

Vincent Mann

Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle

Vincent Mann

Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen
hochfester Stähle

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 386

Herausgeber der Reihe:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Tino Hausotte

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Vincent Mann

Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle

Dissertation aus dem Lehrstuhl für Photonische Technologien
(LPT)

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Erlangen

FAU University Press

2022

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

Bitte zitieren als

Mann, Vincent. 2022. *Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stählen*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 386. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-504-9

Autoren-Kontaktinformation: Vincent Mann, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (<https://ror.org/oof7hpc57>), vincent.mann@lpt.uni-erlangen.de, ORCID: 0000-0002-9205-2048

Das Werk, einschließlich seiner Teile, ist urheberrechtlich geschützt.
Die Rechte an allen Inhalten liegen bei ihren jeweiligen Autoren.
Sie sind nutzbar unter der Creative-Commons-Lizenz BY-NC.

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über den OPUS-Server der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar:
<https://opus4.kobv.de/opus4-fau/home>

Verlag und Auslieferung:
FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-503-2 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-504-9 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-504-9

Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle

Der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität
Erlangen-Nürnberg

zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Vincent Mann, M.Sc.

aus Coburg

Als Dissertation genehmigt
von der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der mündlichen

Prüfung: 15.11.2021

Vorsitzender des

Promotionsorgans: Prof. Dr.-Ing. Knut Graichen

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier, TU Berlin

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand mit der Hilfe vieler Freunde und Wegbegleiter, für die ich mich an dieser Stelle ganz herzlich bedanken möchte.

Zunächst gebührt mein Dank Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt, Ordinarius des Lehrstuhls für Photonische Technologien an der Universität Erlangen-Nürnberg für die Betreuung der Arbeit und Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier für die Übernahme des Zweitgutachtens. Auch möchte ich mich bei Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack und Prof. Dr.-Ing. Peter Weidinger für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes und des fachfremden Gutachtens am Tag meiner Promotion bedanken.

Den experimentellen Teil dieser Arbeit konnte ich während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Bayerischen Laserzentrum in Erlangen in den Jahren 2013 bis 2018 durchführen. Für diese Möglichkeit, den Wohlwollen bei der berufsbegleitenden Weiterqualifizierung zum Schweißfachingenieur sowie die Berufung zum Gruppenleiter der Prozesstechnik Metalle möchte ich den Geschäftsführern des Bayerischen Laserzentrums Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt und Dr.-Ing. Stephan Roth danken. Weiterhin gilt mein Dank den Kollegen aus der Prozesstechnik Metalle Jakob Ermer, Konstantin Hofmann, Tom Häfner, Florian Kaufmann, Judith Saffer, Kerstin Schaumberger und Matthias Holzer, dem ich auch für die Bereitschaft zur Übernahme des Lektorats für diese Arbeit herzlich danken möchte. Die Arbeit mit euch zusammen nicht nur an den zahlreichen industriellen Direktaufträgen und die Möglichkeit zur fachlichen Diskussion haben auch in schwierigen Zeiten immer viel Spaß gemacht. Für die technische Unterstützung beim Aufbau der für die Arbeit notwendigen Systemtechnik, der Störungsbehebung, und der Vorbereitung unseres Messeauftrittes im Jahr 2017 möchte ich mich bei Udo Müller, Katrin Meyerhöfer, Torsten Zimmermann, Ali Sahin, Benjamin Stefan, Jürgen Frötsch und Markus Mönius bedanken. Weiterer Dank gebührt Janine Schmidt und Elfriede Tissera für die stets freundliche Art und fortwährende Unterstützung im Bereich der Metallografie. Für den Beistand in buchhalterischen Fragen, besonders während meiner Zeit als Gruppenleiter, möchte ich mich bei Lena Schneider bedanken.

Für die tatkräftige Hilfe bei der Bildauswertung der Thermografieaufnahmen und die fachlichen Diskussionen möchte ich Dr.-Ing. Florian

Klämpfl und vor allem Eric Eschner noch einmal meinen herzlichen Dank aussprechen.

Für die organisatorische Hilfestellung bei der Terminfindung für die Besprechungen zu dieser Arbeit und am Tag der mündlichen Prüfung gebührt mein Dank Isabell Hoffmann und Vanessa Möritz.

Die für diese Arbeit notwendigen umfangreichen Versuche und Auswertungen wären ohne die Hilfe zahlreicher Studenten nicht durchführbar gewesen. An dieser Stelle möchte ich mich besonders bei meinen Studien- und Abschlussarbeitern Thomas Bednarski, Nikolas Berg, Tanja Blume, Tobias Dietz, Jan Hafenecker, Simon Hübner, Waldemar Jakunin, Andreas Korbacher, Lisa Lipinski, Stefan Schuster, Florian Stenglein und Tobias Weigert sowie meinen wissenschaftlichen Hilfskräften Fabian Hoppe, Thomas Schötz, Maximilian Szabo und Varun Tharmalingam bedanken.

Die finanzielle Grundlage für die Versuche zu dieser Arbeit bot das durch die Bayerische Forschungstiftung geförderte Projekt SQLaP. Für die Förderung möchte ich der bayerischen Staatsregierung meinen herzlichen Dank aussprechen. In diesem Zusammenhang gilt mein Dank auch den Projektpartnern. Insbesondere möchte ich mich bei den Mitarbeitern der Brose Fahrzeugteile SE & Co. KG in Coburg, Prof. Dr.-Ing. Peter Weidinger, Simon Dreyer, Kay Günther, Martin Fitzel, David Krempel und Christian Rustler, den Mitarbeitern der IRCAM GmbH in Erlangen Dr. rer. nat. Oliver Schreer, Dr. rer. nat. Christian Peppermüller und Britta Lindenbeck, den Kollegen der Neue Materialien GmbH in Bayreuth, Prof. Dr.-Ing. Vasilij Ploshikhin, Dr.-Ing. Ruslan Logvinov und Alexander Kulikov sowie der Mitarbeitern der Trumpf Laser- und Systemtechnik GmbH Dr.-Ing. Thomas Harrer, Daniela Rometsch und Guido Kremitzl für das Interesse und die Mitwirkung am Projekt bedanken.

Noch vor Beginn meiner Zeit am Bayerischen Laserzentrum waren es mein ehemaliger Gruppenleiter Florian Hugger, der mich als Masterarbeiter dazu ermunterte mich als Doktorand zu bewerben und sein Vorgänger Dr.-Ing. Markus Weigl, der meine Leidenschaft zum wissenschaftlichen Arbeiten in der Schweißtechnik während meiner Bachelorarbeit weckte und mich ermutigt hat, wie er zuvor, die rund 210 km lange Reise ans Bayerische Laserzentrum und wieder zurück in die Heimat täglich auf mich zu nehmen. Dafür kann ich auch euch beiden nur herzlich danken. Für die netten Unterhaltungen während dieser täglichen Reise möchte ich mich darüber hinaus bei meinen Mitfahrern Steffi und Horst bedanken, ohne euch wären die Verspätungen und Ausreden der Deutschen Bahn mit Sicherheit noch schwerer zu ertragen gewesen.

Mein Weg in die praktische Ausführung der Schweißtechnik begann schon wesentlich früher in der Werkstatt meines verstorbenen Onkels Heinz Mann, der mich schon als junger Mann stets ermutigte meine Fähigkeiten am E-Hand und MAG-Schweißgerät in verschiedenen Aufgabenstellungen zu verbessern. Dafür möchte ich ihm an dieser Stelle auch noch einmal herzlich danken.

Großer Dank gebührt auch meinen Eltern Petra und Wilfried Mann, die mir nach meinem Schulabschluss die Möglichkeit zum Studieren boten und mir in meiner Studien- und Promotionszeit fortwährend Rückhalt gegeben haben. Der Zuspruch hat mir vor allem in den zähen und schwierigen Phasen, die wahrscheinlich jeder aus seiner eigenen Ausbildungszeit kennt, stets geholfen.

Mein mit Abstand größter Dank gehört jedoch meiner Frau Juliana, die sich in der entbehrungsreichen Zeit mit den langen Arbeitstagen während meiner Zeit am Bayerischen Laserzentrum, nie über meine Abwesenheit beklagt, sondern stets über meine Anwesenheit gefreut hat. Auch in den vielen Stunden, die ich am schriftlichen Teil der Arbeit verbracht habe, hat sie stets versucht mich zu bestärken und zu motivieren. Ohne dich wäre diese Arbeit wohl nicht zustande gekommen.

„Gerade die moderne Technik und ihre wirtschaftliche Anwendung, der wir die Höhe unseres Lebensstandards, die Sicherung unseres sozialen Netzes, die Zukunftsaussichten für die Jugend verdanken, erfordert ein Höchstmaß an Genauigkeit, an Disziplin, an Pflichtbewusstsein, an Verantwortungsbereitschaft!“

Der ehemalige Bayerische Ministerpräsident Franz Josef Strauß in
der Neujahrsansprache meines Geburtsjahres 1987

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	iii
Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis	ix
1 Einleitung	1
2 Stand der Forschung und Technik	5
2.1 Hochfeste Stahlwerkstoffe	5
2.1.1 Grundlegende Mechanismen zur Steigerung der Festigkeit von Stählen	6
2.1.2 Auswirkungen festigkeitssteigernder Mechanismen auf die Schweißseignung hochfester Stähle	8
2.2 Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen hochfester Stähle	9
2.2.1 Kategorien und Definition von Heißrissen	10
2.2.2 Thermomechanische Einflussfaktoren auf die Heißrissentstehung	11
2.2.3 Metallurgische Einflussfaktoren auf die Heißrissentstehung	15
2.2.4 Theorien zur Heißrissbildung	20
2.2.5 Methoden zur Vermeidung von Heißrissen	23
2.2.6 Heißrisstests	27
2.3 Laserstrahlschweißen mit Strahloszillation	28
2.3.1 Systemtechnik zur Strahloszillation	29
2.3.2 Auswirkungen der Strahloszillation auf den Schweißprozess	30
3 Zielsetzung und methodische Vorgehensweise	33
4 Versuchsaufbau und Auswerteverfahren	37
4.1 Probengeometrie und verwendete hochfeste Stahlwerkstoffe.	37
4.2 Versuchsaufbau für die Schweißexperimente	39
4.3 Oszillations- und Schweißparameter	41
4.4 Infrarotthermografie zur Prozessüberwachung	43
4.5 Metallografische Analyse	50

5	Experimentelle Analyse der Heißrissbildung in Abhängigkeit der Schmelzbadgeometrie.....	53
5.1	Qualitative Charakterisierung kritischer Schmelzbadformen ..	53
5.2	Quantitative Ermittlung kritischer Werte der Schmelzbadkenngrößen	59
6	Eignung der Strahloszillation zur Manipulation der Schmelzbadgeometrie	65
6.1	Einfluss der Oszillationsparameter	65
6.1.1	Oszillationsfigur	66
6.1.2	Oszillationsamplitude	78
6.1.3	Oszillationsfrequenz	84
6.2	Einfluss der Prozessparameter.....	93
6.2.1	Streckenenergie	93
6.2.2	Fokusbildung.....	98
6.2.3	Prozessgas.....	104
6.3	Einfluss des Versuchswerkstoffes	109
7	Analyse der Heißrissbildung beim Schweißen mit Strahloszillation	117
8	Zusammenfassung und Ausblick	127
9	Summary and outlook	129
	Literaturverzeichnis	133
	Anhang	157

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

<i>Formelzeichen</i>	<i>Einheit</i>	<i>Erläuterung</i>
A	mm ²	Schmelzbadoberfläche
A	mm	Oszillationsamplitude
A _Q	mm ²	Nahtquerschnittsfläche
B	mm	Maximale Schmelzbadbreite
B _{ij}	mm	Teilbreite des Schmelzbades bei i % der Schmelzbadlänge, j ∈ [O;U]
B _{Lmax}	mm	Lage der maximalen Schmelzbadlänge in Breitenrichtung
B _M	mm	Nahtquerschnittsbreite in der Blechmitte
B _O	mm	Nahtquerschnittsbreite an der Blechoberseite
B _U	mm	Nahtquerschnittsbreite an der Blechunterseite
B ₆₀	mm	Schmelzbadbreite bei 60 % der maximalen Schmelzbadlänge
B _{60O}	mm	Obere Teilbreite des Schmelzbades bei 60 % der maximalen Schmelzbadlänge
B _{60U}	mm	Untere Teilbreite des Schmelzbades bei 60 % der maximalen Schmelzbadlänge
B ₈₀	mm	Schmelzbadbreite bei 80 % der maximalen Schmelzbadlänge
B _{80O}	mm	Obere Teilbreite des Schmelzbades bei 80 % der maximalen Schmelzbadlänge
B _{80U}	mm	Untere Teilbreite des Schmelzbades bei 80 % der maximalen Schmelzbadlänge
d _F	µm	Fokusbildungsdurchmesser des Laserstrahls
d _{LLK}	µm	Kernfaserdurchmesser des Lichtleitkabels
d _O	µm	Strahldurchmesser auf der Blechoberfläche im defokussierten Prozess
E	J/mm	Streckenenergie
F		Formkennzahl
f	Hz	Oszillationsfrequenz
G _{zU}		Unterer Schwellwert für die Grauwerte der Thermogramme
G _{zO}		Oberer Schwellwert für die Grauwerte der Thermogramme

G_z'		Oberer Schwellwert für die erste Ableitung des Grauwertverlaufs der Thermogramme
G_z''		Oberer Schwellwert für die zweite Ableitung des Grauwertverlaufs der Thermogramme
h_{defok}	mm	Entfernung der Fokusebene des Laserstrahls von der Blechoberfläche
L	mm	Maximale Schmelzbadlänge
L_i	mm	i % der maximalen Schmelzbadlänge
L_{60}	mm	60 % der maximalen Schmelzbadlänge
L_{80}	mm	80 % der maximalen Schmelzbadlänge
m		Anzahl der Proben
n		Anzahl der Wiederholungen
P	kW	Laserleistung
P_{10}	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s
P_{35}	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 35 mm/s
P_{60}	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/s
$P_{10\ 80}$	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s und einer Streckenenergie von 80 J/mm
$P_{10\ 90}$	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s und einer Streckenenergie von 90 J/mm
$P_{10\ 100}$	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s und einer Streckenenergie von 100 J/mm
$P_{35\ 80}$	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 35 mm/s und einer Streckenenergie von 80 J/mm
$P_{35\ 90}$	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 35 mm/s und einer Streckenenergie von 90 J/mm
$P_{35\ 100}$	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 35 mm/s und einer Streckenenergie von 100 J/mm

$P_{60\ 80}$	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/s und einer Streckenenergie von 80 J/mm
$P_{60\ 90}$	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/s und einer Streckenenergie von 90 J/mm
$P_{60\ 100}$	kW	Laserleistung bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/s und einer Streckenenergie von 100 J/mm
R		Richtung der Erstarrung quer zur Schweißrichtung
$R_{P0,2}$	MPa	Streckgrenze
t_1		Zeitpunkt 1 in der Thermografieaufnahme eines Schmelzbades
t_2		Zeitpunkt 2 in der Thermografieaufnahme eines Schmelzbades
t_3		Zeitpunkt 3 in der Thermografieaufnahme eines Schmelzbades
t_4		Zeitpunkt 4 in der Thermografieaufnahme eines Schmelzbades
t_5		Zeitpunkt 5 in der Thermografieaufnahme eines Schmelzbades
v_L	mm/s	Lineare Vorschubgeschwindigkeit des Schweißprozesses
v_B	mm/s	Bahngeschwindigkeit mit der sich der Laserstrahl auf der Oszillationstrajektorie bewegt
ϵ_{krit}	%	Für die Initiierung von Heißrissen kritische Zugdehnung
γ	°	Winkel der Erstarrungsfronten
γ_{ij}	°	Teilwinkel der Erstarrungsfronten des Schmelzbades bei i % der Schmelzbadlänge, $j \in [O;U]$
γ_{60O}	°	Oberer Teilwinkel der Erstarrungsfronten des Schmelzbades bei 60 % der maximalen Schmelzbadlänge
γ_{60U}	°	Unterer Teilwinkel der Erstarrungsfronten des Schmelzbades bei 60 % der maximalen Schmelzbadlänge

γ_{80O}	°	Oberer Teilwinkel der Erstarrungsfronten des Schmelzbades bei 80 % der maximalen Schmelzbadlänge
γ_{80U}	°	Unterer Teilwinkel der Erstarrungsfronten des Schmelzbades bei 80 % der maximalen Schmelzbadlänge

Abkürzung	Erläuterung
a. u.	arbitrary units
Al	Aluminium
AW	Aluminum-wrought-alloy, Aluminium-Knetlegierung
arctan	Arkustangens-Funktion
B	Bor
B_1	Erste Bedingung für die Berechnung der Formkennzahl
B_2	Zweite Bedingung für die Berechnung der Formkennzahl
C	Kohlenstoff
CAD	Computer Aided Design, Computerunterstützte Konstruktion
DIN	Deutsche Industrie Norm
EN	Europäische Norm
Fig	Oszillationsfigur
HC	Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus höherfesten Stählen zum Kaltumformen
ISO	International Organization for Standardization, Internationale Organisation für Normung
LA	Low alloyed, Niedrig/Mikrolegierte (Nb, Ti, V) Stahlerzeugnisse
MAG	Metall-Aktivgas-Schweißen
MC	Thermomechanisch gewalzter Stahlwerkstoff für die Kaltumformung geeignet
MEMS	Mikro-Elektro-Mechanisches-System
Mg	Magnesium
Mn	Mangan
Mo	Molybdän
Nb	Niob
P	Phosphor
S	Schwefel
S	Stähle für den Stahlbau

Si	Silizium
Ti	Titan
TRIP	Transformation-Induced-Plasticity, umwandungsinduzierte Plastizität
TWIP	Twinning-Induced-Plasticity, durch Zwillingsbildung induzierte Plastizität
WIG	Wolfram-Inertgas-Schweißen
Yb:YAG	Ytterbium dotierter Yttrium-Aluminium-Granat-Kristall

1 Einleitung

Im Zuge der multinationalen Bemühungen, die Erderwärmung zu begrenzen, werden immer neue, niedrigere Grenzwerte für Treibhausgase wie beispielsweise Kohlenstoffdioxid ausgegeben. Neben Privathaushalten und dem Industriesektor sind auch die Transportbranche und die Automobilindustrie von den Maßnahmen zur Absenkung der CO₂-Emissionen betroffen.[1] Dies führt zu massiven Veränderungen innerhalb der letztgenannten Branchen, die sich in der jüngsten Zukunft durch die Hybridisierung [P1] oder Elektrifizierung der Antriebskonzepte in einigen Anwendungen bemerkbar machen. [2]

Eine Maßnahme, die in vielen Fällen unabhängig vom jeweiligen Antriebskonzept zu einer Verbesserung des Wirkungsgrades führt, ist die Reduzierung des Gewichtes bewegter Baugruppen durch den Einsatz des werkstofflichen Leichtbaus. Durch diesen können beispielsweise in der Automobilindustrie die Reichweite elektrischer Fahrzeuge vergrößert oder der Treibstoffverbrauch von Hybrid- oder Verbrennerantrieben verringert werden. [3] Im Transportsektor lassen sich durch die Reduzierung der Fahrzeuggewichte höhere Effizienzen oder Transportlasten realisieren [4]. Grundlage dafür stellen Werkstoffe dar, die im Vergleich zu bislang genutzten Materialien bei gleicher Festigkeit eine geringere Dichte oder bei gleicher Dichte eine höhere Festigkeit aufweisen. Zu Letzteren zählen in erster Linie hochfeste Stahlwerkstoffe, die aufgrund ihres im Vergleich zu hochfesten Leichtmetalllegierungen und faserverstärkten Verbundwerkstoffen besseren Preis-Leistungs-Verhältnisses [5] vor allem in Produkten, die in hohen Stückzahlen gefertigt werden, Anwendung finden. [6],[7]

Für die Herstellung komplexer Produkte aus hochfesten Stahlwerkstoffen sind dabei neben anderen Produktionsverfahren häufig mehrere Fügeoperationen notwendig, die aufgrund der hohen Stückzahlen oftmals teil- oder vollautomatisiert ablaufen müssen. Ein dafür prädestiniertes Fügeverfahren ist das Laserstrahlschweißen, welches sich im Vergleich zu anderen Schweißtechnologien durch sehr kurze Taktzeiten, einen niedrigen Energieeintrag und einen daraus resultierenden sehr geringen thermischen Verzug auszeichnet. [8] Insbesondere dieser niedrige Energieeintrag verhindert eine übermäßige Entfestigung der hochfesten Werkstoffe im Bereich der Schweißzone, wie sie von konventionellen Verfahren her bekannt ist. Dennoch engt die Verwendung hochfester Stähle die möglichen Prozessfenster beim Laserstrahlschweißen im Vergleich zu

niederfesten Stählen ein. So führt beispielsweise der höhere Anteil an Legierungselementen teilweise zu einem verstärkten Auftreten von Schweißnahtdefekten wie beispielsweise Rissen oder Poren in der Schweißnaht [9]. Ersterem wird beim Laserstrahlschweißen hochfester Materialien wie beispielsweise Aluminiumlegierungen meist durch die Anwendung von Zusatzwerkstoff zur Änderung der lokalen Legierungszusammensetzung in der Schweißnaht entgegengewirkt [10]. Darüber hinaus kommt noch immer häufig auch Schutzgas zur Reduzierung der Porosität innerhalb der Schweißnaht zum Einsatz [11]. Mit den genannten Maßnahmen geht jedoch zumeist die Verwendung kurzbrennweitiger Festoptiken einher, durch deren Handhabungseinheit auch gleichzeitig die Positionierung und Zuführung von Schutzgas und Zusatzwerkstoff gewährleistet wird [12].

Die beschriebene Notwendigkeit des Einsatzes solcher Schweißhilfs- und -zusatzstoffe zur Vermeidung von Nahtdefekten sowie die damit verbundene Systemtechnik verhindern bislang den weitläufigen Einsatz von Scanneroptiken zum Remoteschweißen [12] hochfester Werkstoffe, die seit einigen Jahren zur Verringerung der Nebenzeiten beim Laserstrahlschweißen konventioneller Stahlwerkstoffe Anwendung finden. In diesen Systemen wird der Laserstrahl durch schwenkbare Spiegel und bewegliche Linsen [13] im zwei- beziehungsweise dreidimensionalen Bearbeitungsraum geführt, wodurch gegenüber den Positionierungseinheiten für die Zuführung von Schweißhilfs- und -zusatzwerkstoffen deutlich höhere Dynamiken erreicht werden. Dementsprechend bedarf es aktuell Ansätzen, durch die Schweißnahtdefekte auch beim Remoteschweißen ohne Zusatz- und -hilfsstoffe vermieden werden können. [12]

Einen für die späteren Festigkeitseigenschaften besonders kritischen Schweißnahtdefekt stellen dabei Heißrisse dar [14]. Diese entstehen im Schweißprozess noch vor der vollständigen Erstarrung des Materials durch eine komplexe Interaktion metallurgischer und thermomechanischer Faktoren [15]. Neben der bereits erwähnten Veränderung der Legierungszusammensetzung durch Zusatzwerkstoffe lässt sich diese Rissart für bestimmte Werkstoffe auch durch eine Anpassung der Erstarrungsbedingungen vermeiden [16]. Zu Letzteren zählen beispielsweise die Abkühlgeschwindigkeit, das Temperaturfeld und die Form des Schmelzbades [17], die sich maßgeblich durch die Laserleistung und die Vorschubgeschwindigkeit innerhalb gewisser Grenzen beeinflussen lassen [16]. Diese Grenzen sind im Wesentlichen die maximal verfügbare Laserleistung der jeweils vorhandenen Strahlquelle sowie maximale Taktzeit, durch die die Untergrenze der Vorschubgeschwindigkeit bestimmt ist.

Eine seit Kurzem zusätzlich verfügbare Möglichkeit für die Manipulation des Schweißprozesses stellt die örtliche Modulation der Laserleistung, das sogenannte Schweißen mit Strahloszillation, dar [18]. Bei dieser Verfahrensvariante wird der linearen Vorschubgeschwindigkeit eine zusätzliche Oszillationsbewegung überlagert, [19] wodurch beispielsweise auf den Anbindungsquerschnitt im Überlappstoß, [20] die Einschweißtiefe [21] oder die Spaltüberbrückbarkeit im Stumpfstoß [22] Einfluss genommen werden kann. Bislang fehlen jedoch umfassende Untersuchungen und Erkenntnisse, inwiefern sich Abkühlbedingungen und Schmelzbadgeometrie mithilfe von Strahloszillation als Grundlage für die Vermeidung von Heißrissen verändern lassen.

Die vorliegende Arbeit möchte einen Beitrag zur Beantwortung dieser Frage leisten. Zu diesem Zweck werden Untersuchungen zur Identifikation des Einflusses unterschiedlicher Oszillationsfiguren, -frequenzen und -amplituden sowie verschiedener Prozessparameter wie beispielsweise der Laserleistung, der Vorschubgeschwindigkeit oder des Fokusbereichs auf die entstehende Schmelzbadgeometrie und das Temperaturfeld durchgeführt. Zusätzlich erfolgt die Analyse des entstehenden Gefüges in der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone in Abhängigkeit der untersuchten Parameter. Abschließend wird geprüft, inwiefern die gefundenen Einflüsse zur wirksamen Verringerung der Heißrissempfindlichkeit geeignet sind.

2 Stand der Forschung und Technik

Im folgenden Kapitel wird der für die vorliegende Arbeit relevante Stand der Forschung und Technik dargelegt. Zu Beginn wird dafür auf die Eigenschaften und Besonderheiten hochfester Stähle sowie auf deren Schweißseignung im Vergleich zu konventionellen Stahlwerkstoffen mit geringeren Festigkeiten eingegangen. Im Anschluss erfolgen die Erläuterung der Kategorien und Entstehungsmechanismen von Heißrissen sowie die Darstellung der bedeutendsten Heißrisstheorien. Daraufhin werden bereits bestehende Strategien und Methoden zur Vermeidung von Heißrissen sowie eine Auswahl der für Strahlverfahren entwickelten selbstbelasteten Heißrisstests vorgestellt. Das Kapitel schließt mit einer Übersicht der vorhandenen Systemtechnik zur Erzeugung einer überlagerten Oszillationsbewegung beim Laserstrahlschweißen und den bis dato erfolgreich erschlossenen Anwendungsfeldern von Strahloszillation beim Laserstrahlschweißen.

2.1 Hochfeste Stahlwerkstoffe

Für die Umsetzung des werkstofflichen Leichtbaus stehen dem Konstrukteur prinzipiell verschiedene hochfeste Werkstoffe zur Verfügung. Dabei kommen neben hochfesten Stählen unter anderem auch hochfeste Leichtmetalle wie beispielsweise Aluminium- und Magnesiumlegierungen sowie faserverstärkte Kunststoffe zur Anwendung [23]. In Industriefeldern mit hohem Kostendruck und für die Produktion hoher Stückzahlen werden jedoch aufgrund des besseren Preis-Leistungs-Verhältnisses noch immer bevorzugt hochfeste Stahlwerkstoffe verwendet [5]. Die Definition hochfester Stähle orientiert sich branchenabhängig an deren Streckgrenze. So gelten Stähle im Kran- und Stahlbau ab einer Streckgrenze von mehr als 355 MPa als hochfest [24], wohingegen in der Automobilindustrie Stahlwerkstoffe mit einer Streckgrenze oberhalb von 200 MPa unter Umständen bereits als hochfest eingestuft werden [25]. In diesem Fall ändert sich die Nomenklatur von Stählen mit einer Streckgrenze über 355 MPa hin zu höherfesten oder modernen hochfesten Stählen. In jedem Fall unterscheiden sich diese Werkstoffe von der Gruppe der Stähle mit niedriger Festigkeit sowohl durch die Mikrostruktur [26] als auch durch die Legierungszusammensetzung [27]. Die daraus resultierenden Mechanismen zur Steigerung der Festigkeit und deren Auswirkungen auf die Schweißseignung der Werkstoffe sind Inhalt der folgenden Abschnitte.

2.1.1 Grundlegende Mechanismen zur Steigerung der Festigkeit von Stählen

In den vergangenen Jahrzehnten wurden hochfeste Stahlgüten für verschiedenste Anwendungsbereiche entwickelt. Diese unterscheiden sich in deren Zugfestigkeiten, Streckgrenzen sowie Bruchdehnungen und dementsprechend in den zugrunde liegenden Mechanismen zur Festigkeitssteigerung [28]. So weisen beispielsweise die in dünnen Blechdicken (< 4 mm) für die Automobilindustrie entwickelten Mehrphasenstähle keine rein ferritische Matrix auf, sondern enthalten je nach Werkstoff auch bainitische, austenitische oder martensitische Anteile [29]. Teilweise entstehen diese Gefüge erst während der Produktion im Umformprozess, wie beispielsweise bei der Kaltumformung von „Transformation induced plasticity“-Stählen (TRIP-Stählen) [30] oder der Warmumformung von presshärtbaren Bor-Mangan-Stählen [31]. Das somit erzeugte martensitische Gefüge verhindert die Versetzungsbewegung innerhalb des Kristallgitters signifikant, wodurch Werkstoffe mit sehr hoher Zugfestigkeit bei gleichzeitig verringerter Duktilität entstehen [32]. Diese Eigenschaften qualifizieren presshärtbare Stähle beispielsweise für die Nutzung als B-Säulen in Fahrzeugen [33]. Jüngere Entwicklungen haben im Bereich dünner Blechdicken indes die Werkstoffklasse der „Twinning induced plasticity“-Stähle oder kurz TWIP-Stähle hervorgebracht. Durch einen deutlich erhöhten Mangananteil in der Legierungszusammensetzung (> 35 Gewichts-%) weisen diese Stähle ein austenitisches Gefüge sowie eine gegenüber konventionellen Stählen reduzierte Dichte auf [34]. Gleichzeitig liegen die Zugfestigkeiten von TWIP-Stählen im Bereich martensitischer Stahlgüten, wohingegen die Bruchdehnung derer von Tiefziehstählen gleicht [29]. Diese Eigenschaften basieren auf der Bildung sogenannter Zwillingkorngrenzen, mithilfe derer eine Verformung auch bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten ermöglicht wird [35]. Die hochfeste Stahlsorte mit den meisten Anwendungsgebieten ist die der Feinkornbaustähle. Diese reichen vom Stahlbau über den Bau von Windkraftanlagen [27], Mobilkränen, Betonpumpen [35], Pipelines [37], Schienen- und Nutzfahrzeugen sowie Land- und Forstmaschinen [38] bis hin zu Anwendungen im Automobilbau [39], wodurch sich der Blechdickenbereich vom Dickblech bis zu Dünnblechen erstreckt. Die Ursache für die zum Teil hohen Festigkeiten dieser Stahlsorte liegt in der Behinderung der Versetzungsbewegung durch eine feine ferritische Kornstruktur, durch die jedoch gleichzeitig eine verhältnismäßig hohe Bruchdehnung erreicht werden kann [40]. Dementsprechend eignet sich diese Stahlsorte für eine Verarbeitung durch Kaltumformprozesse. Entscheidend für die feine Kornstruktur sind

dabei die Legierungszusammensetzung sowie die Temperaturführung und der Umformgrad während des Walzens der Blechhalbzeuge [41]. In diesem Zusammenhang existieren drei grundlegende Verfahrensvarianten der Temperaturführung bei der Herstellung von Feinkornbaustählen. Beim normalisierenden Walzen erfolgen die grobe Formgebung durch das Walzen bei hohen Temperaturen und der zweite Walzschrift bei einer Temperatur zwischen 850 °C und 900 °C. Durch diese Behandlung entspricht das Gefüge dem von normalgeglühten Produkten und weist gegenüber dem konventionellen Walzen eine feinere und gleichmäßigere ferritisch-perlitische Gefügestruktur [42] auf, wodurch sowohl die Festigkeit als auch die Duktilität ansteigen [43]. Handelsübliche Festigkeiten bewegen sich für diese Herstellungsart zwischen 275 MPa und 460 MPa [44]. Die zweite Verfahrensvariante des Abschreckens und Vergütens wird für die Erzeugung von Feinkornbaustählen der höchsten Festigkeitsklasse angewendet. Dabei kann entweder direkt nach dem Walzen oder nach vorheriger Wiedererwärmung auf Austenitisierungstemperatur von zirka 900 – 950 °C an Wasser abgeschreckt werden. Durch die rasche Abkühlung während des Abschreckens entsteht martensitisches Gefüge. Im Anschluss erfolgt das Anlassen des Stahls durch eine erneute Erwärmung bis etwa 50 °C unterhalb der Umwandlungstemperatur, um ein angelassenes martensitisches Gefüge zu erhalten [43]. Durch diese Wärmebehandlung werden Festigkeiten zwischen 500 MPa und 1300 MPa erreicht [5]. Die dritte Variante der Temperaturführung wurde in den frühen 1980er-Jahren in Japan unter anderem zur Herstellung von Werkstoffen für Anwendungen im Schiffbau entwickelt [45]. Bis heute haben sich daraus verschiedene Abwandlungen in der Temperaturführung entwickelt, mithilfe derer unterschiedliche Festigkeiten erreicht werden können [46]. Gemein ist allen Strategien, dass durch die Zugabe von Legierungselementen wie Niob, Titan, Vanadium [46] oder Aluminium [47] in geringen Mengen die Möglichkeit zur Bildung von Nitriden unter Beteiligung des im Werkstoff vorhandenen Stickstoffs geschaffen wird. Die entstehenden hochschmelzenden Verbindungen verhindern die Bildung einer groben Kornstruktur oberhalb der Austenitisierungstemperatur [5]. Durch das Walzen unterhalb der Austenitisierungstemperatur entstehen daraufhin lang gezogene Austenitkörner, die nach der Abschreckung an Luft oder Wasser und weiteren Walzvorgängen zu einer sehr feinkörnigen, ferritisch-bainitischen Mikrostruktur führen [45]. Die dem dritten Verfahren zugrunde liegenden Härtungsmechanismen sind dabei die Ausscheidungshärtung, die Korngrenzenhärtung, die Versetzungshärtung [5] sowie im geringen Maße die Mischkristallhärtung durch die Legierungselemente Kohlenstoff und Mangan [46]. Die Kombination dieser

Härtungsmechanismen führt zu Streckgrenzen zwischen 355 MPa und 700 MPa [5]. Die beschriebenen Änderungen im Hinblick auf die Legierungszusammensetzung und Mikrostruktur der hochfesten Stähle wirken sich auch auf die Schweißseignung dieser Materialien aus. Dieses Thema greift der folgende Abschnitt auf.

