 34: Analytisch berechneten Schmelzebäder für die Doppelfokustechnik mit nachlaufendem Nebenfokus für hinreichend viele Spiegelquellen ($k = 45$). Dunkelgrau: Resultierendes Schmelzebad des Hauptfokus. Hellgrau: Kumulierte Schmelzebadlänge von Haupt- und Nebenfokus. P_{HF} = Leistung im Hauptfokus; P_{NF} = Leistung im Nebenfokus.

Wie aus Bild 34 ersichtlich ist, zeigt die Berechnung für $v = 1,0 \text{ m/min}$ zwei vollständig voneinander getrennte Schmelzebäder ($> 100\%$ Abstand). Das bedeutet, dass das durch den nachfolgenden Nebenfokus erzeugte Schmelzebad den aufgeschmolzenen Nahtbereich des Hauptfokus erneut überschweift. Diese schnelle zeitliche Abfolge der beiden „Schweißnähte“ ist vergleichbar mit der sogenannten Multi-Seam-Welding-Methode zur Rissvermeidung nach Matic [102], wobei ausgenutzt wird, dass bei hinreichend kleiner Einschweißtiefe keine Heißrissbildung auftritt [61]. Der nachlaufende Nebenfokus „heilt“ förmlich die mit dem Hauptfokus entstehenden Heißrisse aus, was sich in einer reduzierten kumulierten Risslänge Λ_R äußert. Für $v = 2,0 \text{ m/min}$ hingegen befindet sich der Auftreffpunkt des nachlaufenden Nebenfokus bei ungefähr 60% der Länge des Schmelzebads, das durch den Hauptfokus erzeugt wird. Dies bedeutet, dass ein gemeinsames Schmelzebad für die beiden Fokusse entsteht. Dieser Umstand ist für $v = 4,0 \text{ m/min}$ ebenso ersichtlich, wobei die Position des Nebenfokus für diese Geschwindigkeit bei etwa 39% der Schmelzebadlänge, die durch den Hauptfokus allein erzeugt würde, liegt.

Um die Strömungsdynamik im Schmelzebad wirksam zu verändern, sollte der Auftreffpunkt des nachlaufenden Nebenfokus in einem dafür geeigneten Bereich des gemeinsamen Schmelzebads liegen. Für $v = 1,0 \text{ m/min}$ ist dies aufgrund der getrennten Schmelzebäder nicht möglich; für $v = 4,0 \text{ m/min}$ trifft der Nebenfokus in einem Be-

reich des Schmelzebads mit hoher Tiefe auf. Es lässt sich daher vermuten, dass die Wirkung des Nebenfokus auf die Geometrie des gemeinsamen Schmelzebads zu gering und die Entfernung zur rückwärtigen Erstarrungszone zu groß ist, um die Heißrissbildung zu verändern. Gleichzeitig wird das gemeinsame Schmelzebad um mehr als 50 % verlängert und damit das resultierende Temperaturfeld beeinflusst. Für $v = 2,0 \text{ m/min}$ dürfte durch das Auftreffen des Nebenfokus an einer Stelle, in der das Schmelzebad im Vergleich zu jenem bei $v = 4,0 \text{ m/min}$ vermutlich eine geringere Tiefe aufweist, folglich eine ausreichend veränderte dreidimensionale Geometrie des kumulierten Schmelzebads resultieren. Denn dadurch werden sich ferner andere thermisch induzierte, vertikale Temperaturgradienten ergeben (vgl. Kapitel 5), sodass die Heißrissbildung reduziert wird.

Eine genaue Analyse der Wirkmechanismen, die durch Verwendung der Bifokaloptik zu einer reduzierten Heißrissbildung führen, ist messtechnisch schwieriger zu realisieren als für Anwendungen mit Singlespot (Keilplatte beeinträchtigt Messsignal) und wurde aus Gründen der praktischen Umsetzbarkeit nicht weiterverfolgt. Mit der hier vorgestellten Interpretation der Versuchsergebnisse wurde jedoch der Versuch unternommen, diese in den Kontext der Arbeit einzubinden. Hinreichende Belege für die Ursache der Heißrissvermeidung sind derzeit noch nicht vorhanden.

Bei der technischen Umsetzung dieses Ansatzes eines örtlich verteilten Energieeintrags zur Vermeidung von Heißrissen ergibt sich die Problematik, dass der Abstand zwischen Haupt- und Nebenfokus (definiert durch die Keilplatte) abhängig von den Schweißparametern (Leistung und Vorschubgeschwindigkeit) angepasst werden muss. Bei den im Getriebebau häufig anzutreffenden Axialrundnähten sollte zudem gewährleistet sein, dass der nachlaufende Nebenfokus das kumulierte Schmelzebad mittig trifft. Daher werden vielversprechende Lösungsansätze, die eine höhere Flexibilität für die Prozessführung bieten, in Abschnitt 6.1.2 sowie 6.2 vorgestellt.

6.1.2 Strahlformung mit einem diffraktiven optischen Element

Eine weitere Möglichkeit, Heißrisse durch gezielte Beeinflussung der Energie als Funktion des Ortes zu vermeiden, bietet die Verwendung eines diffraktiven optischen Elements (DOE) [178]. Basierend auf den Erkenntnissen aus Kapitel 4 wird die Intensität der Laserstrahlung in unterschiedlichen Tiefen der Dampfkapillare so verteilt, dass sich die Strömungsdynamik und als Konsequenz daraus die dreidimensionale Geometrie des Schmelzebads ändern sollten.

Nach dem Prinzip eines DOE wird eine maßgeschneiderte Fokusformung durch Interferenz an einem optischen Gitter erreicht. Dazu wird in das DOE eine binäre Struktur geätzt (vgl. Bild 35A), welche die optischen Weglängen lokal verändert und die longitudinale Energieverteilung im Laserstrahl beeinflusst. Bei den für das Laserstrahlschweißen benötigten hohen Leistungen liegt die Strahlung meist als Multi-Mode-Strahlung vor (Überlagerung einer Vielzahl transversaler und longitudinaler Moden). Um eine optimierte Strahlform für eine solche Strahlquelle zu erzielen, müssen für das DOE-Design die Divergenz- und Fokuseigenschaften sowie die Leistungsanteile dieser Moden berücksichtigt werden, da deren partiell kohärente Überlagerung die gewünschte Fokusverteilung im Raum bestimmt.

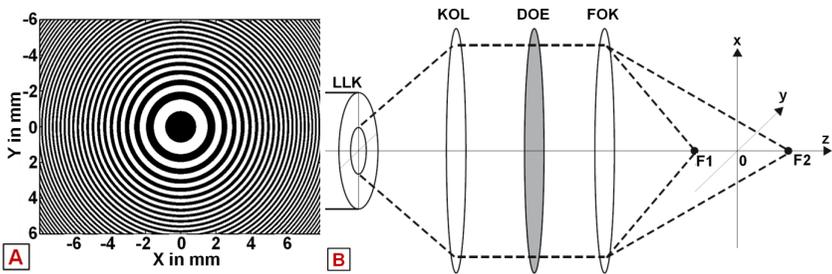


Bild 35: A: Darstellung des optischen Gitters. Der schwarz-weiß Kontrast entspricht der geometrischen Tiefe (schwarz = $0\ \mu\text{m}$; weiß = $250\ \mu\text{m}$).

B: Schema der Position des DOE zwischen Kollimations- (KOL) und Fokussierlinse (FOK) sowie des Strahlengangs der optischen Abbildung mit den resultierenden zwei Fokuspunkten F1 und F2.

Für die vorliegende Arbeit wurde ein DOE entwickelt, womit sich zwei in Ausbreitungsrichtung des Laserstrahls longitudinal übereinander liegende Fokuspunkte erzeugen lassen. Aufgrund ihrer kompakten Bauweise eignen sich DOEs hervorragend für den Einsatz in bereits etablierten optischen Strahlengängen und können beispielsweise mit einer praktischen Einschubkassette direkt nach der Kollimation platziert werden (Bild 35B). Maßgeblich sind eine optimale Ausleuchtung des DOE mit Laserstrahlung, um die gewünschten Eigenschaften für die Laserbearbeitung zu erzielen, sowie eine Antireflexbeschichtung, um Schäden in der Optik zu vermeiden.

Durch die mittels des DOE veränderte longitudinale Energieverteilung im Strahlengang des Laserstrahls wird die lokal absorbierte Energie in der Dampfkapillare verändert. Als Resultat stellen sich Veränderungen der Strömungsdynamik und der dreidimensionalen Schmelzebadform ein. Dadurch wird die Verteilung lokal erhöhter thermischer Temperaturgradienten beeinflusst, die ebensolche mechanische Dehnungen

und Spannungen induzieren und schlussendlich zur Bildung von Heißrissen führen können. In Abhängigkeit der Schweißparameter kann folglich, nach der Modellvorstellung von Cross [57], die Neigung zur Heißrissbildung zu- oder abnehmen.

Die Schweißnähte wurden mit einer Schweißoptik BEO D70 mit und ohne Verwendung des hierfür entwickelten DOEs geschweißt, wobei als Strahlquelle der Scheibenlaser TruDisk 16002 ($SPP = 16 \text{ mm mrad}$; $d_f = 500 \mu\text{m}$; $d_{f,DOE} = 640 \mu\text{m}$; $z_R = 2,7 \text{ mm}$; $z_{R,DOE} = 4,1 \text{ mm}$) zum Einsatz kam. Bild 36 zeigt die Ergebnisse der Kaustikmessung der Optik mit DOE sowie die Intensitätsverteilung der Messebenen zwischen $z = 53,5 \text{ mm}$ (F1) und $z = 51,5 \text{ mm}$ (F2), das heißt jenem Bereich, wo die gewünschte Beeinflussung des Strahlprofils durch das DOE erzeugt wurde.

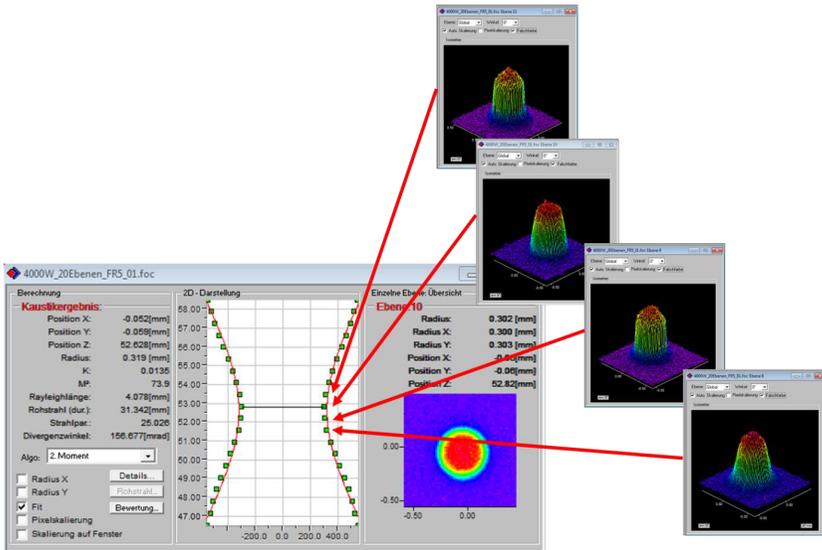


Bild 36: Kaustikmessung zur Bestimmung des Strahlprofils unter Verwendung des DOE bei $P = 4,0 \text{ kW}$.

Die Fokusslage befand sich sowohl für die Schweißungen ohne DOE als auch für die Schweißungen mit DOE – für den in Strahlausbreitungsrichtung ersten Fokuspunkts F1 (vgl. Bild 35) – konstant bei $FL = -2,0 \text{ mm}$ unterhalb der Blechoberfläche. Die Einschweißtiefe wurde zu $EST = 4,0 \text{ mm}$ justiert, indem die Laserleistung mit $P = 1,80 \text{ kW}$ für $1,0 \text{ m/min}$ und $P = 3,65 \text{ kW}$ für $4,0 \text{ m/min}$ eingestellt wurde. Die Ergebnisbilder der Röntgenanalyse zeigt Bild 37.

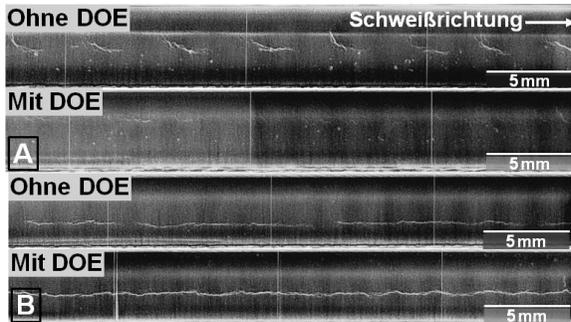


Bild 37: A: Bilder der Röntgenanalyse für $v = 1,0 \text{ m/min}$; $FL = -2 \text{ mm}$; $P = 1,80 \text{ kW}$ ohne (oben) und mit DOE.

B: Bilder der Röntgenanalyse für $v = 4,0 \text{ m/min}$; $FL = -2 \text{ mm}$; $P = 3,65 \text{ kW}$ ohne (oben) und mit DOE.

Ogleich sich aus Bild 37A für $v = 1,0 \text{ m/min}$ eine signifikante Reduzierung der Heißrissbildung durch die Verwendung des DOE bis nahe an die Auflösungsgrenze der 2D-Röntgenanalyse zeigt, ist für $v = 4,0 \text{ m/min}$ und den Fall des in den Strahlengang eingebautem DOEs (Bild 37B) eine verstärkte Rissbildung zu verzeichnen.

Die Versuchsergebnisse zeigen jedoch eindrucksvoll, dass sich eine verminderte oder erhöhte Neigung zur Bildung von Heißrissen ergibt, wenn die in den Prozess eingebrachte Energieverteilung verändert wird. Das einmalig definierte und damit statische Design des DOE bietet einerseits im Vergleich zum Ansatz der Strahlformung eines Doppelfokus mit einer Keilplatte aufgrund der Richtungsunabhängigkeit eine höhere praktische Relevanz. Andererseits stellt dieses statische DOE-Design eine Einschränkung der Flexibilität in der Systemtechnik dar, indem die longitudinale Intensitätsverteilung unter Umständen nur für *eine* Kombination der Prozessparameter optimal geeignet ist. Eine weitere Möglichkeit, die Heißrissbildung mit hoher Flexibilität in Bezug auf Einschweißiefen, Schweißgeschwindigkeiten und Werkstoffe maßgeblich zu reduzieren, wird daher im folgenden Abschnitt vorgestellt.