2.1.2 Auswirkungen festigkeitssteigernder Mechanismen auf die Schweißseignung hochfester Stähle

Unter dem Begriff der Schweißseignung sind alle metallurgischen Einflüsse der verwendeten Materialien auf die Schweißbarkeit der zu fügenden Baugruppe zusammengefasst [48]. Darunter fallen zum einen alle legierungstechnischen Aspekte der Grund- und eventuell genutzten Zusatzwerkstoffe und zum anderen die Korn- und Kristallstruktur der verwendeten Materialien. Generell gelten niedriglegierte, hochfeste Stähle als gut oder zumindest bedingt schweißgeeignet [49]. Nichtsdestotrotz ist im Vergleich zu konventionellen Stählen eine Änderung der Schweißseignung aufgrund der feineren Kornstruktur, des höheren Anteils an Legierungselementen sowie des simultanen Auftretens verschiedener Kristallstrukturen zu erwarten. So bestimmt die Korngröße der Grundwerkstoffe im Zusammenwirken mit dem lokalen Temperaturgradienten und der Abkühlgeschwindigkeit [50] maßgeblich die Größe des auftretenden Primärgefüges innerhalb der Schweißnaht [51]. Dieses beeinflusst wiederum die Größe der finalen Gefügestruktur und damit direkt die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften der geschweißten Verbindungen in Abhängigkeit der Hall-Petch-Beziehung, nach der ein feineres Gefüge sowohl zu einer höheren Festigkeit als auch zu einer höheren Zähigkeit führt [52]. Demgegenüber treten durch eine Änderung der Legierungszusammensetzung deutlich komplexere metallurgische Wechselwirkungen auf, die in Abhängigkeit der jeweiligen Legierungselemente und deren Menge zu signifikant unterschiedlichen Auswirkungen auf die Schweißseignung führen können. Für die Werkstoffgruppe der niedriglegierten hochfesten Stähle steigt die Gefahr für das Auftreten von Kaltrissen durch eine Erhöhung des Anteils der Elemente Kohlenstoff, Mangan, Molybdän, Chrom, Kupfer und Nickel, [53] insbesondere in wasserstoffhaltigen beziehungsweise feuchten Atmosphären [48] und bei Schweißprozessen und -parametern, die hohe Abkühlraten nach sich ziehen. [54]

Darüber hinaus bestimmt die Legierungszusammensetzung der Grund- und Zusatzwerkstoffe beim Schweißen niedriglegierter hochfester Stähle auch den Temperaturbereich, in dem die Schweißnaht erstarrt, sowie das

entstehende Primärgefüge innerhalb der Schweißnaht und dessen Stabilität bei niedrigeren Temperaturen. Die Zugabe sogenannter Austenitbildner, wie beispielsweise Kohlenstoff, Stickstoff, Nickel, Mangan und Kobalt, verschiebt die Struktur des Primärgefüges in Richtung Austenit und stabilisiert diese Phase während der Abkühlung, sodass die γ - α -Umwandlung erst bei niedrigeren Temperaturen stattfindet. Im Gegensatz dazu verursacht die Erhöhung des Anteils an sogenannten Ferritbildnern wie Chrom, Aluminium, Titan, Tantal, Silizium, Molybdän, Vanadium und Wolfram eine Stabilisierung des ferritischen Gefüges, wodurch die γ - α -Gefügeumwandlung in Richtung höherer Temperaturen verschoben wird. [55] Im Hinblick auf die Schweißseignung übt das Primärgefüge unter anderem Einfluss auf die Löslichkeit von Verunreinigungen wie Schwefel und Phosphor aus. Diese nimmt bei austenitischem Primärgefüge stark ab, wodurch sich diese Elemente in der Schmelze anreichern können und damit die Gefahr für die Bildung von Heißrissen erhöhen [56][55]. Gleichzeitig ist Mangan jedoch in der Lage, Schwefel durch die Bildung von Mangansulfiden zu binden, sodass die Schweißseignung verbessert wird [57]. Anhand des widersprüchlichen Effektes von Mangan wird deutlich, dass der Einfluss der Legierungselemente selbst innerhalb einer Werkstoffgruppe keineswegs linear, sondern von komplexen Wechselwirkungen mit anderen Elementen gekennzeichnet ist. Für einen tieferen Einblick in die Zusammenhänge und Wirkungen einzelner Legierungselemente auf die Schweißseignung verschiedener Werkstoffgruppen sei auf die Ausführungen und das Schrifttum in [56] verwiesen. Die Definition, Entstehung und Vermeidung von Heißrissen sowie die Charakterisierung der Heißrissempfindlichkeit verschiedener Werkstoffe beim Laserstrahlschweißen durch selbstbelastete Heißrisstests sind Inhalt des nächsten Abschnitts.

2.2 Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen hochfester Stähle

Neben Kaltrissen stellen Heißrisse nach DIN EN 13919 einen nicht zulässigen Schweißnahtdefekt dar [58], der die statische und dynamische Festigkeit geschweißter Verbindungen signifikant reduziert. Da Heißrisse häufig innerhalb der Schweißnaht entstehen und unter Umständen nicht bis zur Schweißnahtoberfläche wachsen [59], sind oftmals aufwendige zerstörungsfreie Prüfverfahren wie zum Beispiel eine Durchstrahlungs- oder Ultraschallprüfung notwendig, um diese Nahtdefekte in Schweißbaugruppen zuverlässig zu detektieren. Trotz umfangreicher Forschungen seit mehr als 60 Jahren [60] werden auch aktuell Anstrengungen

unternommen, um die Mechanismen und Ursachen für die Entstehung von Heißrissen beim Schweißen weiter zu untersuchen und neue Wege für die Vermeidung von Heißrissen zu erschließen. Die folgenden Abschnitte geben einen Überblick über bisher gewonnene ausgewählte Ergebnisse zur Entstehung und Vermeidung von Heißrissen.

2.2.1 Kategorien und Definition von Heißrissen

Aus der Literatur sind verschiedene Definitionen für den Begriff des Heißrisses bekannt [61], [62], [63], [64]. Aufgrund der komplexen Entstehungsmechanismen von Heißrissen unterscheiden sich diese Definitionen zum Teil deutlich voneinander. So wird in [61] postuliert, dass schmelzflüssige Phasen während der Abkühlung im Schweißprozess an der Entstehung von Heißrissen beteiligt sind. Demgegenüber charakterisiert [62] die Entstehung von Heißrissen als interdendritische oder intergranulare Werkstofftrennungen, die aufgrund einer kritischen Kombination aus Dehnungen und Dehnungsgeschwindigkeiten bei hohen Temperaturen im Schweißprozess auftreten. Die Beteiligung schmelzflüssiger Phasen an der Entstehung von Heißrissen wird somit nicht thematisiert. Auch [64] verzichtet auf die Erwähnung schmelzflüssiger Phasen in seiner phänomenologischen Beschreibung von Heißrissen. Stattdessen dient, in Analogie zu Teilen der Ausführungen von [63], die charakteristische Lage der Heißrisse als Grundlage für deren Definition. Die Ursache für die im Gegensatz zu [61] eher allgemein gehaltenen Definitionen liegt in einer Kategorie von Heißrissen, deren Entstehungsmechanismen bislang nicht vollständig verstanden und dementsprechend noch Gegenstand aktueller wissenschaftlicher Untersuchungen sind [65]. Diese sogenannten „Risse durch Verformbarkeitsabfall“ oder „Ductility Dip Cracks“ konnten bisher häufig in Nickelbasislegierungen festgestellt werden [66] und lassen nicht auf eine Beteiligung schmelzflüssiger Phasen während des Entstehungsprozesses schließen [64], weshalb nach [63] eine Kategorisierung als Typ 2-Heißriss erfolgt. Im Gegensatz dazu treten im Fall von Typ 1-Heißrissen schmelzflüssige Phasen im Bereich der Rissinitiierung auf, wodurch sich die Definitionen aus [61] und [62] in erster Linie auf diesen Typ anwenden lassen. Während der metallografischen Analyse von Schweißverbindungen im Rasterelektronenmikroskop lässt sich dieser Risstyp durch die Untersuchung der Rissflanken identifizieren [67]. Durch die während des Risswachstums vorhandene Oberflächenspannung der schmelzflüssigen Phasen weisen die Rissflanken im Gegensatz zu duktil gebrochenen Werkstoffen eine eingeglättete Oberfläche mit abgerundeten Dendritenspitzen auf. Die weitere Unterteilung der Typ 1-Heißrisse

erfolgt nach dem Ort des Auftretens innerhalb der Schweißzone und der Risslänge. Erstarrungsrisse entstehen innerhalb der Schweißnaht in Form von Quer-, Längs- oder Endkraterrissen und erreichen dementsprechend Risslängen von wenigen Mikrometern bis hin zur kompletten Länge der Schweißnaht. [64] Dabei treten Letztere nahezu immer als Nahtmittenrisse auf. Neben den Erstarrungsrissen basieren Wiederaufschmelzrisse als zweite Kategorie der Typ 1-Heißrisse auf dem Vorhandensein schmelzflüssiger Phasen während der Rissbildung [63]. Im Unterschied zu den Erstarrungsrissen liegt der Ort der Rissinitiierung bei einlagigen Schweißnähten jedoch nicht innerhalb des Schweißgutes, sondern innerhalb der Wärmeeinflusszone. Ausgangspunkt für diese Risskategorie stellen niedrigschmelzende Seigerungen entlang der Korngrenzen dar, die durch die im Prozess eingebrachte Wärme aufschmelzen. [68] Die so erzeugten Risse können bis in die Schweißnaht hineinwachsen. Darüber hinaus ist bei mehrlagigen Schweißnähten auch eine Rissinitiierung im bereits vorhandenen Schweißgut der vorangegangenen Lagen möglich [69]. Die Entscheidung, ob und welche der vorgestellten Risstypen und -kategorien im Schweißprozess entstehen, hängt dabei von einer Reihe thermischer, mechanischer und metallurgischer Einflussfaktoren ab, die wesentlich durch die Wahl der Grund- und Zusatzwerkstoffe, des Schweißprozesses und der gewählten Schweißparameter bestimmt werden. Diese Einflussfaktoren werden in den folgenden Abschnitten näher beschrieben.

2.2.2 Thermomechanische Einflussfaktoren auf die Heißrissentstehung

Bei lichtbogen- und strahlbasierten Schmelzschweißverfahren wird die zum Schweißen benötigte Energie lokal begrenzt und sukzessive entlang der Schweißnaht eingebracht [70]. Während des Prozesses erwärmen sich die Werkstücke inhomogen, wobei die höchste Temperatur in der Nähe der Wärmequelle vorherrscht und zur Umgebung hin abnimmt. [71] Für metallische Werkstoffe geht jede Temperaturerhöhung mit einer Ausdehnung einher, die durch die inhomogene Temperaturverteilung beim Schweißen und umliegendes, kälteres Material in Abhängigkeit der Bauteilgeometrie, der Werkstoffeigenschaften und Lage der Schweißnaht mehr oder weniger stark behindert wird [70]. Dementsprechend ist nach [72] unter anderem aufgrund des hohen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Aluminium von einer hohen Heißrissempfindlichkeit von Aluminiumlegierungen auszugehen. Im einfachsten Fall einer verhältnismäßig geringen Erwärmung bleiben die durch die Temperaturänderung

induzierten Verformungen im rein elastischen Bereich, wodurch sich diese nach der vollständigen Abkühlung des Bauteils zurückbilden. Im Gegensatz dazu verursacht eine stärkere Erwärmung durch die gleichzeitige lokale Verringerung der Streckgrenze neben der elastischen auch die plastische Deformation einzelner Bauteilbereiche. Als Folge ergeben sich je nach Bauteilgeometrie und Einspannung Bauteilverzug [73] oder verbleibende Eigenspannungen [74]. Im Schweißprozess treten zusätzliche Effekte durch das lokale Aufschmelzen und Erstarren des Werkstoffes auf, deren Ausmaß vom Schweißprozess und den gewählten Schweißparametern abhängt [75]. Im Allgemeinen stellt [76] für das Lichtbogenschweißen durch die vorlaufende Wärme und die daraus resultierende Ausdehnung der Fügepartner einen Druckspannungsbereich vor dem Schmelzbad fest, dessen rückwärtiger Bereich in Schweißrichtung etwa bis zur Hälfte des Schmelzbades reicht. Bedingt durch den deutlich niedrigeren E-Modul des Schmelzbades kommt es in der darauffolgenden Zone zu einem Abbau der Druckspannungen durch eine Deformation des schmelzflüssigen Materials. Diese wird durch die im hinteren Bereich des Schmelzbades einsetzende Erstarrung und die damit einhergehenden Erstarrungsschrumpfungen teilweise wieder kompensiert [76]. Gleichzeitig entsteht durch die einsetzende Abkühlung des umliegenden Materials eine Zugbelastung in Form einer Zugdehnung auf den teilerstarrten Bereich des Schmelzbades sowie in Form einer Zugspannung auf die bereits vollständig erstarrte Schweißnaht [64]. Übersteigen die Zugdehnungen im teilerstarrten Bereich eine kritische Grenze, so kommt es zum Auseinanderreißen noch vorhandener schmelzflüssiger Bereiche und somit zur Entstehung von Heißrissen [77]. Eine detaillierte Beschreibung der Vorgänge im teilerstarrten Bereich und der Heißrissentstehung erfolgt in Abschnitt 2.2.4. Im Unterschied zu den bisher vorgestellten Spannungszuständen beim Schweißen berechnet [75] analytisch eine abweichende Spannungsverteilung für eine erhöhte Schweißgeschwindigkeit beim Lichtbogenschweißen von EN AW-2014-T6. Demzufolge bildet sich um den hinteren Bereich des Schmelzbades zunächst eine Druckbelastung aus, die sich erst in einem gewissen Abstand zum Schmelzbad in eine Zugbelastung umwandelt. Ein ähnlicher Belastungszustand um das Schmelzbad wird durch eine numerische Simulation des Laserstrahlschweißens von Aluminiumlegierungen der 5000er- und 6000er-Reihen mit transversal angeordnetem Doppelfokus und einer Schweißgeschwindigkeit von 33 mm/s von [78] errechnet. Die direkt hinter dem Schmelzbad vorhandenen Druckbelastungen werden in etwa 3 mm Entfernung durch Zugbelastungen abgelöst. Einen ähnlichen Verlauf der Belastungen belegt [79] anhand von experimentellen Ergebnissen zum

Laserstrahlschweißen von EN AW-6014 mit einer stationären Beobachtungsposition. Weitere Analysen der auftretenden Dehnungen beim Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung EN AW-6541 der gleichen Autoren [80] bestätigten den Abstand von zirka 3 mm zwischen dem Umkehrpunkt zwischen Druck- und Zugdehnungen und dem Startpunkt von Nahtmittenrissen für verschiedene Laserleistungen und Vorschubgeschwindigkeiten zwischen 66 und 150 mm/s. Aus den gezeigten Daten ist eine Abhängigkeit zwischen der Kombination aus Laserleistung und Vorschubgeschwindigkeit und der für die Rissinitiierung notwendigen kritischen Zugdehnung ($\epsilon_{\text{krit}} = 0,87 - 2,89 \%$) festzumachen, wobei sich für höhere Vorschubgeschwindigkeiten und Laserleistungen höhere kritische Zugdehnungen ergeben und sich die Heißrissgefahr demnach verringert. [80] Den positiven Effekt der Kombination aus hohen Laserleistungen und hohen Vorschubgeschwindigkeiten bestätigten auch [81]. Im Vergleich dazu ermittelt [82] beim Laserstrahlschweißen des vollaustenitischen korrosionsbeständigen Stahls 1.4404 bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 20 mm/s kritische Zugdehnungen zwischen 3,2 und 3,5 %. Einen gegenteiligen Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf die kritischen Zugdehnungen beim Laserstrahlschweißen des korrosionsbeständigen Stahls 1.4845 ermittelt [83]. Demnach führt eine Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit von zirka 7 mm/s auf 27 mm/s bei gleichzeitiger Erhöhung der Laserleistung von 1,5 kW auf 3 kW zu einer Verringerung der notwendigen kritischen Zugdehnung von 3 % auf etwa 0,7 % [83]. Eine mögliche Erklärung für diese Diskrepanz bieten die metallurgischen Vorgänge während der Abkühlung und Erstarrung, die in Abschnitt 2.2.3 ausführlich behandelt werden.

Zusätzlich zum Betrag der Zugdehnungen, die um den teilerstarrten Bereich auftreten, wird die Heißrissempfindlichkeit auch von der Geschwindigkeit, mit der die Dehnungen eingebracht werden, beeinflusst [80]. So zeigt [84] mithilfe einer numerischen thermomechanischen Simulation, dass sich die auftretenden Zugdehnungen bei konstant gehaltenem Nahtquerschnitt nicht ändern, während die Dehnungsgeschwindigkeit mit der Laserleistung und Vorschubgeschwindigkeit zunimmt. Wird dabei ein kritischer Wert der Dehnungsgeschwindigkeit überschritten, so treten trotz gleicher Zugbelastung auf den teilerstarrten Bereich Heißrisse auf [84]. Den positiven Effekt geringerer Dehnungsgeschwindigkeiten auch bei geringfügig variierenden Nahtquerschnitten und Zugdehnungen bestätigt [85] auch für das Laserstrahlschweißen verschiedener 6000er-Aluminiumlegierungen im Überlappstoß. Dabei hängen die auftretenden Dehnungsgeschwindigkeiten nach [86] nicht allein von der

Abkühlgeschwindigkeit, sondern auch von der lokalen Verformbarkeit der Bauteile ab. Dass jedoch nicht ausschließlich die Dehnungsgeschwindigkeit ohne Berücksichtigung der auftretenden Zugdehnungen um den teilerstarten Bereich betrachtet werden kann, verdeutlicht [87] für das gepulste Laserstrahlschweißen von EN AW-7075. Im vorgestellten Fall konnten Heißrisse trotz der Anwendung einer Leistungsendrampe zur Reduzierung der Abkühl- und Dehnungsgeschwindigkeiten nicht vermieden werden. Als Ursache geben die Autoren unter anderem die durch die höhere eingebrachte Energiemenge gestiegenen Zugbelastungen auf den teilerstarten Bereich an. [87]

Neben der bereits beschriebenen Abhängigkeit der im Prozess auftretenden Zugdehnungen von der Laserleistung und der Vorschubgeschwindigkeit werden diese auch durch die jeweilige Bauteilsteifigkeit, das verwendete Schweißverfahren [71], [88], die Einspannung [89] sowie eventuell vorhandene Eigenspannungen [90], [91] bestimmt. Erstere wird durch den E-Modul und den der Belastung entgegenwirkenden Bauteilquerschnitt beeinflusst, sodass Stahl gegenüber Aluminium bei konstantem Bauteilquerschnitt und äquivalenter Belastung geringere Deformationen zulässt [92], wodurch auch die Heißrissempfindlichkeit sinkt. Alternativ bewirkt bei gleicher Werkstoffwahl eine Änderung der Schweißnahtposition oder der Konstruktion [83], beispielsweise durch eine Vergrößerung des Randabstandes [93], eine Verringerung der auftretenden Zugdehnungen um den teilerstarten Bereich durch eine höhere Bauteilsteifigkeit [79]. Im Hinblick auf das verwendete Schweißverfahren ermittelt [71] für Durchschweißungen an annähernd gleichen Blechdicken eine geringere Heißrissempfindlichkeit von laserstrahlgeschweißten Nähten gegenüber Schweißnähten, die mittels plasmaunterstütztem Laserstrahlschweißen hergestellt wurden. Dies wird auf die deutlich geringere Nahtbreite und die damit verbundenen geringeren Zugdehnungen der laserstrahlgeschweißten Nähte zurückgeführt [71]. Auch ein Verfahrensvergleich durch [88] offenbart hinsichtlich der Heißrissempfindlichkeit Vorteile des Laser- und Elektronenstrahlschweißens gegenüber dem Wolfram-Inertgas-Schweißen. So werden für die strahlbasierten Verfahren aufgrund der höheren Intensitäten durchweg geringere Streckenenergien benötigt, um Schweißnähte mit gleicher Nahtbreite zu erzeugen, wodurch insgesamt geringere Zugdehnungen auftreten und die Heißrissempfindlichkeit verringert wird. [88] Aus diesen Umständen ergeben sich verschiedene Ansätze zur Reduzierung der Heißrissempfindlichkeit durch eine Variation der Einspannbedingungen in Abhängigkeit des jeweiligen Fügeverfahrens. Durch die hohen Schmelzbadvolumina und Zugdehnungen

lichtbogenbasierter Schweißverfahren postuliert [94] bereits 1955, dass eine steifere Einspannung der Bauteile zu einer höheren Heißrissempfindlichkeit führt. Die Spannvorrichtung wirkt in diesem Fall als Widerlager für die während der Abkühlung und Erstarrung auftretenden Zugdehnungen, wodurch sich diese in der Prozesszone konzentrieren. Demgegenüber ermöglicht eine weniger steife Einspannung ein Nachsetzen der Bauteile, sodass sich die Zugdehnungen nicht innerhalb der Prozesszone konzentrieren und die Heißrissempfindlichkeit reduziert wird. [94] Einen gegensätzlichen Ansatz verfolgen [89] mithilfe numerischer Berechnungen und anschließender experimenteller Validierung für das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle. In der vorgestellten Anwendung lassen sich die auftretenden Dehnungen durch eine Kombination aus angepassten Schweißparametern und einer steifen Einspannung der Bauteile verringern, wodurch Heißrisse vermieden werden. [89] In der Regel fördert eine steifere Einspannung während des Schweißprozesses jedoch die Bildung von Eigenspannungen. Diese beeinflussen wiederum die Heißrissempfindlichkeit in nachfolgenden Schweißprozessen. [90] In diesem Zusammenhang erhöhen Eigenspannungen sowohl für longitudinal [91] als auch für transversal [90] zur lokalen Hauptspannungsrichtung angeordnete Schweißnähte, unabhängig von Schwankungen der Hauptspannung, die Heißrissempfindlichkeit. [91]

Der Großteil der in diesem Abschnitt beschriebenen thermomechanischen Einflussfaktoren wirkt in Abhängigkeit der Rahmenbedingungen auch in Schweißprozessen, in denen keine Heißrisse entstehen. Voraussetzung für die Rissinitiierung sind demnach nicht allein die thermomechanischen Einflussfaktoren, sondern auch die Eigenschaften der zu verschweißenden Werkstoffe. Auf diese Eigenschaften sowie deren Auswirkungen auf die Heißrissempfindlichkeit wird im folgenden Abschnitt detailliert eingegangen.

2.2.3 Metallurgische Einflussfaktoren auf die Heißrissentstehung

Die metallurgischen Vorgänge während der Erstarrung sind neben den thermomechanischen Einflussfaktoren von zentraler Bedeutung für die Heißrissempfindlichkeit beim Schweißen [15] und werden im Wesentlichen durch die Interaktion zweier Faktoren bestimmt. Diese Faktoren sind zum einen die lokale Legierungszusammensetzung, die den Zeitpunkt der Erstarrung festlegt, [95] und zum anderen die Abkühlbedingungen, die die Morphologie des Primär- [96] und letztlich auch

Sekundärgefüges beeinflussen. Im Folgenden wird zunächst auf die Auswirkungen der Legierungszusammensetzung eingegangen und anschließend werden die Einflüsse auf die Gefügemorphologie erläutert.

Im Unterschied zu Reinstoffen bestehen Legierungen aus mindestens zwei Elementen, die mit dem Ziel beigefügt werden, eine oder mehrere Werkstoffeigenschaften zu ändern. Dementsprechend existiert für nicht eutektische Legierungen [95] aufgrund der unterschiedlichen Schmelztemperaturen der Legierungselemente keine einheitliche Schmelz- beziehungsweise Erstarrungstemperatur am Übergang von der festen zur flüssigen Phase des Werkstoffs, sondern ein Temperaturintervall der Erstarrung, in dem gleichzeitig schmelzflüssige und bereits erstarrte Werkstoffbereiche vorliegen. [97] Die Größe dieses Temperaturintervalls hängt von den Legierungselementen und deren jeweiligen Anteilen an der Zusammensetzung ab. [95] So vergrößern beispielsweise die Eisenbegleiter Schwefel und Phosphor das Temperaturintervall der Erstarrung für Stahlwerkstoffe durch eine Herabsetzung der Solidustemperatur. [98] Eine ähnliche Wirkung beschreibt [99] für Kohlenstoff und [100] beziehungsweise [101] für Kupfer in Aluminium- und Stahlwerkstoffen. Darüber hinaus ergeben sich Verschiebungen der Solidustemperatur durch lokale Abweichungen von der nominellen Legierungszusammensetzung. Diese Abweichungen können beim Schweißen innerhalb des Schmelzbades durch die selektive Verdampfung volatiler Elemente [102] oder den Einfluss von Schmelzbadströmungen [103] hervorgerufen werden. In unmittelbarer Nähe zum Übergang zur festen Phase entstehen Variationen in der Legierungszusammensetzung jedoch meist im Zusammenhang mit den Vorgängen während der Erstarrung des Werkstoffes [104]. Hierfür sind nach [105] grundsätzlich zwei Fälle denkbar. Im ersten Fall übersteigt die Diffusionsgeschwindigkeit eines Legierungselements in der festen Phase die der flüssigen Phase, wodurch sich diese im Feststoff anreichert und die angrenzende Schmelze einen geringeren Anteil des betreffenden Legierungselementes aufweist. Demgegenüber überschreitet die Diffusionsgeschwindigkeit in der flüssigen Phase im zweiten Fall die der festen Phase, wodurch sich der Anteil des Legierungselements in der angrenzenden Schmelze erhöht. [105] In der Realität tritt jedoch aufgrund der im Vergleich zur Diffusionsgeschwindigkeit im Feststoff hohen Abkühlgeschwindigkeiten beim Schweißen nahezu ausschließlich der zweite Fall auf [105]. Auf diese Weise sammeln sich unmittelbar vor der Erstarrungsfront Legierungselemente an [104], die, sofern es sich um niedrigschmelzende Elemente oder Verbindungen handelt, die Solidustemperatur herabsetzen. Dieser Vorgang ist auch als konstitutionelle Unterkühlung

bekannt [105] und verlängert den teilerstarrten Bereich hinter dem Schmelzbad durch die Vergrößerung des Temperaturintervalls der Erstarrung. Sobald dieser sich bis zum in Abschnitt 2.2.2 beschriebenen Zugdehnungsbereich hinter dem Schmelzbad ausdehnt, steigt die Heißrissempfindlichkeit deutlich an.

Neben der lokalen Legierungszusammensetzung wird die Heißrissempfindlichkeit auch durch die Morphologie der festen Phase beeinflusst [106]. Diese variiert in Abhängigkeit der lokal vorliegenden Kombination aus Kristallisationsgeschwindigkeit und Temperaturgradient, wobei die Haupterstarrungsrichtung dem maximalen Temperaturgradienten folgt [79]. Dabei entsteht nach [107] für hohe Temperaturgradienten und geringe Kristallisationsgeschwindigkeiten eine planare Erstarrungsfront, wie sie auch [108] für das gepulste Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung EN AW 6082 T6 zum Teil feststellt. Mit zunehmender Kristallisationsgeschwindigkeit erfolgt die Erstarrung zumeist entlang durch den Temperaturgradienten und das vorliegende Kristallgitter bestimmter, bevorzugter Wachstumsrichtungen, wodurch die planare Erstarrungsfront zusammenbricht und sich ein zelluläres Wachstum einstellt. [108] In dieser Phase wächst der bereits erstarrte Werkstoff säulenartig in die Schmelze, wodurch diese die zellulären Strukturen bis zur vollständigen Erstarrung umschließt. Eine weitere Steigerung der Kristallisationsgeschwindigkeit verursacht die Ausbildung einer orientiert dendritisch geprägten Erstarrungsfront. Diese unterscheidet sich von der zellulären Erstarrungsfront durch sogenannte Sekundärarme, die für kubische Kristallgitter senkrecht zur Hauptwachstumsrichtung der Dendriten entstehen. [109] Analog zu den Zwischenräumen bei zellulärem Wachstum befindet sich auch zwischen den Sekundärarmen Schmelze. Als Ausgangspunkt des Kristallwachstums dienen für die drei vorgestellten Formen der Erstarrungsfronten meist angeschmolzene Körner aus der Wärmeeinflusszone, deren Gitterorientierung vom erstarrenden Gefüge übernommen wird [51]. Demgegenüber besteht bei ausreichender konstitutioneller Unterkühlung, die beispielsweise durch einen geringen Temperaturgradienten bei gleichzeitig hoher Kristallisationsgeschwindigkeit hervorgerufen wird, die Möglichkeit zur Bildung sogenannter Kristallisationskeime. Diese entstehen durch eine statistische Anordnung von Atomen innerhalb einzelner Bereiche in der Schmelze, die der Anordnung im Feststoff ähnelt. Die zur Entstehung eines Kristallisationskeims notwendige Größe dieser geordneten Bereiche nimmt mit zunehmender konstitutioneller Unterkühlung ab. [110] Unter diesen Voraussetzungen besteht die Möglichkeit für äquiaxial-dendritisches Wachstum, bei dem die Kristallisation

an diesen Keimen einsetzt und sich für kubische Kristallgitter mit einer dendritischen Struktur in sechs senkrecht aufeinanderstehende Raumrichtungen ausbreitet. [109] Ein ähnlicher Effekt kann bereits bei geringerer konstitutioneller Unterkühlung durch die Einbringung von keimbildend wirkenden, hochschmelzenden Boriden, Kabiden und Nitriden erzielt werden. Dieser Vorgang ist unter dem Begriff der heterogenen Keimbildung bekannt. [110] Der Abstand zwischen den erstarrenden Strukturen nimmt sowohl für die äquial-dendritische als auch für die zellular und dendritisch orientierte [111] Kristallisation mit zunehmendem Temperaturgradienten ab [107]. Dementsprechend gehen hohe Abkühlgeschwindigkeiten mit einem feineren Erstarrungsgefüge einher. [112]

Beim Schweißen treten in Abhängigkeit des verwendeten Verfahrens und der gewählten Schweißparameter lokal unterschiedliche Erstarrungsbedingungen auf. Für ein exemplarisches, elliptisches Schmelzbad erstarrt die Schmelze nach [105] aufgrund des hohen Temperaturgradienten und der vergleichsweise geringen Kristallisationsgeschwindigkeit im Bereich der Nahtflanken planar in Richtung Nahtmitte. Mit zunehmender Nähe zur Nahtmitte reduziert sich der Temperaturgradient, wohingegen die Kristallisationsgeschwindigkeit zunimmt, sodass die planare Erstarrung zunächst von einem orientiert zellularen und anschließend einem orientiert dendritischen Wachstum abgelöst wird. Gleichzeitig ändert sich die Haupterstarrungsrichtung durch die Krümmung der Erstarrungsfronten hin zur Schweißrichtung. Direkt in der Nahtmitte ergibt sich aufgrund der hohen Kristallisationsgeschwindigkeit und des geringen Temperaturgradienten ein äquial-dendritisches Kristallisationsgefüge. [105] Im Vergleich dazu errechnet [113] numerisch eine orientiert dendritische Erstarrung im Bereich der Nahtflanken und an der Unterseite des Schmelzbades sowie eine äquial-dendritische Erstarrung in der Nahtmitte für das Laserstrahlschweißen einer AlMgSi-Legierung. Das Ausbleiben einer planaren und orientiert zellularen Erstarrungsmorphologie wird auf die höheren Temperaturgradienten beim Laserstrahlschweißen von Aluminium zurückgeführt. [114]

Von den vorgestellten Kristallisationsarten gelten vor allem orientiert zellulare und orientiert dendritische Erstarrungsstrukturen [106] als nachteilig für die Heißrissempfindlichkeit, da diese während der Erstarrung ein kohärentes Netzwerk bilden [101]. Innerhalb dieses Netzwerks kommt es mit fortschreitender Erstarrung teilweise zu einer Berührung von Dendriten, durch die der Schmelzfluss innerhalb des kohärenten Netzwerkes zunächst behindert wird und schließlich zum Erliegen kommt [115]. Zu diesem Zeitpunkt liegt der verbleibende schmelzflüssige

Werkstoff filmartig zwischen den bereits erstarrten Strukturen vor [89]. Nach [116] bilden diese Schmelzefilme in Kombination mit den in Abschnitt 2.2.2 erläuterten Zugdehnungen im teilerstarrten Bereich den Ausgangspunkt für entstehende Heißrisse, da sich die Dehnungen aufgrund des sehr niedrigen E-Moduls innerhalb der Schmelzefilme konzentrieren. [71] Im Gegensatz dazu führt eine äquial-dendritische Erstarrungsstruktur zu einer weniger filmartigen Verteilung der Restschmelze, wodurch sich während der Erstarrung einzelne Brücken zwischen den Dendriten bilden. Über diese Brücken werden die auf das kohärente Netzwerk wirkenden Zugdehnungen durch elastische oder plastische Verformung des bereits erstarrten Werkstoffs übertragen oder aufgenommen. [57] Infolgedessen führt die Existenz einer äquial-dendritischen Kristallstruktur zur Reduzierung der Heißrissempfindlichkeit. [51]

In der Realität hängt die Erstarrungsmorphologie neben den Abkühlbedingungen jedoch von weiteren Faktoren ab. Ein solcher Faktor ist die Legierungszusammensetzung, aus der sich unter anderem die Abkühlbedingungen über die Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs ergeben. Darüber hinaus konstatiert [17] eine Tendenz zur planaren Erstarrung an den Nahtflanken beziehungsweise orientiert zellularen Erstarrung in der Nahtmitte für niedriglegierte Werkstoffe sowie eine Neigung hochlegierter Werkstoffe zur Bildung von orientiert dendritischen Strukturen am Nahtrand und äquial-dendritischer Kristallstruktur in der Nahtmitte. Als weiteren Faktor nennt der gleiche Autor die Schmelzbadgeometrie, die sich in Abhängigkeit der eingetragenen Energie, der Schweißposition [117], der Kombination aus Strahlqualität und optischem Abbildungsverhältnis [118], der Wellenlänge [119] und der gewählten Vorschubgeschwindigkeit ergibt. Demnach entstehen für geringe Werte aus Energie und Vorschubgeschwindigkeit elliptische Schmelzbäder mit der bereits beschriebenen Erstarrungsstruktur [105], wohingegen sich für höhere Werte aus Energie und Vorschubgeschwindigkeit tropfenförmige Schmelzbäder bilden. Letztere weisen eine orientiert dendritische Kristallstruktur auf, bei der die Dendriten von den Nahtflanken ohne Richtungsänderung zur Nahtmitte wachsen und aufeinandertreffen. [17] An dieser Stelle kommt es zur Entstehung einer durchgängigen Korngrenze, die als Hauptursache für Nahtmittenrisse angesehen wird. [85] Eine weitere Steigerung der Energie und Vorschubgeschwindigkeit führt zu einer erhöhten Kristallisationsgeschwindigkeit bei gleichzeitig reduziertem Temperaturgradienten in der Nahtmitte, wodurch dort äquial-dendritische Kristallstrukturen entstehen. Dies verhindert die Ausbildung einer durchgängigen Korngrenze im Bereich der Nahtmitte und führt zu einer geringeren

Heißrissempfindlichkeit. [17] Neben der Veränderung der Schmelzbadoberflächengeometrie wirkt sich auch eine Variation der Form des Nahtquerschnittes auf die Heißrissempfindlichkeit aus. In diesem Zusammenhang ermitteln [120] einen positiven Einfluss eines Aspektverhältnisses zwischen Nahtbreite und Einschweißtiefe zwischen 0,9 und 1,2 auf die Heißrissempfindlichkeit, weshalb für Stahldickblechverbindungen das Mehrlagenengspaltschweißen empfohlen wird. In diesem Zusammenhang nennt [121] für das Schweißen von Nickelbasislegierungen die Entstehung von Wiederaufschmelzrisen als Konsequenz für ein zu großes Aspektverhältnis und das Auftreten von Erstarrungsrisen für ein zu kleines Aspektverhältnis. Auch [122] stellt beim Laserstrahlschweißen von 8 mm dickem Bandstahl Heißrisse im Wurzelbereich nicht durchgeschweißter Nähte fest, die auf eine orientiert dendritische Erstarrung und die Bildung einer durchgehenden Nahtmittenkorngrenze zurückzuführen sind.

Wie beschrieben, erfolgt die Entstehung von Heißrisen unter Beteiligung der erläuterten thermomechanischen und metallurgischen Einflussfaktoren im teilerstarrten Bereich. Im Folgenden werden die dort ablaufenden Vorgänge anhand einer Auswahl geläufiger Heißrisstheorien erläutert.

2.2.4 Theorien zur Heißrisbildung

Im folgenden Abschnitt werden die wichtigsten Aspekte der vier bekanntesten Theorien zur Heißrisbildung zur Erklärung der Vorgänge im teilerstarrten Bereich in chronologischer Reihenfolge vorgestellt.

Heißrisstheorie nach Borland

Nach Borland [101] ist für die Entstehung von Heißrisen nicht das gesamte Temperaturintervall der Erstarrung von Bedeutung, sondern lediglich der Bereich zwischen der sogenannten Kohärenztemperatur, ab der ein kohärentes Netzwerk auftritt, die Dendriten sich also teilweise berühren, und der Solidustemperatur. Im oberhalb dieses Temperaturbereichs definierten Stadium 1 kann sich die Schmelze ohne Einschränkungen um die bereits erstarrten Strukturen bewegen, sodass keine Heißrisse entstehen. Innerhalb des Temperaturbereichs befinden sich das Stadium 2, in dem die Bewegung der Schmelze durch die Berührung der Dendriten zwar eingeschränkt ist, auftretende Zugdehnungen jedoch durch ein Nachfließen von Schmelze kompensiert werden können, sowie das Stadium 3, in dem das fortschreitende Wachstum der Dendriten ein Nachfließen der Schmelze verhindert. Im vierten Stadium ist die Erstarrung bereits so weit fortgeschritten, dass auftretende Zugdehnungen durch den festen

Werkstoff aufgenommen werden können, wodurch keine Heißrisse mehr entstehen. [101] Die Entstehung von Heißrissen ist laut dieser Theorie in Stadium 2 prinzipiell möglich, jedoch unwahrscheinlich und beschränkt sich demnach im Wesentlichen auf Stadium 3, welches auch als „Critical Solidification Range“ bezeichnet wird. Besondere Bedeutung wird dabei der Verteilung der Restschmelze innerhalb des dritten Stadiums beigegeben. Demnach entstehen Heißrisse nur bei filmartiger Ausprägung der Restschmelze zwischen den bereits erstarrten Bereichen. Demgegenüber verursacht eine nahezu sphärische Ansammlung der Restschmelze selbst bei sehr großen Temperaturintervallen der Erstarrung keine Heißrisse. Zudem wird die Heißrissgefahr tendenziell durch die geringe Zugabe von Mischkristallbildnern durch die Vergrößerung des dritten Stadiums erhöht, wohingegen höhere Mengen dieser Elemente sowie die Zugabe von unlöslichen Elementen die Heißrissempfindlichkeit nicht wesentlich steigern. [101]

Heißrisstheorie nach Prochorow

Im Unterschied zu Borland basiert das von [123] entwickelte Heißrisskriterium auf einem Vergleich des Dehnungsvermögens der Werkstoffe und der im Schweißprozess auftretenden Dehnungen. Der Theorie liegt die Existenz eines sogenannten „Temperaturintervalls der Sprödigkeit“ zugrunde, in dem die zu schweißenden Werkstoffe ein sprödes Verhalten zeigen. Die Obergrenze des Intervalls wird dabei analog zur Kohärenztemperatur von Borland beschrieben, während die untere Grenze durch die Temperatur markiert ist, bei der der bereits erstarrte Werkstoff die beim Schweißen auftretenden Belastungen aufnehmen kann. [123] Innerhalb des Temperaturintervalls entscheiden die vorliegende Kombination aus inneren Dehnungen, Dehnungsgeschwindigkeit, Verformungsvermögen der Werkstoffe und die Größe des Temperaturintervalls selbst, ob sich Heißrisse bilden. Dabei entstehen Heißrisse, sobald die Summe der auftretenden inneren und äußeren Dehnungen das Verformungsvermögen des Werkstoffs überschreitet. Der Betrag der inneren Dehnungen wird durch die Steifigkeit der Bauteile, die Zusammensetzung und Mikrostruktur der Werkstoffe und den Wärmeeintrag im Schweißprozess bestimmt. [123] Unter Berücksichtigung dieser Aspekte nimmt die technologische Festigkeit von Werkstoffen beispielsweise mit zunehmender Korngröße ab. Darüber hinaus führen bei Stahlwerkstoffen bereits geringe Anteile an Schwefel und Kohlenstoff ($\leq 0,1\%$) sowie Anteile von Niob ($\approx 1\%$) und Nickel ($> 4\%$) zu einer Reduzierung der technologischen Festigkeit, wohingegen Zugaben von Chrom ($\approx 0,25\%$) und Mangan ($\approx 1\%$) diese erhöhen. [123]

Heißrisstheorie nach Feurer

Die ursprünglich von [115] für das Gießen von Aluminiumlegierungen entwickelte Heißrisstheorie beruht auf der Bilanz während der Heißrisbildung auftretender Volumenänderungen. So fließen einerseits die während der Erstarrung auftretende Schrumpfrate und andererseits das Nachspeisevermögen des Schmelzbades in die Bilanz mit ein. Als wesentliche Einflussfaktoren auf die Schrumpfrate werden die physikalischen Werkstoffeigenschaften, die Abkühlzeit sowie das bereits erstarrte Volumen identifiziert. Mit sinkender Temperatur fällt auch die Schrumpfrate regressiv ab. Demgegenüber wird das Nachspeisevermögen durch die Länge des teilerstarrten Bereichs, den Anteil des bereits erstarrten Werkstoffs, den Abstand der Sekundärarme der Dendriten sowie die Viskosität und den hydrostatischen Druck der Schmelze bestimmt und fällt mit sinkender Temperatur nahezu linear ab. [115] Nach diesen Kriterien treten Heißrisse auf, sobald die Schrumpfrate das Nachspeisevermögen der Schmelze übersteigt. Dies tritt tendenziell aufgrund des höheren Anteils an bereits erstarrtem Material und der schlechteren Fließbedingungen durch das dichtere Dendritennetzwerk gegen Ende des Erstarrungsprozesses ein. Da einige der gezeigten Einflussfaktoren auf das Nachspeisevermögen der Schmelze, wie beispielsweise deren hydrostatischer Druck, weitestgehend unabhängig von den Erstarrungsbedingungen sind, führt eine Reduzierung der Abkühlgeschwindigkeit tendenziell auch zu einer Reduzierung der Heißrissempfindlichkeit [115].

Heißrisstheorie nach Rappaz, Drezet und Gremaud

Abweichend von den bisher vorgestellten Heißrisstheorien legen [124] den Fokus der Betrachtungen auf die Vorgänge in der von Dendriten umschlossenen Restschmelze, wie sie auch in den Theorien von Borland [101] und Feurer [115] beschrieben wird. Dieser Zustand wird erreicht, sobald die Permeabilität des kohärenten Netzwerkes keinen ausreichenden Schmelzefluss aus dem Schmelzbad zur Kompensation der entstehenden Zugbelastungen mehr gewährleisten kann. Innerhalb dieses geschlossenen Systems bildet ein Druckgleichgewicht die Grundlage für das vorliegende Heißrisiskriterium. Zu diesem Zweck wird der in erster Linie durch äußere Zugdehnungen und auch durch die fortschreitende Schrumpfung wachsende Unterdruck innerhalb der Schmelze mit deren Kavitationsdruck gleichgesetzt. Wird dieser unterschritten, so kommt es zur lokalen Verdampfung der Restschmelze und damit zur Entstehung einer Mikropore, die als Ausgangspunkt für die Rissinitiierung wirkt. [124] Mithilfe des erweiterten Modells [125] ist eine Berechnung der Festphasenanteile

für die von Borland definierten Stadien für die Aluminiumlegierungen EN AW-5182 möglich. Diese ergeben sich zu 0 – 89 % für Stadium 1, 89 – 97 % für Stadium 2, 97 – 99 % für Stadium 3 und mehr als 99 % für das vierte Stadium. Nach den Berechnungen kann der Kaviationsdruck ab einem Festphasenanteil von 98,4 % unterschritten werden, wodurch Heißrisse entstehen können. [125] Um dies zu vermeiden, existieren Lösungsansätze, die im folgenden Abschnitt näher erläutert werden sollen.

2.2.5 Methoden zur Vermeidung von Heißrissen

Durch die langjährige Forschung auf dem Themengebiet der Entstehung von Heißrissen existiert eine Vielzahl von Strategien, mit denen sich Heißrisse beim Schweißen in verschiedensten Anwendungen vermeiden lassen. Diese können, analog zu den Entstehungsursachen, in Methoden zur Beeinflussung der thermomechanischen und der metallurgischen Einflussfaktoren unterteilt werden. Im folgenden Abschnitt werden einige dieser Methoden vorgestellt und ihre Wirkungsweise erläutert.

Im Hinblick auf die thermomechanischen Faktoren beruht das Grundprinzip zur Reduzierung der Heißrissempfindlichkeit zumeist auf der Reduzierung der Zugbelastungen, die auf den teilerstarten Bereich hinter dem Schmelzbad wirken. Dies realisiert [126] durch die Verwendung eines zweiten, lateral angeordneten Laserstrahls, der parallel zum Prozess in Schweißrichtung bewegt wird. Die durch die zusätzliche Wärmequelle eingebrachten Druckdehnungen kompensieren die Zugdehnungen um den teilerstarten Bereich, wodurch die Entstehung von Nahtmittenrissen verhindert wird. [126] Das Potenzial einer Dreifach-Spot-Optik mit zwei nachlaufenden Strahlen für die industrielle Umsetzung dieses Prinzips zeigt [127]. Die Einbringung von Druckspannungen in umliegende Bereiche nutzen [128] für das gepulste Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung EN AW-6016 durch die Überlagerung des Prozesslaserstrahls mit einem deutlich schwächer fokussierten Diodenlaser beziehungsweise einer Diodenlaserlinie. Für die Vermeidung von Nahtmittenrissen in den heißrissempfindlicheren Legierungen EN AW-5754 und EN AW-6082 benötigen die gleichen Autoren demgegenüber eine Kombination von koaxialem und lateralem Zusatzstrahl [129]. Ebenfalls mit einem diskontinuierlichen Energieeintrag arbeitet [12] für die Umsetzung der sogenannten Stepp-Strategie. Dabei wird der Prozess unterbrochen, noch bevor der Betrag der Zugdehnungen um den teilerstarten Bereich einen kritischen Wert überschreitet, und die Naht somit in mehrere Teilabschnitte unterteilt, wodurch die Bildung von Nahtmittenrissen vermieden werden kann.

[12] Diesem Prinzip folgend, stellt [130] beim Laserstrahlschweißen von Vergütungsstählen im Stumpfstoß die vorteilhafte Wirkung einer Laserleistungsmodulation [131] auch ohne Unterbrechung des Schweißprozesses fest. Demzufolge führt bereits eine Variation der Schweißnahtgeometrie, die auch über eine Änderung der Fokusslage erreicht werden kann [132], zu einer zeitweisen Reduzierung der Zugdehnungen und damit der Heißrissempfindlichkeit. [130] Diese senken auch [133] beim Laserstrahlschweißen dünner Aluminiumbleche im Stirnkehlstoß durch die konstante Reduzierung der auftretenden Zugdehnungen, indem anstelle durchgeschweißter Nähte lediglich Einschweißungen zum Einsatz kommen. Die infolgedessen verbleibenden Reststege verfügen auch im Prozess noch über eine hinreichende Steifigkeit, um die Zugdehnungen bis unter die kritische Grenze zu vermindern. Eine simultane Senkung der auftretenden Zugdehnungen und Dehnungsgeschwindigkeiten beim Laserstrahlschweißen dicker Aluminiumbleche erreichen [134] durch die Unterteilung der Schweißnaht in mehrere Lagen in Kombination mit einer eindimensionalen longitudinalen Strahloszillation, wodurch Heißrisse bis zu einer Blechdicke von 150 mm vermieden werden können. Einen weiteren Ansatz zur Verringerung der auftretenden Dehnungen mithilfe kleinerer Schmelzbäder liefern [135] für Aluminiumlegierungen und [136] für Stahlwerkstoffe. Hierbei werden die kleinen Schmelzbäder jeweils durch die Applikation kleinerer Fokussdurchmesser erzeugt [135], [136]. Die Wirksamkeit einer longitudinalen Strahloszillation zur Reduzierung der Dehnungsgeschwindigkeit bestätigen [137] auch für dünnere Stahlbleche. Analog zu diesen Ergebnissen liefern [138] für Aluminiumlegierungen und [119] für Vergütungsstähle den experimentellen Beweis, dass sich ein ähnlicher Effekt auch durch die Verwendung eines Doppelfokusmoduls in longitudinaler Anordnung realisieren lässt. Eine vorteilhafte Wirkung der simultanen Verringerung der Zugdehnung und Dehnungsgeschwindigkeiten stellt [139] für das Laserstrahlschweißen von 6 mm dicken Baustahlblechen im Überlappstoß vor. Die jeweils als zweites, zur Maximierung des Anbindungsquerschnittes geschweißten Nähte weisen aufgrund der noch aus dem ersten Schweißprozess vorhandenen Vorwärmung keine Risse im Wurzelbereich auf. [139]

Wie in Abschnitt 2.2.3 beschrieben, verursachen Variationen in der Wärmeführung zur Minimierung der auftretenden Zugdehnungen und Dehnungsgeschwindigkeiten stets auch eine Veränderung des Erstarrungsgefüges. Daneben ist die Kristallstruktur auch von der Kombination der metallurgischen Eigenschaften abhängig, sodass auch auf diesem Gebiet Lösungsansätze zur Vermeidung von Heißrissen existieren. Einen

derartigen Ansatz stellen [140] mit der Zugabe von Kornfeinern beim WIG- und Laserstrahlschweißen verschiedener Aluminiumlegierungen vor. In diesem Zusammenhang wird die heterogene Keimbildung durch die Zugabe von Titanboriden forciert [141], wodurch sich ein feineres Gefüge einstellt, die Restschmelze weniger filmartig vorliegt und die Heißrissempfindlichkeit dementsprechend reduziert werden kann. Die gleiche Wirkung versuchen [142] beim WIG-Schweißen von EN AW-7075 und [143] beim Unterpulverschweißen von Feinkornstählen durch die Einleitung von Vibrationen ins Schmelzbad zu erzielen. Als Keime dienen demnach abgebrochene Dendritenspitzen, die durch die Vibration hervorgerufene Wellen im Schmelzbad entstehen. [144] Den positiven Effekt einer feineren Kornstruktur auf die Heißrissempfindlichkeit bestätigt auch [145] im Hinblick auf die Korngröße der Grundwerkstoffe. Außer der Korngröße nimmt nach [17] auch die senkrecht zur Erstarrungsfront stehende Haupterstarrungsrichtung eine bedeutende Stellung im Hinblick auf die Heißrissempfindlichkeit ein. Für tropfenförmige Schmelzbäder und Werkstoffe, für die sich kein äquiaxial-dendritisches Gefüge in der Schweißnahtmitte bildet (Abschnitt 2.2.3), stellt insbesondere der Winkel der Erstarrungsfronten eine wichtige Einflussgröße auf die Permeabilität des Dendritennetzwerks und die Bildung einer durchgehenden Nahtmittekorngrenze dar. In diesem Zusammenhang gilt, dass, je kleiner der Winkel der Erstarrungsfronten bei sonst konstanten Schmelzbadkenngrößen ist, desto höher die Heißrissgefahr. [146] Da diese jedoch wie beschrieben unter anderem auch von der Schmelzbadgröße, die auftretende Zugdehnungen maßgeblich bestimmt, und den Abkühlbedingungen abhängt, existieren sowohl für Aluminium [146] als auch für Stahl [P₂] keine werkstoffabhängigen Grenzwerte für den Winkel der Erstarrungsfronten. Ferner ist keine lineare Abhängigkeit des Winkels der Erstarrungsfronten von der Vorschubgeschwindigkeit festzustellen. [147]

Neben Variation der Permeabilität des teilerstarrten Bereiches durch Manipulation der Haupterstarrungsrichtung und Kornfeinung besteht eine weitere Strategie zur Minderung der Heißrissempfindlichkeit in der Verbesserung der Fließfähigkeit der Restschmelze durch eine Änderung der Legierungszusammensetzung innerhalb des Schmelzbades. Dies erfolgt zumeist durch die Zugabe von Legierungselementen, die die Zusammensetzung der Schmelze in Richtung der eutektischen Zusammensetzung verschieben und somit das Temperaturintervall der Erstarrung im Vergleich zum Ausgangszustand der Grundwerkstoffe verringern. [95] Für Aluminiumlegierungen stellt sich dieser Effekt durch die Zugabe von Silizium in das Schmelzbad ein. Demzufolge stellen [148] eine Verringerung

der Heißrissempfindlichkeit durch die Anwendung eutektischer ($AlSi_{12}$) und übereutektischer ($AlSi_8$) Zusatzdrähte beim Laserstrahlschweißen dünner Bleche fest. Als Alternative hierzu präsentieren [149] für das Remote-Laserstrahlschweißen, für das typischerweise kein Zusatzwerkstoff zum Einsatz kommt [12], die Verwendung von Aluminiumblechen mit siliziumreichen Randschichten. Diese führen sowohl im Überlappstoß [149] als auch im Stumpfstoß [150] für dünne Bleche zu einer Verringerung der Heißrissegefahr durch eine Erhöhung des Siliziumgehaltes in der Schweißnaht. Demgegenüber ergibt sich beim Laserstrahlschweißen dickerer Bleche durch den für dieses Verfahren charakteristischen hohen Anteil des Grundwerkstoffes im Schweißgut die Gefahr einer inhomogenen Verteilung des Siliziums innerhalb der Schweißnaht [151], sodass im Wurzelbereich siliziumarme Bereiche entstehen. Diesen Missstand beheben [152] erfolgreich durch die Überlagerung der Prozesszone mit niederfrequenten magnetischen Feldern, durch die sich die Durchmischung innerhalb des Schmelzbades verbessert. Um einen ausreichenden Siliziumgehalt im Nahtwurzelbereich für noch größere Blechdicken zu gewährleisten, schlagen [151] die Anwendung des Laser-Mehrlagengespaltschweißens vor, mithilfe dessen auch bei Blechdicken von über 50 mm Siliziumgehalte von zirka 7,5 % im Wurzelbereich erreicht werden können. Gleichzeitig werden Bindefehler entlang der Nahtflanken durch ein transversales Strahlpendeln erfolgreich vermieden. [151] Durch ein ebenfalls transversales Strahlpendeln mit deutlich geringerer Frequenz erreichen [153] beim Schweißen von Aluminium eine Verlagerung auftretender Risse und Poren in die konkaven Bereiche des sinusförmigen Schweißnahtverlaufs. Mit der gleichen Strategie erreichen [154] die Umlenkung von Nahtmittenrissen beim Schweißen von Molybdän. Weiterhin gelingt es [155] und [156], für bestimmte Pendelfrequenzen durch die Entkopplung von Hauptstarrungs- und Hauptschrumpfrichtung Nahtmittenrisse beim Schweißen von Aluminium zu vermeiden. In diesen Fällen folgt die Hauptstarrungsrichtung den sinusförmig verlaufenden Nahtflanken, während die Hauptschrumpfrichtung aufgrund der Trägheit des Temperaturfeldes weiterhin quer zur globalen Schweißrichtung wirkt. Bei weiterer Erhöhung der Pendelfrequenzen folgen die Schmelzlinien durch den gestauchten Verlauf der Sinuskurve nicht mehr der Pendelbewegung des Strahls, wodurch Hauptstarrungs- und Hauptschrumpfrichtung analog zum Schweißen ohne Pendeln erneut parallel zueinander liegen und wiederum Nahtmittenrisse entstehen. [155] Die Evaluation der Heißrissempfindlichkeit erfolgt dabei mithilfe selbstbelasteter Heißrisstests durch die Messung und den Vergleich der entstehenden Heißrislängen. [155] Funktionsweise und Rahmenbedin-

gungen dieses selbstbelasteten Heißrisstests sind Inhalt des nächsten Abschnitts.

2.2.6 Heißrisstests

Zur Bewertung des Einflusses verschiedener Prozessparameter und Legierungszusammensetzungen auf die Heißrissempfindlichkeit beim Schweißen existiert eine Vielzahl verschiedener Heißrisstests. Diese lassen sich prinzipiell in selbstbelastete und fremdbelastete Heißrisstests unterteilen und unterscheiden sich durch den notwendigen Aufwand und die Art der Erzeugung der Zugdehnungen um den teilerstarrten Bereich. [157] Im Fall von fremdbelasteten Tests werden die Zugbelastungen hauptsächlich durch äußere Kräfte, die über die Einspannung in die Proben geleitet werden, erzeugt, wodurch der Aufwand und die Anschaffungskosten für derartige Prüfungen gegenüber selbstbelasteten Heißrisstests steigen. [157] In dieser Kategorie wiederum werden die Zugbelastungen aufgrund der Probengeometrie durch die Probe selbst erzeugt, sobald sich diese infolge der zum Schmelzschweißen eingebrachten Energie ausdehnt beziehungsweise zusammenzieht. [157]

Ein Beispiel für einen selbstbelasteten Heißrisstest stellt der für das Lichtbogenschweißen entwickelte Houldcroft-Test dar. Die für den Test genutzte Probengeometrie besteht aus einem rechteckigen Blech, in das in gleichen Abständen parallel zur kurzen Kante jeweils zwei gegenüberliegende, gleich lange Schlitze von außen nach innen eingebracht werden. Die Länge der Schlitze nimmt dabei entlang der langen Kante kontinuierlich zu, sodass die Steifigkeit des ungeschlitzten Bereiches gleichzeitig abnimmt. [94] Während des Heißrisstests wird eine Schweißnaht in der Mitte der Probe parallel zur langen Kante erzeugt, wobei die Schweißrichtung von den kurzen Schlitzten in Richtung der langen Schlitze verläuft. Aufgrund der hohen Steifigkeit zu Beginn der Probe bildet sich ein Nahtmittenriss, der unterhalb einer kritischen Steifigkeit der Probe nicht weiter anwächst. [94] Als Risskriterium zum Vergleich verschiedener Werkstoffe oder Prozessparameter dient jeweils das Verhältnis aus der Länge der entstandenen Risse zur Gesamtnahtlänge. [94] Eine Weiterentwicklung dieses Heißrisstests zur Untersuchung kleinerer Schmelzbäder aus strahlbasierten Schweißverfahren stellt der sogenannte Fan-Shaped-Test dar. [158] Diesem liegt eine trapezförmige Probengeometrie zugrunde, bei der die Schweißnaht in der Mitte der Probe von der kurzen parallelen Seite in Richtung der längeren parallelen Seite verläuft. Die Umkehr der Schweißrichtung trägt den kleineren Schmelzbädern strahlbasierter

Verfahren Rechnung, für die angesichts der hohen Anfangssteifigkeit der Houldcroft-Probe und der geringeren auftretenden Zugdehnungen keine Heißrisse entstehen. Demgegenüber entstehen durch die geringere Anfangssteifigkeit der Fan-Shaped-Proben in Abhängigkeit des Werkstoffs und der Prozessparameter Heißrisse, die bei Überschreiten einer kritischen Probensteifigkeit nicht weiter wachsen. [158] Dabei kann die Probengeometrie durch eine Variation der Länge oder Breite sowie durch das Anbringen einer Fase entlang der kürzeren parallelen Seite an verschiedene Schweißprozesse, Parameter und Werkstoffe angepasst werden. Bei gleicher Probengeometrie und -dicke ist somit auch ein quantitativer Vergleich der Verhältnisse aus Risslängen zu Nahtlängen für verschiedene Werkstoffe oder Prozessparameter möglich. [158] Im Vergleich mit realen Bauteilen gilt es jedoch, die unterschiedlichen kritischen Dehnungsraten zu beachten, die sich durch veränderte Bauteilgeometrien oder Einspannbedingungen ergeben [159].

2.3 Laserstrahlschweißen mit Strahloszillation

Das Laserstrahlschweißen mit Strahloszillation unterscheidet sich vom konventionellen Prozess durch die Überlagerung der linearen Vorschubgeschwindigkeit mit einer zweiten Bewegungskomponente. [160] Im Gegensatz zu der in [18] gelieferten Beschreibung muss der zweiten Bewegungskomponente keine harmonische Funktion, sondern lediglich ein periodischer Ablauf zugrunde liegen [161]. Innerhalb dieses Ablaufs bleiben die Oszillationsparameter typischerweise konstant [162], sodass die Oszillationstrajektorie und -bewegung mithilfe der drei Parameter Oszillationsfigur, -frequenz und -amplitude vollständig definiert werden können. Für die mathematische Beschreibung der Bewegungsgleichungen für verschiedene Oszillationsfiguren sei auf die Ausführungen in [18] und [19] verwiesen. Die prinzipiell mögliche, unendlich große Vielfalt an Oszillationsfiguren beschränkt sich für reale Anwendungen meist auf die harmonischen Lissajous-Figuren wie Kreis [163], Sinus [164], Ellipse [136] sowie liegende und stehende Lemniskate [19], die nicht harmonischen Figuren wie Zickzack [165], Sägezahn, Dreieck und Rechteck [161] oder die eindimensionale Oszillation longitudinal und transversal zur Schweißrichtung [166]. Für alle genannten Figuren ergeben sich in Bezug auf den Betrag und die Richtung der Absolutgeschwindigkeit des Laserstrahls auf der Bauteiloberfläche deutliche Schwankungen, die sich aufgrund der meist konstant belassenen Laserleistung auch auf den Energieeintrag auswirken. [167] Neben dem Energieeintrag wirkt sich die schwankende Absolutgeschwindigkeit laut [168] auch auf die Absorption im Prozess aus. Um

dem entgegenzuwirken, besteht für einfache Oszillationsgeometrien bereits die Möglichkeit zur Anpassung der Laserleistung an die temporäre Absolutgeschwindigkeit des Laserstrahls [169]. Darüber hinaus wird die Energieverteilung beim Schweißen mit Strahloszillation auch von der Kombination aus linearer Vorschubgeschwindigkeit und gewählter Frequenz bestimmt. In diesem Zusammenhang empfiehlt [167] eine Anpassung der Oszillationsfrequenz an die jeweils gewählte lineare Vorschubgeschwindigkeit. Um dieser Forderung gerecht zu werden, bedarf es flexibler Technologien zur Erzeugung der Oszillationsbewegung des Laserstrahls. Eine Auswahl dieser Technologien wird im folgenden Abschnitt vorgestellt.

2.3.1 Systemtechnik zur Strahloszillation

In der Lasertechnik bestehen bereits seit mehr als zwei Jahrzehnten [170] Bestrebungen, die vom Elektronenstrahlschweißen bekannte Strahloszillation [171] auch in Laserstrahlschweißprozessen anzuwenden. Gegenüber dem Elektronenstrahl kann der Laserstrahl jedoch nicht masselos mithilfe elektromagnetischer Felder abgelenkt werden. [172] Anstelle dessen existiert eine Vielzahl massebehafteter Ablenkungssysteme für Laserstrahlung, deren Eignung sich jedoch häufig auf bestimmte Anwendungsfälle beschränkt. So stellt [170] ein System aus drehbar gelagerter Festoptik, Pleuelstange und Exzentrerscheibe vor, durch die eine eindimensionale Oszillationsbewegung mit konstanter Amplitude ermöglicht wird. Demgegenüber setzt [157] beim Laserstrahlschweißen eine Oszillation in Strahlausbreitungsrichtung durch die Verwendung eines adaptiven Spiegels um. Auch Systeme, die bislang nur für die Ablenkung von Laserstrahlung mit niedriger Leistung zur Verfügung stehen, dringen zunehmend in höhere Leistungsbereiche vor. Ein Beispiel für ein solches System präsentieren [173] auf Basis eines sogenannten Mikro-Elektro-Mechanischen-Systems (MEMS), durch das der verwendete Spiegel aufgrund der geringen Massenträgheit des Aktuatorsystems hochdynamisch um zwei Achsen bewegt werden kann. Über dieses System kann aktuell Laserstrahlung mit Leistungen bis zu 700 W abgelenkt werden und weitere Versuche mit bis zu 2 kW sind geplant. [173] Eine Alternative hierzu sind die sogenannten akustooptischen Deflektoren, innerhalb derer sich der Brechungsindex durch die gezielte Einbringung von Schallwellen lokal verändert und somit eine Ablenkung einfallender Laserstrahlung verursacht [19]. Diese Systeme verfügen über eine hohe Dynamik und sind durch eine Reihenschaltung auch in der Lage, den Strahl zweidimensional abzulenken. Allerdings bestehen Einschränkungen im Hinblick auf die erreichbaren

Ablenkwinkel (< 40 mrad) sowie die maximal zulässigen Laserleistungen im Dauerstrichbetrieb ($\ll 1$ kW). [19] Dagegen können durch Galvanometerscanner, innerhalb derer die Oszillationsbewegung durch zwei aufeinanderfolgende bewegliche Spiegel realisiert wird, Oszillationsfrequenzen im Kilohertz-Bereich [173] erreicht werden. Durch die senkrechte Stellung der Kippachsen der beiden Spiegel zueinander können beliebige Figuren innerhalb des Bearbeitungsfeldes erzeugt werden. Gleichzeitig bietet diese Technologie die Möglichkeit, je nach Apertur auch Laserstrahlung mit einer Leistung von mehreren Kilowatt abzulenken [P3], weshalb die meisten Schweißanwendungen mit Strahloszillation noch immer auf der Verwendung von Galvanometerscannern beruhen. Eine Auswahl dieser Anwendungen wird im folgenden Abschnitt vorgestellt.

2.3.2 Auswirkungen der Strahloszillation auf den Schweißprozess

Je nach vorherrschenden Rahmenbedingungen ergeben sich für die Überlagerung der linearen Vorschubgeschwindigkeit mit einer zusätzlichen Oszillationsbewegung verschiedenste Auswirkungen auf das Prozessergebnis beziehungsweise den Prozess selbst. Ein wesentliches Ziel besteht dabei in der Stabilisierung des Schweißprozesses zur Verringerung der Anzahl und Größe der auftretenden Schweißnahtunregelmäßigkeiten. Dementsprechend weisen [174] und [175] die Vermeidung von Flankenbindefehlern durch eine Verbreiterung der Naht mithilfe einer sinusförmigen Oszillation beim Mehrlagenengspaltschweißen [174] und beim Laser-WIG-Hybridschweißen [175] nach. Ebenfalls mithilfe sinusförmiger Oszillation verhindern [176] eine Durchschweißung des Unterblechs beim Laser-MAG-Hybridschweißen von Kehlnähten im Überlappstoß. Gleichzeitig stellt sich eine für den angenommenen Lastfall günstigere Nahtquerschnittsform ein und der Einbrand ins Unterblech wird auch für größere Fügespalte stabilisiert [177]. Die verbesserte Spaltüberbrückbarkeit durch Strahloszillation bestätigen auch [178] für das Laserstrahlschweißen ohne Hybridquelle in der gleichen Stoßkonfiguration und [179] für das Schweißen verschiedener hochfester Aluminiumlegierungen im Stumpfstoß. Im Rahmen der letztgenannten Aufgabenstellung beobachten die gleichen Autoren [180] die Bildung einer zylinderförmigen Öffnung im Schmelzbad unmittelbar hinter dem oszillierenden Laserstrahl. Durch diesen sogenannten „Knopfloch-Effekt“ entstehen sehr glatte Nahtoberflächen ohne erkennbare Schuppung. [180] Den gleichen Effekt stellen [181] auch für eine kreisförmige Oszillation fest und ermitteln dadurch auch einen Rückgang der Spritzerbildung durch die verbesserte

Möglichkeit zur Entgasung. Auf der Möglichkeit der Prozessstabilisierung durch eine verbesserte Entgasung basieren auch die Ansätze von [182] und [183]. Dabei versucht [182] mithilfe einer kreisförmigen Oszillation die Entgasung beim Schweißen von Mischverbindungen aus Aluminiumrohren und Aluminiumdruckgussbauteilen zu erleichtern, während [183] durch eine longitudinale Oszillation die Dampfkapillare in Schweißrichtung aufweitet, um das Humping-Limit in Richtung höherer Vorschubgeschwindigkeiten zu verschieben. Einen weiteren prozessstabilisierenden Effekt einer überlagerten Strahloszillation ermitteln [184] durch Schweißversuche in verschiedenen Fokuslagen. Demnach wird die Empfindlichkeit gegenüber einer Fokuslagenverschiebung durch die Anwendung einer Kreisoszillation deutlich reduziert. [184] Dieses Ergebnis wird von [185] auch für eine hochfrequente transversale Oszillation bestätigt. Diese Oszillationsfiguren nutzt [186] auch zur Steigerung der Prozesseffizienz beim Laserstrahlschweißen von Aluminium. Dabei entsteht in Blindnähten für den Prozess mit Strahloszillation im Vergleich zum konventionellen Prozess ein höheres Schmelzevolumen [187].

Zusätzlich zur Prozessstabilisierung und Effizienzsteigerung eignet sich das Laserstrahlschweißen mit Strahloszillation auch zur Erzeugung von Mischverbindungen aus Kupfer und Aluminium [188]. Insbesondere im Überlappstoß lassen sich durch die Wahl einer geeigneten Kombination aus Oszillationsamplitude und -frequenz die Tiefe und Breite des Nahtquerschnittes [189] sowie die Durchmischung innerhalb der Schweißnaht [190] und damit auch die elektrischen [191] und mechanischen Eigenschaften [192] der Verbindungen beeinflussen. In diesem Zusammenhang zieht eine Vergrößerung der Oszillationsamplitude typischerweise eine Verbreiterung des Nahtquerschnittes [193] und des Anbindungsquerschnittes im Überlappstoß [194], [195] nach sich, wohingegen sich die Einschweißtiefe bei sonst konstanten Parametern durch die höhere Bahngeschwindigkeit verringert [196]. Analog dazu gehen auch höhere Bahngeschwindigkeiten, die sich aufgrund von höheren Oszillationsfrequenzen ergeben, mit einer Reduzierung der Einschweißtiefe [197] und einer Änderung der lateralen Energieverteilung [198] einher. Dagegen werden Modifikationen der Durchmischung innerhalb der Schweißnaht meist aufgrund von durch die Oszillation induzierten Schmelzbadströmungen verursacht [19]. Letztere stellen nach [166] beim Schweißen von EN AW-6061 auch die Ursache für ein Abbrechen der Dendritenspitzen im teilerstarrten Bereich dar, wodurch diese innerhalb der Schmelze als Keime wirken und sich ein feineres, äquiauxial-dendritisches Gefüge im Schweißgut einstellt.

Auf Basis des vorgestellten Stands der Forschung und Technik liegt die Vermutung nahe, dass sich die Schmelzbadgeometrie und das entstehende Gefüge innerhalb des Schweißguts durch die Anwendung einer überlagerten Strahloszillation beeinflussen lassen. Da diese beiden Größen einen Einfluss auf die Entstehung von Heißrissen haben, besteht die Möglichkeit, dass sich Heißrisse für bestimmte Werkstoffe durch eine überlagerte Strahloszillation vermeiden lassen. Zu diesem Thema weist der Stand der Forschung und Technik jedoch bislang eine signifikante Lücke auf. Die vorliegende Arbeit versucht diese Lücke zu schließen.