6.2 Wirkung zeitlicher Leistungsmodulation

Im Folgenden wird am Beispiel des Vergütungsstahls 42CrMoS4 [54] gezeigt, dass durch zeitliche Modulation der Laserleistung die Bildung von Heißrissen während des Laserstrahlschweißens verhindert werden kann. Entsprechen der Definition in Abschnitt 2.3.1.2 wurde der Einfluss der modulierten Laserleistung auf die Heißrissnei-

gung durch die Bestimmung der kumulierten Risslänge Λ_R in den Schweißnähten quantifiziert. Werden Amplitude und Frequenz der Modulation variiert, ändert sich infolge dessen auch die Ausprägung und Länge der Heißrisse. In einem gewissen Bereich der Modulationsfrequenz, der von der Schweißgeschwindigkeit abhängt, können die Heißrisse sogar vollständig vermieden werden. Dem in Abschnitt 3.3 dargelegten Zusammenhang zwischen dem periodischen Verhalten von Kapillare, Schmelzebad und Heißrissbildung wird insofern Rechnung getragen, als die zeitliche Modulation der Laserleistung einen prägnanten Einfluss auf die Geometrie des Schmelzebads hat. Analog zum Vorgehen in Kapitel 4 wurde der Schmelzeffluss einer modulierten Schweißung anhand der Trajektorien von Tracer-Partikeln röntgenografisch ermittelt. Der mittlere Schmelzeffluss und die darauf basierende mittlere Geometrie des Schmelzebads ist vergleichend zwischen moduliertem und unmoduliertem Fall in Abschnitt 6.2.2 aufgeführt.

Die bisher vorgestellten Ergebnisse weisen darauf hin, dass die Verteilung der im Keyhole ankommenden Laserleistung die Neigung zur Heißrissigkeit beeinflussen kann. So hängt diese sowohl von der Streckenenergie, weniger jedoch von der Strahlqualität (Abschnitt 3.1), vielmehr aber von der Fokuslage (Abschnitt 3.2), der Rayleigh-Länge [96] und der lokalen Aufteilung der Laserleistung (Abschnitt 6.1) ab. Die in Kapitel 5 simulativ ermittelte Verschiebung des Ortes maximaler Dehnungen, die durch die veränderte Geometrie des Schmelzebads bedingt sind, stehen im Einklang zu den von Cross [57] beschriebenen Zusammenhängen, nach denen über die Schweißparameter auf die Heißrissneigung Einfluss genommen werden kann (vgl. Abschnitt 2.3.2). Darüber hinaus weisen die Ergebnisse aus Abschnitt 3.3 darauf hin, dass die Reduzierung der periodisch auftretenden Heißrisse im Zusammenhang mit einer starken Fluktuation von Kapillartiefe und Schmelzebadlänge stehen, wobei letztere beispielsweise an der Oberfläche des Schmelzebads thermografisch bestimmt werden kann. Diese Erkenntnisse führten zu der Annahme, dass Heißrisse bei Stahlwerkstoffen durch eine zeitliche Modulation der Laserleistung reduziert werden können. Ähnliche Ansätze bestehen zur Vermeidung von Längsrissen, die beim Schweißen in Blechrandlage von AlMgSi 6016 entstehen können [62] oder zur Reduzierung des Wärmeintrags und Verzugs bei Edelstahl [179].

Um optimale Parameter zur Reduzierung der Anzahl an Heißrissen zu finden, wurden die Untersuchungen sowohl mit unterschiedlicher Amplitude als auch Frequenz der sinusförmigen Modulation der Laserleistung durchgeführt. Aus Gründen der Vergleichbarkeit wurde für die im folgenden Abschnitt vorgestellten Untersuchungen wieder der Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] verwendet, der aufgrund seines hohen

Kohlenstoffäquivalents eine Vorwärmung der Schweißproben auf $T_{Schweiß} = 500\text{ °C}$ erfordert, um Kaltrisse zu verhindern.

Es wurde der Einfluss einer zeitlichen Modulation

$$P(t) = P_m + P_{Amp} \sin(2\pi f_M t) \quad (6.1)$$

der Laserleistung auf die Bildung von Heißrissen analysiert, worin t die Zeit, P_m die mittlere Laserleistung, P_{Amp} der Wert der Leistungsamplitude und f_M die Frequenz der Modulation sind. Die Modulationstiefe [26]

$$\Pi = \frac{2 P_{Amp}}{P_m + P_{Amp}} \quad (0 \leq \Pi \leq 1) \quad (6.2)$$

ist ein auf die maximale Leistung normiertes Maß für die Amplitude der Modulation. Zum Vergleich mehrerer Schweißungen unterschiedlicher Schweißgeschwindigkeit wird die normierte Raumfrequenz

$$\Lambda = \frac{f_M d_f}{v} \quad (\Lambda \geq 0) \quad (6.3)$$

definiert, wobei d_f der Fokusbereich und v die Schweißgeschwindigkeit sind. Im übertragenen Sinn ist Λ die Anzahl an Sinusschwingungen, die im Abstand eines Fokusbereichs aufeinanderfolgen wenn der Laserstrahl mit Schweißgeschwindigkeit fortbewegt wird [26]. Nach dieser Definition wurden die Schweißungen ohne Modulation der Laserleistung mit $\Lambda = 0,0$ und $\Pi = 0,0$ durchgeführt. Um die Wirkung dieser Parametervariationen zu quantifizieren, wurde die kumulierte Risslänge Λ_R als Maß für die Suszeptibilität der Heißrissbildung herangezogen (vgl. Abschnitt 2.3.1.2). Die Standardabweichungen $\bar{\sigma}$ der gemessenen kumulierten Risslängen wurden anhand von mindestens zwei bis fünf Schweißungen für jede Parameterkombination berechnet.

Die Schweißnähte wurden erzeugt, indem ein TruDisk 16002 von TRUMPF mit einer Strahlqualität von $SPP = 16\text{ mm mrad}$ und eine Schweißoptik mit dem optischen Abbildungsverhältnis von $\beta = 1$ verwendet wurden. Die Vermessung des Laserstrahls ergab einen Fokusbereich von $d_f = 500\text{ }\mu\text{m}$ und eine Rayleigh-Länge von $2,7\text{ mm}$. Die Fokusslage wurde für diese Versuche konstant unterhalb der Blechoberfläche bei $FL = -2,0\text{ mm}$ eingestellt. Um größtmögliche Vergleichbarkeit zwischen den Prozessen mit und ohne modulierter Laserleistung herzustellen, wurden die mechanischen Randbedingungen, die erheblich die Bildung von Heißrissen beeinflussen, konstant gehalten. Eine konstante Einschweißtiefe von $EST = 4,0\text{ mm}$ in den 5 mm dicken Versuchs-

blechen konnte dadurch gewährleistet werden, dass die mittlere Laserleistung auf $P_m = 1,80 \text{ kW}$ für $1,0 \text{ m/min}$ Schweißgeschwindigkeit, auf $P_m = 2,40 \text{ kW}$ für $2,0 \text{ m/min}$, auf $P_m = 3,65 \text{ kW}$ für $4,0 \text{ m/min}$ und auf $P_m = 4,65 \text{ kW}$ für $6,0 \text{ m/min}$ festgelegt wurde.

Damit entlang der Schweißnaht eine gleichmäßige Festigkeit gewährleistet werden kann, ist in der Norm EN ISO 13919-1 [16] die maximal zulässige Schwankung der Einschweißtiefe mit $\Delta EST \leq 0,15 h_z$ toleriert, wobei h_z die Blechdicke repräsentiert. Für $\Lambda = 0,1$ liegt die Schwankung der Einschweißtiefe, insbesondere für große Modulationstiefen ($\Pi > 0,8$), mit $\geq 0,75 \text{ mm}$ oberhalb dieser erlaubten Grenze, weshalb bei dieser Frequenz nur Stichproben analysiert wurden.

6.2.1 Prozessfenster der Heißrissvermeidung

Wie aus Bild 38 am Beispiel der konstanten Schweißgeschwindigkeit $v = 1,0 \text{ m/min}$ hervorgeht, fällt die kumulierte Risslänge Λ_R mit steigender normierter Frequenz Λ zunächst auf ein Minimum bei $\Lambda = 0,2$ ab, um dann wieder anzusteigen. Allerdings liegt Λ_R im betrachteten Parameterbereich stets deutlich unterhalb des Werts $\Lambda_R(\Lambda = 0) = 0,57 \pm 0,2$, der sich aus den Versuchen ohne Modulation der Laserleistung ergab (rotes Rechteck mit rot gestrichelter Linie in Bild 38). Ferner ist dieses Verhalten qualitativ unabhängig von der Modulationstiefe, indem für $\Pi = 0,50$ und $0,65$ das Minimum der kumulierten Risslänge bei $\Lambda = 0,2$ detektiert wurde, während dasselbe für $\Pi = 0,80$ und $0,95$ bei $\Lambda = 0,4$ liegt. Aus Bild 38 wird überdies deutlich, dass die kumulierte Risslänge Λ_R effektiver und in einem größeren Wertebereich der normierten Frequenz Λ reduziert werden kann, wenn eine größere Modulationstiefe Π verwendet wird. So können bei $\Lambda = 0,4$ mit $\Pi = 0,80$ und $0,95$ Heißrisse nahezu vollständig und reproduzierbar vermieden werden, da eine kumulierte Risslänge $\Lambda_R(\Lambda = 0,40) = 0,01 \pm 0,01$ gemessen wurde.

Ein qualitativ ähnlicher Kurvenverlauf wie in Bild 38 dargestellt, wurde in Abhängigkeit der Frequenz auch für das CO_2 -Laserstrahlschweißen mit rechteckig modulierter Laserleistung zur Reduzierung der Porenbildung beobachtet [180][181]. Damit liegt die Vermutung nahe, dass auch auf die Bildung von Poren und Rissen grundsätzlich durch eine gezielte Einflussnahme auf die Strömungsbedingungen im Schmelzbad eingewirkt werden kann.

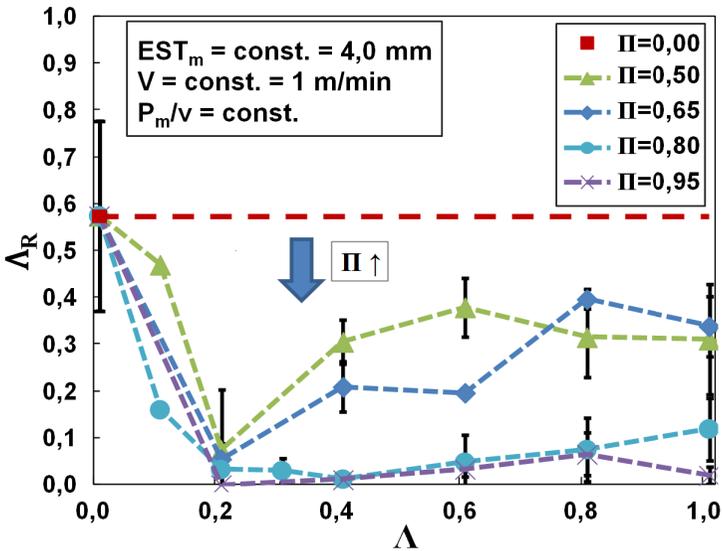


Bild 38: Kumulierte Risslänge $\Delta_R \pm 1\sigma$ in Abhängigkeit der normierten Frequenz Λ für die Modulationstiefe $\Pi = 0,50$ (Dreiecke), $\Pi = 0,65$ (Rauten), $\Pi = 0,80$ (Kreise) und $\Pi = 0,95$ (Kreuze); die gestrichelten Linien dienen lediglich der Orientierung. Die mittlere Einschweißtiefe EST_m , die Schweißgeschwindigkeit v und die mittlere Streckenenergie P_m/v waren konstant für diese Untersuchungen.

Wie in Abschnitt 3.1 und in [61][97][104] vorgestellt wurde, erhöht sich die Heißrissneigung für das Schweißen von Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] ohne Modulation der Laserleistung mit steigender Schweißgeschwindigkeit. Um diesen Aspekt zu berücksichtigen und zum anderen die Robustheit des modulierten Schweißprozesses zu prüfen, wurde ferner untersucht, inwiefern sich höhere Schweißgeschwindigkeiten bei zeitlich modulierter Laserleistung auf die Rissvermeidung auswirken. Die Ergebnisse hierzu sind in Bild 39 aufgeführt. Vor dem Hintergrund der experimentellen Resultate, die Bild 38 zeigt, wurde für die weiteren Untersuchungen eine hohe Modulationstiefe von $\Pi = 0,80$ gewählt. Einerseits ist für eine noch höhere Modulationstiefe ($\Pi = 0,95$) die minimale Laserleistung ($P_{min} = P_m - P_{Amp}$) zu gering, um bei höherer Schweißgeschwindigkeit verlässlich zu garantieren, dass sich der Prozess über einen vollständigen Modulationszyklus im Bereich des Tiefschweißens befindet, das heißt oberhalb der Tiefschweißschwelle [177][182]. Andererseits wiesen Testschweißungen bei $v = 4,0\text{m/min}$ und $\Pi = 0,95$ eine in der Praxis völlig unakzeptable Nahtqualität auf, indem erhebliche Spritzerbildung und Nahtinfall vorlagen.

Hervorzuheben ist, dass eine erhebliche Reduzierung der Heißrissigkeit erzielt werden kann, obwohl die mittlere Streckenenergie P_m/v nicht verändert wurde. Entgegen den in Abschnitt 3.1 abgeleiteten Handlungsempfehlungen, wonach mit möglichst großer Streckenenergie im Hinblick auf reduzierte Rissbildung gearbeitet werden sollte, ist eine Beeinflussung der Heißrissbildung mit Hilfe geeigneter, zeitlich modulierter Schweißparameter durchaus möglich.

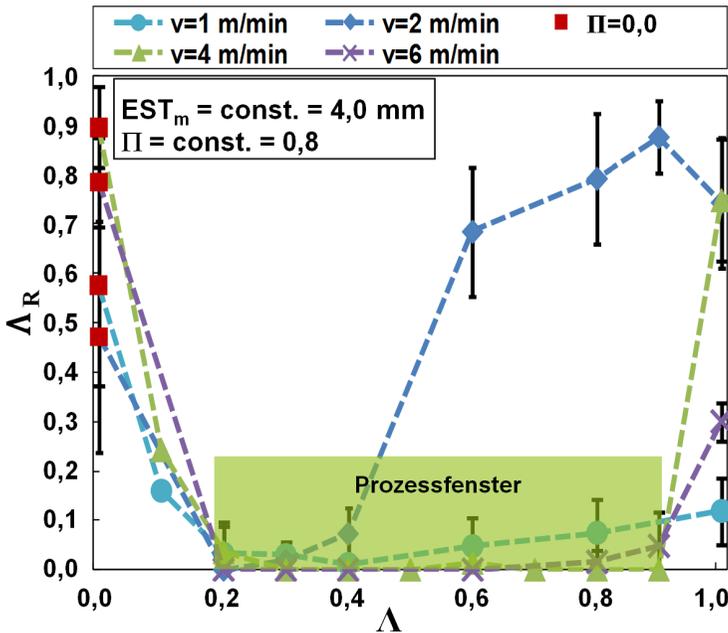


Bild 39: Kumulierte Risslänge Λ_R in Abhängigkeit der normierten Frequenz Λ für die Schweißgeschwindigkeiten $v = 1,0$ m/min (Kreise), $2,0$ m/min (Rauten), $4,0$ m/min (Dreiecke) und $6,0$ m/min (Kreuze). Die mittlere Einschweißtiefe EST_m und die Modulationstiefe $\Pi = 0,80$ wurden für diese Versuche konstant gehalten. Der grün markierte Bereich umfasst das Prozessfenster, in welchem Heißrisse erheblich reduziert bzw. vermieden werden können.

Die in Bild 39 aufgeführten Versuchsergebnisse bestätigen zusätzlich für höhere Schweißgeschwindigkeiten die bereits in Bild 38 für $v = 1,0$ m/min erkennbare qualitative Abhängigkeit der kumulierten Risslänge Λ_R von der normierten Frequenz Λ . Die Erkenntnis, dass das Prozessfenster, in dem die Heißrissneigung erheblich reduziert werden kann, sich für alle unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten überlappt, verdeutlicht nun auch die Relevanz der normierten Frequenz Λ : Ohne Normierung

würden sich die einzelnen Prozessfenster bei völlig unterschiedlichen Wertebereichen der Modulationsfrequenz f_M befinden, wohingegen das grüne Rechteck nun das gemeinsame Prozessfenster markiert. Ferner ist mit Ausnahme der Ergebnisse, die für $v = 2,0$ m/min erzielt wurden, selbst die Breite des Prozessfensters für die untersuchten Schweißgeschwindigkeiten nahezu gleich groß.

Die wichtigste Erkenntnis hierbei ist jedoch, dass innerhalb der Prozessfenster der jeweiligen Schweißgeschwindigkeit die kumulierte Risslänge erheblich kleiner ist als für die unmodulierten Schweißnähte, bei denen Λ_R im Bereich von $0,46 \pm 0,096$ bis $0,92 \pm 0,034$ liegt (rote Quadrate in Bild 39). Für Frequenzen im Bereich von $0,2 < \Lambda \leq 0,3$ verschwinden die Heißrisse nahezu vollständig ($\Lambda_R \leq 0,03$). Mit höherer Schweißgeschwindigkeit (4,0 und 6,0 m/min) kann der Frequenzbereich, worin die Heißrissbildung verschwindet ($\Lambda_R \leq 0,01 \pm 0,01$), reproduzierbar ($\bar{\sigma} = 0,0$) auf $0,2 < \Lambda \leq 0,6$ erweitert werden. Sobald die normierte Frequenz Λ den oberen Schwellwert des Prozessfensters überschreitet, steigt die kumulierte Risslänge Λ_R mehr oder weniger stark wieder an; für $v = 2,0$ m/min und 4,0 m/min sogar bis auf eine Größenordnung vergleichbar mit jener, die für Schweißnähte ohne zeitliche Modulation der Laserleistung ermittelt wurde.

In Anbetracht der vielversprechenden Schweißergebnisse zur reduzierten Bildung von Heißrissen in den Schweißnähten stellt sich die Frage, ob dies auf analoge Effekte wie den in Kapitel 4 und 5 diskutierten Veränderungen von Schmelzefluss, Schmelzbadgeometrie und Verhältnissen von Spannung und Dehnung entlang der Schmelzlinie aufgrund der dort untersuchten Verschiebung der Fokusslage zurückzuführen ist. Daher werden die Implikationen der zeitlich modulierten Laserleistung auf das Prozessverhalten exemplarisch für $v = 1,0$ m/min, $\Pi = 0,80$ und $\Lambda = 0,4$ im folgenden Abschnitt vorgestellt.

6.2.2 Verhalten von Kapillare, Schmelzefluss und Schmelzbadgeometrie

Die zeitliche Modulation der Laserleistung wirkt entlang der gesamten Prozesskette des Laserstrahlschweißens. So verändert sich auch das Verhalten der Dampfkapillare selbst, wie aus dem IDM-Signal (vgl. Abschnitt 3.3.1) in Bild 40 ersichtlich ist. Die Tiefe der Kapillare fluktuiert im Bereich des Tiefschweißens (im Anschluss an das Hochrampen der Laserleistung nach 1,0 s) zwischen 0,25 mm und 4,5 mm (Bild 40A). Das Ergebnis der schnellen Fourier-Analyse (Bild 40B) zeigt die Abhängigkeit des

Kapillarverhaltens von der zeitlichen Modulation der Laserleistung, indem die Kapillare mit exakt derselben normierten Frequenz $\Lambda = 0,4$ bzw. $f_M = f_{Kap} = 12,8 \text{ Hz}$ schwingt.

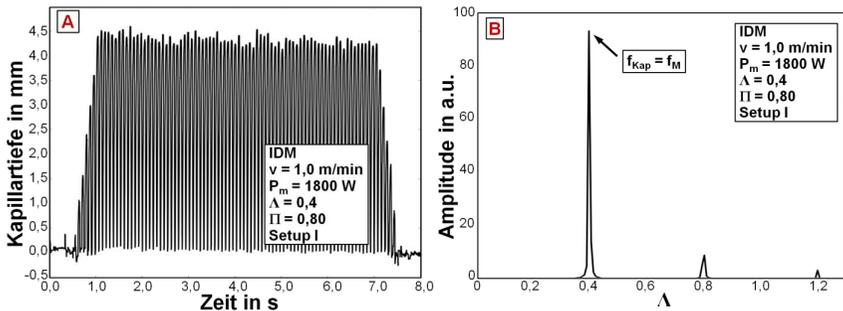


Bild 40: A: Kapillartiefe eines gesamten modulierten Schweißprozesses. B: Ergebnis der schnellen Fourier-Transformation der über die Zeit gemessenen Kapillartiefe aus (A) als Funktion der normierten Frequenz Λ . Die Frequenz der Kapillarschwingung f_{Kap} entspricht der Modulationsfrequenz f_M .

Ferner wurden der mittlere Schmelzfluss und die daraus abgeleitete mittlere Schmelzbadgeometrie anhand der Trajektorien von Wolframkarbidpartikeln, die im Röntgenvideo verfolgt wurden, entsprechend der in Kapitel 4 beschriebenen Vorgehensweise analysiert. Durch die Überlagerung aller analysierten Partikelbahnen kann mit Gleichung (4.4.1) die gemittelte Verteilung der Strömungsgeschwindigkeiten im Schmelzbad berechnet werden. Bild 41 zeigt die Ergebnisse dieser Analyse, exemplarisch für $v = 1,0 \text{ m/min}$ und $P_m = 1,8 \text{ kW}$ für den unmodulierten Fall (Bild 41a; Superposition von 59 Partikeltrajektorien), bei dem Heißbrisse auftreten. Im Vergleich dazu zeigt Bild 41b den modulierten Fall ($\Pi = 0,80$, $\Lambda = 0,4$; Superposition von 88 Partikeltrajektorien), dessen Schweißresultat gänzlich frei von Heißbrissen ist.

In Bild 41 sind einige Unterschiede zwischen den beiden Prozessmodi – mit und ohne zeitlich modulierter Laserleistung – insbesondere für die gestrichelt umrandeten Regionen zu erkennen, die mit „I“ und „II“ nummeriert sind. Im Speziellen unterscheiden sich in diesen Bereichen

- 1) die Absolutwerte der Strömungsgeschwindigkeiten, die für den unmodulierten Fall insbesondere in Bereich I größer sind,
- 2) die mittlere Schmelzbadgeometrie (qualitativ dargestellt mit der rot gepunkteten Linie, räumlich hinter der Dampfkapillare), indem die Länge des Schmelzbad in Schweißrichtung in der Tiefe zwischen $-3,5 \text{ mm} < z < -1,0 \text{ mm}$ im unmodulierten Fall größer ist (Region II), und

- 3) das rückwärtige Ende des Schmelzebads im unmodulierten Fall steiler ist (vgl. Winkel α).

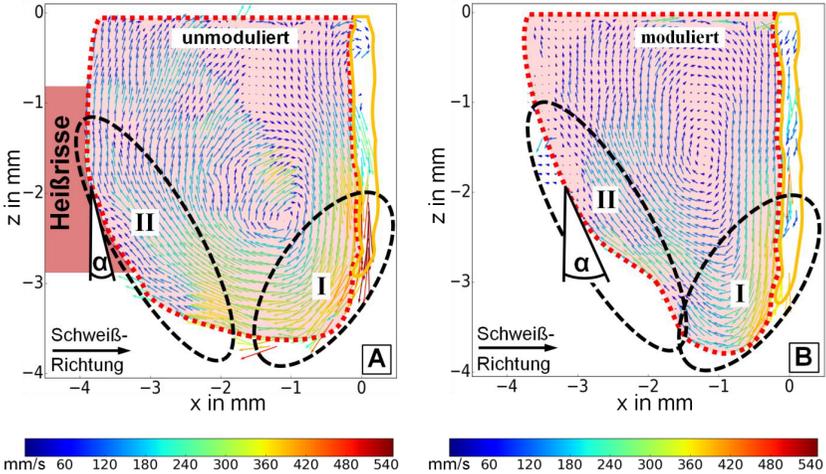


Bild 41: Verteilung der mittleren Schmelzflussgeschwindigkeiten ohne (A) und mit Modulation der Laserleistung (B); $\Pi = 0,80$, $\Lambda = 0,4$, optisches Setup I). Länge und Farbe der Pfeile entspricht der lokalen Geschwindigkeit der Schmelzströmung. Die gelbe Kontur stellt die gemittelte Form der Dampfkapillare dar, die den Röntgenbildern entnommen werden kann. Die rot gepunktete Umrandung zeigt den qualitativen Verlauf der Schmelzbadgeometrie, der hier strömungsmechanisch untersucht wurde, örtlich in Schweißrichtung hinter der Dampfkapillare gelegen. Die schwarz gestrichelten Ellipsen weisen auf die Bereiche hin, die im Vergleich zwischen unmoduliertem und moduliertem Fall große Unterschiede aufweisen. In A ist die Tiefe in z-Richtung, in der Heißbrisse bei diesen Schweißparametern auftreten, rot markiert.

Die Veränderungen im Schmelzbad durch die zeitliche Modulation der Laserleistung sind zudem in Bild 42 sowohl in Längsschliffen von Überlappverbindungen aus S235JR [127] (Werkstoffnummer 1.0037) und X5CrNi-18-10 [128] (Werkstoffnummer 1.4301) (Bild 42B), als auch an der Oberfläche des Schmelzebads, beispielsweise im Signal der fluktuierenden Schmelzbadlänge (Bild 42A), zu erkennen. Wie in Abschnitt 3.3 dargelegt wurde, weisen im unmodulierten Fall sowohl die Fluktuation der Schmelzbadlänge als auch die Erstarrungsstruktur der Überlappverbindung im Längsschliff eine natürliche Periodizität mit $f_{SBL} = f_{ES} \approx 4,0$ Hz auf (vgl. Bild 18 und Bild 19). Im Vergleich dazu kann im modulierten Fall zum einen die Fluktuation der Schmelzbadlänge erheblich reduziert werden. Dies wird insofern deutlich als die Amplitude der *SBL*-Fluktuation (grau schattierter Balken in Bild 42A) mit $\pm 0,30$ mm deutlich geringer ist verglichen zu Bild 18A ($\pm 0,64$ mm). Diese Korrelation zwischen

der Stärke der *SBL*-Fluktuation und der Bildung von Erstarrungsrisse im Schweißgut kann als Messgröße für eine thermografische Prozessbeobachtung zur Qualitätskontrolle von Schweißungen in heißrisskritischen Werkstoffen herangezogen werden [178]. Zum anderen ist in der Erstarrungsstruktur der Überlappverbindung (Bild 42B) die Modulationsfrequenz f_M dominierend anstatt der charakteristischen Prozessfrequenz f_{ES} , wie in Bild 19C aufgezeigt. Gleichzeitig wird die Homogenität der Durchmischung beider Fügepartner signifikant verbessert.

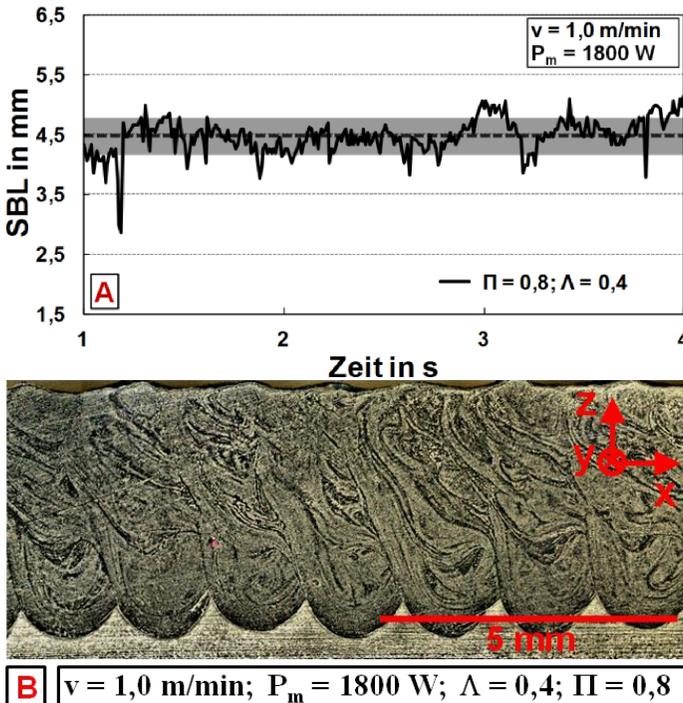


Bild 42: A: Thermografisch detektierte Schmelzbadlänge (*SBL*) an der Oberfläche eines modulierten Schweißprozesses ($v = 1,0 \text{ m/min}$ und $P_m = 1,8 \text{ kW}$, $\Pi = 0,80$, $\Lambda = 0,4$, Setup I). Die durchgezogene Linie repräsentiert die Messwerte, die gestrichelte Linie den *SBL*-Mittelwert, der transparente Streifen die Standardabweichung der *SBL*. B: Metallografische Analyse der Erstarrungsstruktur (*ES*) im Längsschliff des modulierten Schweißprozesses ($v = 1,0 \text{ m/min}$ und $P_m = 1,8 \text{ kW}$, $\Pi = 0,80$, $\Lambda = 0,4$, Setup I).