3 Zielsetzung und methodische Vorgehensweise

Das Ziel der vorliegenden Arbeit liegt in der Vermeidung von Heißrissen beim Laserstrahlschweißen niedriglegierter hochfester Stähle ohne Zusatzwerkstoff. Erreicht werden soll dieses Ziel durch die Anwendung einer der linearen Vorschubgeschwindigkeit überlagerten Strahloszillation. Mithilfe dieser zusätzlichen Bewegungskomponente sollen die Vorgänge während der Erstarrung und die Schmelzbadgeometrie gezielt in Richtung heißrissunanfälliger Bereiche verschoben werden. Dabei stehen ausschließlich Nahtmittenrisse im Fokus der Untersuchungen der vorliegenden Arbeit, da diese die für diese Werkstoffklasse nahezu alleinig auftretende Heißrissart darstellen. Zusätzliche Bedeutung kommt Nahtmittenrisse aufgrund deren Größe und signifikanten Auswirkungen auf die Festigkeitseigenschaften der Schweißverbindungen zu. Eine Vermeidung dieser Defekte auch ohne die Verwendung von Zusatzdraht bildet die Ausgangsvoraussetzung für das effiziente, scannerbasierte Remote-schweißen dieser Werkstoffe, da somit auch die trägheitsbehaftete Bewegung der für die Zuführung des Zusatzdrahtes notwendigen Systemtechnik wegfällt. Daraus ergibt sich die Möglichkeit, die beim Schweißen anfallenden Nebenzeiten zur Umpositionierung zwischen zwei aufeinanderfolgenden Schweißnähten durch die hohe Dynamik der Scannerspiegel auf ein Minimum zu reduzieren. Die damit einhergehende Verbesserung der Wirtschaftlichkeit dieses Fügeprozesses für Karosserie- und Interieur-anwendungen im Automobilbau ebnet den Weg für eine breitere Verwendung dieser Werkstoffklasse in zahlreichen Anwendungen, wodurch der werkstoffliche Leichtbau in den genannten Bereichen weiter vorange-trieben wird.

Der Vorgehensweise innerhalb der Arbeit liegt die in Bild 1 schematisch dargestellte Methodik zugrunde. Der zufolge wird der Weg zur Erreichung der formulierten Ziele in mehrere Schritte unterteilt. Der erste dieser Schritte besteht in der Analyse des Schweißprozesses hinsichtlich für die Heißrissentstehung kritischer Schmelzbadgeometrien. Die Grundlage dafür bilden Thermografieaufnahmen von Laserschweißprozessen an niedriglegierten hochfesten Stählen, in denen Nahtmittenrisse in selbst-belasteten Heißriss tests entstanden sind und entsprechende Querschliffe. Diese werden unter Berücksichtigung der verwendeten Parameter und Rahmenbedingungen auf wiederkehrende Phänomene und ähnliche Ausprägungen der Schmelzbadgeometriekenngrößen hin untersucht. Als

Resultat werden kritische Grenzwerte der relevanten Kenngrößen identifiziert, die zur Entstehung von Heißrissen führen. So stellen möglicherweise die Größe der Schmelzbadoberfläche und des Nahtquerschnittes probate Kenngrößen für die Abschätzung der im Prozess auftretenden Dehnungen dar. Darüber hinaus ist, wie bereits mit Stand der Forschung und Technik erläutert, von einem Einfluss des Winkels der Erstarrungsfronten auf die Haupterstarrungsrichtung und Permeabilität des teilerstarrten Bereiches auszugehen. Auch kann eine erste Abschätzung des in Schweißrichtung vorherrschenden Temperaturgradienten in der Nahtmitte auf Basis der Länge des Schmelzbades erfolgen. Durch die simultane Untersuchung der entstandenen Gefügestruktur und Nahtquerschnittsgeometrie lässt sich trotz der Austenit-Ferrit-Phasenumwandlung der verwendeten Werkstoffe im festen Zustand eine Abschätzung zu auftretenden Korngrößen und lokalen Erstarrungsrichtungen durchführen. Dementsprechend wird anschließend auch der Einfluss der untersuchten Oszillations- und Prozessparameter auf die entstehende Gefügemorphologie analysiert.

Auf der Grundlage dieser Erkenntnisse wird im Anschluss untersucht, inwiefern sich die zuvor ermittelten Kenngrößen durch die Verwendung einer überlagerten Strahloszillation beeinflussen lassen. Im Zuge dessen wird zunächst der Effekt der Oszillationsfigur auf die entsprechenden Zielgrößen analysiert. Anschließend erfolgt auch eine Bewertung der Auswirkungen einer Variation der Oszillationsamplitude und -frequenz für die zuvor als Favorit identifizierte Oszillationsfigur. Neben den genannten Oszillationsparametern stehen im zweiten Teil der Untersuchungen zur Beeinflussung der Schmelzbadgeometrie die Prozessparameter Streckenenergie, Fokusdurchmesser sowie der Einfluss von Schutzgas im Zentrum der Betrachtungen, da in Anlehnung an den Stand der Forschung und Technik mit einem signifikanten Einfluss dieser Parameter auf die Heißrissbildung zu rechnen ist. Abschließend wird geprüft, inwieweit die gefundenen Zusammenhänge durch einen Austausch des verwendeten Versuchswerkstoffes modifiziert werden.

Mithilfe der Kombination der Erkenntnisse um die für die Entstehung von Heißrissen relevanten Kennwerte und deren kritische Grenzbereiche und dem Wissen um die Auswirkungen der Oszillations- und Prozessparameter auf die Schmelzbadgeometrie, Erstarrungsbedingungen sowie die Gefügemorphologie wird darauffolgend geprüft, inwiefern sich die im Stand der Forschung und Technik aufgezeigten Strategien zur Vermeidung von Heißrissen durch die Modifikation der Schmelzbadgeometrie umsetzen lassen. Dies wird im letzten Schritt anhand von ausgewählten

Parametersätzen für die verwendeten Versuchswerkstoffe demonstriert, um die Wirksamkeit der gewonnenen Erkenntnisse zu bestätigen.

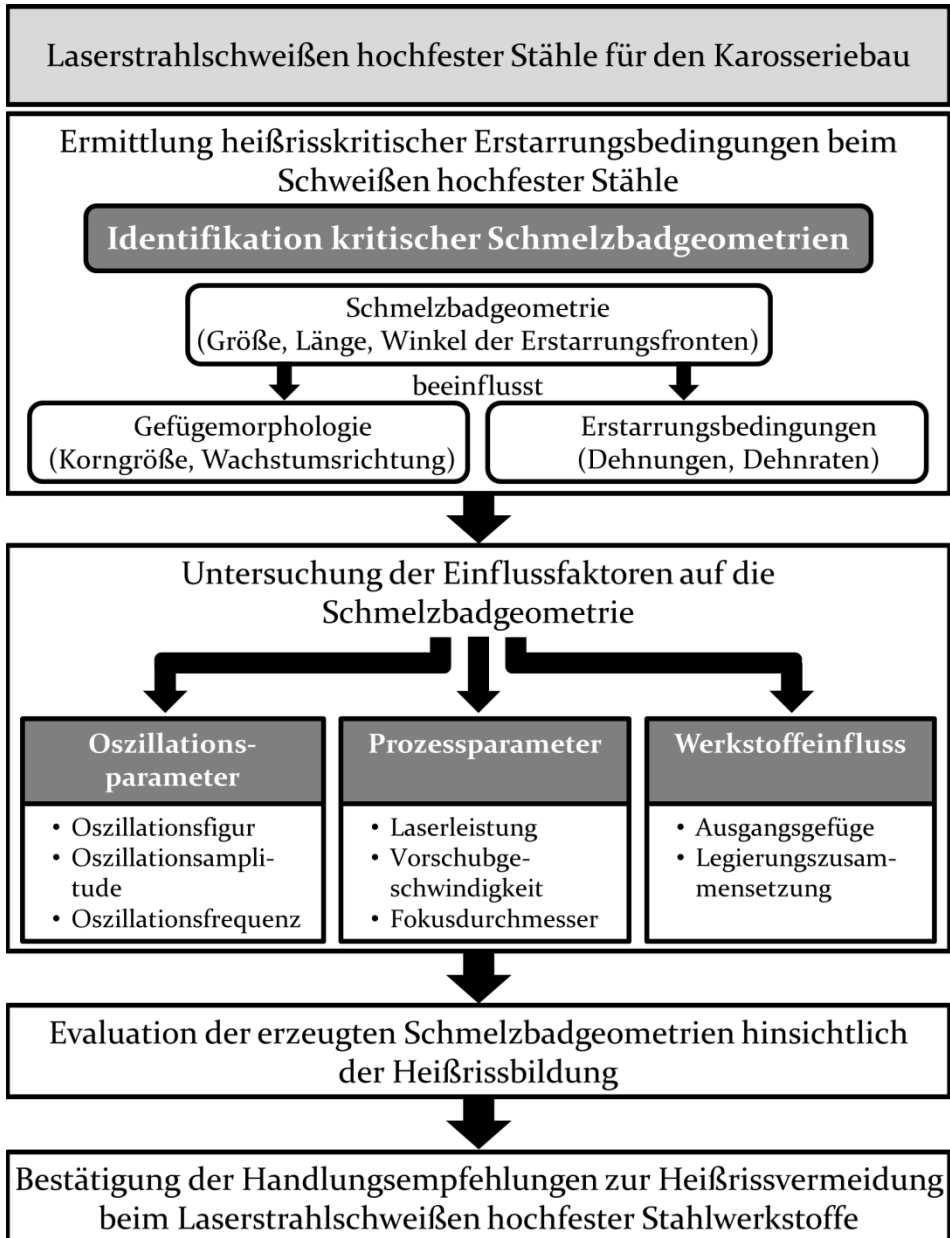


Bild 1: Schematische Darstellung der methodischen Vorgehensweise zur Vermeidung von Heißrissen in hochfesten Stahlwerkstoffen

4 Versuchsaufbau und Auswerteverfahren

4.1 Probengeometrie und verwendete hochfeste Stahlwerkstoffe

Für die im Rahmen der Arbeit durchgeführten Versuche kommen als Probekörper ausschließlich sogenannte Doppeltrapezproben zum Einsatz. Diese stellen eine Weiterentwicklung des von [158] entwickelten Fan-Shaped-Tests dar. Zu diesem Zweck wird die trapezförmige Probengeometrie des Fan-Shaped-Tests um ein weiteres kleineres Trapez mit gleichem Öffnungswinkel ergänzt. [P2] Beide Trapeze sind, wie in Bild 2 gezeigt, über die kurze parallele Seite miteinander verbunden, wodurch sich im Vergleich zum Fan-Shaped-Test eine Unstetigkeit des Verlaufs der Bauteilsteifigkeit entlang der Probenlängsachse an der schmalsten Stelle der Probe ergibt. Gleichzeitig liegt an dieser Stelle ein Minimum der Bauteilsteifigkeit vor, sodass Nahtmittenrisse bevorzugt im Bereich der Probentaille auftreten. Die genauen Maße der Doppeltrapezproben können bis auf die Blechdicke Bild 2 entnommen werden. Diese ist im Bild mit der Variablen t gekennzeichnet, da sich die Blechdicken der beiden verwendeten Versuchswerkstoffe geringfügig unterscheiden.

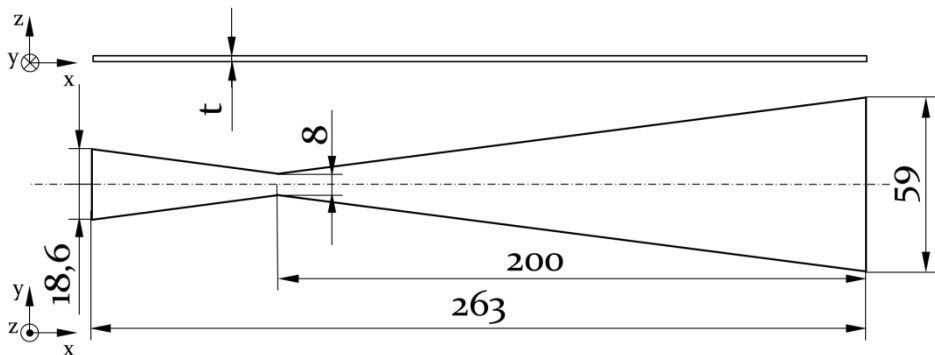


Bild 2: Technische Zeichnung der verwendeten Doppeltrapezproben mit Abmaßen

So beträgt die Blechdicke des thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustahls S420MC 2 mm, wohingegen der ebenfalls thermomechanisch gewalzte Feinkornbaustahl mit höherer Festigkeit ($R_{P0,2} \geq 700$ MPa) eine Blechdicke von 1,8 mm aufweist. Die Nomenklatur für die Versuchswerkstoffe folgt innerhalb der Arbeit den in der Norm [199] vorgeschlagenen Bezeichnungen für Stähle, sodass das verwendete Warmband als S420MC und das Kaltband als HC700LA bezeichnet werden. Mechanisch

unterscheiden sich beide Werkstoffe unter anderem im Hinblick auf die Streckgrenze. Differenzen in der chemischen Zusammensetzung liefert ein Vergleich der Mittelwerte der Ergebnisse aus jeweils sechs Funkenspektralanalysen, die in Tabelle 1 zusammengefasst sind. Hieraus ergeben sich für HC700LA erhöhte Werte für die kornfeinenden Elemente Aluminium und Titan, wohingegen ein geringerer Anteil des versprödet wirkenden Elements Kohlenstoff ermittelt wird.

Tabelle 1: Mittels Funkenspektralanalyse ermittelte Legierungsanteile ausgewählter Elemente für die untersuchten Werkstoffe in Gewichtsprozent

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Mo	B	Nb
S420MC	0,104	0,031	0,689	0,017	0,003	0,032	<0,001	<0,001	0,0002	0,053
HC700LA	0,071	0,248	0,835	0,021	0,008	0,051	0,099	0,017	0,0002	0,033

Neben den Blechdicken, den mechanischen Eigenschaften und der chemischen Zusammensetzung grenzen sich die beiden Versuchswerkstoffe auch aufgrund ihrer Mikrostruktur voneinander ab. Diese ist in Bild 3 jeweils exemplarisch dargestellt. Die ferritische Struktur des S420MC im linken Teilbild wird dabei von inselartig eingelagerten Perlit-Bereichen unterbrochen und besitzt eine deutlich gröbere Kornstruktur als das Gefüge des HC700LA im rechten Teilbild. Dieses ist durch eine ferritische Struktur mit geringen Korngrößen und fein dispergierten Ausscheidungen geprägt. Daneben sind wenige, zufällig verteilte, größere Einschlüsse (brauner Bereich in Bild 3, rechts) vorhanden. Dementsprechend liegen der höheren Festigkeit die Mechanismen der Korngrenzenhärtung und Ausscheidungsleitung zugrunde.

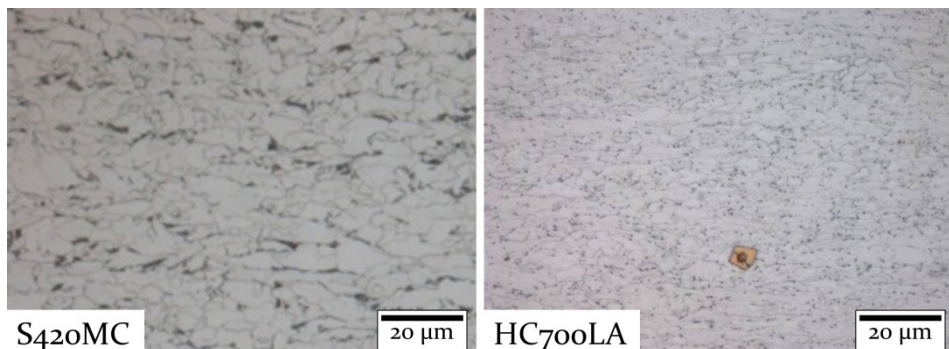


Bild 3: Gefügestruktur der Versuchswerkstoffe S420MC und HC700LA

Die für das Schweißen dieser hochfesten Werkstoffe verwendete Einspannung und Schweißnahtposition sowie der Aufbau für die experimentellen Versuche sind Inhalt des nächsten Abschnitts.

4.2 Versuchsaufbau für die Schweißexperimente

Zur Durchführung der selbstbelasten Heißrisstests werden die Doppeltrapezproben im Bereich der langen parallelen Seite, wie in Bild 4 gezeigt, einseitig fest eingespannt. Dies gewährleistet eine nicht signifikante Beeinträchtigung der im Prozess auftretenden Dehnungen, sodass sich diese ausschließlich durch die im Prozess eingebrachte Wärme ergeben. Die zu schweißende Nahtkontur hat eine Länge von 100 mm und verläuft parallel zur Symmetrieebene der Doppeltrapezproben. In Schweißrichtung erfolgt die Positionierung der Naht symmetrisch zur Probentaille, wodurch sich bereits vor dem Passieren der Probentaille ein stationärer Prozess einstellt. Dabei werden innerhalb der Arbeit ausschließlich Blindnähte erzeugt, deren Startpunkt sich jeweils im kleineren Trapez befindet. Ein mithilfe von Vorversuchen ermittelter lateraler Versatz der Nahtkontur relativ zur Symmetrieebene der Proben von 1,5 mm stellt die Unterschreitung des kritischen Randabstandes für die Heißrisusbildung im Prozess sicher.

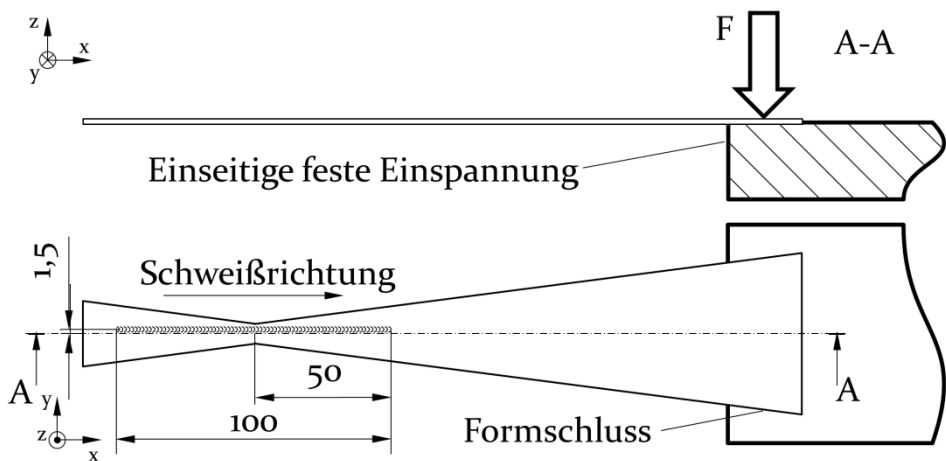


Bild 4: Skizze der einseitigen, festen Einspannung der Doppeltrapezproben und Position der Blindnähte auf der Probe

Für die Erzeugung der Laserstrahlung für den Schweißprozess kommt ein Yb:YAG-Scheibenlaser mit einer maximalen Ausgangsleistung von 6 kW und einem Strahlparameterprodukt von 4 mm x mrad zum Einsatz. Dementsprechend besteht die Möglichkeit, Lichtleitkabel mit einem

Kernfaserdurchmesser $d_{LLK} \geq 100 \mu\text{m}$ für den Transport der Laserstrahlung zur Bearbeitungsoptik zu verwenden. Für die Kollimation, Ablenkung und Fokussierung der Laserstrahlung wird eine feststehende Scanneroptik mit zweidimensionalem Bearbeitungsfeld verwendet. Diese verfügt über eine Apertur von 33 mm, eine Kollimationsbrennweite von 150 mm und eine Fokussierbrennweite von 255 mm, woraus sich das Abbildungsverhältnis der Optik zu 1 : 1,7 ergibt. Der Wechsel auf die insgesamt drei in der Arbeit verwendeten Fokussierbrennweiten wird jeweils über den Austausch des Lichtleitkabels bei konstanter numerischer Apertur realisiert. Hierzu werden Lichtleitkabel mit den Kernfaserdurchmessern 100 μm , 150 μm und 200 μm eingesetzt, woraus sich Fokussierbrennweiten von 170 μm , 255 μm und 340 μm ergeben. Die Kompensation der Fokuslagenverschiebung innerhalb des Bearbeitungsfeldes wird durch eine F-Theta-Optik gewährleistet, wodurch sich ein ebener, elliptischer Arbeitsbereich mit einer Hauptachsenlänge von 180 mm und einer Nebenachsenlänge von 104 mm ergibt. Innerhalb dieses Arbeitsbereiches wird die Probe so positioniert, dass der Mittelpunkt der Schweißnaht an der Probentaille mit dem Nullpunkt der Bearbeitungsoptik zusammenfällt. In z-Richtung wird die Fokusebene für die Versuche mit Strahloszillation stets auf die Bauteiloberfläche ausgerichtet. Eine schematische Darstellung des beschriebenen Versuchsaufbaus zeigt Bild 5.

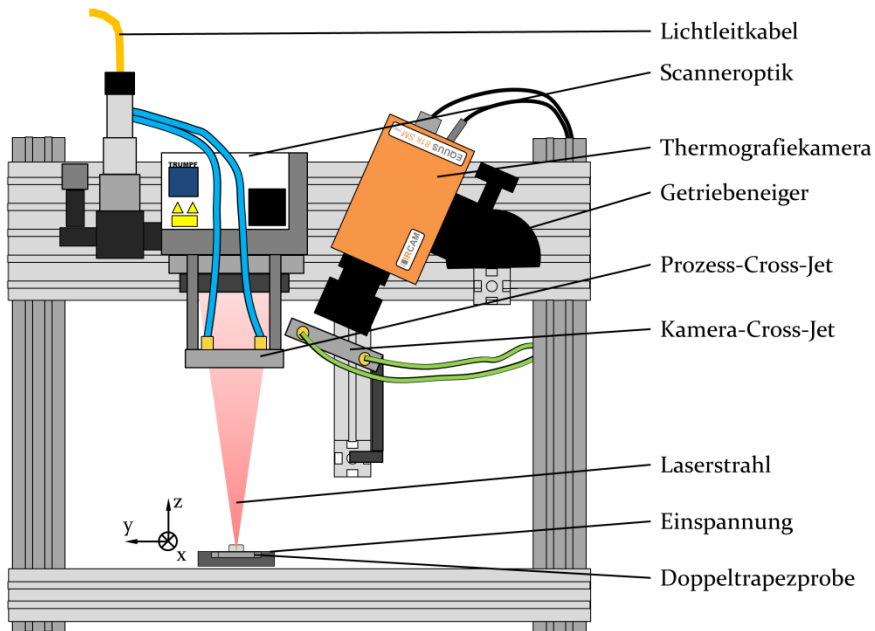


Bild 5: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zum Schweißen der selbstbelasteten Heißrisstests mit thermografischer Überwachung

Zum Versuchsaufbau zählt ferner eine Thermografiekamera zur Überwachung des Schweißprozesses unter einem Beobachtungswinkel von zirka 60° zur Probenoberfläche, auf die in Abschnitt 4.4 detailliert eingegangen wird. Deren Objektiv wird wie auch die Fokussierlinse der Bearbeitungsoptik durch hochtransmissive Schutzgläser und zwei separate Cross-Jets vor im Prozess auftretenden Schweißspritzern und Schmauchablagerungen geschützt.

Während der Schweißuntersuchungen wird die Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück nur durch die Spiegel der Bearbeitungsoptik realisiert. Für die Versuche mit Strahloszillation werden die Oszillationstrajektorien in Abhängigkeit der Oszillationsparameter zunächst im CAD erzeugt und im Anschluss durch die Steuerungssoftware des Strahlquellenherstellers importiert und in den Arbeitsspeicher der Bearbeitungsoptik übertragen. Auf die zur Generierung der Oszillationstrajektorien verwendeten Oszillations- und Prozessparameter wird im folgenden Abschnitt eingegangen.

4.3 Oszillations- und Schweißparameter

Für die innerhalb des experimentellen Teils dieser Arbeit erzeugten Oszillationstrajektorien wird auf die Verwendung überlappender Figuren aufgrund der in [18] präsentierten Ergebnisse verzichtet. Demzufolge führt im Fall überlappender Oszillationsfiguren der Wiedereintritt des Laserstrahls in das bereits erzeugte Schmelzbad zu einer Destabilisierung der Dampfkapillare und einem erhöhten Spritzeraufkommen. [18] Um dies zu vermeiden, wird für die vorliegende Arbeit ein konstanter Überlappgrad von 0 % gewählt, sodass sich zwei aufeinanderfolgende Figuren zwar berühren, jedoch nicht überschneiden. Eine Erhöhung der Oszillationsfrequenz zieht demnach eine Stauchung der einzelnen Oszillationsfiguren in Schweißrichtung nach sich, wohingegen eine Verringerung der Oszillationsfrequenz zu einer Streckung der einzelnen Oszillationsfiguren führt. In Analogie zu diesem Vorgehen führt eine Variation der Oszillationsamplitude ebenfalls zu einer Streckung beziehungsweise Stauchung der einzelnen Oszillationsfiguren quer zur Schweißrichtung. Als Oszillationsmuster kommen im Zuge der Untersuchungen sowohl Kreise, stehende beziehungsweise liegende Lemniskaten als Vertreter der harmonischen Figuren als auch Dreieck-, Zickzack- und Sägezahnmuster als Beispiele für nicht harmonische Figuren zur Anwendung. Letztere sind mit Ausnahme der Dreiecksmuster bereits mit eindimensionalen Scannern realisierbar und verringern damit die Kosten für die benötigte Systemtechnik.

Innerhalb der harmonischen und nicht harmonischen Oszillationsmuster unterscheiden sich die Figuren jeweils im Hinblick auf deren Ausdehnung in Schweißrichtung. So nimmt diese beispielsweise im Fall der harmonischen Oszillationsmuster von der stehenden Lemniskate über den Kreis zur liegenden Lemniskate hin ab. Dadurch eröffnet sich die Möglichkeit, den Einfluss dieser Ausdehnung auf die Schmelzbadgeometrie und den Temperaturgradienten in Schweißrichtung zu untersuchen. Eine grafische Darstellung aller im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Oszillationsmuster findet sich im Anhang. Um eine fundierte Aussage zum Einfluss der Strahloszillation auf Zielgrößen abgeben zu können, werden zum Vergleich auch Schweißnähte ohne Oszillation erzeugt. Für diese Nähte erfolgt zusätzlich zum Schweißen im Fokus, bei dem die Fokusebene und die Oberfläche der Bauteile zusammenfallen, auch das Schweißen mit einer Fokuslagenverschiebung von 6 mm in positiver z-Richtung (Bild 4), woraus sich ein Strahldurchmesser (d_0) von zirka 600 μm auf der Bauteiloberfläche ergibt. Dieser entspricht dem industriellen Standard für zahlreiche Anwendungen und soll deshalb ebenfalls als Referenz berücksichtigt werden. Im Hinblick auf die Oszillationsamplitude werden insgesamt drei Parameterstufen zu 0,25 mm, 0,50 mm und 0,75 mm untersucht. Übereinstimmend mit einem Großteil der in Abschnitt 2.3 vorgestellten Veröffentlichungen wird die Amplitude als die halbe Schwingungsbreite quer zur Schweißrichtung definiert. Für die Analyse des Einflusses der Oszillationsfrequenz werden die Stufen 20 Hz, 40 Hz, 60 Hz und 80 Hz untersucht. Eine Übersicht über die innerhalb der Arbeit verwendeten Oszillationsparameter liefert Tabelle 2. In dieser sind die jeweiligen Standardparameter in den einzelnen Kategorien fett markiert.

Tabelle 2: Überblick über alle verwendeten Oszillationsparameter

Parameter	Verwendete Einstellungen
Oszillationsfigur Fig	harmonische Figuren: Kreis, liegende Lemniskate, stehende Lemniskate keine Figur: Linie nicht harmonische Figuren: Dreieck , Zickzack, Sägezahn
Oszillationsamplitude A	0,25 mm; 0,50 mm ; 0,75 mm
Oszillationsfrequenz f	20 Hz; 40 Hz ; 60 Hz; 80 Hz

Um über die in Abschnitt 2.2 erläuterten Interaktionen zwischen Schmelzbadgeometrie, Dehnungen und Dehnungsgeschwindigkeiten eine

fundierte Aussage treffen zu können, werden die Auswirkungen einer Variation der Oszillationsparameter auch für verschiedene Kombinationen aus Dehnungen und Dehnungsgeschwindigkeiten geprüft. Zu diesem Zweck werden einerseits Versuche mit verschiedenen Oszillationsparametern bei insgesamt drei verschiedenen linearen Vorschubgeschwindigkeiten von 10 mm/s, 35 mm/s und 60 mm/s durchgeführt, für die sich der Betrag der auftretenden Dehnungsgeschwindigkeiten deutlich unterscheidet. Um dabei nach Möglichkeit die in den Prozessen auftretenden Dehnungen konstant zu halten, erfolgt die Anpassung der Laserleistung dahingehend, dass die Streckenenergie für die verschiedenen Vorschubgeschwindigkeiten unverändert bleibt. Durch die beschriebene Vorgehensweise soll geklärt werden, ob der Effekt der Oszillationsparameter je nach linearer Vorschubgeschwindigkeit gleich bleibt oder sich ändert. Um andererseits den Einfluss der Dehnungen bei möglichst unveränderter Dehnungsgeschwindigkeit bewerten zu können, werden für alle Vorschubgeschwindigkeiten auch drei Streckenenergien betrachtet. Die konkreten Stufen der Prozessparameter werden in Tabelle 3 noch einmal zusammengefasst dargestellt. Dabei sind die verwendeten Standardparametersätze, wie bereits in Tabelle 2, fett markiert.

Tabelle 3: Zusammenfassung der verwendeten Prozessparameter

Parameter	Verwendete Einstellungen	
Laserleistung P und lineare Vorschubgeschwindigkeit v_L	10 mm/s	0,80 kW; 0,90 kW ; 1,00 kW
	35 mm/s	2,80 kW; 3,15 kW ; 3,50 kW
	60 mm/s	4,80 kW; 5,40 kW ; 6,00 kW
Streckenenergie E	80 J/mm; 90 J/mm ; 100 J/mm	
Fokusbereich d_f	170 μm ; 255 μm ; 340 μm	
Strahldurchmesser auf der Bauteiloberfläche d_0	170 μm ; 255 μm ; 340 μm ; 600 μm	

4.4 Infrarotthermografie zur Prozessüberwachung

Um genauere Aussagen zum Einfluss der untersuchten Parameter auf die Schmelzbadgeometrie und das umliegende Temperaturfeld treffen zu können, werden alle im Rahmen der Arbeit durchgeführten Schweißversuche mithilfe einer Thermografiekamera überwacht. Gegenüber Aufnahmen im sichtbaren Bereich ergeben sich hierdurch vor allem Vorteile für die Identifikation der Phasengrenzen zwischen schmelzflüssigem und

noch festem Material, wodurch die Erfassung der Schmelzbadgeometrie erleichtert wird. Zudem lassen sich auftretende Nahtmittrisse in der Infrarotaufnahme ebenfalls deutlich einfacher auffinden. Beide Vorteile beruhen dabei auf einer signifikanten Differenz der Emissionskoeffizienten. Zum einen besitzt die glatte Schmelzbadoberfläche einen geringeren Emissionskoeffizienten als das umliegende feste Material mit rauer beziehungsweise oxidiertes Oberfläche. Zum anderen wirken Nahtmittrisse aufgrund der entstehenden Hohlräume ähnlich wie schwarze Strahler, wodurch der Emissionskoeffizient gegenüber der umliegenden, im Vergleich relativ ebenen Oberfläche deutlich ansteigt. Durch die Definition eines konstanten Emissionskoeffizienten von 0,8 über die gesamte Prozesszone sind die erläuterten lokalen Unterschiede des Emissionskoeffizienten im Thermogramm durch sprunghafte Veränderungen der detektierten Temperatur zu erkennen. Dementsprechend wird das Schmelzbad im Vergleich zum umliegenden Material kälter dargestellt, wohingegen Nahtmittrisse sich als wärmerer Bereich abzeichnen. Für die Versuche wird eine Thermografiekamera mit einem aktiv gekühlten Cadmium-Quecksilber-Tellurid-Detektor verwendet. Der Arbeitsbereich des Detektors liegt im Spektralbereich zwischen 3,7 und 4,8 μm am unteren Ende des mittleren Infrarotbereichs. Für die im Rahmen der Arbeit durchgeführten Versuche werden zwei verschiedene Detektorgrößen verwendet. Die sich daraus ergebenden technischen Daten sind in Tabelle 4 aufgeführt.

Tabelle 4: Technische Daten der verwendeten Thermografiekamera in Abhängigkeit der Detektorgrößen

Parameter	Detektorgröße 1	Detektorgröße 2
Sensorgröße	320 x 256 Pixel	640 x 512 Pixel
Vollbildfrequenz	120 Hz	60 Hz
Pixel-Pitch	30 μm	15 μm
Bildfenster	25 mm x 8 mm	25 mm x 4 mm
genutzte Auflösung	320 x 96 Pixel	640 x 96 Pixel
Auflösung pro Pixel	78 μm	39 μm
Bildfensterfrequenz	1000 Hz	543 Hz

Für die Überwachung des Schweißprozesses wird die Kamera lateral zur Schweißnaht in einem nominellen Arbeitsabstand von 250 mm fest installiert. Die sich aus dem Beobachtungswinkel von 60° ergebende

Abweichung vom nominellen Arbeitsabstand an den Rändern des Bildfensters von ± 2 mm wird durch die Tiefenschärfe der Kamera kompensiert. Das Bildfenster der Thermografiekamera ist auf dem Bereich in der Nähe der Probentaille gerichtet, wobei der Großteil des Bildfensters auf der Seite des größeren Trapezes der Doppeltrapezproben liegt. Die genaue Lage ist in Bild 6 dokumentiert.

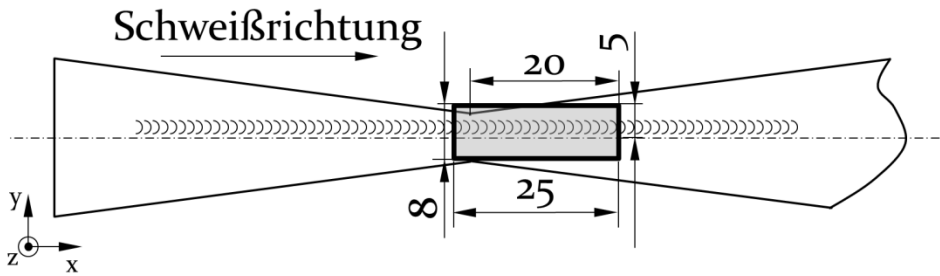


Bild 6: Lage des Beobachtungsbereichs der Thermografiekamera auf der Doppeltrapezprobe

Aufgrund der hohen Intensität der Infrarotstrahlung im Schweißprozess wird eine geringe Integrationszeit von $10 \mu\text{s}$ für die Aufnahme der Thermogramme gewählt. Um die Dynamik des Prozesses adäquat zu erfassen, wird für beide Detektorgrößen stets die maximal mögliche Bildfensterfrequenz verwendet. Dementsprechend richtet sich die Dauer der Thermogramme zum einen nach der Detektorgröße und zum anderen nach der Verweildauer des Prozesses innerhalb des Bildfensters und somit nach der jeweiligen linearen Vorschubgeschwindigkeit der Prozesse. Die Höhe der jeweiligen Temperatur pro Pixel wird in den Einzelbildern des Thermogrammes als Grauwert angegeben. Eine Bildstrecke aus einem Thermogramm ist beispielhaft in Bild 7 dargestellt. Die durch die Strahloszillation zusätzlich vorhandene Bewegungskomponente ist dabei durch eine veränderte Position der Dampfkapillare (heller Bereich in den Bildern) im Schmelzbad zu erkennen. Die Bildstrecke umfasst in etwa eine vollständige Oszillationsfigur (Dreieck), sodass die Position der Dampfkapillare nach 26 ms in annähernd der Position zu Beginn der Bildstrecke entspricht.