Die hier vorgestellten Ergebnisse legen die Vermutung nahe, dass eine reduzierte Fluktuation des Schmelzbeds eine deutlich veränderte Geometrie desselben bedingt und folglich die Verteilung thermisch induzierten Dehnungen in der Fügezone beein-

flusst. Ferner resultiert aus den veränderten Strömungsbedingungen eine homogenere Durchmischung der flüssigen Gefügebestandteile. Dies sollte sich auch auf die Verteilung jener im Zusammenhang mit Heißrissen so eminent wichtigen niedrigschmelzenden Phasen auswirken. Welcher dieser Effekte oder ob eine Kombination daraus maßgeblich für die Vermeidung von Heißrissen beim Laserstrahlschweißen von Vergütungsstahl ist, kann experimentell nur schwer analysiert werden. Im Lichte dieser Erkenntnisse könnte eine transiente Struktursimulation aufschlussreich sein, die jedoch nicht Bestandteil dieser Arbeit sein konnte und Gegenstand weitergehender Forschung sein sollte.

Die Wirksamkeit zeitlicher Modulation der Laserleistung zur Reduzierung der Heißrissbildung wurde in der Arbeit bislang hauptsächlich für Einschweißungen in ebenen Versuchsblechen aus Vergütungsstahl 42CrMoS4 [54] demonstriert. Die Übertragung auf reale, industriell gefertigte Getriebeteile konnte im Rahmen der Arbeit erfolgreich für mehrere Bauteile aus verschiedenen Werkstoffen unterschiedlicher konstruktiver Auslegung umgesetzt werden. Ein Beispiel davon wird im folgenden Abschnitt vorgestellt.

6.2.3 Industrielle Umsetzung am Realbauteil

Aus Sicht von Lieferanten im Automobilbereich sind Risse im Innern der Schweißnaht ein ernstzunehmendes Problem, dessen Behebung und nachhaltige Vermeidung hohe Priorität hat. Um die eingangs der Arbeit beschriebenen Herausforderungen im Getriebebau in Bezug auf höhere Leistung und Drehmomente zu erfüllen, wird Ungängen, welche die Festigkeit des Bauteils reduzieren (wie beispielsweise Risse), mit entsprechenden Sicherheitsfaktoren und damit konstruktiver Überdimensionierung begegnet, was in höherem Bauteilgewicht resultiert. Derartige Schwierigkeiten offen anzuprechen sind die Getriebehersteller aus allerlei Gründen nur selten bereit.

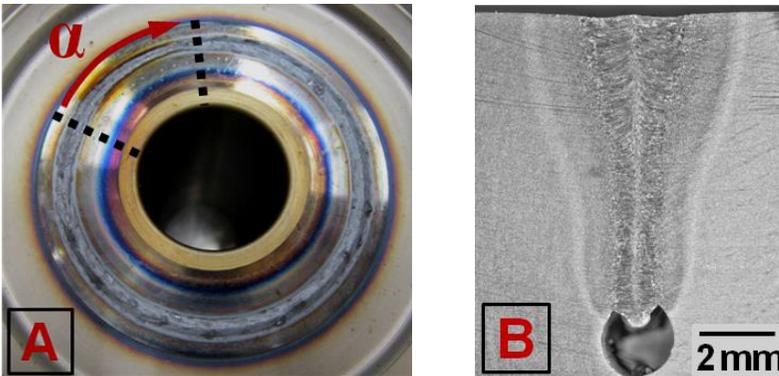


Bild 43: Reales Getriebebauteil. A: Aufsicht der Axialrundnaht mit Endrampe über den Drehwinkel α .
 B: Querschliff der Schweißnaht; (vollständige Durchschweißung in eine Nut).

Die folgenden Betrachtungen finden anhand eines Getriebeteils statt, bei dem das Zahnrad axial mit der Welle mittels Laserstrahlschweißen gefügt wird. Die Einschweißtiefe beträgt $EST = 7,5$ mm, wobei über 360° eine vollständige Durchschweißung in eine Nut realisiert wird. Dadurch lässt sich einerseits die Überhöhung der Schweißnaht an deren Oberseite reduzieren. Andererseits wird eine Durchschweißung üblicherweise zur Qualitätskontrolle durch zerstörende Bauteilprüfung genutzt, die je Produktionsschicht mehrmals durchgeführt wird. Bild 43A zeigt die Aufsicht der Axialrundschweißnaht, Bild 43B einen metallografischen Querschliff der Naht an einer beliebigen Stelle entlang des Bauteilumfangs.

Um die Kerbwirkung eines Endkraters am Ende der Schweißung nach meist mehr als 360° zu verhindern, wird die Laserleistung bei einer Axialrundschweißnaht kontinuierlich über den Drehwinkel α bis unterhalb der Schwelle für das Tiefschweißen reduziert (zu erkennen an der sich verjüngenden Nahtbreite an der Oberseite). Während für vollständige Durchschweißungen keine Heißbrissbildung aufgrund des geringeren Einspanngrads auftritt (vgl. Abschnitt 2.3.3), ist im Bereich der Leistungsendrampe mit solchen zu rechnen. Die Ausprägung dieser Heißrisse ist sowohl in Bild 3 als Querschliff und REM-Aufnahme als auch in Bild 44A als 2D-Röntgenaufnahme eines Serienbauteils sowie in Bild 44B für den optimierten Prozess zu sehen.

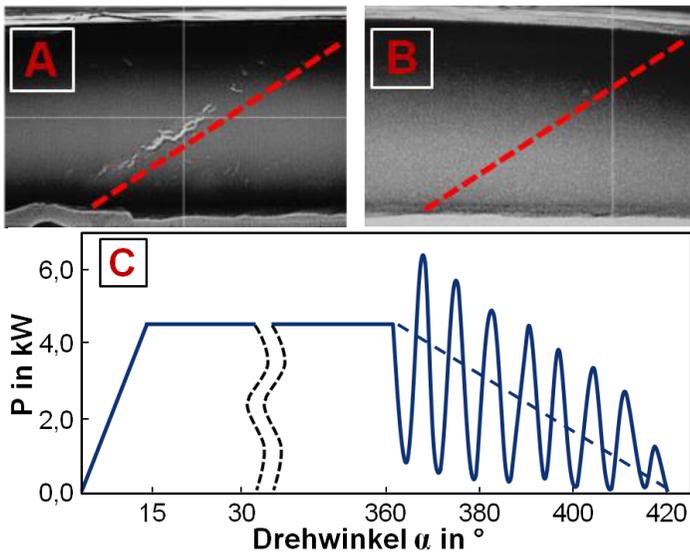


Bild 44: 2D-Röntgenaufnahme im Bereich der Leistungsendrampe des realen Getriebebauteils. Das runde Bauteil wurde so getrennt, dass der Nahtbereich mit der Leistungsendrampe durchstrahlt wurde.

A: Standardprozess ohne zeitliche Modulation der Laserleistung.

B: Zeitliche Leistungsmodulation im Bereich der Leistungsendrampe

C: Leistungskurve eines vollständigen Schweißzyklus mit modulierter Leistungsendrampe.

Den zeitlichen Verlauf der Laserleistung für einen vollständigen Schweißzyklus der Axialrundnaht ist in Bild 44C schematisch dargestellt. Für den Standardprozess wird die Laserleistung am Ende der Schweißnaht (nach 360°) linear mit dem Drehwinkel reduziert (gestrichelte Linie in Bild 44C). Das Resultat ohne zeitliche Modulation der Laserleistung im Bereich der Endrampe zeigt Bild 44A. Es entsteht ein Rissbild, das sich im Winkel der Leistungsreduzierung in Richtung Schweißnahtberraupe fortpflanzt. Versuche, diese Rissentstehung durch eine konventionelle Parametervariation zu verhindern, waren nur insofern erfolgreich, als deren Ausdehnung geringfügig reduziert werden konnte, nicht aber die Entstehung generell. So wurden im Bereich der Leistungsendrampe Bauteile geschweißt, bei denen sowohl die Schweißgeschwindigkeit, die Ramplänge bzw. der Drehwinkelbereich als auch die Fokusslage innerhalb der Leistungsendrampe variiert wurden. Ferner wurde mit unterschiedlichen Abbildungsverhältnissen und Arten des Schutzgases (Argon, CO_2 , Stickstoff, Luft) gearbeitet. Die

Erkenntnisse dieser Versuchsreihen decken sich mit den in der Arbeit vorgestellten, indem insbesondere durch die Wahl der Fokusslage eine Veränderung der Rissbildung erzielt werden konnte, bei gleichzeitiger Beeinflussung der Nahtform. Vorteilhaft in Bezug auf die Rissbildung war die Wahl des optischen Abbildungsverhältnisses von $\beta = 1,5:1$ ($f_k = 200 \text{ mm}$, $f_f = 300 \text{ mm}$, $SPP = 8 \text{ mm-mrad}$).

Erfolgreich verhindert werden konnten die Risse in der Leistungsendrampe schließlich durch die Strategie der zeitlichen Leistungsmodulation. Dabei wurde über den Winkelbereich von 360° keine zeitliche Modulation der Laserleistung verwendet, da zum einen bei Durchschweißungen keine Risse und zum anderen leichte Einbußen bei der Qualität der Nahtwurzel entstehen. Sobald sich der Schweißprozess jedoch im Bereich einer Einschweißung befindet, wird die Leistungsmodulation aktiviert. Neben den Modulationsparametern, wie der normierten Frequenz und der Modulationstiefe, wurde zudem der Winkelbereich der Leistungsendrampe und damit die Anzahl an Sinusschwingungen innerhalb der restlichen Schweißstrecke variiert (vgl. Bild 44C).

Das optimale Ergebnis konnte bei $\Pi = 0,80$ und $\Lambda = 0,6$ über einen Winkelbereich von $\alpha = 60^\circ$ erzielt werden. Zur Überprüfung der Strategie wurde die gesamte Schweißnaht im Nachgang des Schweißprozesses mit Hilfe der Röntgendurchstrahlung analysiert. Der Bereich des Bauteils, in dem die Leistungsendrampe zu finden war, ist in Bild 44B aufgeführt. Darin sind über die gesamte Einschweißtiefe von $EST = 7,5 \text{ mm}$ keinerlei rissartige Trennungen zu erkennen. Durch Verwendung von CO_2 als Schutzgas konnte zudem die Nahtform derart beeinflusst werden, dass eine qualitativ hochwertige, V-förmige Naht mit geringer Nahtüberhöhung entstand. Wurde hingegen Luft als Schutzgas verwendet, entstanden schmalere Nähte mit signifikant größerer Nahtüberhöhung. Dieser Umstand ist dem in Abschnitt 2.3.2 beschriebenen Marangoni-Effekt zuzuschreiben. Gleichzeitig war mit CO_2 im Vergleich zu Luft und Stickstoff deutlich weniger Porenbildung in der Leistungsendrampe zu verzeichnen.

7 Zusammenfassung

Die Bildung von Heißbrissen beim Laserstrahlschweißen von hochfesten Stahlwerkstoffen stellt ein ernstzunehmendes Problem dar. Insbesondere für solche Bauteile, die zyklischen Belastungen ausgesetzt sind, führen Risse in der Fügezone zu einer inakzeptablen Schwächung des tragenden Querschnitts. Wie zu Beginn der Arbeit ausgeführt wird, existieren bereits viele Modelle, die Erklärungen für die Entstehung von Erstarrungsrissen liefern. Demnach bilden sich Heißbrisse als Folge eines komplexen Zusammenspiels aus thermischen, mechanischen und metallurgischen Einflussfaktoren. Abgeleitet aus diesen Erklärungsmodellen besteht eine Vielzahl von Ansätzen, wie auf die Neigung zur Bildung von Heißbrissen reagiert oder deren Entstehung vermieden werden kann. Im Rahmen dieser Arbeit wurde untersucht, wie sich eine Veränderung des thermischen Energieeintrags auf die Heißbrissbildung auswirkt, indem ebenso die Strömungsverhältnisse im Schmelzebad veränderten werden.

Die Energieverteilung wurde gezielt verändert, indem Variationen der Strahlqualität, der Streckenenergie und der Fokusbildung vorgenommen wurden. Setzt man konstante mechanische Randbedingungen für die Schweißnähte voraus, zeigte sich, dass die Bildung von Querrissen im Schweißgut sowohl durch eine variierte Strahlqualität als auch durch unterschiedliche Streckenenergie nur unzureichend reduziert werden kann. In den Experimenten wurde vielmehr eine Wirkkette aus dem Verhalten der Dampfkapillare, in welcher der Energieeintrag erfolgt, den Strömungsbedingungen im Schmelzebad und den im Röntgenbild ersichtlichen Heißbrissen deutlich. Messungen des Prozessverhaltens ergaben für konstante Schweißparameter jeweils gleiche Frequenzen der Fluktuation der Dampfkapillartiefe, der Schmelzebadlänge, der Erstarrungsstruktur im Längsschliff sowie des periodischen Musters der Heißbrissentstehung. Ferner ergibt eine Verschiebung der Fokusbildung um eine Rayleigh-Länge eine deutlich veränderte Neigung zur Heißbrissbildung.

Eine derartige Fokusbildungsverschiebung wirkt sich signifikant auf das Strömungsverhalten im Schmelzebad aus, wie die röntgenografische Beobachtung dieser Schweißprozesse ergab. So konnten die Bewegungsbahnen von Tracerpartikeln im Schmelzebad nachvollzogen und dominante Schmelzeströmungen identifiziert werden. Eine neu entwickelte Methode zur Bestimmung der mittleren Geschwindigkeits- und Beschleunigung

nigungsfelder im Schmelzebad resultiert in einem charakteristischen mittleren Prozessabbild. Dieser Fußabdruck des Prozesses erlaubt es, Unterschiede durch die Wahl der Fokusbildung zu beschreiben, indem sich beispielsweise die Strömungsrichtung im oberen Bereich des Schmelzebads umkehrt. Anhand der Röntgendurchstrahlungsaufnahmen kann die Geometrie des Schmelzebads qualitativ ermittelt werden. Zudem lassen sich Änderungen der Schmelzebadrückwand in jenem Tiefenbereich erkennen, wo die Erstarrungsrissbildung stattfindet.

Um die Wirkung derartiger Veränderungen der Schmelzebadgeometrie auf die Verhältnisse von Spannungen und Dehnungen in der Fügezone zu analysieren, wurde ein zweistufiger Modellierungsansatz mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente genutzt. Im ersten Schritt wird zunächst die Temperaturverteilung beim Schweißen berechnet. Angepasst an die experimentell erfassten Prozessdaten wurden die Temperaturfelder berechnet, die sich durch die unterschiedliche Verteilung der Prozessenergie auf 40 einzelne Punktwärmequellen ergab. Hiernach konnte die Geometrie für die beiden röntgenografisch erfassten Prozesse, die mit verschiedener Fokusbildung geschweißt wurden, modellhaft nachgebildet und mit einem theoretischen Fall verglichen werden. Die resultierenden Temperaturfelder dienen im zweiten Schritt als thermische Lastengröße für die Berechnung der mechanischen Belastungen in Form von Dehnungen und Spannungen. So zeigt sich eine Verschiebung der Position für die maximale Dehnung in Tiefenrichtung (z -Richtung) der Schweißnaht mit Veränderung der Schmelzebadgeometrie bzw. Verlagerung der Fokusbildung im Experiment. Der Ort und die Richtung der Verschiebung stimmen mit der Veränderung der mittleren Tiefe, in der die Querrisse im Experiment gebildet werden, qualitativ außerordentlich gut überein.

Abgeleitet aus den Erkenntnissen, dass die Heißrissbildung durch eine Veränderung des Energieeintrags in den Prozess verändert werden kann, wurden Verfahren entwickelt, deren Anwendung die Vermeidung von Heißrissen im Schweißgut eröffnet. So bietet die örtliche Umverteilung der Laserleistung durch Verwendung einer Bifokaloptik oder eines diffraktiven optischen Elements im Strahlengang die Möglichkeit, rissfreie Schweißnähte zu erzielen. Abhängig von den Schweißparametern kann die Neigung zur Heißrissbildung jedoch auch zunehmen. Dies stellt ein weiteres Indiz dafür dar, dass durch einen veränderten thermischen Energieeintrag auf die Heißrissbildung Einfluss genommen werden kann [57]. Überdies bieten sogenannte „Tailored Optics“ das Potenzial, Schweißoptiken zu entwerfen, die speziellen Prozessanforderungen genügen und ein vorteilhaftes Prozessverhalten immanent bedingen.

Ferner wird eine Methode vorgestellt, die für Schweißgeschwindigkeit von $1,0 \text{ m/min} \leq v \leq 6 \text{ m/min}$ rissfreie Schweißnähte ermöglicht und keiner zusätzlichen Systemkomponenten bedarf. Durch eine zeitliche Modulation der Laserleistung verändert sich die Neigung zur Heißrissigkeit, abhängig von der gewählten Leistungsamplitude und Frequenz. Wird die normierte Frequenz für die Analysen verwendet, überlagern sich die Parameterbereiche sogar, in denen rissfreie Nähte für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten erzielt werden können und bilden ein gemeinsames Prozessfenster. Tatsächlich wird durch die Verwendung zeitlich modulierter Laserleistung nicht nur die Heißrissentstehung verändert. Vielmehr wirkt sich die zeitliche Leistungsmodulation signifikant auf die Strömungsverhältnisse im Schmelzebad und schlussendlich auf die mittlere Geometrie desselben, insbesondere in dessen unteren Hälfte aus, dort wo die Entstehung der Heißrisse üblicherweise erfolgt.

Dieses Verfahren adressiert zielgenau das Problem der Heißrissbildung im Bereich der Leistungsendrampe bei Getriebebauteilen: Wendet man die Methode der zeitlich modulierten Laserleistung auf das Laserschweißen dieser Bauteile an, können die Getriebebauteile erfolgreich ohne Risse geschweißt werden. Der Umstand, dass nun auch solche Stahllegierungen rissfrei geschweißt werden können, die als schwer schweißbar gelten, bietet großes Potenzial für die künftige Entwicklung von Getriebekomponenten. So können in Zukunft hochfeste Werkstoffe eingesetzt werden, die einerseits eine Steigerung der zu übertragenden Drehmomente erlauben oder andererseits eine Reduzierung der Bauteildimensionen bei gleichbleibender statischer oder dynamischer Last ermöglichen.

8 Literatur- und Quellenverzeichnis

- [1] Studie Umweltbundesamtes, *Anteil von CO₂ an den Treibhausgasemissionen in Deutschland in den Jahren 1990 bis 2015*, URL (Stand 06.07.2017): <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/312536/umfrage/anteil-von-co2-an-den-treibhausgasemissionen-in-deutschland/>.
- [2] DILTHEY, U. P. D.-I., *Schweißtechnische Fertigungsverfahren II. Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*, Vorlesungsskript, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, 2006.
- [3] WEBERPALS, J.-P., *Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserschweißen*, Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2010.
- [4] HEB, A., *Vorteile und Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen mit Strahlquellen höchster Fokussierbarkeit*, Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2012.
- [5] SCHULZE, G., *Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe*, 4. Auflage, Springer, 2010.
- [6] NEUGEBAUER, R., *Ressourceneffizienz. Schlüsseltechnologien für Wirtschaft & Gesellschaft*, 1. Auflage, Springer Berlin - Springer Vieweg, 2017.
- [7] GRAF, T., *The Importance of Laser Materials Processing for Industry 4.0*, In European Automotive Laser Applications (EALA), Bad Nauheim, 2017.
- [8] LEIBINGER, B., *Wer wollte eine andere Zeit als diese. Ein Lebensbericht*, 3. Auflage, Murrmann Verlag GmbH, 2011.
- [9] HÜGEL, H., GRAF, T., *Laser in der Fertigung. Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren*, 3. Auflage, Vieweg + Teubner, 2014.
- [10] DIN 8580:2003-09, *Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilungen*, Beuth Verlag GmbH, 2003.

- [11] KREUELS, R., WALTER, G., *Daten, Licht & Das Werk der Zukunft*, Laser Community, 2016.
- [12] *Sprich mit mir*, Laser Community, 2016. URL (Stand 06.07.2017): <http://www.laser-community.com/de/laser-sind-das-ultimate-werkzeug-4-0-liefern-daten-fuer-smarte-fabrik/>
- [13] MAYER, A., *High Power Laser Systems for Materials Processing. Market Analysis and Forecast*, Taegerwilten, Schweiz, 2015.
- [14] BÜNTING, A., FRANCKE, S., *High Speed Laser Beam Welding of Cast-Iron and Steel with Brilliant Solid State Lasers*, Stuttgarter Lasertage (SLT), Stuttgart, 2010.
- [15] TALMON L'ARMÉE, P., *Laser Applications in Gear Box Manufacturing at Mercedes-Benz. Solid-state laser for cleaning and welding in the powertrain production*, Laser Technik Journal **13**, 38–41, 2016.
- [16] EN ISO 13919-1:1996, *Elektronen- und Laserstrahl-Schweißverbindungen; Leitfaden für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten*; Teil 1: Stahl, Beuth Verlag GmbH, 1996.
- [17] POHL, M., *Gefügeausbildung und Fehler in Schweißverbindungen, Vortragsreihe Metallographie - Mikrogefüge und Bruch*, Stahl-Akademie, Aachen, 2015.
- [18] MÜLLER, M. G., *Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen durch Auswertung der reflektierten Leistung*, Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2002.
- [19] RUB, A., *Schweißen mit dem Scheibenlaser - Potentiale der guten Fokussierbarkeit*, Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2006.
- [20] SEMAK, V., MATSUNAWA, A., *The role of recoil pressure in energy balance during laser materials processing*, Journal of Physics D: Applied Physics **30**, 2541, 1997.
- [21] KAPLAN, A. F. H., POWELL, J., *Laser Welding: The Spatter Map*, Proc. 29th International Congress on Applications of Laser & Electro-Optics (ICALEO), Anaheim, USA, 1906, 2010.

- [22] BERGER, P., HÜGEL, H., GRAF, T., *Zur Bedeutung von gleitenden Stufen an der Kapillarfront beim Schweißen und Schneiden mit Laserstrahlen – Teil 1*, Schweißen und Schneiden **63**, 20–28, 2011.
- [23] BERGER, P., HÜGEL, H., GRAF, T., *Zur Bedeutung von gleitenden Stufen an der Kapillarfront beim Schweißen und Schneiden mit Laserstrahlen – Teil 2*, Schweißen und Schneiden **63**, 100–106, 2011.
- [24] KAPLAN, A. F. H., POWELL, J., *Spatter in laser welding*, Journal of Laser Applications **23**, 32005, 2011.
- [25] LI, S., CHEN, G., KATAYAMA, S., ZHANG, Y., *Relationship Between Spatter Formation and Dynamic Molten Pool during High-Power Deep-Penetration Laser Welding*, Applied Surface Science **303**, 481–488, 2014.
- [26] HEIDER, A., WEBER, R., HERRMANN, D., HERZOG, P., GRAF, T., *Power Modulation to Stabilize Laser Welding of Copper*, Journal of Laser Applications **27**, 022003, 2015.
- [27] NAKAMURA H., KAWAHITO Y., NISHIMOTO, K., KATAYAMA, S., *Elucidation of Melt Flows and Spatter Formation Mechanisms During High Power Laser Welding of Pure Titanium*, Journal of Laser Applications **27**, 2015.
- [28] GREF, W., *Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokusermatrixtechnik*, Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2005.
- [29] BERGER, P., HÜGEL, H., GRAF, T., *Understanding Pore Formation in Laser Beam Welding*, Physics Procedia **12**, 241–247, 2011.
- [30] KATAYAMA, S., SETO, N., KIM, J.-D., MATSUNAWA, A., *Formation Mechanism and Suppression Procedure of Porosity in High Power Laser Welding of Aluminum alloys*, Proc. of the International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), Orlando, USA, 1998.
- [31] KATAYAMA, S., KAWAHITO, Y., MIZUTANI, M., *Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting weld penetration and welding defects*, Physics Procedia **5**, 9–17, 2010.

- [32] VOLPP, J., VOLLERTSEN, F., *Correlation of keyhole dynamics and pore formation*, Proc. of the 8th International WLT Conference on Lasers in Manufacturing, München, 2015.
- [33] BOLEY, M., WEBSTER P., HEIDER, A., *Investigating the Keyhole Behavior by using X-ray and Optical Depth Measurement Techniques*, Proc. of 33rd International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), San Diego, CA, USA, 602, 2014.
- [34] BOLEY, M., WEBER, R., GRAF, T., *Online Detection of Pore Formation during Laser Deep-Penetration Welding*, Proc. of the 8th International WLT Conference on Lasers in Manufacturing, München, 2015.
- [35] KATAYAMA, S., KAWAHITO Y., MIZUTANI, M., *Collaboration of Physical and Metallurgical Viewpoints for Understanding and Process Development of Laser Welding*, Proc. of 26th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), Orlando, FL, USA, 360-369, 2007.
- [36] HOHENBERGER B., FAISST, F., *Laserstrahlschweißen mit Doppelfokustechnik - Grundlagen und industrielle Anwendung*. Fertigungstechnisches Kolloquium, Springer, 2000.
- [37] HOHENBERGER B., *Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokustechnik - Steigerung von Prozeßstabilität, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung*, Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2002.
- [38] DIN EN ISO 6520-1, *Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an Metallen*; Teil 1: Schmelzschweißen, Beuth Verlag GmbH, 1999.
- [39] EICHHORN, F., POHL, M., GRÖGER, P., ECKEL, W., *Systematische Beurteilung von Fehlern in Schweißverbindungen*, Practical Metallography **13**, 215–231, 1982.
- [40] ROOS, E., MAILE, K., *Werkstoffkunde für Ingenieure. Grundlagen, Anwendung, Prüfung*, 3. Auflage, Springer, 2008.
- [41] DVS - DEUTSCHER VERBAND FÜR SCHWEIßEN UND VERWANDTE VERFAHREN, *DVS Merkblatt 1004-1: Heißrißprüfverfahren*, Grundlagen, 1996.
- [42] SCHUSTER, J., *Heißrisse in Schweißverbindungen. Entstehung, Nachweis und Vermeidung*. DVS-Verlag, 2004.

- [43] KOU S., *Welding metallurgy*, 2. Auflage, Wiley-Interscience, 2003.
- [44] FAHRENWALDT, H., SCHULER, V., *Praxiswissen Schweißtechnik*, 3. Auflage, Vieweg + Teubner, 2009.
- [45] VOLPP, J., *Veränderung der Schweißbeignung von Stahlwerkstoffen durch Zulegieren von Begleitelementen*, Diplomarbeit, Universität Stuttgart, 2011.
- [46] ESKIN, D. G., KATGERMAN, L., *A Quest for a New Hot Tearing Criterion*, Metallurgical and Materials Transactions **38A**, 1511–1519, 2007.
- [47] WEISE, S., *Heißrißbildung beim Laserstrahlschweißen von Baustählen*, Dissertation, Universität Bremen, 1998.
- [48] HEMSWORTH, B., BONISZEWSKI, T., EATON, N. F., *Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys*, Metal Construction and British Welding Journal **1**, 5–15, 1969.
- [49] WOLF, M., *Zur Phänomenologie der Heißrißbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren*, Dissertation, BAM, Berlin, 2006.
- [50] GÖBEL, G., *Erweiterung der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen heißrißgefährdeter Werkstoffe*, Dissertation, Technische Universität Dresden, 2007.
- [51] GEBHARDT, M., *Einfluss von Konstruktion und Schweißparametern auf die Erstarrungsrisseentstehung beim Laser-MSG-Hybridschweißen dickwandiger Bauteile*, Dissertation, Technische Universität Berlin, 2013.
- [52] NISSLEY, N., LIPPOLD, J., *Ductility-Dip Cracking Susceptibility of Nickel-Based Weld Metals: Part I — Strain-to-Fracture Testing*, Welding Journal **87**, 257–264, 2008.
- [53] UNFRIED, J. S., TORRES, E., RAMIREZ, A., *In Situ Observations of Ductility-Dip Cracking Mechanism in Ni-Cr-Fe Alloys*, in Hot Cracking Phenomena in Welds III, Böllinghaus, T., Lippold, J., Cross, C. E., Springer, Berlin Heidelberg, 295-315, 2011.
- [54] DIN EN 10083-3:2007-01, *Vergütungsstähle - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für legierte Stähle*, Beuth Verlag GmbH, 2007.
- [55] DIN EN 10084:2008, *Einsatzstähle - Technische Lieferbedingungen*, Beuth Verlag GmbH, 2008.