Die Auswertung der Thermogramme erfolgt durch einen automatisierten Algorithmus. Dieser erkennt das Schmelzbad innerhalb der Einzelbilder durch die Detektion des Schmelzbadrands und der flüssigen Schmelze anhand der Grauwertinformationen. Bild 8 zeigt exemplarisch die Vorgehensweise für die Extraktion der Grauwertinformationen für eine Pixelspalte. Im ersten Schritt werden die Rohdaten aus einem Einzelbild einer Thermografieaufnahme (Bild 8, oben) so angeordnet, dass die x- und

y-Koordinaten die Lage des Pixels im Bild und die z-Koordinate den Grauwert des jeweiligen Pixels angeben. Hieraus ergibt sich die in Bild 8, Mitte dargestellte dreidimensionale Funktion, aus der sich durch spaltenweises Auslesen die Grauwertinformationen quer zur Schweißnaht gewinnen lassen. Für die an die in Bild 8, oben und Bild 8, Mitte eingezeichnete Schnittebene angrenzende Pixelspalte resultiert der in Bild 8, unten gezeigte Verlauf der Grauwerte. Wie bereits erläutert, weist das Schmelzbad aufgrund des geringeren Emissionskoeffizienten eine geringere Intensität gegenüber dem umliegenden Material auf. Darüber hinaus sind auf beiden Seiten des Schmelzbades innerhalb der senkrechten gestrichelten Linien steil ansteigende beziehungsweise abfallende Flanken zu erkennen, die auf den gut erkennbaren Schmelzbadrand in Bild 8, oben zurückzuführen sind.

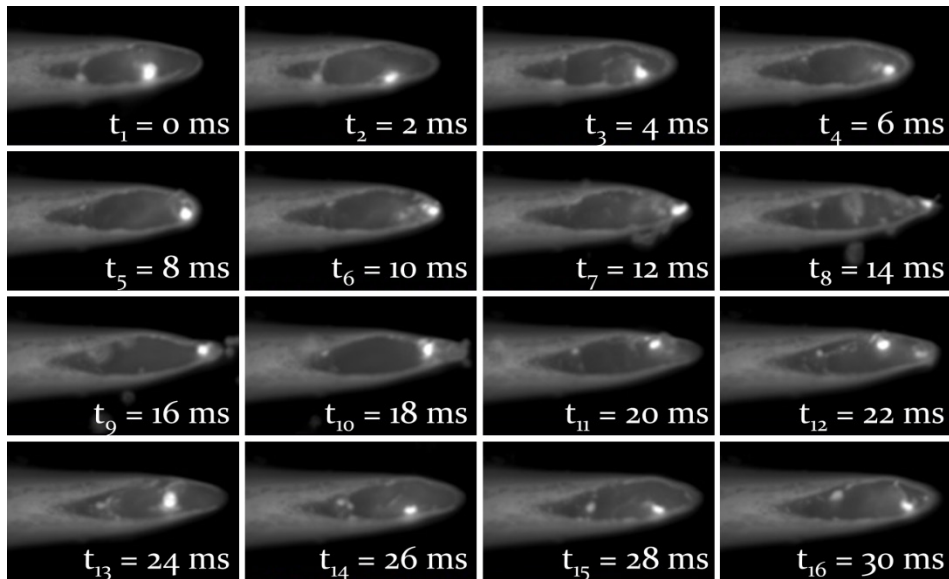


Bild 7: Beispielhafte Bildstrecke aus einem Thermogramm für zirka eine Oszillationsperiode

Diese Merkmale werden innerhalb des Algorithmus genutzt, um Lage, Form und Größe des Schmelzbades in den Einzelbildern zu erkennen. Die mathematische Beschreibung der Merkmale erfolgt dabei anhand von insgesamt sechs Kriterien. Durch das erste Kriterium wird ein iterativ ermittelter unterer Schwellwert für die Grauwerte G_{zU} (Bild 9, oben) definiert, durch den dunkler Hintergrund von der Prozesszone unterschieden und gelöscht wird. Ein ebenfalls iterativ ermittelter oberer Schwellwert für die Grauwerte G_{zO} (Bild 9, oben) schließt als zweites Kriterium hellere

Bereiche wie bereits erstarrtes Material oder die Dampfkapillare von potenziellen Schmelzbadpositionen aus.

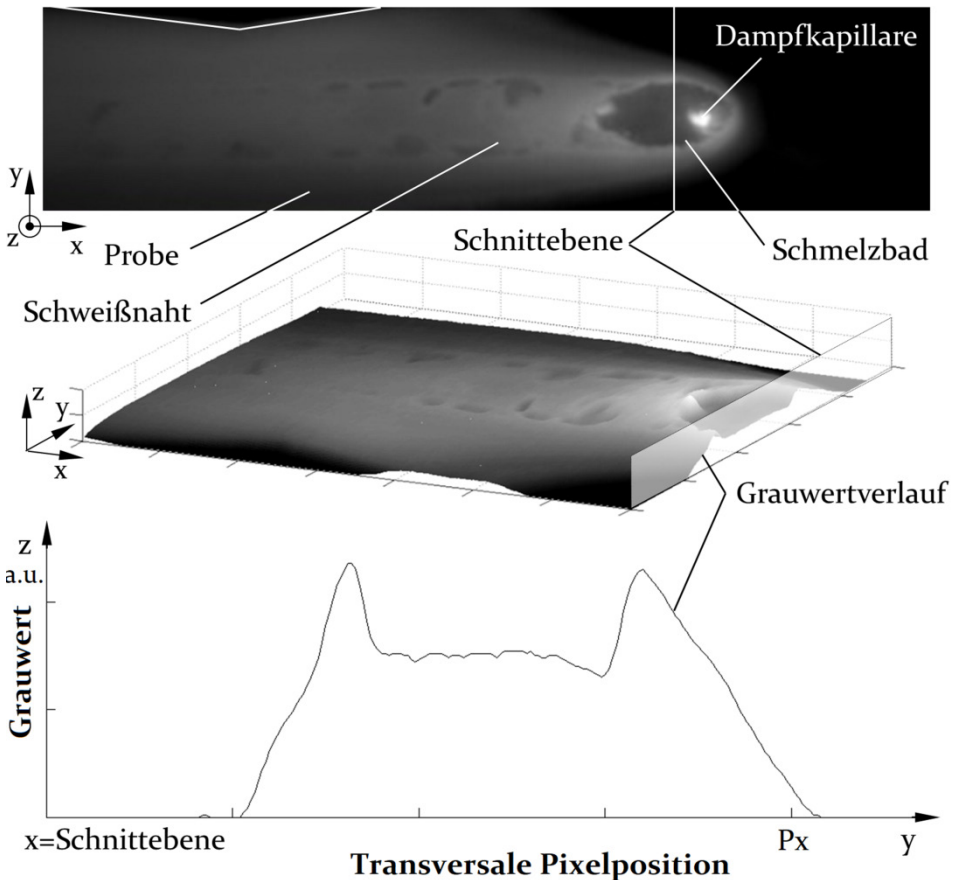


Bild 8: Einzelbild aus einem Thermogramm und Vorgehensweise zur Ermittlung des Grauwertverlaufs innerhalb einer Schnittenebene durch das Schmelzbad

Die mögliche Lage des Schmelzbadrandes wird durch die Kriterien drei und vier eingegrenzt. Dabei wird durch das dritte Kriterium wiederum auf Basis eines Schwellwertes G_z geprüft, in welchen Bereichen der Grauwertverläufe extrem hohe Steigungen beziehungsweise Gefälle vorliegen, die ersten Ableitungen also, wie in Bild 9, Mitte durch gepunktete senkrechte Linien dargestellt, Maxima einnehmen. Um in diesem Zusammenhang Maxima, die aufgrund von Oberflächenoxiden auf dem Schmelzbad auftreten, von Extrema am Schmelzbadrand zu unterscheiden, wird im vierten Kriterium, wie in Bild 9, unten zu erkennen, ein wiederum iterativ festgelegter unterer Schwellwert G_z'' für die zweite Ableitung des Grauwertverlaufs eingeführt. Im vorliegenden Einzelbild in Bild 8, oben sind

keine Oberflächenoxide als helle Bereiche innerhalb des Schmelzbades vorhanden, sodass der Schwellwert $G_{z''}$ folgerichtig nicht unterschritten wird.

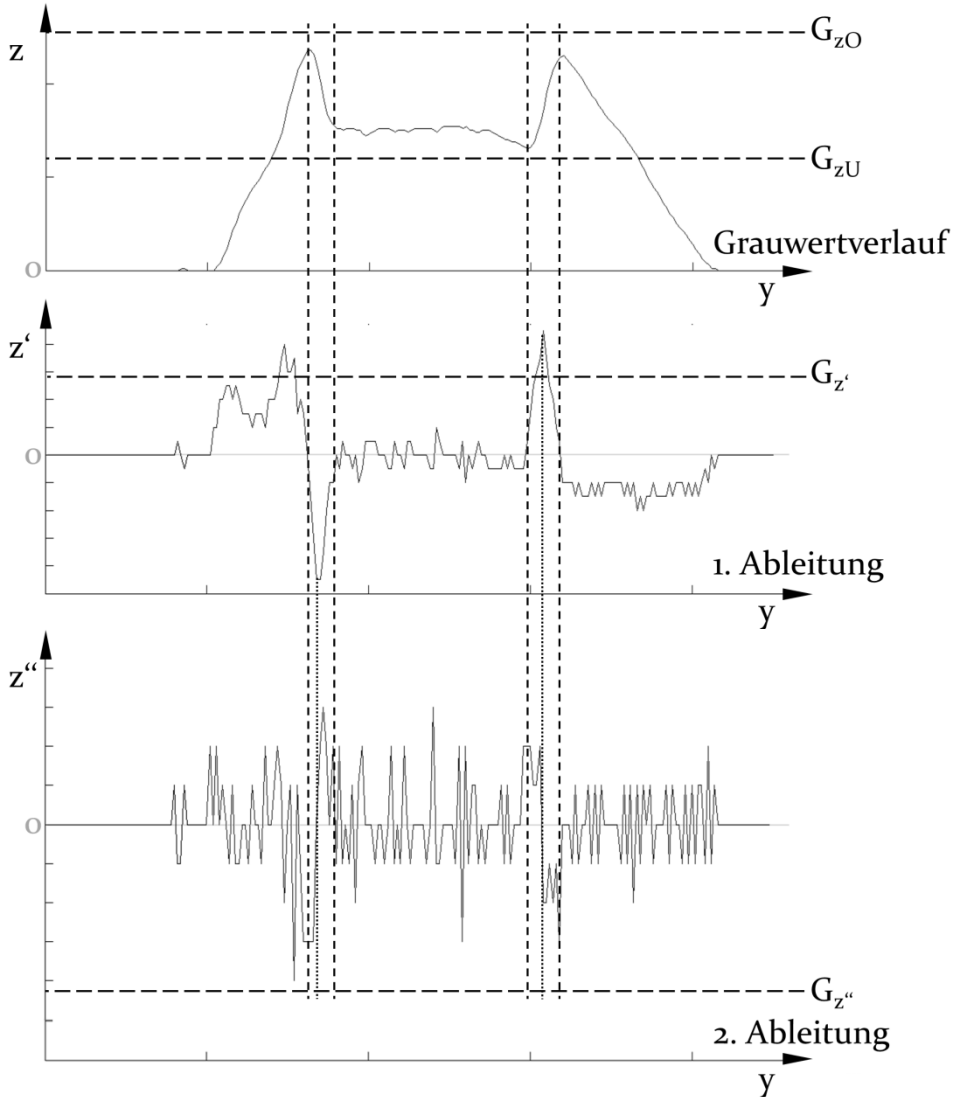


Bild 9: Exemplarischer zweidimensionaler Grauwertverlauf einer Pixelspalte quer zur Schweißnaht, dessen 1. und 2. Ableitung sowie die Schwellwerte G_{zU} , G_{zO} , $G_{z'}$ und $G_{z''}$ für die Kriterien 1 – 4

Die so eingegrenzten Bereiche werden anschließend in einem Binärbild zusammengefasst und durch Oberflächenoxide entstandene Zwischenräume gegebenenfalls gefüllt. Sofern diese Bereiche das fünfte Kriterium

einer geforderten Mindestgröße überschreiten, wird deren Lage mit der zuvor ermittelten Position der Dampfkapillare verglichen. Dem sechsten Kriterium folgend, wird der Bereich mit dem geringsten Abstand zur Dampfkapillare als Schmelzbad deklariert. Sobald diese Vorgehensweise für alle Einzelbilder eines Thermogrammes eines Schweißprozesses wiederholt wurde, wird ein entsprechendes Mittelwertbild erstellt, wobei ein eventuell durch eine Schiefstellung der Kamera auftretender Winkelversatz von Schweißnaht und Bildfenster durch die Einbeziehung zuvor erfasster Richtungsdaten kompensiert wird.

Für die Charakterisierung der jeweils vorliegenden Schmelzbadgeometrie werden die in Bild 10, oben links dargestellten Schmelzbadkenngrößen ermittelt. Diese bestehen aus der Schmelzbadfläche A und der maximalen Schmelzbadbreite B und -länge L sowie der Lage der maximalen Schmelzbadlänge in Breitenrichtung B_{Lmax} .

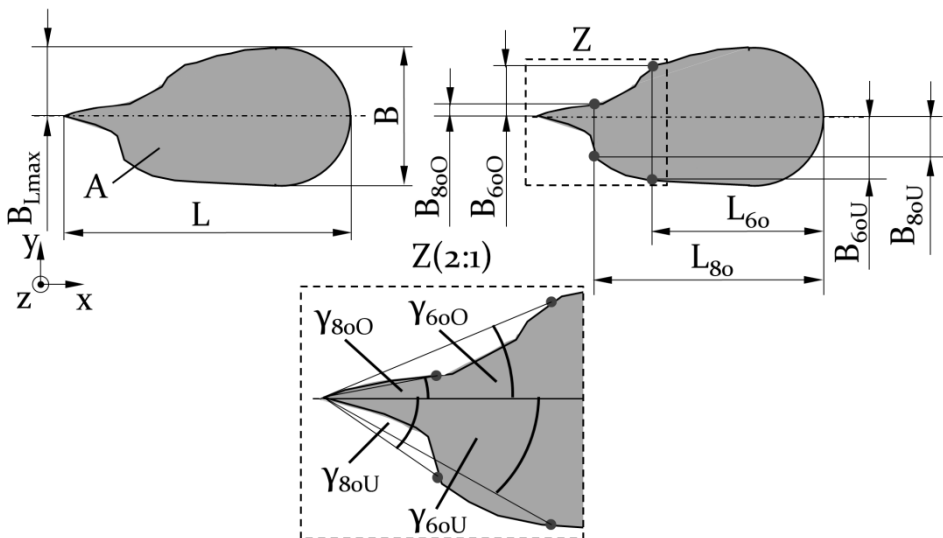


Bild 10: Lage des Beobachtungsbereichs der Thermografiekamera auf der Doppeltrapezprobe

Für die Vermessung des Winkels der Erstarrungsfronten existiert in der Literatur bislang keine einheitliche Vorgehensweise. In der vorliegenden Arbeit wird dieser nach der im Folgenden beschriebenen Strategie ermittelt. Zu Beginn erfolgt, wie in Bild 10, oben rechts gezeigt, die Erfassung der Schmelzbadbreiten B_{60} bei 60 % und B_{80} bei 80 % der Schmelzbadlänge sowie deren Aufteilung in Teilbreiten (B_{60O} ; B_{80O} ; B_{60U} ; B_{80U}) in Bezug auf die Lage der maximalen Schmelzbadlänge. Aus den jeweiligen Teilbreiten und den zugehörigen Differenzen aus den Schmelzbadlängen L

und L_{60} beziehungsweise L und L_{80} werden daraufhin über die Arkustangensfunktion die in Bild 10, unten dargestellten Teilwinkel γ_{60O} ; γ_{80O} ; γ_{60U} sowie γ_{80U} nach Gleichung (1) berechnet. Der Winkel der Erstarrungsfronten γ ergibt sich abschließend näherungsweise durch die Bildung des Mittelwertes der vier Teilwinkel nach Gleichung (2). Die hinreichende Genauigkeit der mithilfe dieser Gleichung ermittelten Ergebnisse wurde im Rahmen von Voruntersuchungen zur vorliegenden Arbeit anhand eines Vergleichs mit empirisch ermittelten Resultaten für den Winkel der Erstarrungsfronten bestätigt. Auf die Folgen einer lokalen Abweichung des Winkels der Erstarrungsfronten vom errechneten Mittelwert wird in Abschnitt 6.2.3 näher eingegangen.

$$\gamma_{ij} = \arctan\left(\frac{B_{ij}}{L - L_i}\right); i \in [60; 80]; j \in [O; U] \quad (1)$$

$$\gamma = \left(\frac{\gamma_{60O} + \gamma_{80O} + \gamma_{60U} + \gamma_{80U}}{2}\right) \quad (2)$$

4.5 Metallografische Analyse

Die metallografische Analyse der geschweißten Doppeltrapezproben unterteilt sich in drei Schritte. Im ersten Schritt werden lichtmikroskopische Aufnahmen der Schweißnaht erstellt. Zu diesem Zweck wird der in Bild 6 markierte Bereich mit 6,5-facher Vergrößerung aufgenommen, um entstandene Schweißnahtunregelmäßigkeiten wie beispielsweise Schweißspritzer oder Nahtmittenrisse zu detektieren und zu bewerten. Parallel wird auch die Kontinuität der Schmelzbadgeometrie analysiert. Als Kriterien werden hierfür die Parallelität der Nahtflanken sowie die Variation der Nahtbreite herangezogen. Im zweiten Schritt der metallografischen Analyse werden die Doppeltrapezproben an den in Bild 11 markierten Stellen durch Nasstrennschleifen geteilt, sodass nach dem ersten Trennvorgang der im Schnitt B-B gezeigte Probenquerschnitt vorliegt. Nach dem Entfernen des kleineren Trapezes durch einen zweiten Schnitt erfolgt die Kalteinbettung der Proben in Epoxidharz sowie das Nassschleifen und Polieren bis zu einer Schleifkorngröße von $1 \mu\text{m}$. Durch eine anschließende Wischätzung der Proben mit dreiprozentiger Nitallösung (3 % konzentrierte Salpetersäure; 97 % Ethanol) wird die Gefügestruktur in der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone durch einen selektiven Abtrag hervorgehoben, sodass sowohl die Gefügemorphologie als auch die Geo-

metrie des Nahtquerschnittes durch lichtmikroskopische Aufnahmen mit 50-facher Vergrößerung dokumentiert werden können.

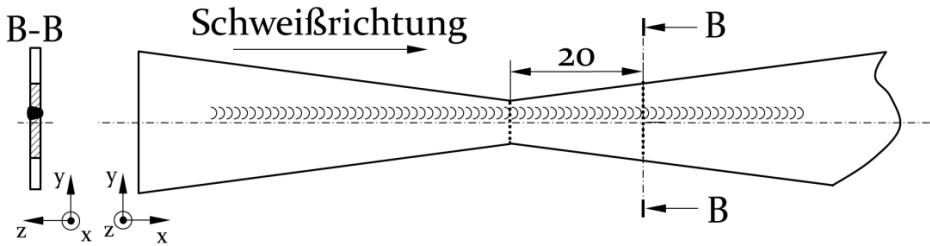


Bild 11: Lage der Schnittebenen für die Erstellung der Querschliffe

Die Geometrie des Nahtquerschnittes wird, wie in Bild 12 schematisch gezeigt, durch die Nahtquerschnittsfläche A_Q und die Breiten der Naht an der Blechober- und -unterseite sowie in der Blechmitte (B_O , B_U , B_M) charakterisiert. Mithilfe dieser drei Breiten wird die Formkennzahl F nach Tabelle 5 durch die Überprüfung der Bedingungen B_1 und B_2 ermittelt. Diese erlaubt eine Aussage über die Richtung der Erstarrung quer zur Schweißrichtung R und damit, ob eventuell auftretende dendritische Strukturen in Richtung der Blechober- beziehungsweise -unterseite wachsen oder in der Nahtmitte direkt aufeinandertreffen und somit zur Bildung einer durchgehenden Nahtmittlenkorngrenze beitragen.

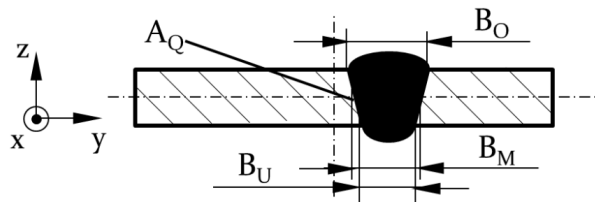


Bild 12: Darstellung der Kenngrößen für die Vermessung der Querschliffe

Tabelle 5: Definition der Formkennzahl F durch die Nahtquerschnittsbreite an der Blechoberseite B_O , -unterseite B_U und in der Nahtmitte B_M und Richtung der Erstarrung quer zur Schweißrichtung R , Schlüssel B_1 : falls $B_O < 0,95 \times B_M \rightarrow B_O < B_M$; falls $0,95 \times B_M \leq B_O \leq 1,05 \times B_M \rightarrow B_O \approx B_M$; falls $B_O > 1,05 \times B_M \rightarrow B_O > B_M$; Schlüssel B_2 : falls $B_M < 0,95 \times B_U \rightarrow B_M < B_U$; falls $0,95 \times B_U \leq B_M \leq 1,05 \times B_U \rightarrow B_M \approx B_U$; falls $B_M > 1,05 \times B_U \rightarrow B_M > B_U$

F									
R									
B_1	$B_O < B_M$	$B_O < B_M$	$B_O < B_M$	$B_O > B_M$	$B_O > B_M$	$B_O > B_M$	$B_O \approx B_M$	$B_O \approx B_M$	$B_O \approx B_M$
B_2	$B_M < B_U$	$B_M > B_U$	$B_M \approx B_U$	$B_M < B_U$	$B_M > B_U$	$B_M \approx B_U$	$B_M < B_U$	$B_M > B_U$	$B_M \approx B_U$

5 Experimentelle Analyse der Heißrissbildung in Abhängigkeit der Schmelzbadgeometrie

Wie im Stand der Forschung und Technik umfassend beschrieben, hängt die Heißrissempfindlichkeit bei konstanter Legierungszusammensetzung maßgeblich von den Vorgängen während der Erstarrung ab. Dabei sind die auftretenden Dehnungen und Dehnungsgeschwindigkeiten, die Erstarrungsrichtung und die Gefügemorphologie von hervorgehobener Bedeutung. Um Erkenntnisse darüber zu gewinnen, welche Kombinationen dieser vier Faktoren zur Bildung von Heißrissen führen, werden innerhalb des vorliegenden Abschnitts die Schweißprozesse und -nähte rissbehafteter Proben experimentell analysiert. Eine Unterteilung der Untersuchungen erfolgt dabei anhand der linearen Vorschubgeschwindigkeit, durch deren Änderung sich eine signifikante Variation der Dehnungsgeschwindigkeiten innerhalb der Prozesszone ergibt und damit keine integrale Betrachtung erlaubt. Da mit zunehmender linearer Vorschubgeschwindigkeit auch gleichzeitig die auftretenden Abkühlraten ansteigen und somit die Gefügemorphologie beeinflussen, ist eine Separation dieser beiden Größen mit den in der vorliegenden Arbeit verwendeten selbstbelasteten Doppeltrapezproben nicht möglich. Demgegenüber lassen sich mithilfe der beiden verbleibenden Faktoren Bedingungen beschreiben, unter denen Heißrisse entstehen. Diese werden innerhalb der beiden folgenden Abschnitte zunächst qualitativ anhand von Einzelbeispielen dargelegt und im Anschluss quantitativ durch die Ermittlung von für die Heißrissbildung kritischen Werten für die in Abschnitt 4.4 vorgestellten Schmelzbadkenngrößen evaluiert.

5.1 Qualitative Charakterisierung kritischer Schmelzbadformen

Für die qualitative Charakterisierung heißrisskritischer Schmelzbadgeometrien erfolgt im ersten Schritt die Beurteilung der Form des Schmelzbades an der Oberfläche durch die Auswertung exemplarischer Thermografieaufnahmen im Bereich der Probestaille. Im zweiten Schritt wird die Form des Schmelzbades in Tiefenrichtung durch Querschliffe aufgezeigt. Dabei erlaubt die Ermittlung des Winkels der Erstarrungsfronten aus den Thermografieaufnahmen nach der in Abschnitt 4.4 erläuterten Methode

eine Abschätzung der Erstarrungsrichtung parallel zur Blechoberfläche. Diese wird durch die metallografische Analyse der Querschliffe um den senkrechten Anteil der Erstarrungsrichtung ergänzt, wodurch für die Entstehung von Heißrissen kritische Gefügestrukturen identifiziert werden können. Gleichzeitig bildet der Vergleich der Beträge der Schmelzbadoberflächen und Nahtquerschnittsflächen die Grundlage für die Bewertung der auftretenden Dehnungen.

Das Einzelbild einer Thermografieaufnahme eines Schweißprozesses mit einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s, infolge dessen ein Nahtmittenriss entsteht, zeigt Bild 13, oben. Das Schmelzbad weist im vorderen Bereich eine nahezu ovale Form auf, an die sich eine spitz zulaufende dreieckige Zone anschließt. Diese führt zu einem relativ kleinen Winkel der Erstarrungsfronten, sodass die Erstarrung im hinteren Bereich des Schmelzbades zur Nahtmitte hin erfolgt. Gleichzeitig verursachen die relativ langen parallelen Nahtflanken im vorderen Bereich eine stärkere Erwärmung umliegender Bereiche, wodurch höhere Dehnungen auftreten. Die Kombination dieser beiden Ausprägungen der Schmelzbadgeometrie wirkt übereinstimmend mit den im Stand der Forschung und Technik aufgezeigten Erkenntnissen förderlich auf die Entstehung von Nahtmittenrissen und ruft einen solchen auch im gezeigten Beispiel hervor. Für die lineare Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s treten diese Formbestandteile des Schmelzbades für alle rissbehafteten Proben auf. Zusätzlich ist für einige Schmelzbäder aufgrund des Wärmestaus in der Probentaille eine Verschiebung der hinteren Schmelzbadspitze in Richtung der Außenkante der Doppeltrapezproben festzustellen, die auf eine verzögerte Abkühlung in diesem Bereich hindeutet. Diese führt auch zu einer kurzzeitigen Verlängerung des Schmelzbades am Ort der Rissinitiierung. Der in der Folge auftretende Nahtmittenriss ist, wie von [106] beschrieben, auch in der Thermografieaufnahme in Bild 13, Mitte aufgrund des höheren Emissionskoeffizienten des vorhandenen Hohlraums und des daraus entstehenden linienförmigen Bereichs mit höherer Temperatur zu erkennen. Daneben stellt sich aufgrund der durch den Nahtmittenriss behinderten Wärmeleitung ein Temperatursprung quer zur Rissausbreitungsrichtung ein. Die Form und Lage des entstandenen Nahtmittenrisses innerhalb der Schweißnaht ist in einer Aufsicht in Bild 13, unten dargestellt. Wie in Abschnitt 4.1 prognostiziert, erfolgt die Rissinitiierung kurz hinter der Taille der Doppeltrapezprobe im Bereich der geringsten Steifigkeit des Probenquerschnittes. Die entstandenen Risse lassen sich durch den durch die Thermografieaufnahmen erbrachten Nachweis der Beteiligung schmelzflüssiger Phasen an deren Entstehung und der

Morphologie der Rissflanken eindeutig der Kategorie der Erstarrungsrisse zuordnen.

10 mm/s

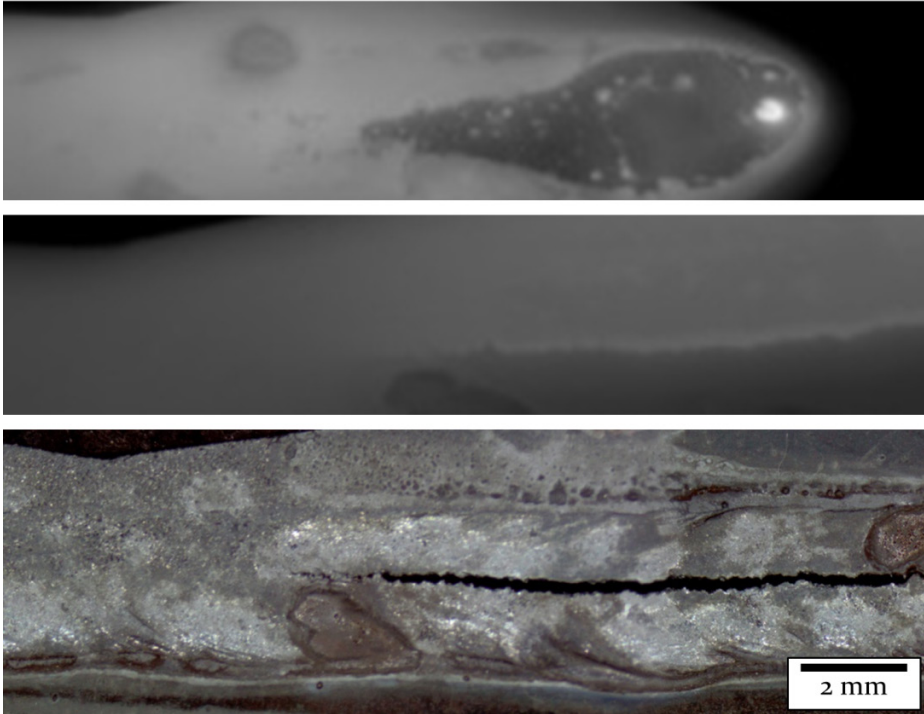


Bild 13: Oben: Einzelbild einer exemplarischen Schmelzbadgeometrie aus einer Thermografieaufnahme, Mitte: Einzelbild des im Schweißprozess entstandenen Nahtmittenrisses, Unten: Aufsicht der Schweißnaht mit Nahtmittenriss; $P = 1,00 \text{ kW}$; $v_L = 10 \text{ mm/s}$; $E = 100 \text{ J/mm}$; $d_F = 170 \text{ }\mu\text{m}$

Neben einer Erhöhung der Dehnungsgeschwindigkeiten gehen mit einer höheren linearen Vorschubgeschwindigkeit bei konstanter Streckenenergie auch eine Reduzierung der Breite sowie eine Verlängerung der Schmelzbäder einher. Dies bestätigt auch das in Bild 14, oben gezeigte Einzelbild aus dem Thermogramm eines Schweißprozesses mit einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 35 mm/s . Dabei unterteilt sich das Schmelzbad in einen vorderen Teil mit nahezu parallelen Schmelzbadflanken und einen hinteren, spitz zulaufenden, dreieckigen Teil. Dieser führt, wie bereits bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s , zu einem geringen Winkel der Erstarrungsfronten und damit zu einer zur Nahtmitte hin gerichteten Erstarrung, durch die die Entstehung von Nahtmittenrissen begünstigt wird. Der Ort der Rissinitiierung befindet sich dabei im Vergleich zur geringeren linearen Vorschubge-

schwindigkeit für alle rissbehafteten Proben in einem deutlich geringeren Abstand zur Probentaille und lässt sich sowohl in der Thermografieaufnahme (Bild 14, Mitte) als auch in der Aufsicht (Bild 14, unten) identifizieren.

35 mm/s

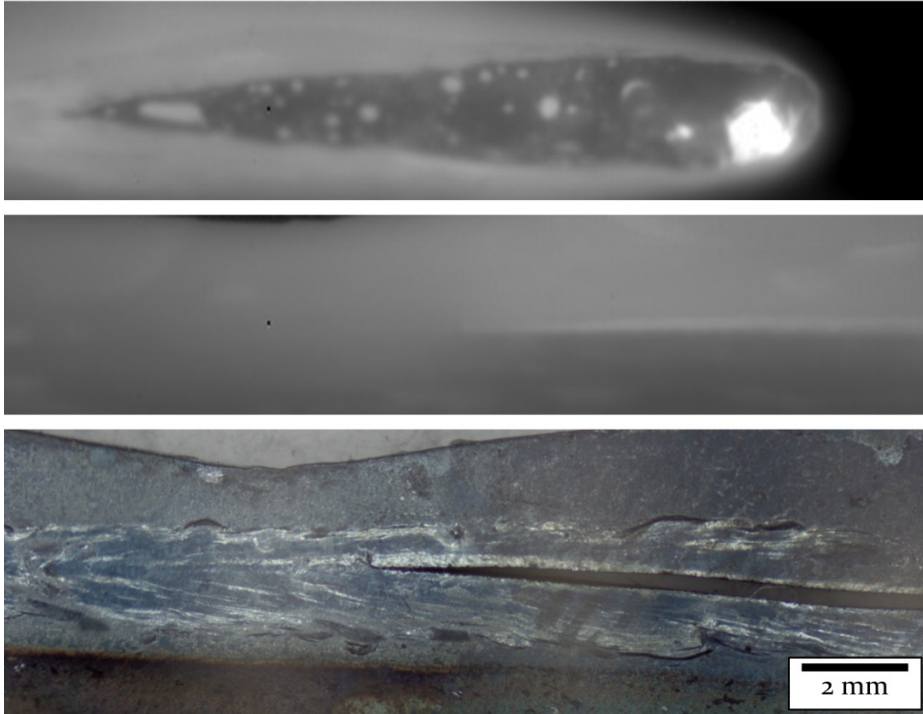


Bild 14: Oben: Einzelbild einer exemplarischen Schmelzbadgeometrie aus einer Thermografieaufnahme, Mitte: Einzelbild des im Schweißprozess entstandenen Nahtmittenrisses, Unten: Aufsicht der Schweißnaht mit Nahtmittenriss; $P = 3,50 \text{ kW}$; $v_L = 35 \text{ mm/s}$; $E = 100 \text{ J/mm}$; $d_F = 170 \text{ }\mu\text{m}$

Für die höchste untersuchte lineare Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/s ergibt sich im Allgemeinen und in der in Bild 15, oben dargestellten Thermografieaufnahme eine weitere Verlängerung der Schmelzbäder gegenüber der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit. Im Vergleich zum in Bild 14, oben gezeigten Schmelzbad nimmt auch die maximale Breite trotz konstant gehaltener Streckenenergie zu. Dies ist auf die geringeren Wärmeverluste in das umliegende Grundmaterial zurückzuführen, was auch durch die dunklere Nahtumgebung in den Thermografieaufnahmen bestätigt wird. Als Ursache für die geringeren Wärmeverluste bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/s ist die

geringere Zeit, in der Wärmeleitungsprozesse in das benachbarte Grundmaterial ablaufen können, anzuführen. Daneben ist für die Schmelzbäder aller rissbehafteten Proben bei dieser linearen Vorschubgeschwindigkeit eine Verlängerung des hinteren, spitz zulaufenden, dreieckigen Bereiches zulasten des Bereiches mit parallelen Schmelzbadrändern festzustellen. Diese verursacht eine weitere Reduzierung des Winkels der Erstarrungsfronten, wodurch die erstarrenden Strukturen nahezu parallel in der Nahtmitte aufeinandertreffen. Der Ort der Rissinitiierung verbleibt, wie in Bild 15, Mitte und Bild 15, unten exemplarisch dargestellt, für alle Proben gegenüber den mit der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit geschweißten Proben unverändert.

60 mm/s

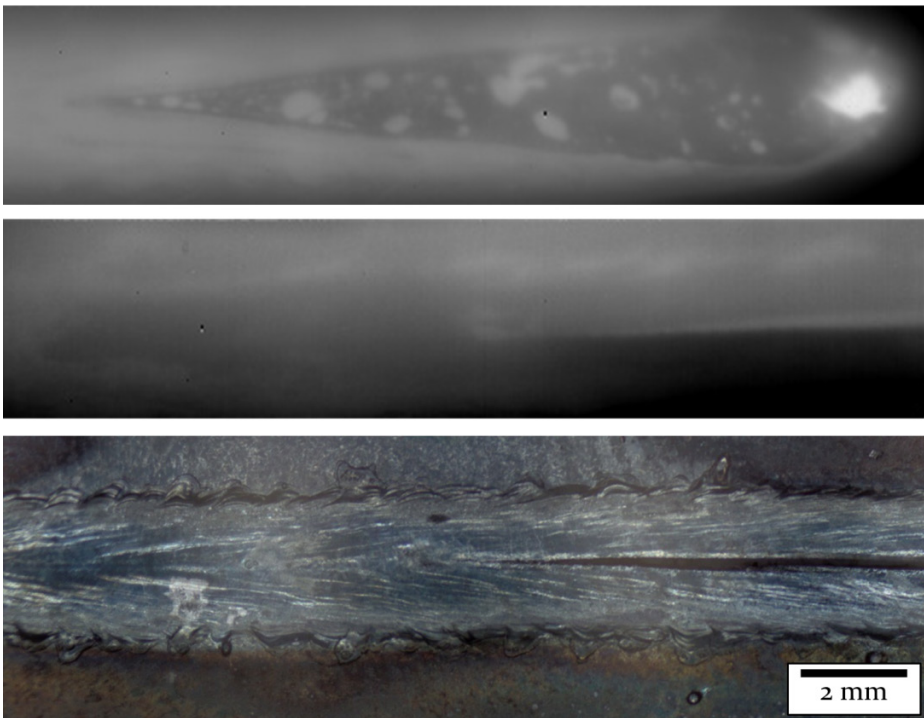


Bild 15: Oben: Einzelbild einer exemplarischen Schmelzbadgeometrie aus einer Thermografieaufnahme, Mitte: Einzelbild des im Schweißprozess entstandenen Nahtmittentrisses, Unten: Aufsicht der Schweißnaht mit Nahtmittentriss; $P = 6,00 \text{ kW}$; $v_L = 60 \text{ mm/s}$; $E = 100 \text{ J/mm}$; $d_F = 170 \text{ }\mu\text{m}$

Dementsprechend lässt sich unter qualitativen Gesichtspunkten zusammenfassend festhalten, dass für alle untersuchten linearen Vorschubgeschwindigkeiten Heißrisse vornehmlich für spitz zulaufende

Schmelzbäder mit kleinen Winkeln der Erstarrungsfronten entstehen und diese meist im Zusammenhang mit längeren und schmäleren Schmelzbädern auftreten. Im Hinblick auf die Form des Nahtquerschnittes erhöhen parallele Nahtflanken die Entstehungswahrscheinlichkeit für Nahtmittenrisse, da diese ein direktes Aufeinandertreffen der dendritischen Strukturen und die Bildung einer durchgehenden Korngrenze in der Nahtmitte provozieren. Als vorteilhaft gelten allgemein v- und x-förmige Nahtquerschnitte, durch die eine Verschiebung der verbleibenden Restschmelze von der Nahtmitte in Richtung der Blechober- beziehungsweise -unterseite erfolgt. Entgegen dieser Theorie entstehen bei einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s Nahtmittenrisse trotz ausschließlich x-förmiger Nahtquerschnitte. Ein Beispiel eines solchen Querschliffes mit der zugehörigen Formkennzahl ist in Bild 16, oben präsentiert. Dagegen ergeben sich für die mit der mittleren und höheren linearen Vorschubgeschwindigkeit geschweißten, rissbehafteten Proben zumeist Nahtquerschnitte mit annähernd parallelen Flanken.

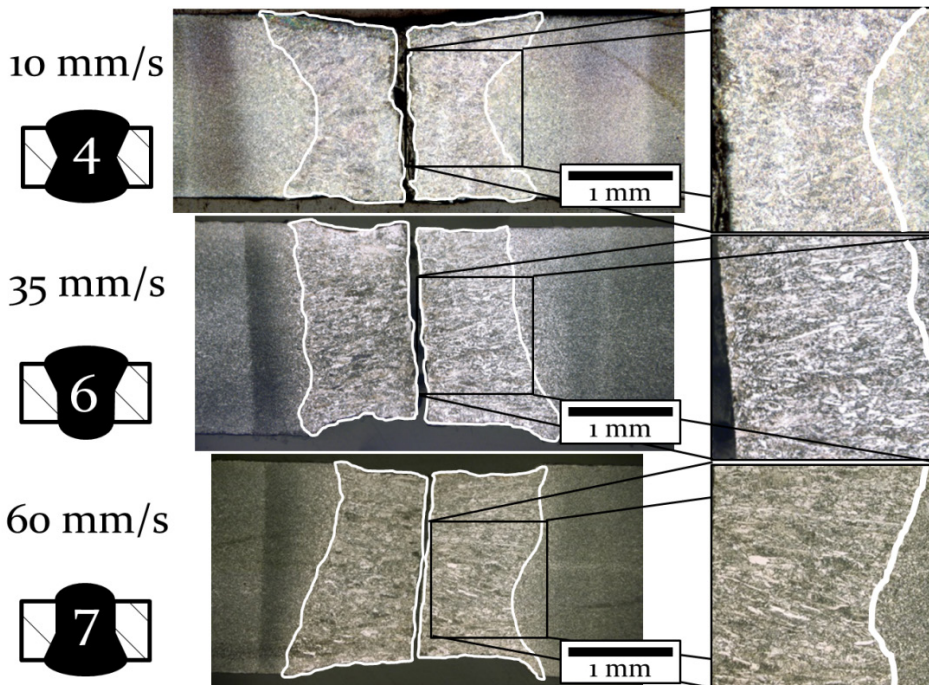


Bild 16: Exemplarische Auswahl rissbehafteter Nahtquerschnitte für verschiedene lineare Vorschubgeschwindigkeiten; $E = 100 \text{ J/mm}$

Bei einer Schwankung der Differenz der Breiten um mehr als 5 % wird entsprechend der Ausführungen in Abschnitt 4.5 die Formkennzahl beeinflusst, sodass sich für die in Bild 16, Mitte und Bild 16, unten gezeigten

Querschliffe die Formkennzahlen 6 beziehungsweise 7 ergeben. Wie aus der Vergrößerung der Geflügelbilder in Bild 16, rechts an den gestreckten Körnern zu erkennen, verläuft die Erstarrung zunächst stets senkrecht zur Schmelzlinie. Während diese für die niedrige und mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit in der Nähe der Nahtmitte keine Vorzugsrichtung mehr aufweist, ist diese für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit bis hin zur Nahtmitte zu erkennen. Im Hinblick auf die Nahtquerschnittsform ist somit zu konstatieren, dass x- beziehungsweise v-förmige Nahtquerschnitte in den vorliegenden Untersuchungen gegenüber parallelen Nahtflanken aufgrund der geringen Blechdicken (≤ 2 mm) nur eingeschränkt Vorteile im Hinblick auf die Heißrissempfindlichkeit bieten.

5.2 Quantitative Ermittlung kritischer Werte der Schmelzbadkenngrößen

Im Anschluss an die Vorstellung der den rissbehafteten Proben zugrunde liegenden Schmelzbadgeometrien und der qualitativen Beschreibung der auftretenden Effekte folgt in diesem Abschnitt die Darstellung quantitativer Ergebnisse. Zu diesem Zweck werden charakteristische Schmelzbadkenngrößen für den Fall auftretender Nahtmittenrisse aus den Thermografieaufnahmen nach der in Abschnitt 4.4 beschriebenen Vorgehensweise ermittelt. Die entsprechenden Mittelwerte der Resultate zeigt Bild 17. Demnach nehmen die Längen der Schmelzbäder für Proben mit Nahtmittenrisse mit steigender linearer Vorschubgeschwindigkeit um 60 % beziehungsweise 79 % zu, wohingegen die maximalen Breiten zunächst sinken (-16 %) und anschließend (-11 %) zunehmen. Diese Ergebnisse spiegeln sich in abgeschwächter Form auch im Verlauf der Schmelzbadflächen wider, die analog zu den maximalen Schmelzbadlängen zwar stetig, aber weniger stark (24 % und 37 %) ausgeprägt ansteigen. Die Winkel der Erstarrungsfronten der Schmelzbäder, die die Entstehung von Nahtmittenrisse nach sich ziehen, nehmen mit zunehmender linearer Vorschubgeschwindigkeit sukzessive ab, sodass sich diese für die untersuchten linearen Vorschubgeschwindigkeiten zu zirka 41° , 21° und 15° ergeben.

Durch die vorgestellten quantitativen Ergebnisse werden die aus den Thermogrammen gewonnenen qualitativen Erkenntnisse aus dem vorangegangenen Abschnitt folglich bestätigt. Unter Einbeziehung des Standes der Forschung und Technik können aus diesen Erkenntnissen sowohl Maßnahmen für die Vermeidung von Heißrisse durch die Beeinflussung der Vorgänge während der Erstarrung abgeleitet werden als auch heißrisskritische Grenzwerte für die charakteristischen Schmelzbadkenngrößen

ßen definiert werden. Für Letztere stellen die ermittelten Werte der Winkel der Erstarrungsfronten für die untersuchten hochfesten Stähle somit eine untere Grenze dar. Im Gegensatz hierzu bilden die Messwerte der Schmelzbadbreiten und -flächen jeweils obere Grenzen für die Entstehung von Nahtmittenrissen. Für die Schmelzbadlängen sind die aufgezeigten Werte nicht als Grenz-, sondern als Richtwerte für die Entstehung von Heißrissen zu verstehen, da je nach Wahl einer der im Stand der Forschung und Technik aufgezeigten Strategien entweder durch eine Verringerung (Reduzierung der Dehnungen durch kleinere Schmelzbäder) oder eine Vergrößerung (Reduzierung der Dehnungsgeschwindigkeiten durch geringere Temperaturgradienten in Schweißrichtung) der Schmelzbadlänge Heißrisse vermieden werden können. Maßnahmen zur Vermeidung von Heißrissen sollten unter Berücksichtigung der auftretenden Interaktionen demnach darauf abzielen, den Winkel der Erstarrungsfronten bei konstantem Schmelzbadvolumen zu erhöhen oder die Schmelzbadfläche bei geringer Änderung des Winkels der Erstarrungsfronten zu reduzieren. Die Schmelzbadbreite erweist sich hingegen als Stellgröße in vielen Anwendungsfällen ungeeignet, da diese stets einen notwendigen Mindestwert vorweisen muss, um eine ausreichende Spaltüberbrückbarkeit (im T- oder Stumpfstoß) zu gewährleisten oder die notwendigen Anbindungsquerschnitte, die für die Verbindungen gefordert werden (Überlappstoß), erreichen zu können.

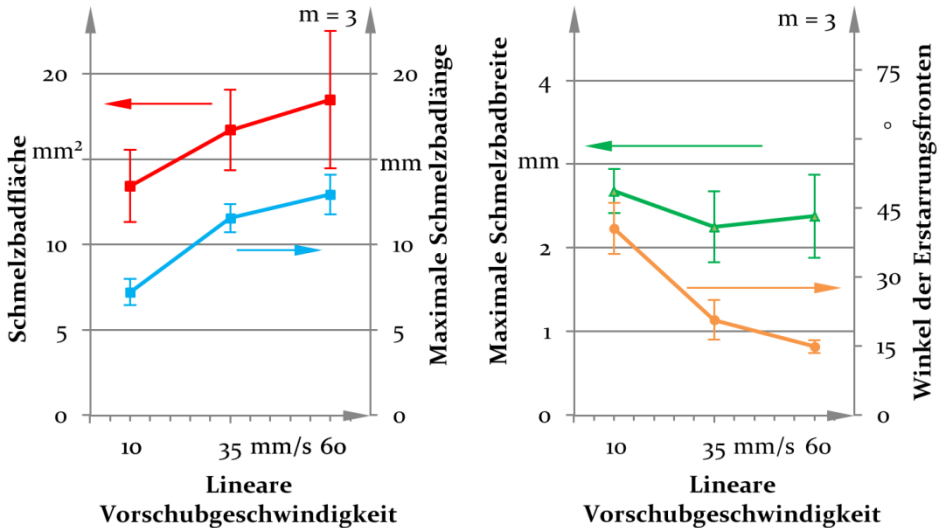


Bild 17: Charakteristische Schmelzbadkenngrößen rissbehafteter Doppeltrapezproben in Abhängigkeit der linearen Vorschubgeschwindigkeit

Zusätzlich zur Vermessung der Schmelzbadgeometrie an der Blechoberseite mithilfe der Thermografieaufnahmen werden auch die in Abschnitt 4.5 vorgestellten Kenngrößen der Nahtquerschnitte anhand von Querschliffen quantitativ erfasst. Als Resultat sind in Bild 18, links die Mittelwerte der Nahtbreiten in der Blechmitte und Nahtquerschnittsflächen rissbehafteter Schweißnähte in Abhängigkeit der linearen Vorschubgeschwindigkeit dargestellt. In Übereinstimmung mit den in Bild 16 gezeigten Querschnittsbildern nimmt die Nahtbreite in der Blechmitte bei einer Erhöhung der linearen Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s auf 35 mm/s um 49 % und bei einer weiteren Steigerung auf 60 mm/s um 11 % zu. Dieses Ergebnis bildet im Wesentlichen den in Bild 16, oben und Bild 16, Mitte erkennbaren Übergang von einem x-förmigen Nahtquerschnitt in einen i-förmigen Nahtquerschnitt mit annähernd parallelen Nahtflanken ab. Dieser wird durch den darauffolgenden Rückgang der Nahtbreite in der Blechmitte für eine lineare Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/s beibehalten, da auch die Nahtbreiten an der Blechober- und -unterseite sinken. Der Verlauf der Nahtquerschnittsflächen zeichnet sich auch in einer Erhöhung der Nahtquerschnittsfläche mit steigender linearer Vorschubgeschwindigkeit ab. So steigt diese für die linearen Vorschubgeschwindigkeiten von 35 mm/s und 60 mm/s um 41 % beziehungsweise 21 %.

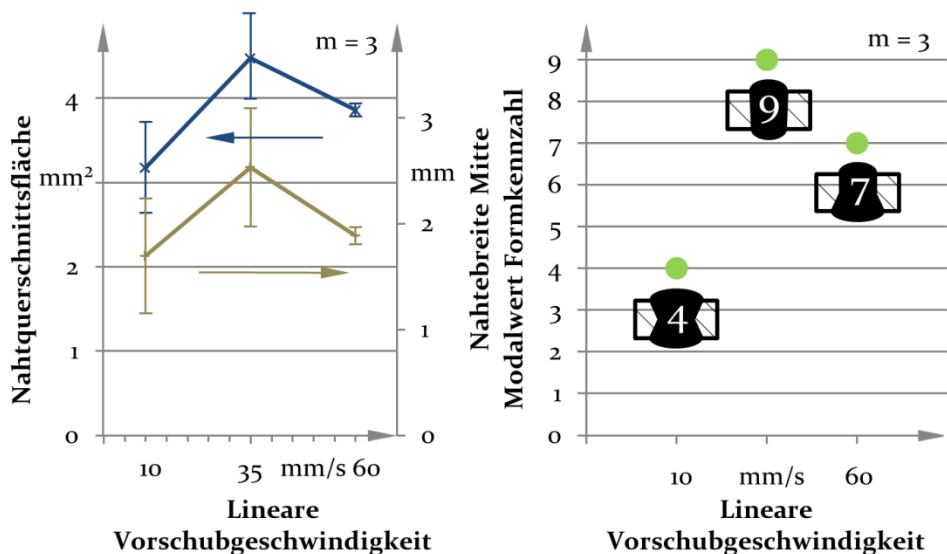


Bild 18: Charakteristische Nahtquerschnittskenngrößen rissbehafteter Doppeltrapezproben in Abhängigkeit der linearen Vorschubgeschwindigkeit

Die Modalwerte (am häufigsten auftretender Wert in einer Zahlenreihe) der Formkennzahlen für die unterschiedlichen linearen Vorschubge-

schwindigkeiten zeigt Bild 18, rechts. Demnach ergeben sich, wie bereits in Bild 16 exemplarisch aufgezeigt, für alle rissbehafteten Proben, die mit einer linearen Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s geschweißt werden, x-förmige Nahtquerschnitte (F: 4), wohingegen sich für eine Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/s für zwei von drei Proben die Formkennzahl 7 einstellt. Für die rissbehafteten Proben, die mit der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit geschweißt werden, ergeben sich aufgrund der höheren Nahtbreiten in der Blechmitte am häufigsten Querschnitte mit der Formkennzahl 9.

Zwar geht aus den in Bild 16 und Bild 18 gezeigten Ergebnissen hervor, dass die Entstehung von Nahtmittenrissen vor allem bei der niedrigen linearen Vorschubgeschwindigkeit nicht vollständig durch x- beziehungsweise v-förmige Nahtquerschnitte vermieden werden kann, jedoch sollten Maßnahmen zur Vermeidung von Heißrissen durch eine Veränderung der Gefügemorphologie für die mittlere und höhere lineare Vorschubgeschwindigkeit trotzdem auf die Erzeugung v- beziehungsweise x-förmiger Nahtquerschnitte abzielen. Darüber hinaus sind unter Festigkeitsgesichtspunkten der Verbindungen weitere Randbedingungen zu berücksichtigen. So führen beispielsweise schmale Nahttaillen x-förmiger Nahtquerschnitte zu einer Erhöhung der Gefahr für Flankenbindefehler im Stumpfstoß und zu einer Reduzierung des Anbindungsquerschnittes im Überlappstoß.

Eine Übersicht der Mittelwerte der an der Oberfläche gemessenen Risslängen liefert Bild 19, links. Dabei wird die Länge der auftretenden Risse, wie in Abschnitt 2.2.6 beschrieben, häufig mit der Heißrissempfindlichkeit gleichgesetzt, wobei größere Risslängen äquivalent zu einer höheren Heißrissempfindlichkeit sind [12]. Dem folgend ergeben sich die höchsten Heißrissempfindlichkeiten für eine lineare Vorschubgeschwindigkeit von 35 mm/s, gefolgt von 60 mm/s und 10 mm/s, sodass trotz hoher Dehnungsgeschwindigkeiten bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit nicht die längsten Nahtmittenrisse vorliegen. Bild 19, rechts zeigt Aufsichten repräsentativer Nahtmittenrisse für die jeweiligen linearen Vorschubgeschwindigkeiten. Während Risse bei der linearen Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/s und vor allen bei 10 mm/s in nahezu allen Fällen Längen zwischen 20 mm und 30 mm aufweisen, reichen diese für die mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit teilweise bis in den Endkrater der Schweißnaht.

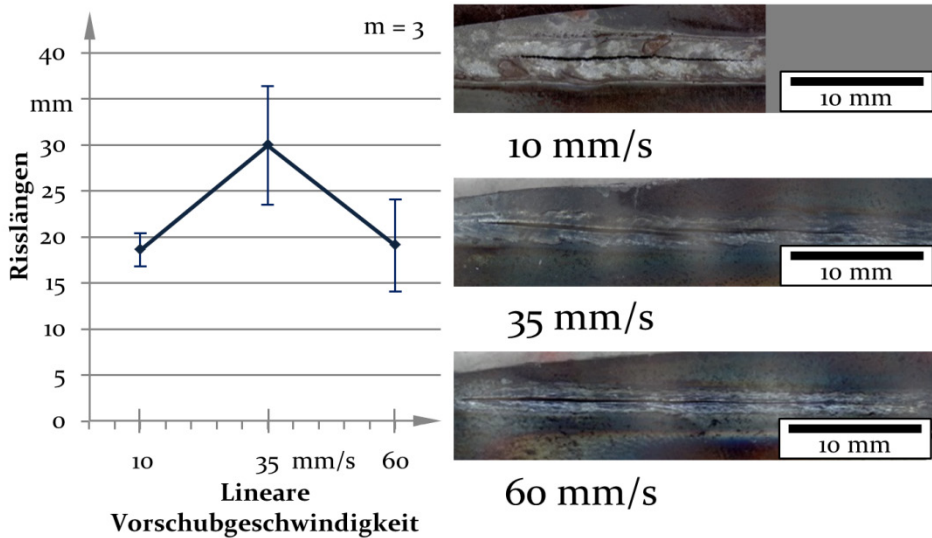


Bild 19: Längen der in den Doppeltrapezproben entstandenen Nahtmittenrisse in Abhängigkeit der linearen Vorschubgeschwindigkeit

Nach der Erläuterung des Einflusses der Schmelzbadgeometrie auf die Entstehung von Nahtmittenrissen und der Ermittlung der kritischen Grenzwerte für die charakteristischen Schmelzbadkenngrößen wird im folgenden Kapitel untersucht, inwiefern sich Letztere durch eine überlagerte Strahloszillation beeinflussen lassen.

6 Eignung der Strahloszillation zur Manipulation der Schmelzbadgeometrie

Im Gegensatz zum konventionellen Laserstrahlschweißen ohne Strahloszillation stehen beim Schweißen mit Strahloszillation durch die überlagerte Bewegungskomponente deutlich mehr Parameter zur Verfügung, um Einfluss auf die Schmelzbadgeometrie zu nehmen. Für eine gezielte Einflussnahme auf die charakteristischen Schmelzbadkenngrößen und die Gefügestruktur bedarf es jedoch detaillierter Kenntnisse über die Auswirkungen der einzelnen Oszillations- und Prozessparameter sowie über auftretende Interaktionen zwischen diesen. Infolgedessen werden im vorliegenden Kapitel zunächst der Einfluss der Oszillationsparameter, anschließend die Wirkung der Prozessparameter und abschließend Änderungen, die sich aufgrund eines Wechsel des Versuchswerkstoffes ergeben, experimentell analysiert. Auf Basis der Ergebnisse dieser Analyse wird in den einzelnen Abschnitten auch evaluiert, inwiefern sich die jeweiligen Oszillations- und Prozessparameter für die Umsetzung der drei in Kapitel 5 identifizierten Strategien zur Vermeidung von Heißrissen durch eine Manipulation der Schmelzbadgeometrie eignen. Den dort formulierten Strategien zufolge sinkt die Heißrissgefahr zum einen durch einen flacheren Temperaturgradienten in Schweißrichtung, also der Verlängerung der Schmelzbäder (fortan Strategie 1), und der damit verbundenen Reduzierung der Abkühlgeschwindigkeit und Dehnraten. Zum anderen verhindert ein größerer Winkel der Erstarrungsfronten (fortan Strategie 2) ein direktes Aufeinandertreffen der erstarrenden Gefügestrukturen in der Nahtmitte und verringert damit die Gefahr für Nahtmittensrisse. Zuletzt bietet eine Verringerung der Schmelzbadfläche beziehungsweise Nahtquerschnittsfläche (fortan Strategie 3) die Möglichkeit, die während der Abkühlung und Erstarrung auftretenden Dehnungen und damit auch die Gefahr für Heißrisse zu reduzieren. Im Hinblick auf die Gefügemorphologie sind x-förmige Nahtquerschnitte mit feinkörnigem Gefüge in den Nähten erstrebenswert, deren Wachstumsrichtungen möglichst in Richtung der Blechober- und -unterseite hin abgelenkt sind.

6.1 Einfluss der Oszillationsparameter

Während des Laserstrahlschweißens mit Strahloszillation bestimmen die Oszillationsparameter maßgeblich die Trajektorie, auf der sich der Laserstrahl bewegt, und damit auch die Interaktionsfläche zwischen Strahl und

Material, über die die Energie in den Werkstoff übertragen wird. Im Einzelnen ergibt sich die Trajektorie aus der Wahl der Oszillationsfigur, -amplitude und -frequenz, weshalb der Einfluss dieser Parameter in den folgenden Abschnitten sukzessive untersucht wird.

6.1.1 Oszillationsfigur

Im Vergleich der Oszillationsparameter besitzt die Oszillationsfigur den größten Einfluss auf die Trajektorie und damit auch auf die Energieverteilung im Prozess. So folgt beispielsweise aus einer kreisförmigen Oszillation nach [161] eine Akkumulation der Energie in den Außenbereichen der bestrahlten Fläche. Darüber hinaus treten vor allem bei nicht harmonischen Oszillationsfiguren wie beispielsweise Zickzack- oder Sägezahnfiguren häufig Eckpunkte auf, an denen die Bahngeschwindigkeit für kurze Zeit den Wert null annimmt und der Prozess in der Blechebene somit zunächst stark abgebremst und anschließend wieder beschleunigt wird. Im Gegensatz dazu tritt bei harmonischen Oszillationsfiguren typischerweise kein Nulldurchgang der Bahngeschwindigkeit auf, weshalb oftmals geringere Beschleunigungswerte erreicht werden. Für die Analyse des Effektes dieses Phänomens auf die in Abschnitt 5.2 dargestellten charakteristischen Schmelzbadkenngrößen werden im Rahmen der Arbeit die in Abschnitt 4.3 eingeführten harmonischen und nicht harmonischen Oszillationsfiguren untersucht. Zusätzlich werden im vorliegenden Abschnitt auch Schmelzbäder des konventionellen Prozesses im fokussierten ($d_F = 170 \mu\text{m}$) und defokussierten Zustand ($d_F = 170 \mu\text{m}$, $h_{\text{defok}} = +6 \text{ mm}$, $d_O = 600 \mu\text{m}$) betrachtet, um den generellen Einfluss der Strahloszillation auf die charakteristischen Schmelzbadkenngrößen identifizieren zu können.

In diesem Zusammenhang zeigt sich unabhängig von der Oszillationsfigur für alle im Rahmen der Arbeit erzeugten Schmelzbäder, dass sich diese, wie in Bild 20 gezeigt, in zwei Bereiche aufteilen lassen. So nimmt die überlagerte Strahloszillation im vorderen Bereich der Schmelzbäder direkt Einfluss auf deren Form, während sich die Geometrie des hinteren Bereichs der Schmelzbäder nur indirekt durch die Oszillation verändert. Die Größe der Bereiche und deren Verhältnis weisen eine starke Abhängigkeit von der linearen Vorschubgeschwindigkeit auf. Dementsprechend nehmen Größe und Anteil des indirekt von der Oszillation beeinflussten Bereiches mit zunehmender linearer Vorschubgeschwindigkeit ab. Aus diesem Grund erfolgt die separate Beschreibung der Ergebnisse zur Manipulation der Schmelzbadgeometrie durch Strahloszillation in den

folgenden Abschnitten für jede der drei untersuchten linearen Vorschubgeschwindigkeiten.

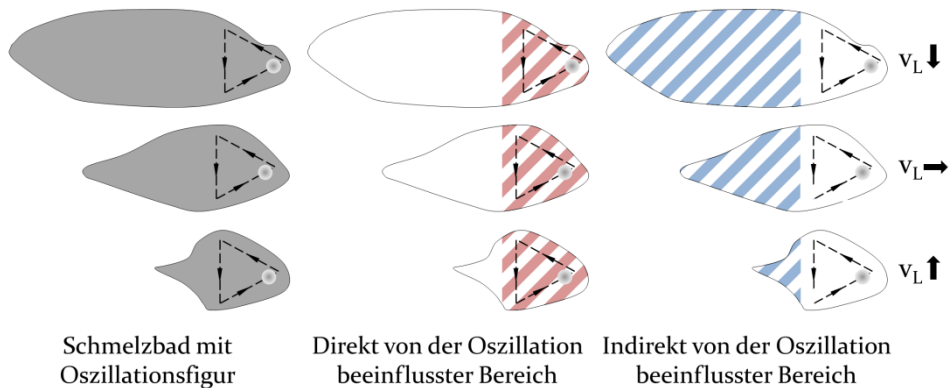


Bild 20: Schematische Darstellung der Schmelzbadformen für verschiedene lineare Vorschubgeschwindigkeiten und Abgrenzung der direkt und indirekt von der Oszillation beeinflussten Schmelzbadbereiche für die mit einer dreieckigen Oszillationsfigur erzeugten Schmelzbäder

Der Rückgang des direkt von der Oszillation beeinflussten Bereiches ist auch im Vergleich von Bild 21, Bild 22 und Bild 23 zu erkennen, in denen die Schmelzbadform an der Oberfläche am Beispiel von charakteristischen Einzelbildern aus den Thermogrammen für jeweils eine der drei untersuchten linearen Vorschubgeschwindigkeiten und verschiedene Oszillationsfiguren abgebildet ist. Da der direkt von der Oszillation beeinflusste Bereich im Vergleich zur Gesamtschmelzbadfläche für die geringste lineare Vorschubgeschwindigkeit verhältnismäßig klein ausfällt, lassen sich zwischen den mit verschiedenen Oszillationsfiguren erzeugten Schmelzbädern in Bild 21 tendenziell eher geringere Unterschiede feststellen. So wird beispielsweise mit der Oszillationsfigur Zickzack ein geringfügig breiteres Schmelzbad mit einem größeren Winkel der Erstarrungsfronten erzielt. Demgegenüber ergeben sich für die Oszillationsfiguren Sägezahn, Kreis und stehende 8 Schmelzbäder mit leicht verlängerten parallelen Schmelzbadrändern, bevor diese im Erstarrungsbereich ebenfalls spitz zulaufen. Für die beiden ohne Oszillation als Referenz geschweißten Proben entsteht für den defokussierten Prozess aufgrund der geringen Intensität ($3,2 \text{ kW/mm}^2$) ein deutlich kleineres Schmelzbad als für den fokussierten Prozess, für den sich durch die Kombination aus geringer Bahngeschwindigkeit und höherer Intensität ($39,7 \text{ kW/mm}^2$) ein größeres Schmelzbad ausbildet.

Die anhand der Einzelbilder in Bild 21 getroffene qualitative Beurteilung der mit der niedrigsten linearen Vorschubgeschwindigkeit produzierten

Schmelzbäder wird durch die geringe Varianz der quantitativen Ergebnisse für die charakteristischen Schmelzbadkenngrößen bei $v_L = 10 \text{ mm/s}$ in den Diagrammen in Bild 24 und Bild 25 bestätigt. Auf diese wird im Folgenden noch detaillierter eingegangen.

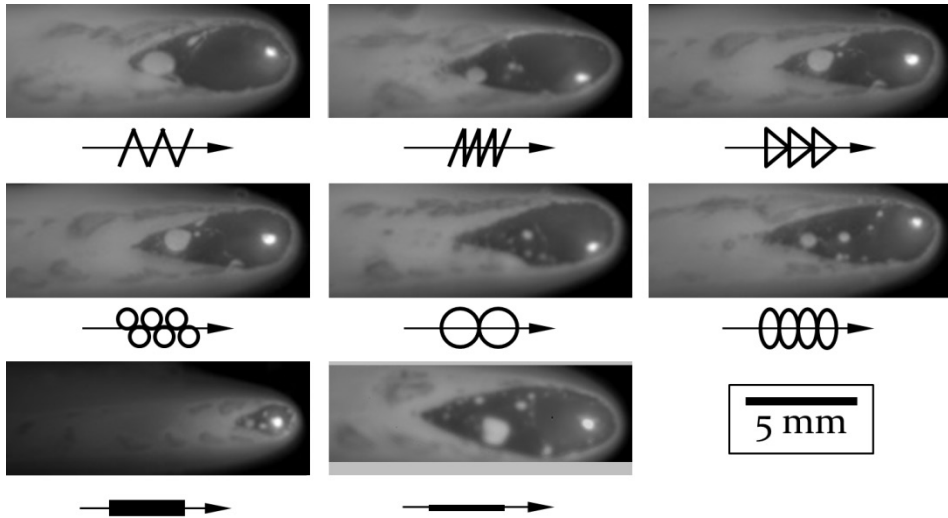


Bild 21: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsfiguren, $P = 0,90 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, $v_L = 10 \text{ mm/s}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \mu\text{m}$, Prozesse mit Oszillation: $A = 0,50 \text{ mm}$, $f = 40 \text{ Hz}$, Fig. (von l. o. nach r. u.): Zickzack, Sägezahn, Dreieck, Liegende 8; Stehende 8, Kreis; untere Zeile: keine Oszillation, links: Linie defokussiert ($d_O = 600 \mu\text{m}$; $h_{\text{defok}} = +6 \text{ mm}$), Mitte: Linie im Fokus

Wie in den Ausführungen zu Bild 20 erläutert, zieht eine Erhöhung der linearen Vorschubgeschwindigkeit auf 35 mm/s auch eine Vergrößerung des direkt von der Oszillation beeinflussten Bereiches nach sich. Dies wird durch die charakteristischen Einzelbilder aus den Thermogrammen der bei dieser linearen Vorschubgeschwindigkeit erzeugten Schmelzbäder in Bild 22 bestätigt. Infolgedessen ist im Vergleich zur niedrigsten linearen Vorschubgeschwindigkeit eine deutlich höhere Abhängigkeit der Schmelzbäder von der jeweiligen Oszillationsfigur zu konstatieren. So verursachen beispielsweise die Oszillationsfiguren Dreieck und stehende 8 aufgrund ihrer größeren Ausdehnung in Schweißrichtung eine Verlängerung der Schmelzbäder, die sich darüber hinaus auch in einer Vergrößerung der Schmelzbadfläche äußert. Ein gegenteiliger Effekt stellt sich wegen der geringeren Ausdehnung in Schweißrichtung für die Oszillationsfiguren Zickzack und Kreis ein. Beides lässt sich auch auf Basis der quantitativen Ergebnisse für die charakteristischen Schmelzbadkenngrößen in Bild 24 und Bild 25 nachvollziehen. Da die Breiten der mit Oszillation erzeugten Schmelzbäder für die mittlere lineare Vorschubgeschwin-

digkeit weitestgehend unabhängig von der jeweiligen Oszillationsfigur konstant bleiben, verhält sich der Winkel der Erstarrungsfronten im Wesentlichen invers zu den bereits diskutierten Schmelzbadlängen. So ergeben sich sowohl in den Einzelbildern aus den Thermogrammen in Bild 22 als auch in den quantitativen Messergebnissen in Bild 25 die größten Winkel der Erstarrungsfronten für die Oszillationsfiguren Sägezahn und Zickzack, wohingegen die geringsten Werte für die Oszillationsfigur stehende 8 erzielt werden. Diesem Trend entgegen steht die Oszillationsfigur Dreieck, für die sich bei der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit mit Abstand die größten und längsten Schmelzbäder einstellen, wohingegen sich deren Winkel der Erstarrungsfronten im Mittelfeld bewegen.

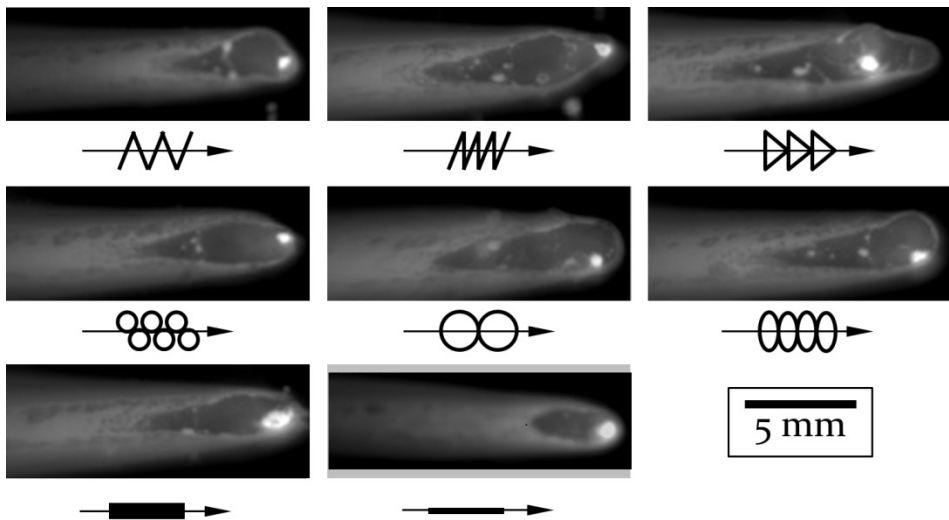


Bild 22: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsfiguren, $P = 3,15 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, $v_L = 35 \text{ mm/s}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \mu\text{m}$, Prozesse mit Oszillation: $A = 0,50 \text{ mm}$, $f = 40 \text{ Hz}$, Fig. (von l. o. nach r. u.): Zickzack, Sägezahn, Dreieck, Liegende 8, Stehende 8, Kreis; untere Zeile: keine Oszillation, links: Linie defokussiert ($d_O = 600 \mu\text{m}$; $h_{\text{defok}} = +6 \text{ mm}$), Mitte: Linie im Fokus

Die Schmelzbäder der ohne Oszillation geschweißten Proben unterscheiden sich ebenfalls deutlich von denen mit der geringsten linearen Vorschubgeschwindigkeit geschweißten Pendants. Die Hauptursache hierfür liegt in der zur Gewährleistung einer konstanten Streckenenergie notwendigen Erhöhung der Laserleistung und damit auch der Intensität um den Faktor 3,5. In der Folge nimmt die Neigung der Dampfkapillare trotz steigender linearer Vorschubgeschwindigkeit ab und der Anteil der durch die Dampfkapillare transmittierten Laserstrahlung steigt, sodass die

Schmelzbadflächen und -längen im Vergleich zu den mit Oszillation erzeugten Schmelzbädern geringer ausfallen. Insbesondere die hohe Intensität ($138,8 \text{ kW/mm}^2$) für die im Fokus geschweißten Proben geht mit einem sehr kleinen, elliptischen Schmelzbad einher, dessen Winkel der Erstarrungsfronten, wie auch in Bild 25 zu erkennen, deutlich über den Winkeln der Erstarrungsfronten der übrigen Schmelzbäder liegt. Daneben verursacht das Fehlen der überlagerten Strahlbewegung quer zur Schweißrichtung schmalere Schmelzbäder in den ohne Oszillation geschweißten Versuchen. Wie von [186] und [193] beschrieben, verbessert sich im Umkehrschluss die Energieeffizienz durch die Anwendung von Strahloszillation im Vergleich zum konventionellen Prozess.