- [56] MATIC, M., *Laserstrahlschweißen hochfester Werkstoffe an rotationssymmetrischen Bauteilen*, Dissertation, Technische Universität Dresden, 2012.
- [57] CROSS, C. E., *On the Origin of Weld Solidification Cracking, in Hot Cracking Phenomena in Welds*, Böllinghaus T. and Herold, H., Hrsg., Springer, Berlin Heidelberg, 2005.
- [58] KANNENGIEBER, T., *Metallurgische und konstruktive Aspekte der Heißrissbildung*, Heißrissworkshop, Stuttgart, 2014.
- [59] KRAFKA, H., *Risse in Schweißverbindungen: Heißrissarten, Heißrissentstehung und Heißrissprüfung*. 32. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, DVM-Berichte, 161–171, 2000.
- [60] DVS - DEUTSCHER VERBAND FÜR SCHWEIßEN UND VERWANDTE VERFAHREN, *DVS Merkblatt 1004-3: Heißrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchenden Proben*, 1990.
- [61] SCHEIBLE P., *Vermeidung von Heißrissen beim Laserstrahlschweißen von Stahlwerkstoffen durch zeitlich und räumlich angepasste Laserleistung*, Masterarbeit, Universität Stuttgart, 2015.
Angeleitet und betreut vom Autor dieser Dissertationsschrift.
- [62] STRITT, P., *Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Remote-Laserstrahlschweißen von AlMgSi 6016*. Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2016.
- [63] BORLAND, J. C., *Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds and Castings*, British welding journal **7**, 508–512, 1960.
- [64] BORLAND, J. C., *Suggested Explanation of Hot Cracking in Mild and Low Alloy Steel Welds*, British welding journal **8**, 526–540, 1961.
- [65] APPLET, W. R., PELLINI, W. S., *Factors which influence weld hot cracking*, Welding Journal **33**, 83–822, 1973.
- [66] FEURER, U., *Mathematisches Modell der Warmrißneigung von binären Aluminiumlegierungen*, Gießereiforschung **28**, 75–80, 1976.
- [67] DREZET, J.-M., GREMAUD, M., GRAF, R., GAÜMANN, M., *A new hot tearing criterion for steel*, IOM communications, Birmingham, UK, 2002.

- [68] Drezet, J.-M. AND ALLEHAUX, D., *Application of the Rappaz-Drezet-Gremaud Hot Tearing Criterion to Welding of Aluminium Alloys*, in Hot Cracking Phenomena in Welds II, Böllinghaus, T., Herold, H., Cross, C. E., Lippold, J., 19-37, Springer Berlin Heidelberg, 2008.
- [69] RAPPAZ, M., DREZET, J.-M., GREMAUD, M., *A New Hot-Tearing Criterion*, Metallurgical and Materials Transactions **30A**, 449–455, 1999.
- [70] DREZET, J.-M., RAPPAZ, M., *Hot tearing: current status and perspectives*. Heißrissworkshop Stuttgart, 2014.
- [71] HAGENLOCHER C., *Einfluss von Eigenspannungen des Umformprozesses auf die Rissneigung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium*, Masterarbeit, Universität Stuttgart, 2015.
- [72] GOLLNOW, C., *Beitrag zur Ermittlung vorrangig konstruktiver Einflussgrößen auf die Heißrissinitiierung an geschweißten Bauteilen*, Dissertation, Otto-von-Guericke Universität Magdeburg, 2015.
- [73] SISTANINIA, M., TERZI, S., PHILLION, A. B., DREZET, J.-M., RAPPAZ, M., *3-D granular modeling and in situ X-ray tomographic imaging: A comparative study of hot tearing formation and semi-solid deformation in Al–Cu alloys*, Acta Materialia **61**, 3831–3841, 2013.
- [74] MILLS, K. C., KEENE, B. J., BROOKS, R. F., SHIRALI, A., *Marangoni effects in welding*, Philosophical Transactions of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences **356**, 911-925, 1998.
- [75] OLSON, D. L., EDWARDS, G. R., *Interfacially driven mass transport in joining and coating technologies*, Philosophical Transactions Royal Society of London A **356**, 927–940, 1998.
- [76] CZERNER, S., *Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen von Eisenwerkstoffen*, Dissertation, Universität Hannover, 2005.
- [77] FUHRICH, T., *Marangoni-Effekt beim Laserstrahl-tiefschweißen von Stahl*, Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2005.

- [78] CROSS, C. E., CONIGLIO, N., SCHEMPP, P., MOUSAVI, M., *Critical Conditions for Weld Solidification Crack Growth*, in Hot Cracking Phenomena in Welds III, Böllinghaus, T., Lippold, J., Cross, C. E., 25-41, Springer Berlin Heidelberg, 2011.
- [79] FARUP, I., MO, A., *Two-Phase Modeling of Mushy Zone Parameters Associated with Hot Tearing*, Metallurgical and Materials Transactions **31A**, 1461–1472, 2000.
- [80] PROKHOROV, N., *The Technological Strength of Metals while Crystallising during Welding*, Svar. Proiz., 1-4, 1962.
- [81] PROKHOROV, N., JAKUSHIN, B., *Theorie und Verfahren zur Bestimmung der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen*, Schweißtechnik, 8–11, 1968.
- [82] LANCASTER, J. F., *Metallurgy of welding*, 6. Auflage, Abington Publishing, 1999.
- [83] ARATA, Y., MATSUDA, F., KAZUHIRO, N., SASAKI, I., *Solidification crack susceptibility of aluminium alloy weld metals*, Report I, Osaka, 1976.
- [84] PELLINI, W. S., *Strain Theory of Hot Tearing*, Foundry **80**, 125–199, 1952.
- [85] HILBINGER, R. M., *Heißbrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage*, Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2001.
- [86] PLOSHIKHIN, V., *Optimierung der Schweißbarkeit. Abschlussbericht zum Leitprojekt*, Neue Materialien Bayreuth GmbH, Bayreuth, 2004.
- [87] PSHENNIKOV, A., *Entwicklung von Maßnahmen zur Heißbrissvermeidung beim Einseitenschweißen langer Schweißnähte*, Dissertation, Otto-von-Guericke Universität, Magdeburg, 2005.
- [88] GRUSS, H., *Schweißgerechte Struktur- und Prozessstrategien im Flugzeugbau*, Dissertation, Otto-von-Guericke Universität Magdeburg, 2008.
- [89] GROSS, D., HAUGER, W., SCHRÖDER, J., WALL, W. A., *Technische Mechanik 2. Elastostatik*, 12. Auflage, Springer Vieweg, 2014.
- [90] BÜRCEL, R., *Festigkeitslehre und Werkstoffmechanik. Werkstoffe sicher beurteilen und richtig einsetzen*, Vieweg+Teubner Verlag, 2005.

- [91] CHIHOSKI, R. A., *The Character of Stress Fields Around a Weld Arc Moving on Aluminum Sheet*, *Welding Journal* **51**, 9–18, 1972.
- [92] CHIHOSKI, R. A., *Expansion and Stress Around Aluminum Weld Puddles*, *Welding Journal* **58**, 263–276, 1979.
- [93] ZACHARIA, T., ARAMAYO, G. A., *Modeling of thermal stresses in welds*, Oak Ridge National Laboratory, 1. Auflage, Oak Ridge, 1993.
- [94] ZACHARIA, T., *Dynamic Stresses in Weld Metal Hot Cracking. The dynamic relationship between mechanical and metallurgical factors influenced by restraint and welding parameters creates conditions favorable to hot cracking*, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, 1994.
- [95] STRITT, P., *Heißbrisskriterium für das randnahe Laserstrahlschweißen von Aluminium*, Heißbrissworkshop, Stuttgart, 2014.
- [96] SCHAEFER, M., SPEKER, N., WEBER, R., HARRER, T., GRAF, T., *Analyzing Hot Crack Formation in Laser Welding of Tempered Steel*, Proc. of the 8th International WLT Conference on Lasers in Manufacturing, München, 2015.
- [97] LEITE RIBEIRO, D., *Prevention of Hot Crack Occurrence in Laser Welding of Steel Alloys through Power Modulation*, Masterarbeit, Hochschule Aalen, 2016. Angeleitet und betreut vom Autor dieser Dissertationsschrift.
- [98] THEIS, J. U., *Potenziale des Mehrstrahl-Laserschweißens heißbrisskritischer Stahlwerkstoffe*, Dissertation, Technische Universität Dresden, 2016.
- [99] LIU, W., TIAN, X., ZHANG, X., *Preventing Weld Hot Cracking by Synchronous Rolling during Welding*, *Welding Research Supplement*, 297-303, 1996.
- [100] BÖLLINGHAUS, T., MENTE, T., *Schadensfälle geschweißter Rohrleitungen und Maßnahmen zur Vermeidung*, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 2011.
- [101] NISHIMOTO, K., MORI, H., *Hot cracking susceptibility in laser weld metal of high nitrogen stainless steels*, *Science and Technology of Advanced Materials* **5**, 231–240, 2004.
- [102] MATIC, M., *Grundlagenuntersuchung zur Reduktion der Rissbildung beim Laserstrahlschweißen von hochfesten Stahlwerkstoffen*, Diplomarbeit, 2008.

- [103] KÜHNLE, T., *Heißbrissuntersuchungen an lasergeschweißten rotationssymmetrischen Bauteilen*, Diplomarbeit, Universität Stuttgart, 2011.
- [104] SCHAEFER, M., KESSLER, S., SCHEIBLE, P., SPEKER, N., HARRER, T., *Hot cracking during laser welding of steel: influence of the welding parameters and prevention of cracks*, Proc. SPIE **10097**, 2017.
- [105] KADOI, K., FUJINAGA, A., YAMAMOTO, M., SHINOZAKI, K., *The effect of welding conditions on solidification cracking susceptibility of type 310S stainless steel during laser welding using an in-situ observation technique*, Weld World, 2013.
- [106] GOODWIN, G. M., The effects of heat input and Weld Process on Hot Cracking in Stainless Steel. *The Sigmajig test was used to quantify the hot-cracking response of Type 316 stainless steel welded with the GTAW, EBW and LBW processes*, Welding Research Supplement, 88–94, 1988.
- [107] THEISS, J., *Heißbrissbildung beim Laserstrahlschweißen. Grundlagen, Herausforderungen, Anwendungen*. Heißbrissworkshop, Stuttgart, 2014.
- [108] SCHAEFER, M., *Interaction of hot cracking and melt pool eddy formation during laser welding of tempered steel*. Proc. of the International Workshop, Hirschegg, 2015.
- [109] WOLF, M., SCHOBBER, H., BÖLLINGHAUS, T., *Influence of the Weld Pool Geometry on Solidification Crack Formation*, in Hot Cracking Phenomena in Welds, Böllinghaus, T. and Herold, H., Springer Berlin Heidelberg, 245-268, 2005.
- [110] SCHUSTER, J., *Qualitätsgerechtes Schweißen von Knet- und Gusswerkstoffen auf Eisenbasis mit unterschiedlichem Wärmeeintrag und Energiequellen*. SLV Halle Forschungsvorhaben; 2010 abgeschlossen, SLV Halle, Halle, 2010.
- [111] AKESSON, B., KARLSSON, L., *Prevention of hot cracking of butt welds in steel panels by controlled additional heating of the panels*, Welding Research International **6**, 1976.
- [112] KURZ, W., WAGNIERE, J.-D., RAPPAZ, M., LIMA, M. F. DE, *Process for avoiding cracking in welding*, WO2003031108. 8 Oktober 2002.

- [113] LEIMSER, M., *Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigenschaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen*, Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2008.
- [114] PETZET, V., BÜSKENS, C., PESCH, H. J., PRIKHODOVSKY, A., KARKHIN, V. A., PLOSHIKHIN, V., *Elimination of Hot Cracking in Laser Beam Welding*, Proc. Appl. Math. Mech. **4**, 580–581, 2004.
- [115] PLOSHIKHIN, V., ZPCH, H. W., KARKHIN, V. A., MAKHUTIN, M., PESCH, H. J., *Numerical optimisation of the temperature field for the prevention of solidification cracking during laser beam welding using the multi-beam technique*, in Hot Cracking Phenomena in Welds, Böllinghaus, T. and Herold, H., eds.: Springer, 2005.
- [116] EN ISO 11146-1:2005, *Laser und Laseranlagen – Prüfverfahren für Laserstrahlmessungen, Divergenzwinkel und Beugungsmaßzahlen Teil 1: Stigmatische und einfach astigmatische Strahlen*, Beuth Verlag GmbH, 2005.
- [117] NEUBERT, J., WEILNHAMMER, G., *Laserstrahlschweißen. Leitfaden für die Praxis*, 1. Auflage, DVS Media, 2009.
- [118] BARGEL, H., HILBRANS, H., HÜBNER, K., KRÜGER, O., SCHULZE, G., *Werkstoffkunde*, 10. Auflage, Springer, 2008.
- [119] HAGENLOCHER, C., FETZER, F., WEBER, R., GRAF, T., *Benefits of Very High Feed Rates for Laser Beam Welding of AlMgSi Aluminum Alloys*, eingereicht in Journal of Laser Applications **30**, 2018.
- [120] FETZER, F., HAGENLOCHER, C., WEBER, R., GRAF, T., *Avoiding Defects in Laser Welding of AlMgSi Alloys by Means of Very High Feed Rates*, In European Automotive Laser Applications (EALA), Bad Nauheim, 2018.
- [121] REITER, M., *Partial Penetration Fiber Laser Welding on Austenitic Stainless Steel*, Thesis Master of Science, Ohio State University, 2009.
- [122] SCHÄFER M., *Entwicklung eines Referenzprozesses zur Optikqualifizierung*, Diplomarbeit, Universität Stuttgart, 2011.