Für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit erstreckt sich der direkt von der Oszillation beeinflusste Bereich, wie in Bild 20 dargestellt, nahezu über das gesamte Schmelzbad, wodurch sich die für die mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit aufgezeigten Ausprägungen für die Schmelzbadflächen und -längen verstärken. Dementsprechend entstehen die längsten und größten Schmelzbäder, wie in Bild 23 dargestellt, auch für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit durch die Anwendung der Oszillationsfiguren mit der größten Ausdehnung in Schweißrichtung: Dreieck und stehende 8.

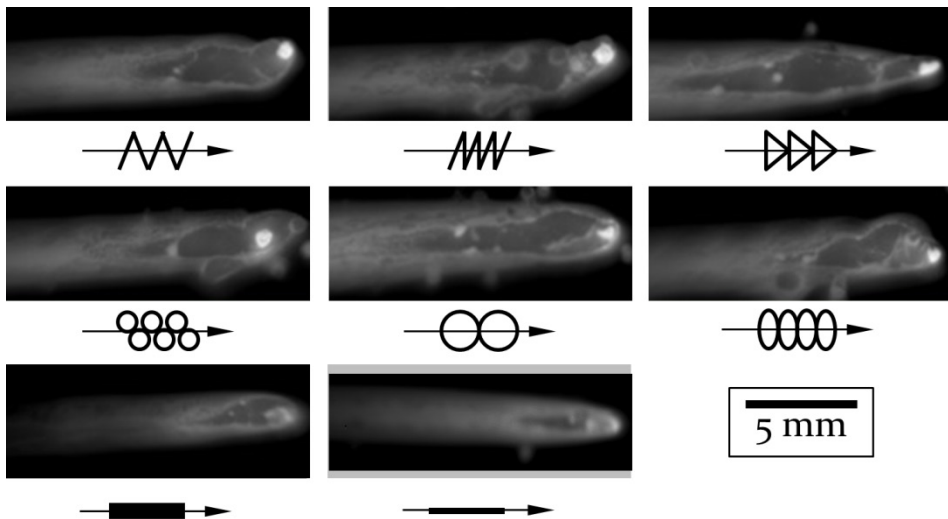


Bild 23: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsfiguren, $P = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, $v_L = 60 \text{ mm/s}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \text{ µm}$, Prozesse mit Oszillation: $A = 0,50 \text{ mm}$, $f = 40 \text{ Hz}$, Fig. (von l. o. nach r. u.): Zickzack, Sägezahn, Dreieck, Liegende 8; Stehende 8, Kreis; untere Zeile: keine Oszillation, links: Linie defokussiert ($d_0 = 600 \text{ µm}$; $h_{\text{defok}} = +6 \text{ mm}$), Mitte: Linie im Fokus

Im Gegensatz dazu zieht die Oszillationsfigur Kreis, in Analogie zur mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit, die kleinsten, schmalsten und kürzesten Schmelzbäder nach sich. Diese Erkenntnisse stehen in Einklang mit den quantitativen Messergebnissen für die Winkel der Erstarrungsfronten in Bild 25, die zwar auf annähernd gleichem Niveau liegen, jedoch für die Oszillationsfiguren Dreieck und stehende 8 tendenziell kleiner und für die Oszillationsfigur Kreis tendenziell größer ausfallen.

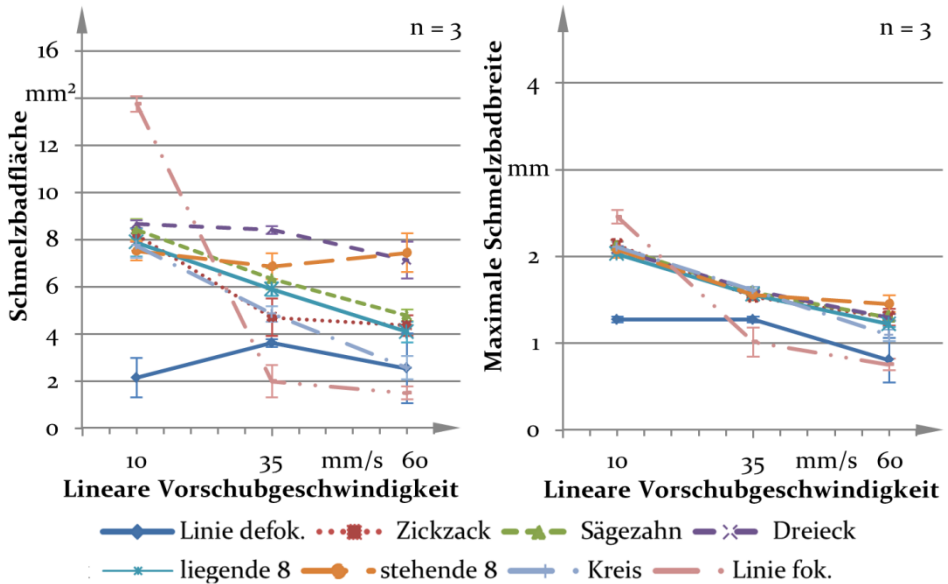


Bild 24: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsfiguren ermittelte Schmelzbadflächen und -breiten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, Prozesse mit Oszillation: $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Linie defokussiert: $d_O = 600$ μ m; $h_{defok} = +6$ mm

Für die ohne Oszillation geschweißten Schmelzbäder ist zu bemerken, dass durch die weitere Steigerung der Laserleistung und Intensität und die damit verbundenen erhöhten Verluste durch Transmission durch die Dampfkapillare die Flächen, Breiten und Längen der Schmelzbäder weiter abnehmen. Im Gegensatz zur mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit gilt dies auch für die mit defokussiertem Laserstrahl ($19,1$ kW/mm²) erzeugten Schmelzbäder, wodurch der Winkel der Erstarrungsfronten, wie auch Bild 25 zu entnehmen, in etwa auf das Niveau der mit Oszillation erzeugten Schmelzbäder absinkt. Eine weitere charakteristische Eigenschaft der Schweißprozesse mit Oszillation bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit ist eine deutliche Zunahme der Anzahl und Größe der Schweißspritzer, die auch auf einigen Einzelbildern der

Thermogramme in Bild 23 zu sehen sind und auf deren Entstehung und Bedeutung in Abschnitt 6.1.3 ausführlicher eingegangen wird.

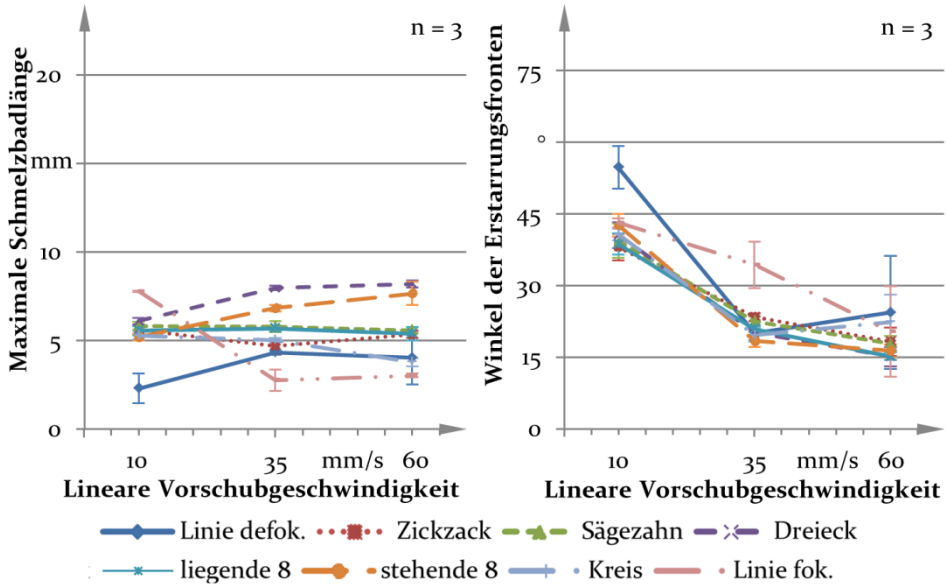


Bild 25: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsfiguren ermittelte Schmelzbadlängen und Winkel der Erstarrungsfronten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, Prozesse mit Oszillation: $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Linie defokussiert: $d_O = 600$ μ m; $h_{defok} = +6$ mm

Eine konsolidierte Zusammenfassung der Bedeutung der bisher vorgestellten Ergebnisse zur Manipulation der Schmelzbadgeometrie an der Oberfläche im Hinblick auf die drei Strategien zur Vermeidung von Heißrissen enthält Tabelle 6. Demzufolge eignet sich zur Reduzierung des Temperaturgradienten in Schweißrichtung (Strategie 1) unter den Oszillationsfiguren insbesondere die Figur Dreieck, während sich die zu bevorzugenden Figuren für die übrigen beiden Strategien in Abhängigkeit der linearen Vorschubgeschwindigkeit unterscheiden.

Tabelle 6: Für die Umsetzung der drei Strategien zu Vermeidung von Heißrissen geeignete Oszillationsfiguren, identifiziert aus den Thermografieaufnahmen

	$v_L = 10$ mm/s	$v_L = 35$ mm/s	$v_L = 60$ mm/s
Strategie 1			
Strategie 2			
Strategie 3			

Wie in Kapitel 3 und 5 sowie zu Beginn dieses Kapitels beschrieben, spielen neben Schmelzbadgeometrie an der Oberfläche auch die Form des Schmelzbades in Tiefenrichtung und die entstandene Gefügemorphologie eine wesentliche Rolle für die Vermeidung von Heißrissen. Zur Bewertung dieser Charakteristika wird der Einfluss der Oszillationsfigur im Folgenden durch Querschliffe analysiert. Die Präsentation der Ergebnisse untergliedert sich ebenfalls anhand der drei untersuchten linearen Vorschubgeschwindigkeiten. Zu Beginn sind in Bild 26 die Querschliffe für die niedrigste, in Bild 27 für die mittlere und in Bild 28 für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit für verschiedene Oszillationsfiguren abgebildet.

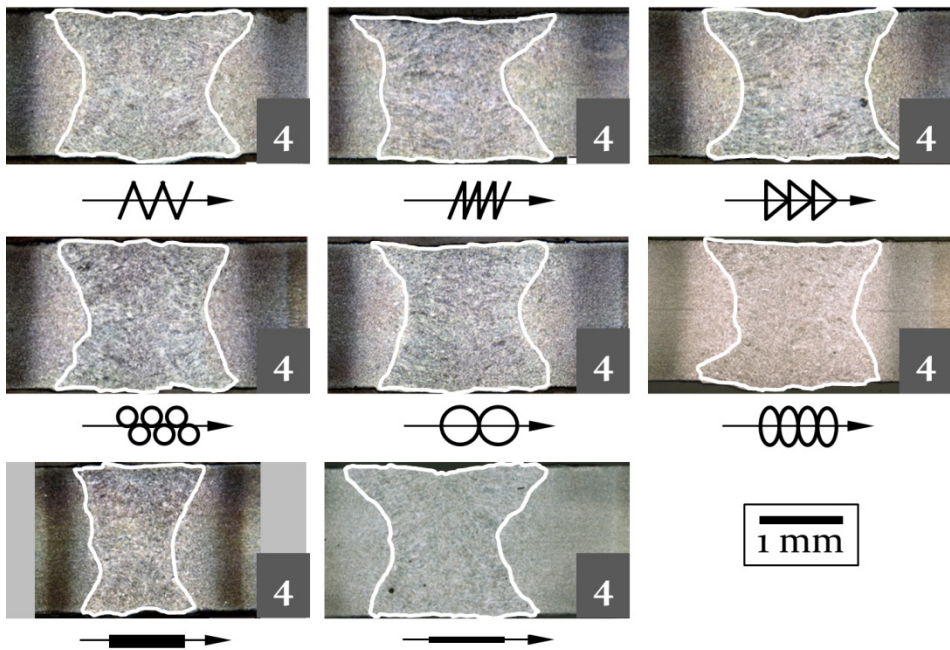


Bild 26: Querschliffe der mit verschiedenen Oszillationsfiguren erzeugten Schweißnähte, $P = 0,90$ kW, $E = 90$ J/mm, $v_L = 10$ mm/s, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μm , Prozesse mit Oszillation: $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig. (von l. o. nach r. u.): Zickzack, Sägezahn, Dreieck, Liegende 8; Stehende 8, Kreis; untere Zeile: keine Oszillation; links: Linie defokussiert ($d_O = 600$ μm ; $h_{\text{defok}} = +6$ mm), Mitte: Linie im Fokus

Im Vergleich der mit Strahloszillation geschweißten Nähte lassen sich für die niedrigste lineare Vorschubgeschwindigkeit keine signifikanten Unterschiede im Hinblick auf die Nahtform oder die Ausrichtung der Kornstruktur identifizieren. So entstehen durchweg x-förmige Querschnitte (F: 4), für die die Wachstumsrichtung der Körner zur Nahtmitte hin zur Blechober- und -unterseite abgelenkt ist. Auch die Korngrößen in den

einzelnen Nähten unterscheiden sich nur marginal. Die Ursache für den geringen Einfluss der Oszillationsfigur bei dieser Vorschubgeschwindigkeit liegt, wie in Bild 20 aufgezeigt, in der kleinen Größe des direkt von der Oszillation beeinflussten Bereiches im Vergleich zur gesamten Schmelzbadgröße. Hierdurch können durch Wärmeleitung induzierte Energieausgleichsprozesse noch vor der Erstarrung stattfinden, sodass sich die Nahtquerschnitte nur unwesentlich unterscheiden.

Im Gegensatz dazu erreichen die ohne Oszillation mit defokussiertem Strahl geschweißten Nähte, wie auch die quantitativen Messergebnisse in Bild 29 bestätigen, nur geringere Nahtquerschnittsflächen sowie geringere Nahtbreiten in der Blechmitte. Letzteres ist auch für die ohne Oszillation mit fokussiertem Strahl geschweißten Nähte festzustellen, wodurch sich in diesem Fall stärker taillierte Querschnitte ergeben. Die Korngröße bleibt von den Änderungen der Nahtquerschnittsform im Wesentlichen unberührt.

Die Querschliffe der mit der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit geschweißten Nähte in Bild 27 unterscheiden sich trotz gleicher Formkennzahl ($F: 4$) deutlich von Querschnitten in Bild 26. Neben einer allgemein kleineren Nahtquerschnittsfläche und Nahtbreite in der Blechmitte lassen sich auch Unterschiede zwischen den Oszillationsfiguren detektieren, die auf die Vergrößerung des direkt von der Oszillation beeinflussten Bereiches der Schmelzbadfläche zurückzuführen sind. So entstehen für die Oszillationsfiguren Zickzack und liegende 8 kleinere Nahtquerschnitte als für die übrigen Oszillationsfiguren, was sich im Fall der Oszillationsfigur Zickzack auch in einem asymmetrischen Nahtquerschnitt und einer geringeren Nahtbreite in der Blechmitte äußert. Analog zu den zu Beginn des Abschnittes diskutierten Schmelzbadflächen weisen die ohne Oszillation geschweißten Nähte im Fall des defokussierten Prozesses größere und im Fall des fokussierten Prozesses kleinere Nahtquerschnittsflächen als die mit Oszillation geschweißten Proben auf, was sich auch in den quantitativen Messergebnissen in Bild 29 widerspiegelt und auf die bereits erläuterten Ursachen (Transmission) zurückzuführen ist. Trotz der höheren Abkühlgeschwindigkeiten ist gegenüber den Querschliffen für die niedrigste lineare Vorschubgeschwindigkeit im Allgemeinen keine Änderung der Korngrößen oder Wachstumsrichtungen festzustellen.

Dies ändert sich für die in Bild 28 abgebildeten Querschliffe für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit aufgrund mehrerer Faktoren. So steigen einerseits die Abkühlgeschwindigkeiten während der Erstarrung

gegenüber den bisher analysierten Nähten weiter an, wodurch sich generell ein feineres Gefüge einstellt.

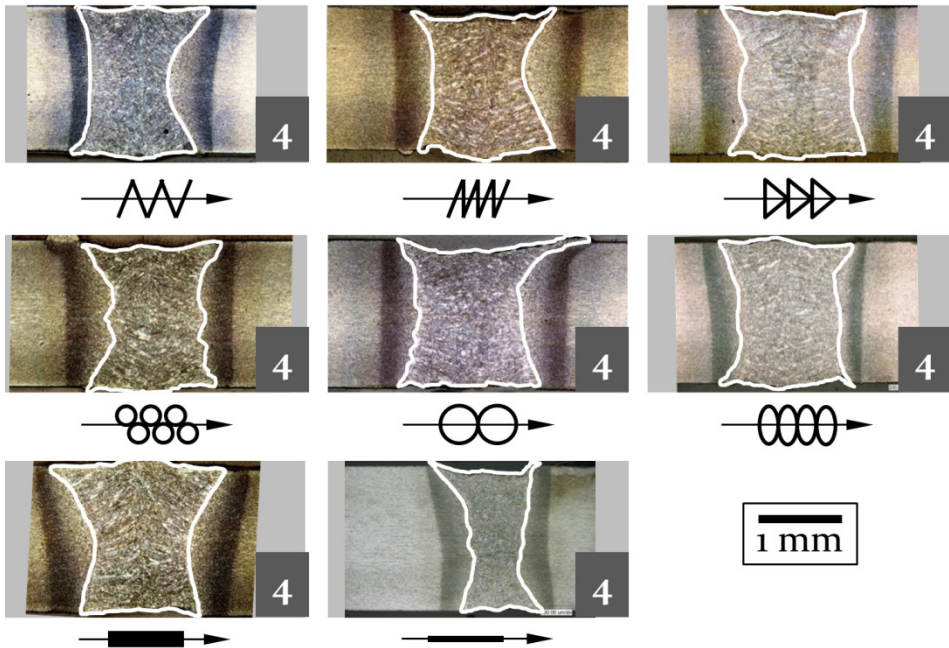


Bild 27: Querschliffe der mit verschiedenen Oszillationsfiguren erzeugten Schweißnähte, $P = 3,15 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, $v_L = 35 \text{ mm/s}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \mu\text{m}$, Prozesse mit Oszillation: $A = 0,50 \text{ mm}$, $f = 40 \text{ Hz}$, Fig. (von l. o. nach r. u.): Zickzack, Sägezahn, Dreieck, Liegende 8; Stehende 8, Kreis; untere Zeile: keine Oszillation, links: Linie defokussiert ($d_O = 600 \mu\text{m}$; $h_{\text{defok}} = +6 \text{ mm}$), Mitte: Linie im Fokus

Andererseits nimmt die Taillierung der Nahtquerschnitte unabhängig von der Oszillationsfigur weiter ab, sodass sich beispielsweise für den mit der Oszillationsfigur Sägezahn erzeugten Querschnitt die Formkennzahl 6 einstellt und sich die Wachstumsrichtung des Gefüges nicht mehr zur Blechober- beziehungsweise -unterseite hin umorientiert. Dies ist bei unveränderter Formkennzahl 4 auch für die anderen Querschliffe zu erkennen. Die Ursache für die geringere Taillierung der Nähte bei dieser linearen Vorschubgeschwindigkeit liegt in der geringeren Zeitspanne, in der umliegendes Material durch Wärmeleitung und den Wärmestau an der Blechober- und -unterseite (Übergang zur Umgebung mit geringer Wärmeleitfähigkeit) aufgeschmolzen werden kann.

Der in Bild 20 aufgezeigte hohe Anteil des direkt von der Oszillation beeinflussten Bereiches im Schmelzbad macht sich auch in den Flächen und Formen der Nahtquerschnitte bemerkbar. So verursacht die Oszillationsfigur Zickzack beispielsweise eine stark asymmetrisch ausgebildete Naht

mit einer geringen Nahtquerschnittsfläche. Die Ursache dafür liegt in hohen Verlusten durch Transmission durch die Dampfkapillare, die durch eine geringe Bahngeschwindigkeit und damit verbundene geringe Neigung der Dampfkapillare hervorgerufen werden. Geringe Nahtquerschnitte stellen sich ebenfalls für Oszillationsfiguren (z. B. liegende 8), die eine hohe Bahngeschwindigkeit bedingen, ein. In diesem Fall verursacht der Verlust von Schmelze durch Schweißspritzer, wie in Bild 28 zu erkennen, einen ausgeprägten Nahteinfall und Wurzelrückfall, wodurch der Nahtquerschnitt zurückgeht. Wie auch in Bild 29 dargestellt, sind die Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten in der Blechmitte der übrigen Figuren für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit ähnlich, wobei sich geringfügig kleinere Nahtquerschnittsflächen für die Oszillationsfigur Dreieck einstellen.

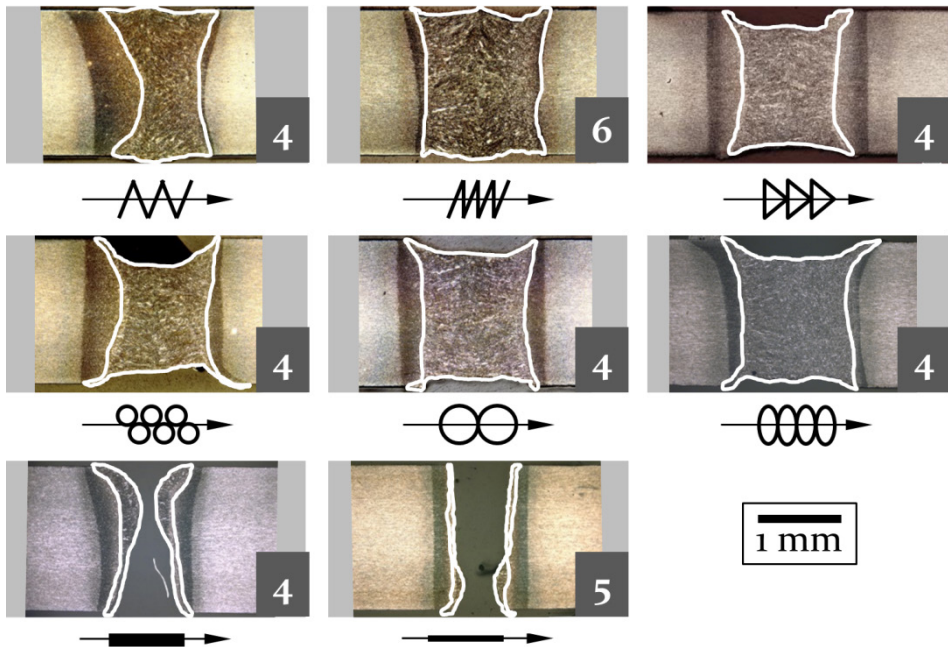


Bild 28: Querschnitte der mit verschiedenen Oszillationsfiguren erzeugten Schweißnähte, $P = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, $v_L = 60 \text{ mm/s}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \text{ }\mu\text{m}$, Prozesse mit Oszillation: A = 0,50 mm, $f = 40 \text{ Hz}$, Fig. (von l. o. nach r. u.): Zickzack, Sägezahn, Dreieck, Liegende 8; Stehende 8, Kreis; untere Zeile: keine Oszillation, links: Linie defokussiert ($d_O = 600 \text{ }\mu\text{m}$; $h_{\text{defok}} = +6 \text{ mm}$), Mitte: Linie im Fokus

Für die ohne Oszillation geschweißten Proben geht der Schweißprozess im Entnahmebereich der Querschnitte bereits zum Frontdruckschneiden über, wodurch sich annähernd parallele Flanken einstellen. Dies äußert

sich zudem in einem extremen Rückgang der Nahtquerschnittsfläche, da nahezu keine Schmelze mehr vorhanden ist.

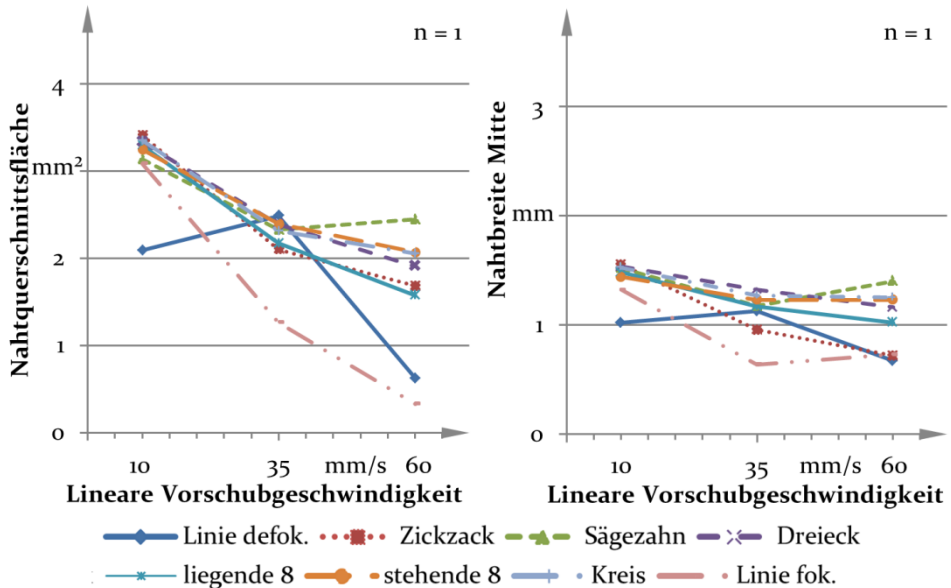


Bild 29: Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten (Blechmitte) der mit verschiedenen Oszillationsfiguren erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90 \text{ kW}$, $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $P_{60} = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \mu\text{m}$, Prozesse mit Oszillation: $A = 0,50 \text{ mm}$, $f = 40 \text{ Hz}$, Prozesse ohne Oszillation: Linie defok.: $d_O = 600 \mu\text{m}$; $h_{\text{defok}} = +6 \text{ mm}$, Linie fok.: $d_F = 170 \mu\text{m}$

Tabelle 7 beleuchtet die gewonnenen Erkenntnisse unter dem Aspekt der Vermeidung von Heißrissen und dem resultierenden Potenzial für spätere Anwendungen. Letzteres ist aufgrund der asymmetrischen Nahtquerschnitte, die sich für die untersuchten Zickzack-Figuren einstellen, eingeschränkt. Auch die weitestgehend homogene Gefügemorphologie der untersuchten Querschliffe lässt auf keine vorteilhafte Oszillationsfigur schließen.

Tabelle 7: Für die Vermeidung von Heißrissen geeignete Oszillationsfiguren, identifiziert aus den Querschliffen

	$v_L = 10 \text{ mm/s}$	$v_L = 35 \text{ mm/s}$	$v_L = 60 \text{ mm/s}$
Strategie 3			
Gefügemorphologie	kein Favorit	kein Favorit	kein Favorit
Form	kein Favorit	Asymmetrie für Zickzack	Asymmetrie für Zickzack

Dagegen kann für die Reduzierung der Nahtquerschnittsfläche jeweils ein Favorit identifiziert werden. Da die Oszillationsfigur Dreieck sowohl für die erste Strategie (Tabelle 6) als auch für die dritte Strategie (Tabelle 7) bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit als Favorit identifiziert wird und damit am geeignetsten zur Vermeidung von Heißrissen erscheint, beschränkt sich die vorliegende Arbeit in den folgenden Abschnitten für Analyse der übrigen Oszillations- und Prozessparameter ausschließlich auf die Oszillationsfigur Dreieck. Ergebnisse zur Oszillationsfigur Kreis können dem Anhang entnommen werden.

6.1.2 Oszillationsamplitude

Beim Laserstrahlschweißen mit Strahloszillation wirkt sich die Wahl der Oszillationsamplitude unmittelbar auf die Breite der Oszillationstrajektorie (siehe Skizzen im Anhang) und damit auch auf die Energieverteilung innerhalb der Fügezone aus. Hierbei führen kleine Oszillationsamplituden zu einer Akkumulation der Wärme im Bereich der Nahtmitte, wodurch das Aufschmelzen weiteren Materials an den Nahtflanken nur durch Wärmeleitung möglich ist. Währenddessen gewährleisten größere Oszillationsamplituden eine gleichmäßigere Verteilung der Energie im Schmelzbad, sodass auch die seitlichen Bereiche des Schmelzbades direkt durch den Laserstrahl erwärmt werden. Daneben nehmen mit steigender Amplitude und sonst unveränderten Parametern die Bahngeschwindigkeit, mit der der Laserstrahl über das Werkstück bewegt wird, sowie die Anzahl und Größe der entstehenden Schweißspritzer zu. Den Ausführungen in Kapitel 2 folgend, beeinflusst die Oszillationsamplitude vornehmlich die Nahtbreite, wodurch im Überlappstoß höhere Anbindungsquerschnitte erreicht werden können [21] und im Stumpfstoß die Spaltüberbrückbarkeit verbessert werden kann [22]. Für das Laserstrahlschweißen von Stahl im Automobilbau kommen typischerweise Fokusbahndurchmesser zwischen 0,6 mm und 1 mm zum Einsatz, wodurch Nahtbreiten zwischen 2 mm und 4 mm hergestellt werden können. Um diese auch im Rahmen der vorliegenden Arbeit zu erreichen, werden die drei in Abschnitt 4.3 vorgestellten Oszillationsamplituden von 0,25 mm, 0,50 mm und 0,75 mm untersucht. Diese führen zu den angestrebten Nahtbreiten und kompensieren damit den aufgrund der hohen Bahngeschwindigkeiten während der Oszillation kleiner gewählten Fokusbahndurchmesser von 170 µm.

In Analogie zum vorangegangenen Abschnitt werden die Auswirkungen einer Variation der Oszillationsamplitude zunächst an der Oberfläche der Schmelzbäder mithilfe der charakteristischen Schmelzbadkenngrößen

analysiert. Dementsprechend sind in Bild 30 repräsentative Einzelbilder aus den Thermogrammen für die drei untersuchten Oszillationsamplituden und linearen Vorschubgeschwindigkeiten dargestellt. In den Bildern ist ein deutlicher Einfluss der Oszillationsamplitude auf die maximale Schmelzbadbreite für jede der drei linearen Vorschubgeschwindigkeiten zu erkennen. Demzufolge nimmt diese mit steigender Oszillationsamplitude ebenfalls zu.

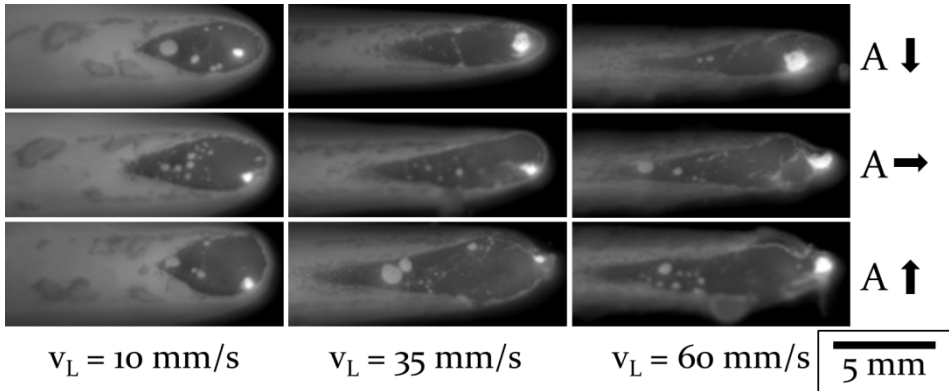


Bild 30: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsamplituden, $P_{10} = 0,90 \text{ kW}$, $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $P_{60} = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \mu\text{m}$, $f = 80 \text{ Hz}$, Fig.: Dreieck, A: obere Zeile: $0,25 \text{ mm}$, mittlere Zeile: $0,50 \text{ mm}$, untere Zeile: $0,75 \text{ mm}$

Für die geringste lineare Vorschubgeschwindigkeit geht die bereits erläuterte gleichmäßigere Energieeinbringung durch die Vergrößerung der Oszillationsamplitude mit einer Verkürzung der Schmelzbadlängen bei annähernd konstanten Schmelzbadflächen (Bild 31) einher. In diesem Zusammenhang wird der Temperaturgradient im Schmelzbad durch die gleichmäßigere Energieverteilung zwar reduziert, fällt jedoch zum festen Material hin höher aus, wodurch die Wärmeleitung in diesem Bereich ansteigt und das Schmelzbad insgesamt schneller abkühlt und im Vergleich zum Schweißen mit kleineren Oszillationsamplituden kürzer ausfällt. Als logische Konsequenz dieser Verkürzung nehmen die Winkel der Erstarrungsfronten, wie in Bild 32 dokumentiert, mit größer werdender Oszillationsamplitude ebenfalls zu.

Die beschriebenen Zusammenhänge ändern sich für die mittlere und höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit aufgrund der kürzeren Verweildauer des Schmelzbades pro ortsfestem Volumenelement. In der Folge verbleibt weniger Zeit zum Aufschmelzen des Materials an den seitlichen Schmelzbadrändern durch Wärmeleitung, wodurch sich die Schmelzbadform hauptsächlich durch die direkt durch den Laserstrahl

eingebraachte Energie einstellt. Dies verursacht einen Rückgang der Schmelzbadflächen und -längen beim Übergang von der geringsten zur mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit durch die geringere Bahngeschwindigkeit durch die geringere Bahngeschwindigkeit bei der kleinsten Amplitude. Dagegen ergeben sich für die höheren Bahngeschwindigkeiten bei größeren Oszillationsamplituden und die dadurch stärker geneigten Dampfkapillaren geringere Verluste durch Transmission durch die Dampfkapillare, sodass die Flächen und Längen für die beiden übrigen Amplituden deutlich ansteigen. Infolgedessen sinkt der Winkel der Erstarrungsfronten, wie auch durch die quantitativen Messwerte in Bild 32 belegt, für steigende Oszillationsamplituden.