- [123] HAUG, P., ROMINGER, V., SPEKER, N. D.-I., WEBER, R., GRAF, T., WEIGL, M., SCHMIDT, M., *Influence of Laser Wavelength on Melt Bath Dynamics and Resulting Seam Quality at Welding of Thick Plates*, Physics Procedia **41**, 49–58, 2013.
- [124] GOLLNOW, C., *Beeinflussung des metallurgischen Verhaltens strahlgeschweißter Verbindungen an Stählen durch prozessspezifische Einflussgrößen*, Jugend Forscht & Schweißt, 2010.
- [125] DAUSINGER, F., *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozeßeffektivität*. Habilitationsschrift, Universität Stuttgart, 2005.
- [126] FABBRO, R., CHOUF, K., SABATIER, L., COSTE, F., *Dynamical Interpretation of Deep penetration of CW Laser Welding*, Proc. of the 20th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, (ICALEO), Orlando, USA, 1998.
- [127] DIN EN 10025-2:2005-04, *Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustähle – Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle*, Beuth Verlag GmbH, 2005.
- [128] DIN EN 10088-1:2014-12, *Nichtrostende Stähle - Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle*, Beuth Verlag GmbH, 2014.
- [129] HESS A., D. F., *Humping Mechanisms During High-Speed Welding with Brilliant Lasers*. Proc. of the 3rd Pacific International Conference on Application of Lasers and Optics, PICALO, 307, 2008.
- [130] SCHAEFER, M., KESSLER, S., FETZER, F., GRAF, T., *Influence of the focal position on the melt flow during laser welding of steel*, Journal of Laser Applications **29**, 012010, 2017.
- [131] MATSUNAWA, A., SETO, N., KIM, J.-D., MIZUTANI, M., KATAYAMA, S., *Dynamics of Keyhole and Molten Pool in High Power CO₂ Laser Welding*. Proc. SPIE **3888**, 34–45, 2000.
- [132] HONDA, H., TSUKAMOTO, S., KAWAGUCHI, I., ARAKANE, G., *Keyhole Behavior in Deep Penetration CO₂ Laser Welding*, Journal of Laser Applications **22**, 43–47, 2010.

- [133] FABBRO, R., SLIMANI, S., DOUDET, I., COSTE, F., *Experimental study of the dynamical coupling between the induced vapour plume and the melt pool for Nd-Yag CW laser welding*, Journal of Applied Physics **39**, 394–400, 2006.
- [134] FABBRO, R., *Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding*, Journal of Applied Physics **43**, 2010.
- [135] ZHANG, M., CHEN, G., ZHOU, Y., LI, S., DENG, H., *Observation of spatter formation mechanisms in high-power fiber laser welding of thick plate*, Applied Surface Science **280**, 868–875, 2013.
- [136] MÜLLER, A., *Laser beam oscillation strategies for fillet welds in lap joints*, Physics Procedia **56**, 458–466, 2014.
- [137] KAWAHITO, Y., UEMURA, Y., DOI, Y., MIZUTANI, M., NISHIMOTO, K., KWAKAMI, H., TANAKA, M., FUJII, H., NAKATA, K., KATAYAMA, S., *Elucidation of effect of welding speed on melt flows in high-brightness and high-power laser welding of stainless steel on basis of three-dimensional X-ray transmission in-situ observation*, Kouji Japan Welding Society **33**, 13-19, 2015.
- [138] LEIBINGER-KAMMÜLLER, N., *Werkzeug Laser - Ein Lichtstrahl erobert die industrielle Fertigung*, 2. Auflage, Vogel Buchverlag, 2008.
- [139] SCHÖNLEBER, M., KOGEL-HOLLACHER, M., BAUTZE, T., FRAAS, C., DIETZ, C., *Verfahren zum Messen der Eindringtiefe eines Laserstrahls in ein Werkstück, Verfahren zum Bearbeiten eines Werkstücks sowie Laserbearbeitungsvorrichtung*, DE 10 2013 015 656 B4. 23 September 2013.
- [140] WEBSTER P., GALBRAITH, C. M., VAN VLACK, C., BUCKLEY, D. R., FRASER J. M., *Three-dimensional, multi-factor monitoring and control of laser keyhole welding by inline coherent imaging*, Proc. of the 8th International WLT Conference on Lasers in Manufacturing, München, 2015.
- [141] BAUTZE, T., MOSER, R., STREBEL, M., KOGEL-HOLLACHER, M., *Use of inline coherent imaging for laser welding processes: Process control and beyond*, Proc. of the 8th International WLT Conference on Lasers in Manufacturing, München, 2015.
- [142] DUBITZKY, W., DORSCH, F., HAUG, P., HERMANI, J., PLASSWICH, S., EFFING, L., *Capillary depth measurement for process control*, Proc. SPIE **10097-6**, 2017.

- [143] ABT, F., WEBER, R., GRAF, T., *Novel high-speed space-resolved x-ray system for in-situ diagnostics of laser based processes*, Proc. of the 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), Anaheim, CA, USA, 503, 2010.
- [144] ABT, F., BOLEY, M., WEBER, R., GRAF, T., *X-Ray videography for investigation of capillary and melt pool dynamics in different materials*, Proc. of the 30th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), Orlando, FL, USA, 402, 2011.
- [145] RAO, K., KIM, D., HWANG, J., *Fast Fourier Transform - Algorithms and Applications*, 1. Auflage, Springer Netherlands, 2010.
- [146] KLEIN, T.; VICANEK, SIMON, G., *Forced oscillations of the keyhole in penetration laser beam welding*, Journal of Physics D: Applied Physics **29**, 322, 1996.
- [147] KROOS, J., GRATZKE, U., VICANEK, M., SIMON, G., *Dynamic behavior of the keyhole in laser welding*, Journal of Physics D: Applied Physics **26**, 481, 1993.
- [148] DORSCH, F., BRAUN, H., KEBLER, S., PFITZNER, D., ROMINGER, V., *NIR-camera-based online diagnostics of laser beam welding processes*, Proc. SPIE **8239**, 2012.
- [149] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE, *VDI-Wärmeatlas*. E-Book, 11. Auflage, Springer Vieweg, 2013.
- [150] PFITZNER, D., HESSE, T., MAGG, W., *Verfahren zum Erkennen von Fehlern an einer Schweißnaht während eines Laser-Schweißprozesses*, DE 10 2007 024 789 B3. 26 Mai 2007.
- [151] HELLER, K., KESSLER, S., DORSCH, F., BERGER, P., GRAF, T., *Robust "false friend" detection via thermographic imaging*, Proc. of the 8th International WLT Conference on Lasers in Manufacturing, München, 2015.
- [152] HELLER, K., *Analytische Temperaturfeldbeschreibung beim Laserstrahlschweißen für thermographische Prozessbeobachtung*, Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2017.
- [153] BERGER, P., HÜGEL, H., *Fluid dynamic effects in keyhole welding an attempt to characterize different regimes*, Physics Procedia **41**, 216–224, 2013.

- [154] MATSUNAWA, A., SETO, N., MIZUTANI, M., KATAYAMA, S., *Liquid Motion in Keyhole Laser Welding*, Proc. of the 20th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, (ICALEO), Orlando, USA, 1998.
- [155] PRESS, W. H., TEUKOLSKY, S. A., VETTERLING, W. T., FLANNERY, B. P., *Numerical Recipes: The Art of Scientific Computing*, 3. Auflage, Cambridge University Press, 2007.
- [156] OEVEL, W., *Einführung in die Numerische Mathematik*, Spektrum Akademischer Verlag, 1996.
- [157] NIBLACK, W., *An Introduction to Digital Image Processing*, Prentice-Hall, 1986.
- [158] QURESHI, M. N., ARRIETA, U., BAUDET, C., CARTELLIER, A., GAGNE, Y., BOURGOIN, M., *Acceleration statistics of inertial particles in turbulent flow*, The European Physical Journal B **66**, 531-536, 2008.
- [159] SCHAEFER, M., SCHEIBLE, P., KESSLER, S., GRAF, T., *Modulation of the laser power to prevent hot cracking during laser welding of tempered steel*, Journal of Laser Applications **29**, 042008, 2017.
- [160] RADAJ, D., *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen Rechen- und Meßverfahren*, DVS-Fachbücher, 2002.
- [161] TIKHOMIROV, D., RIETMAN, B., SCHWENK, C., FRANZ, T., *Methoden der Schweißverzugssimulation für die Anwendung in der Automobilindustrie*, Schweißen und Schneiden **59**, 678–680, 2007.
- [162] FENG, Z., *A Methodology for Quantifying the Thermal and Mechanical Conditions for Weld Metal Solidification*, Dissertation, Ohio State University, 1993.
- [163] WEI, Y. H., DONG, Z. B., LIU, R. P., DONG, Z. J., *Three-dimensional numerical simulation of weld solidification cracking*, Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering **13**, 437, 2005.
- [164] HAGENLOCHER C., STRITT, P., FRIEBE, H., BLUMENTHAL, C., WEBER, R., GRAF, T., *Space and Time Resolved Determination of Thermomechanical Deformation Adjacent to the Solidification Zone During Hot Crack Formation in Laser Welding*, Proc. of 35rd International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), San Diego, CA, USA, 1202, 2016.

- [165] HAGENLOCHER C., NOLTE J., WEBER, R., GRAF, T., *Strain behavior during the initiation process of centerline cracks in laser welding of aluminum alloys*, Proc. of the 9th International WLT Conference on Lasers in Manufacturing, München, 2017.
- [166] GROTH, C., MÜLLER, G., *FEM für Praktiker. Band 3: Temperaturfelder. Basiswissen und Arbeitsbeispiele zu FEM-Anwendungen der Temperaturfeldberechnung - Lösungen mit dem FE-Programm ANSYS*, Expert-Verlag, 2009.
- [167] RYKALIN, N. N., FRITZSCHE, C., *Berechnung der Wärmevergänge beim Schweißen*, Verlag Technik, 1957.
- [168] COLE K. D., BECK J. V., HAJI-SHEIKH A., LITKOUHI B., *Heat Conduction Using Green's Functions*, 2. Auflage, CRC Press, 643, 2010.
- [169] HELLER, K., KESSLER, S., DORSCH, F., BERGER, P., GRAF, T., *Analytical description of the surface temperature for the characterization of laser welding processes*, International Journal of Heat and Mass Transfer **106**, 958–969, 2017.
- [170] SENTE SOFTWARE LTD., JMatPro® 8.0.1, Surrey, UK, 2017.
- [171] CHANG, C.-L., *Berechnung der Schmelzbadgeometrie beim Laserstrahlschweißen mit Mehrfokustechnik*, Dissertation, Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2000.
- [172] PAUS, H. J., *Physik in Experimenten und Beispielen*, 3. Auflage, Hanser, 2007.
- [173] DIETMANN, H., *Einführung in die Elastizitäts- und Festigkeitslehre*, 3. Auflage, Kröner, 1992.
- [174] BAGGER, C., OLESEN, S., ROOS, S.-O., OLSEN, F., *Diffractive Optics for Reduction of Hot Cracking in Pulsed Mode Nd:YAG Laser Welding*, Proc. of the 8th Nordic Conference on Laser Materials Processing, Lyngby, DK, 2001.
- [175] PETZET, V., *Elimination of Hot Cracking in Laser Beam Welding*, Proc. of Applied Mathematics and Mechanics, Bayreuth, 2004.
- [176] SCHAEFER M., KESSLER, S., HESSE, T., SCHEIBLE P., HAUG, P., *Heißrisserkennen beim Laserschweißen*, SP11813 P. 18 März 2016.

- [177] GRAF, T., BERGER, P., WEBER, R., HÜGEL, H., HEIDER, A., STRITT, P., *Analytical expressions for the threshold of deep-penetration laser welding*, Laser Physics Letters **12**, 56002, 2015.
- [178] SCHAEFER M., FLAMM, D., HARRER, T., *Riss- und spritzerfrei SOE*, SP12065 P. 18 Juni 2017 (Patent zur Anmeldung eingereicht).
- [179] KUGLER, T., NAEEM, M., *Material Processing with Super-Modulation*, Proc. of the 21th International Congress on Applications of Laser & Electro-Optics (ICALEO), Scottsdale, Arizona, USA, 733150, 2002.
- [180] TSUKAMOTO, S., *Suppression of Welding Defects in Deep Penetration CO₂ Laser Welding*, Proc. of the 22nd International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), Orlando, FL, USA, 2000.
- [181] KAWAGUCHI, I., TSUKAMOTO, S., ARAKANE, G., NAKATA, K., *Suppression of Porosity by Laser Power Modulation*, Study on Prevention of Porosity in High Power CO₂ Laser Welding, Report **3**, 328–335, 2007.
- [182] STRITT, P., WEBER, R., GRAF, T., MÜLLER, S., EBERT, C., *Laser Power Modulation at the Threshold from Heat-Conduction to Deep-Penetration Welding*, Proc. of the 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), Anaheim, CA, USA, 507, 2010.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit bei der Firma TRUMPF Laser- und Systemtechnik GmbH in Zusammenarbeit mit dem Institut für Strahlwerkzeuge der Universität Stuttgart. Für das Gelingen war die Unterstützung Vieler nötig. So möchte ich allen Personen danken, die einen Beitrag dazu geleistet haben. Meinem Erstkorrektor Herrn Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf vom Institut für Strahlwerkzeuge der Universität Stuttgart möchte ich sehr herzlich danken, mir die Erstellung dieser Arbeit ermöglicht und mich dabei stets unterstützt zu haben. Darüber hinaus danke ich Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Uwe Reisgen vom Institut für Füge-technik der Rheinisch-Westfälisch Technischen Hochschule (RWTH) Aachen für seine Bereitschaft, die Arbeit früh zu begleiten, sich darin einzubringen und das zweite Gutachten zu übernehmen. Weiterhin möchte ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Oliver Riedel für das große Interesse an dem Thema meiner Promotion sowie für den Vorsitz des Promotionsverfahrens danken.

Besonderer Dank gilt der Firma TRUMPF, im Besonderen Herrn Dr. Harrer, Herrn Speker und Herrn Dr. Hesse, die mir eine Promotion ermöglicht haben, mich dabei stets unterstützten und mir jederzeit mit Rat zur Seite standen. Dankend hervorheben möchte ich Herrn Prof. Dr. techn. Dr.-Ing. E.h. Berthold Leibinger als meinen Mentor, der mich immerfort antrieb und manch kritische Frage zu stellen wusste.

Meinen Kollegen bei der Firma TRUMPF, insbesondere Herrn Dr. Kessler und Frau Dr. Stritt sowie am Institut für Strahlwerkzeuge, insbesondere Herrn Dr. Stritt und Herrn Fetzer, möchte ich für ein sehr angenehmes Arbeitsklima danken. Ohne die Unterstützung meiner Kollegen wäre eine erfolgreiche Erstellung dieser Arbeit sicher nicht möglich gewesen. Danken möchte ich auch meinen Masterarbeitern, Herrn Scheible und Herrn Leite-Ribeiro, die ebenfalls sehr zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Ganz besonders danke ich meiner Frau für die Unterstützung in allen Höhen und Tiefen und meinen Kindern für den Verzicht auf gemeinsame Familienzeit. Nicht zuletzt danke ich meinen Eltern für die immerwährende Hilfe und für die Möglichkeit mit meinem Studium dieses Ziel erreichen zu können.

Anhang A1

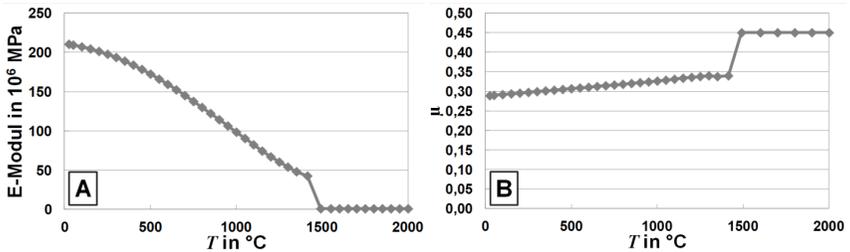


Bild 45: A: E-Modul in Abhängigkeit der Temperatur für 42CrMoS4 [170].

B: Querkontraktionszahl in Abhängigkeit der Temperatur für 42CrMoS4 [170].

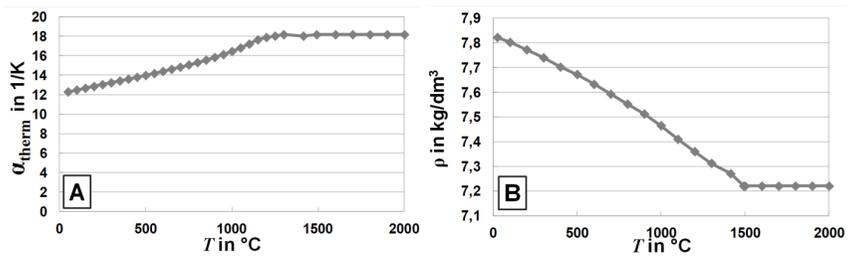


Bild 46: A: Temperaturleitfähigkeit in Abhängigkeit der Temperatur für 42CrMoS4 [170].

B: Dichte in Abhängigkeit der Temperatur für 42CrMoS4 [170].

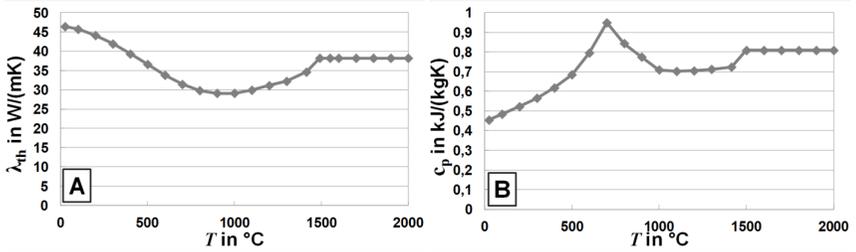


Bild 47: A: Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit der Temperatur für 42CrMoS4 [170].
B: Wärmekapazität in Abhängigkeit der Temperatur für 42CrMoS4 [170].

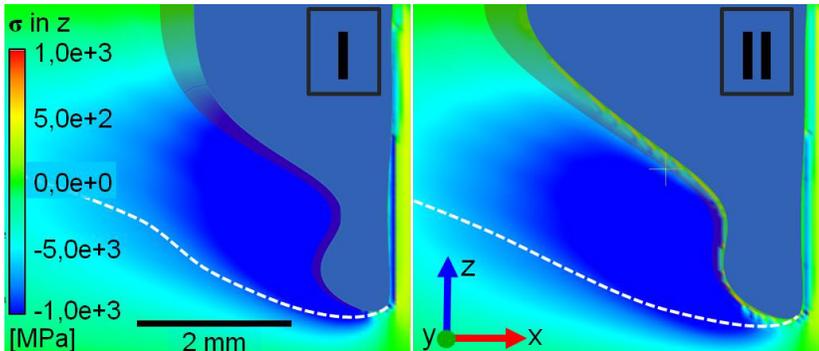


Bild 48: Verteilung der Spannungen in z-Richtung für Fall I (A) und Fall II (B). Die weiße, gestrichelte Linie repräsentiert die Isotherme, die $T=1000^\circ\text{C}$ aufweist. Der Vergleich lässt erahnen, dass die sog. Mushy Zone über das Druckspannungsfeld hinausreichen kann und Heißrisse folglich gebildet werden können.

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

Zoske, Uwe

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

Gorritz, Michael

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

Mohr, Ursula

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

Rudlaff, Thomas

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

Borik, Stefan

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

Paul, Rüdiger

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

Wahl, Roland

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

Frederking, Klaus-Dieter

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

Grünewald, Karin M.

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

Shen, Jialin

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

Arnold, Johannes M.

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

Holzwarth, Achim

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

Dausinger, Friedrich

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

Meiners, Eckhard

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

Beck, Markus

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

Breining, Klaus

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

Griebsch, Jürgen

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

Krepulat, Walter

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

Xiao, Min

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

Glumann, Christiane

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

Gross, Herbert

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

Rapp, Jürgen

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

Wittig, Klaus

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

Grünenwald, Bernd

Verfahrensoptimierung und Schichtcharakterisierung beim einstufigen Cermet-Beschichten mittels CO₂-Hochleistungslaser
1996, 160 Seiten, ISBN 3-519-06229-1

Lee, Jae-Hoon

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

Albinus, Uwe N. W.

Metallisches Beschichten mittels PLD-Verfahren
1996, 144 Seiten, ISBN 3-519-06233-X

Wiedmaier, Matthias

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

Bloehs, Wolfgang

Laserstrahlhärten mit angepassten Strahlformungssystemen
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06230-5

Bea, Martin

Adaptive Optik für die Materialbearbeitung mit CO₂-Laserstrahlung
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06231-3

Stöhr, Michael

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

Pließ, Wilfried

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

Schaller, Markus K. R.

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

Hack, Rüdiger

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

Krupka, René

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

Pfeiffer, Wolfgang

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

Volz, Robert

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

Bartelt-Berger, Lars

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

Müller-Hummel, Peter

Entwicklung einer Inprozeßtemperaturmeßvorrichtung zur Optimierung der laserunterstützten Zerspansung
1999, 139 Seiten, ISBN 3-519-06242-9

Rohde, Hansjörg

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

Huonker, Martin

Strahlführung in CO₂-Hochleistungslasersystemen zur Materialbearbeitung
1999, 121 Seiten, ISBN 3-519-06244-5

Callies, Gert

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

Schubert, Michael E.

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

Kern, Markus

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

Raiber, Armin

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

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

Forschungsberichte des IFSW ab 2000 erschienen im Herbert Utz Verlag, München

Schittenhelm, Henrik

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

Stewen, Christian

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

Schmitz, Christian

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

Karszewski, Martin

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

Chang, Chin-Lung

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

Haag, Matthias

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

Bahn Müller, Jochen

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

Schellhorn, Martin Carl Johannes

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

Angstenberger, Birgit

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

Bachhofer, Andreas

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

Breitschwerdt, Sven

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

Mochmann, Gunter

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

Herrmann, Andreas

Fertigungsorientierte Verfahrensentwicklung des Weichlötlens mit Diodenlasern
2002, 133 Seiten, ISBN 3-8316-0086-4

Mästle, Rüdiger

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

Voß, Andreas

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

Müller, Matthias G.

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

Abeln, Tobias

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

Erhard, Steffen

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

Contag, Karsten

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

Krastel, Klaus

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

Staud, Jürgen

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

Schinzl, Cornelius M.

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

Sebastian, Michael

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

Lücke, Bernd

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

Hohenberger, Bernd

Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokus-
technik – Steigerung von Prozesssicherheit, Fle-
xibilität und verfügbarer Strahlleistung
2003, 128 Seiten, ISBN 3-8316-0223-9

Jasper, Knut

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

Heimerdinger, Christoph

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

Christoph Fleig

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

Joachim Radtke

Herstellung von Präzisionsdurchbrüchen in ke-
ramischen Werkstoffen mittels repetierender
Laserbearbeitung
2003, 150 Seiten, ISBN 3-8316-0285-9

Michael Brandner

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

Reinhard Winkler

Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von
Aluminium-Druckguss
2004, 153 Seiten, ISBN 3-8316-0313-8

Helmut Kindler

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

Andreas Ruf

Modellierung des Perkussionsbohrens von Metal-
len mit kurz- und ultrakurzgepulsten Lasern
2004, 140 Seiten, ISBN 3-8316-0372-3

Guido Hergenhan

Kohärente Kopplung von Vertikalemittern – Sys-
temkonzept und experimentelle Verifizierung
2004, 115 Seiten, ISBN 3-8316-0376-6

Klaus Goth

Schweißen von Mischverbindungen aus Alumini-
umguß- und Knetlegierungen mit CO₂-Laser
unter besonderer Berücksichtigung der Nahtart
2004, 143 Seiten, ISBN 3-8316-0427-4

Armin Strauch

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

Thomas Wawra

Verfahrensstrategien für Bohrungen hoher Präzi-
sion mittels Laserstrahlung
2004, 162 Seiten, ISBN 3-8316-0453-3

Michael Honer

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

Thomas Herzinger

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

Reiner Heigl

Herstellung von Randschichten auf Aluminium-
gusslegierungen mittels Laserstrahlung
2004, 173 Seiten, ISBN 3-8316-0460-8

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf, Universität Stuttgart

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

Thomas Fuhrich

Marangoni-effekt beim Laserstrahl-tiefschweißen von Stahl

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

Daniel Müller

Pulsenergiestabilität bei regenerativen Kurzpuls-verstärkern im Scheibenlaserdesign

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

Jiancun Gao

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

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

Wolfgang Gref

Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokusmatrixtechnik

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

Michael Weikert

Oberflächenstrukturieren mit ultrakurzen Laser-pulsen

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

Julian Sigel

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

2006, 132 Seiten, ISBN 3-8316-0572-6

Andreas Ruß

Schweißen mit dem Scheibenlaser-Potentiale der guten Fokussierbarkeit

2006, 142 Seiten, ISBN 3-8316-0580-7

Gabriele Seibold

Absorption technischer Oberflächen in der La-sermaterialbearbeitung

2006, 156 Seiten, ISBN 3-8316-0618-8

Dirk Lindenau

Magnetisch beeinflusstes Laserstrahlschweißen

2007, 180 Seiten, ISBN 978-3-8316-0687-0

Jens Walter

Gesetzmäßigkeiten beim Lasergenerieren als Basis für die Prozesssteuerung und -regelung

2008, 140 Seiten, ISBN 978-3-8316-0770-9

Heiko Ridderbusch

Longitudinal angeregte passiv gütegeschaltete Laserzündkerze

2008, 175 Seiten, ISBN 978-3-8316-0840-9

Markus Leimser

Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigen-schaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen

2009, 150 Seiten, ISBN 978-3-8316-0854-6

Mikhail Larionov

Kontaktierung und Charakterisierung von Kristal-len für Scheibenlaser

2009, 186 Seiten, ISBN 978-3-8316-0855-3

Jürgen Müller-Borhanian

Kamerabasierte In-Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen

2009, 162 Seiten, ISBN 978-3-8316-0890-4

Andreas Letsch

Charakterisierung allgemein astigmatischer La-serstrahlung mit der Methode der zweiten Mo-mente

2009, 176 Seiten, ISBN 978-3-8316-0896-6

Thomas Kübler

Modellierung und Simulation des Halbleiterschei-benlasers

2009, 152 Seiten, ISBN 978-3-8316-0918-5

Günter Ambrosy

Nutzung elektromagnetischer Volumenkräfte beim Laserstrahlschweißen

2009, 170 Seiten, ISBN 978-3-8316-0925-3

Agnes Ott

Oberflächenmodifikation von Aluminiumlegierun-gen mit Laserstrahlung: Prozessverständnis und Schichtcharakterisierung

2010, 226 Seiten, ISBN 978-3-8316-0959-8

Detlef Breiting

Gasphaseneinflüsse beim Abtragen und Bohren mit ultrakurz gepulster Laserstrahlung

2010, 200 Seiten, ISBN 978-3-8316-0960-4

Dmitrij Walter

Online-Qualitätssicherung beim Bohren mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung

2010, 156 Seiten, ISBN 978-3-8316-0968-0

Jan-Philipp Weberpals

Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserstrahlschweißen

2010, 154 Seiten, ISBN 978-3-8316-0995-6

Angelika Beyertt

Yb:KYW regenerativer Verstärker für ultrakurze Pulse

2010, 166 Seiten, ISBN 978-3-8316-4002-7

Christian Stolzenburg

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

Svent-Simon Beyertt

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

Sonja Kittel

Verzugsarmes Laserstrahlschweißen an axial-symmetrischen Bauteilen
2011, 162 Seiten, ISBN 978-3-8316-4088-1

Andrey Andreev

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

Christian Föhl

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

Andreas Josef Birnesser

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

Christoph Neugebauer

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

Andreas Dauner

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

Axel Heß

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

Christian Gehrke

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

David Schindhelm

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

Moritz Vogel

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

Andreas Michalowski

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

Georg Stöppler

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

Patrick Mucha

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

Claus-Dieter Reiniger

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

Andreas Leitz

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

Peter Stritt

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

Katrin Sarah Wentsch

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

Jan-Philipp Negel

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

Christian Freitag

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

Andreas Popp

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

Karin Heller

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

Stefan Piehler

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

Felix Abt

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

Volker Rominger

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

Thomas Rataj

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

Michael Diez

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

Andreas Heider

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

Marcel Schäfer

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