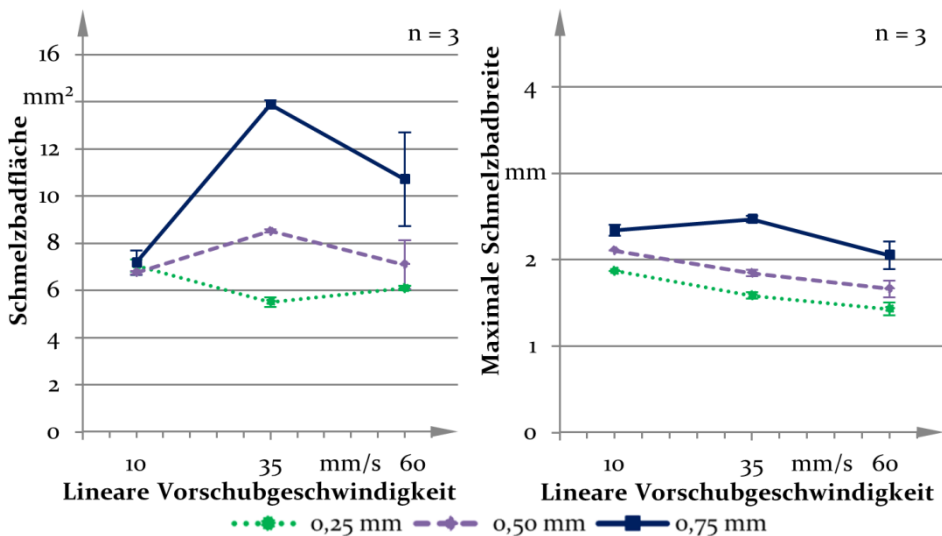


Bild 31: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsamplituden ermittelte Schmelzbadflächen und -breiten, $P_{10} = 0,90 \text{ kW}$, $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $P_{60} = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \text{ }\mu\text{m}$, $f = 80 \text{ Hz}$, Fig.: Dreieck

Die mit der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit verbundene weitere Steigerung der Bahngeschwindigkeiten bewirkt für die mittlere und größte Oszillationsamplitude einen zunehmenden Energieverlust durch großvolumige Schweißspritzer, auf deren Entstehung und Bedeutung im folgenden Abschnitt näher eingegangen wird. Infolgedessen ist ein Rückgang der Schmelzbadflächen und -längen zu beobachten, der zum Teil starken Schwankungen unterliegt, die sich an den höheren Standardabweichungen in Bild 31 und Bild 32 ablesen lassen. Durch diese Veränderungen beeinflusst die Wahl der Oszillationsamplitude bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit den Winkel der Erstarrungsfronten nur unwesentlich.

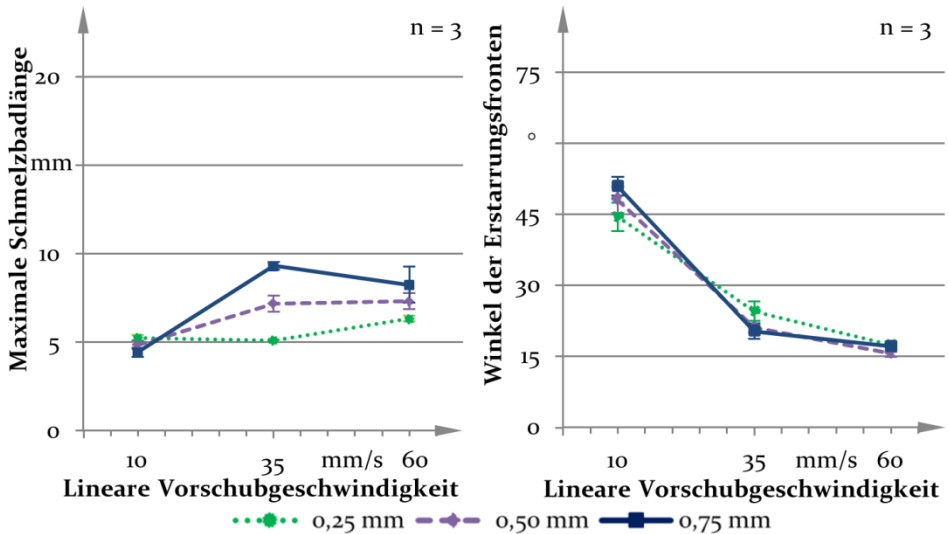


Bild 32: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsamplituden ermittelte Schmelzbadlängen und Winkel der Erstarrungsfronten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $f = 80$ Hz, Fig.: Dreieck

Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse an den Schmelzbadoberflächen enthält Tabelle 8 die im Hinblick auf die Unterdrückung von Heißrissen zu favorisierenden Oszillationsamplituden. Dem folgend eignen sich je nach gewählter Strategie und linearer Vorschubgeschwindigkeit die kleinste beziehungsweise die größte Oszillationsamplitude, um die Heißrissgefahr zu reduzieren.

Tabelle 8: Für die Umsetzung der drei Strategien zu Vermeidung von Heißrissen geeignete Oszillationsamplituden, identifiziert aus den Thermografieaufnahmen

	$v_L = 10$ mm/s	$v_L = 35$ mm/s	$v_L = 60$ mm/s
Strategie 1	0,25 mm	0,75 mm	0,75 mm
Strategie 2	0,75 mm	0,25 mm	kein Favorit
Strategie 3	kein Favorit	0,25 mm	0,25 mm

Neben den aufgezeigten Auswirkungen der Oszillationsamplitude auf die Geometrie der Schmelzbadoberflächen beeinflusst diese auch, wie in den Querschliffen in Bild 34 dargestellt, die Nahtquerschnitte und Gefügemorphologie. Für die kleinste Oszillationsamplitude ist über alle Vorschubgeschwindigkeiten hinweg wegen der konzentrierten Energieeintrags in die Schmelzbadmitte eine starke Taillierung der Nähte zu

erkennen. Diese nimmt für die größeren Oszillationsamplituden sukzessive ab, wodurch auch die Wachstumsrichtung der Körner zur Nahtmitte hin keine Ablenkung erfährt.

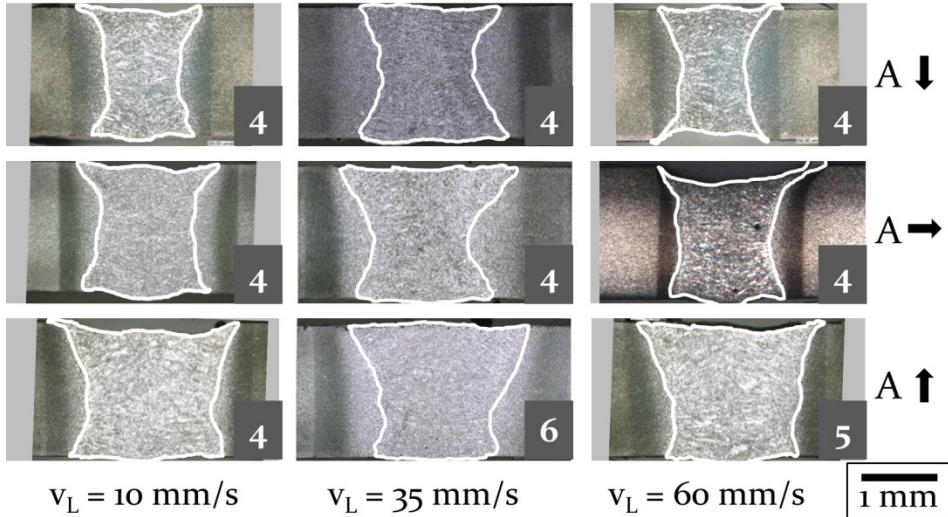


Bild 33: Querschnitte der mit verschiedenen Oszillationsamplituden erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, Fig.: Dreieck, $f = 80$ Hz, A: obere Zeile: 0,25 mm, mittlere Zeile: 0,50 mm, untere Zeile: 0,75 mm

Dem zugrunde liegt der im Vergleich zum Energieeintrag durch Wärmeleitung effizientere Energieeintrag durch die direkte Interaktion zwischen Laserstrahl und Material. Darüber hinaus wird, wie bereits in der Diskussion der Schmelzbadformen an der Oberfläche beschrieben, der Anteil der Verluste durch Transmission durch die höheren Bahngeschwindigkeiten bei größeren Oszillationsamplituden verringert. Hierdurch wachsen die Nahtbreite in der Blechmitte und die Nahtquerschnittsfläche, wie in Bild 34 gezeigt, mit steigender Amplitude ebenfalls an. Im Fall der Nahtbreite in der Blechmitte übersteigt die Sensibilität für eine Variation der Oszillationsamplitude die Auswirkungen einer abweichenden linearen Vorschubgeschwindigkeit zum Teil deutlich. Demgegenüber weisen die in Bild 34, links gezeigten Nahtquerschnittsflächen vor allem für die kleinere und mittlere Oszillationsamplituden eine stärkere Abhängigkeit von der linearen Vorschubgeschwindigkeit auf, die sich hauptsächlich durch die Zu- und Abnahme der Nahtbreiten an der Blechober- und -unterseite erklären lässt. Für die größte Oszillationsamplitude verursacht dies teilweise auch eine Änderung der Formkennzahl, sodass diese für die mittlere und hohe lineare Vorschubgeschwindigkeit die Werte 6 beziehungsweise 5 annimmt. In diesen Fällen kompensiert die Zunahme der

Nahtbreite an der Blechoberseite den Rückgang der Nahtbreite an der Blechunterseite, sodass, wie auch in Bild 34 dokumentiert, die Nahtquerschnittsflächen annähernd konstant bleiben. Die Größe der Körner bleibt von diesen Änderungen im Wesentlichen unbeeinflusst.

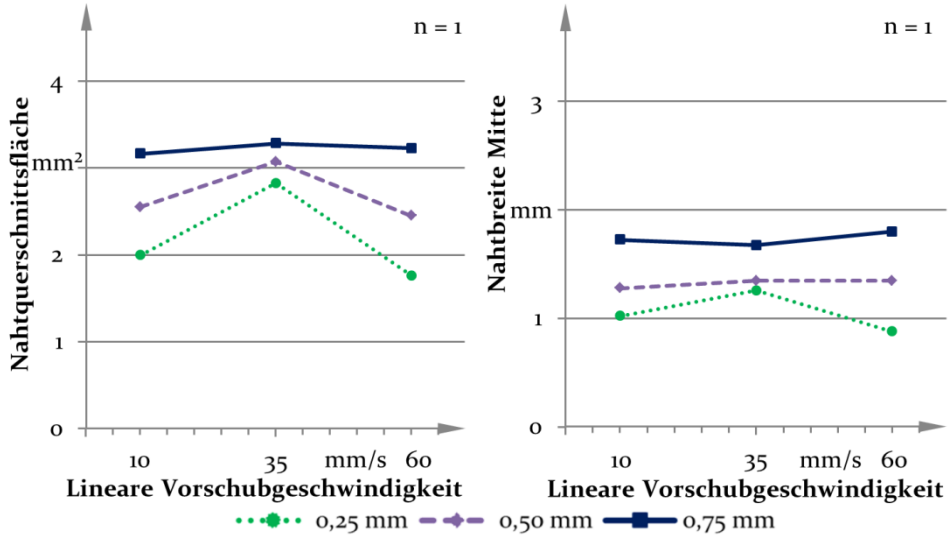


Bild 34: Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten (Blechmitte) der mit verschiedenen Oszillationsamplituden erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $f = 80$ Hz, Fig.: Dreieck

Auch für die Nahtquerschnittsform lassen sich im Hinblick auf die Vermeidung von Heißrissen vorteilhafte Oszillationsamplituden feststellen. Diese sind in Tabelle 9 aufgeführt. Demnach eignet sich insbesondere die kleinste untersuchte Amplitude, um kleine Nahtquerschnitte mit ausgeprägter Nahttaille zu erzeugen, wohingegen sich für die Beeinflussung der Kornwachstumsrichtung und -größe (Gefügemorphologie) keine favorisierte Oszillationsamplitude ausmachen lässt.

Tabelle 9: Für die Vermeidung von Heißrissen geeignete Oszillationsamplituden, identifiziert aus den Querschliffen

	$v_L = 10$ mm/s	$v_L = 35$ mm/s	$v_L = 60$ mm/s
Strategie 3	0,25 mm	0,25 mm	0,25 mm
Gefügemorphologie	kein Favorit	kein Favorit	kein Favorit
Form	tendenziell 0,25 mm	tendenziell 0,25 mm	tendenziell 0,25 mm

6.1.3 Oszillationsfrequenz

Die Oszillationsfrequenz bestimmt die Anzahl der Oszillationsfiguren auf der Trajektorie und in Kombination mit der linearen Vorschubgeschwindigkeit und Oszillationsfigur auch die Bahngeschwindigkeit. Damit stellt die Frequenz einen Parameter zur Beeinflussung der Schmelzbadynamik sowie der Energieverteilung dar. Demgemäß identifizieren [161] eine Abnahme der Schmelzbadlängen mit sinkender Oszillationsfrequenz. Neben der Schmelzbadlänge beeinflusst die Oszillationsfrequenz über die Bahngeschwindigkeit auch die Entstehung von Schweißspritzern im Prozess. Für diese wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit wesentliche Unterschiede zur Bildung von Schweißspritzern beim Laserstrahlschweißen ohne Strahloszillation festgestellt, auf die im Folgenden kurz eingegangen werden soll.

Dem Stand der Forschung und Technik zufolge treten großvolumige Spritzer beim Laserstrahlschweißen ohne Strahloszillation durch eine starke Neigung der Dampfkapillare bei hohen linearen Vorschubgeschwindigkeiten auf. Dabei reißt das an der Kapillarvorderwand verdampfende Material vor allem im Bereich der oberen Kapillaröffnung Teile der Schmelze aus dem Schmelzbad. Diesem Phänomen kann beim Laserstrahlschweißen ohne Strahloszillation beispielsweise durch eine Reduzierung der linearen Vorschubgeschwindigkeit oder eine Erhöhung der Laserleistung entgegengewirkt werden. Demgegenüber schwankt die Neigung der Dampfkapillare beim Schweißen mit Strahloszillation (Bild 35) aufgrund mehrerer Faktoren über die Oszillationstrajektorie hinweg. So variiert die Bahngeschwindigkeit, wie im Abschnitt 6.1.1 beschrieben, aufgrund der Richtungsänderungen innerhalb der Oszillationstrajektorie. Daneben berechnet auch [18] eine über die Oszillationstrajektorie variierende Absolutgeschwindigkeit, also die in einem globalen Koordinatensystem errechnete, richtungssensitive Differenz aus Bahngeschwindigkeit und linearer Vorschubgeschwindigkeit. Zuletzt variieren auch die Randbedingungen für die Dampfkapillare innerhalb einer einzelnen Oszillationsfigur. So entstehen für die Oszillationsfigur Dreieck bei der vorwärtsgerichteten Bewegung des Laserstrahls aufgrund der geringen Schmelzfilmdicke zwischen Dampfkapillare und festem Material sehr hohe Temperaturgradienten, während diese durch die höheren Schmelzfilmdicken bei der Rückwärts- und vor allem Seitwärtsbewegung geringer ausfallen. Infolgedessen entstehen großvolumige Spritzer beim Schweißen mit Strahloszillation, wie in Bild 36 schematisch und durch exemplarische Einzelbilder aus den Thermogrammen dargestellt, durch die höhere

Kapillarneigung vornehmlich während der Vorwärtsbewegung des Laserstrahls.

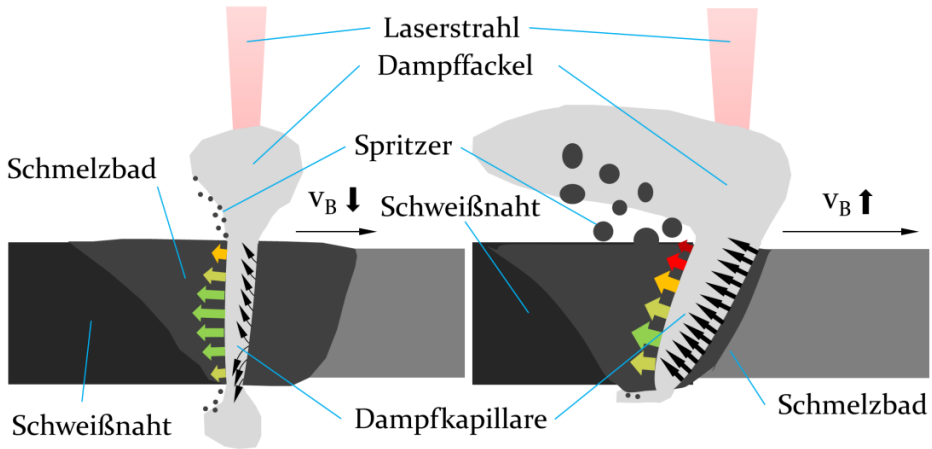


Bild 35: Schematische Darstellung unterschiedlicher Neigungen der Dampfkapillare in Abhängigkeit der Position auf der Oszillationstrajektorie und daraus resultierende Mechanismen der Entstehung von Schweißspritzern in Anlehnung an [200], links: steilere Kapillarneigung in der Schmelzbadmitte, rechts: flachere Kapillarneigung am vorderen Schmelzbadrand

Zusätzlich entstehen Spritzer für die Oszillationsfigur Dreieck durch die Instabilitäten bei abrupten Richtungswechseln in den Ecken der Figuren. Die beschriebenen Vorgänge werden durch die schnellen Bahngeschwindigkeiten, die sich aus der Kombination aus hohen Frequenzen und hohen linearen Vorschubgeschwindigkeiten ergeben, verstärkt.

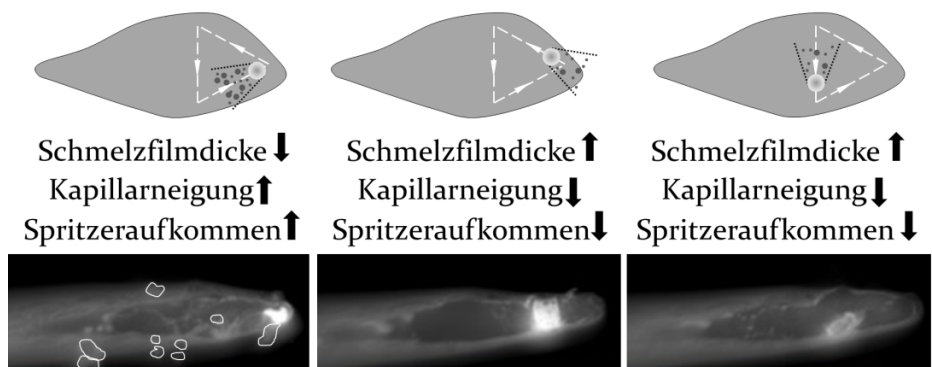


Bild 36: Schematische Darstellung und charakteristische Thermografiebilder der Entstehung von Schweißspritzern beim Schweißen mit Strahloszillation in Abhängigkeit der Position und Neigung der Dampfkapillare

Als Folge dieser Vorgänge sind auch in den Einzelbildern der Thermogramme der mit verschiedenen Oszillationsfrequenzen durchgeführten

Schweißprozesse (Bild 37) großvolumige Schweißspritzer, vor allem für die höchste, bei der Oszillationsfrequenz von 80 Hz jedoch auch für die mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit zu erkennen. Auch in Bezug auf die Schmelzbadgeometrie an der Oberfläche ruft eine Variation der Oszillationsfrequenz Änderungen hervor, die jedoch im Vergleich zur Oszillationsfigur und -amplitude geringer ausfallen.

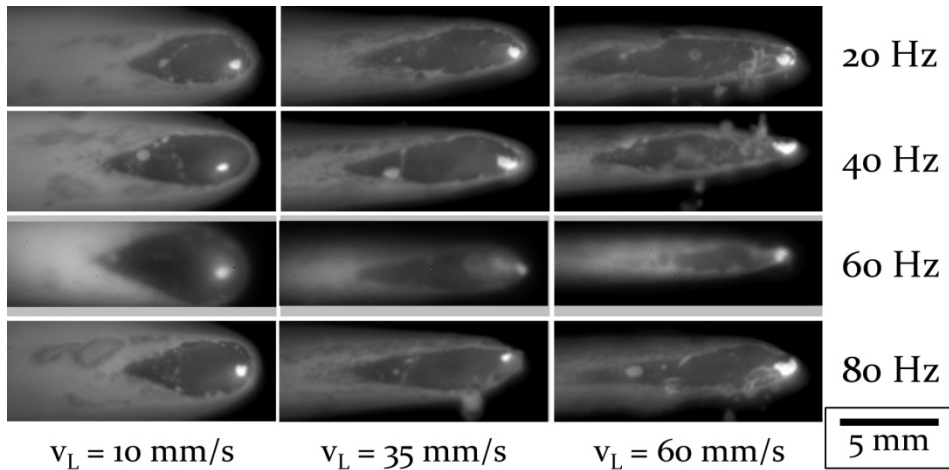


Bild 37: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsfrequenzen, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm, Fig.: Dreieck

So werden die Schmelzbäder bei der kleinsten linearen Vorschubgeschwindigkeit mit steigender Oszillationsfrequenz zunächst sukzessive größer, länger und vor allem breiter, wodurch auch der Winkel der Erstarrungsfronten bis zur Frequenz von 60 Hz ansteigt. Nach dem Erreichen dieses lokalen Maximums sinken die charakteristischen Schmelzbadkenngrößen, wie auch anhand der quantitativen Messergebnisse in Bild 38 und Bild 39 nachvollziehbar, für eine weitere Steigerung der Oszillationsfrequenz auf 80 Hz wieder ab. Die Ursache hierfür liegt in der zunehmenden Stauchung der Oszillationsfiguren in Schweißrichtung, die sich bei höheren Oszillationsfrequenzen aus der anfangs gefassten Bedingung eines Überlappgrades von 0 % ergibt und in Bild 40 für die verschiedenen Oszillationstrajektorien zu erkennen ist. Als Konsequenz sinkt auch der in Bild 20 beschriebene Anteil des direkt von der Oszillation beeinflussten Bereichs im Schmelzbad mit steigender Oszillationsfrequenz. Dadurch konzentriert sich die Energieeinbringung, wie zuvor für die kleinste Oszillationsamplitude, auf einen eng eingeschränkten Bereich an der Vorderseite des Schmelzbades. Im Gegensatz zur kleinsten Oszillationsamplitude ist dieser Bereich jedoch nicht quer zur Schweißrichtung,

sondern in Schweißrichtung nach hinten hin begrenzt. Folglich setzen die Abkühlungsprozesse bereits in einem kürzeren Abstand zum vorderen Rand des Schmelzbades ein, wodurch die Schmelzbäder für die höchste Frequenz von 80 Hz sowohl an Länge als auch an Fläche einbüßen.

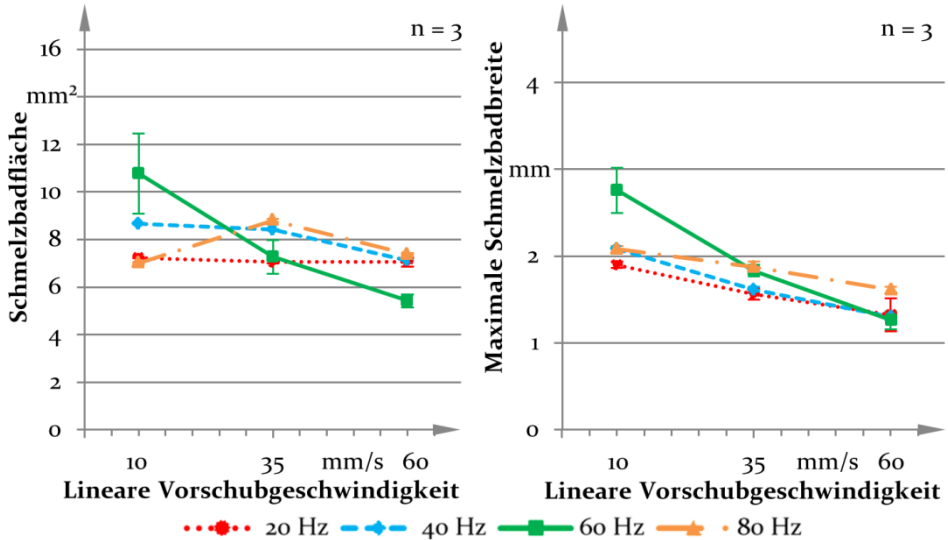


Bild 38: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsfrequenzen ermittelte Schmelzbadflächen und -breiten, $P_{10} = 0,90 \text{ kW}$, $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $P_{60} = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \text{ }\mu\text{m}$, $A = 0,50 \text{ mm}$, Fig.: Dreieck

Für Schweißprozesse ab der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit sind weitere Effekte zu beobachten, die im Zusammenhang mit der in Bild 40 gezeigten Stauchung beziehungsweise Streckung der Oszillationsfiguren in Abhängigkeit der Oszillationsfrequenz entstehen. Die mit geringen Oszillationsfrequenzen (20 Hz und 40 Hz) einhergehende Streckung der Oszillationsfiguren in Schweißrichtung und Vergrößerung des direkt von der Oszillation beeinflussten Bereichs im Schmelzbad rufen periodisch alternierende Schmelzbäder hervor, deren aktuelle Form von der Position des Laserstrahls auf der Oszillationsfigur abhängt. Dabei kommt es vor allem während der rückwärts und seitwärts gerichteten Bewegung des Laserstrahls zu einer Verlängerung der Schmelzbäder durch eine Verzögerung der Erstarrung. Dies tritt insbesondere bei der Kombination aus höchster linearer Vorschubgeschwindigkeit kleinster Oszillationsfrequenz in Erscheinung, für die die mit Abstand längsten Schmelzbäder entstehen. Durch die kurze Verweildauer des Laserstrahls an den Seiten der Oszillationstrajektorie stellen sich für diese Frequenzen schmalere Schmelzbäder

ein, durch die auch die Winkel der Erstarrungsfronten und teilweise die Schmelzbadflächen geringere Werte annehmen.

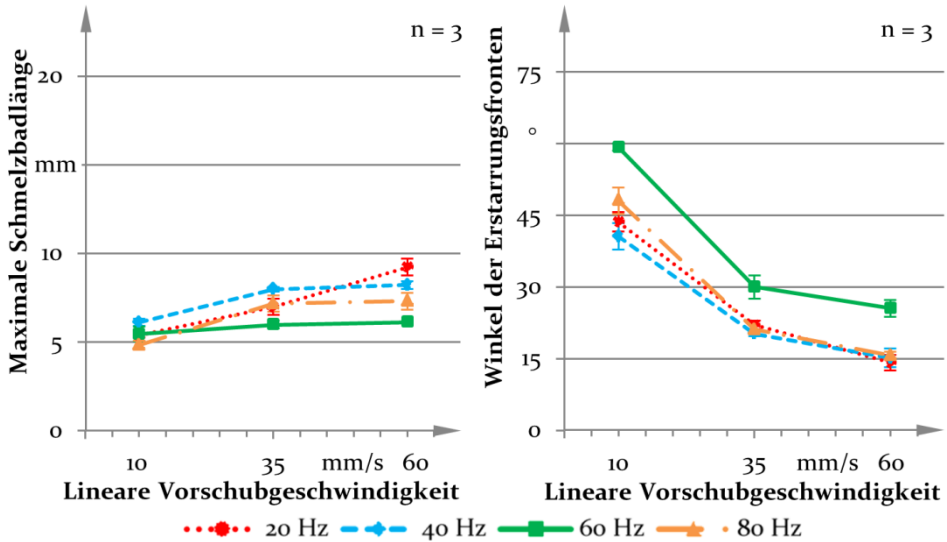


Bild 39: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsamplituden ermittelte Schmelzbadlängen und Winkel der Erstarrungsfronten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm, Fig.: Dreieck

Durch die höhere Bahngeschwindigkeit entstehen bei der Oszillationsfrequenz 60 Hz signifikant mehr großvolumige Schweißspritzer, wodurch kleinere und kürzere Schmelzbäder auftreten und die Winkel der Erstarrungsfronten gegenüber den niedrigeren Frequenzen zunehmen. Demgegenüber ist für eine weitere Stauchung der Oszillationsfiguren bei 80 Hz ein signifikanter Rückgang der Spritzerbildung festzustellen, wodurch sich die charakteristischen Schmelzbadkenngrößen wieder den Werten für die niedrigeren Frequenzen (20 Hz und 40 Hz) annähern. Im Unterschied zu den niedrigen Frequenzen stellt sich durch den homogenen Energieeintrag in einem sehr kurzen Bereich am vorderen Schmelzbadrand jedoch keine periodische Variation der Schmelzbadform ein. Aus diesen Erkenntnissen ist abzuleiten, dass die Oszillationsfrequenz den direkt von der Oszillation beeinflussten Bereich und damit die charakteristischen Schmelzbadkenngrößen und deren Schwankungen im Prozess sowohl direkt als auch indirekt über die Spritzerbildung beeinflusst. Dieser Effekt wird insbesondere für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit auch in den Aufsichten der Schweißnähte in Bild 41 durch periodisch variierende Nahtbreiten sichtbar, durch die abhängig von der Stoßgeometrie Flankenbindefehler auftreten können. Auch die in den

Thermografieaufnahmen detektierten Schweißspritzer sind in den Aufsichten vor allem für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit zu erkennen. Darüber hinaus äußern sich die geringeren Schwankungen bei höheren Oszillationsfrequenzen in einem Rückgang der Nahtschuppung, der mit einer glatteren Oberflächenstruktur der jeweiligen Schweißnähte einhergeht.

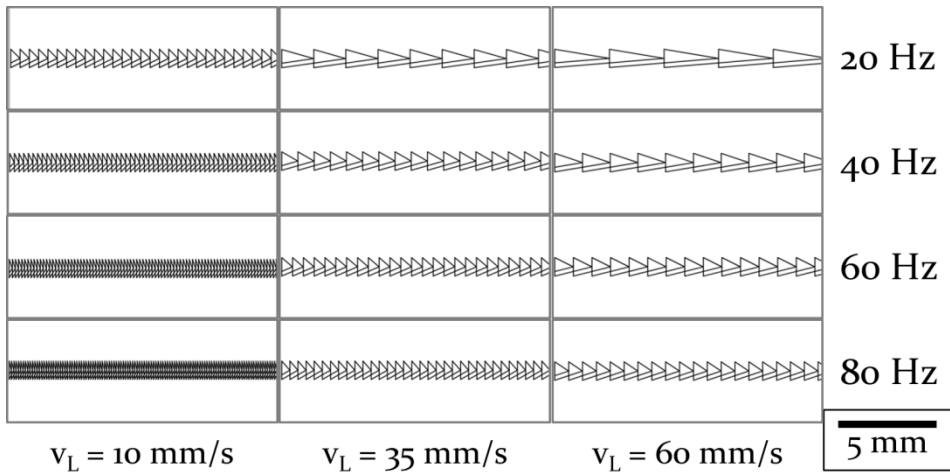


Bild 40: Oszillationstrajektorien für verschiedene Oszillationsfrequenzen, $A = 0,50$ mm, Fig.: Dreieck

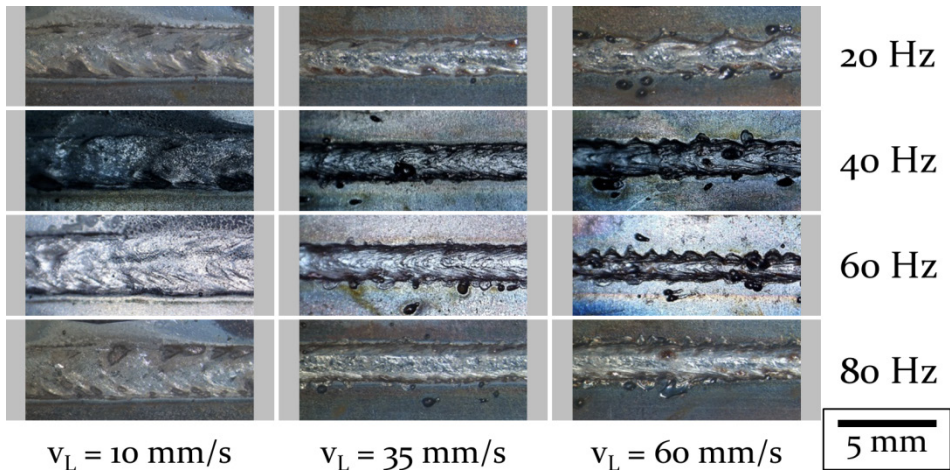


Bild 41: Aufsichten der Schweißnähte für verschiedene Oszillationsfrequenzen, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm, Fig.: Dreieck

Die aus den Thermografieaufnahmen in Bezug auf die drei Strategien zur Vermeidung von Heißrissen ermittelten vorteilhaften Oszillationsfre-

quenzen sind in Tabelle 10 dokumentiert. Den Erkenntnissen zufolge eignen sich niedrigere Frequenzen zur Verlängerung der Schmelzbäder sowie die höchste und die niedrigste untersuchte Frequenz, um kleine Schmelzbadflächen (Strategie 3) zu generieren. Demgegenüber sollte im untersuchten Spektrum die Oszillationsfrequenz von 60 Hz, trotz des größeren Winkels der Erstarrungsfronten (Strategie 2), für die mittlere und höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit wegen der hohen Anzahl und Größe der entstehenden Schweißspritzer vermieden werden.

Tabelle 10: Für die Umsetzung der drei Strategien zu Vermeidung von Heißrissen geeignete Oszillationsfrequenzen, identifiziert aus den Thermografieaufnahmen

	$v_L = 10 \text{ mm/s}$	$v_L = 35 \text{ mm/s}$	$v_L = 60 \text{ mm/s}$
Strategie 1	40 Hz	40 Hz	20 Hz
Strategie 2	60 Hz	kein Favorit, da viele Spritzer bei 60 Hz	kein Favorit, da viele Spritzer bei 60 Hz
Strategie 3	80 Hz	20 Hz	kein Favorit, da viele Spritzer bei 60 Hz

Für die Charakterisierung der Schmelzbadgeometrie in Tiefenrichtung und die Analyse der Gefügemorphologie dienen die in Bild 42 abgebildeten Querschliffe. Aus diesen wird ersichtlich, dass auch die Nahtquerschnittsflächen und -breiten in der Blechmitte, wie zuvor die Flächen an der Schmelzbadoberfläche für die kleinste lineare Vorschubgeschwindigkeit, ein Maximum für die Frequenz von 60 Hz einnehmen. Anschließend sinken Nahtquerschnittsfläche und -breite in der Blechmitte durch die bereits erläuterte Stauchung der Oszillationstrajektorie bei 80 Hz wieder ab. Während die Querschnitte bei der Variation der Frequenzen deren x-förmige Gestalt (F: 4) beibehalten und die Wachstumsrichtung der Körner in der Nahtmitte stets zur Blechober- und -unterseite hin abgelenkt wird, nimmt die Korngröße, wie in Bild 42 zu erkennen, analog zur Nahtquerschnittsfläche zunächst zu und für die höchste Oszillationsfrequenz wieder ab. Dieser Effekt beruht auf der Abnahme der Abkühlgeschwindigkeit für größere Nahtquerschnittsflächen.

Da bei der mittleren und höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit, wie bereits erläutert, weniger Zeit für Energieausgleichsprozesse durch Wärmeleitung zur Verfügung steht, erlangt der direkt von der Oszillation beeinflusste Bereich im Schmelzbad auch eine höhere Bedeutung im Hinblick auf die Schmelzbadgeometrie in Tiefenrichtung. Infolgedessen werden für die niedrigste Oszillationsfrequenz, wie aus den Aufsichten in Bild 41 ersichtlich, je nach Lage des Querschliffes in der Schweißnaht

entweder größere Nahtquerschnittsflächen (Bild 42, für $v_L = 35$ mm/s, $f = 20$ Hz) oder kleinere Nahtquerschnittsflächen (Bild 42, für $v_L = 60$ mm/s, $f = 20$ Hz) ermittelt. Ein signifikanter Anstieg der Nahtquerschnittsflächen und -breiten in der Blechmitte ist für beide lineare Vorschubgeschwindigkeiten bei sukzessiver Erhöhung der Oszillationsfrequenzen erst für 80 Hz zu erkennen (Bild 43), da der Laserstrahl bei der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit erst für diese Frequenz in der Lage ist, den Nahtquerschnitt durch den erhöhten Energieeintrag in die Außenbereiche (gestauchte Oszillationsfiguren) zu verbreitern. Im Gegensatz dazu ist die Verbreiterung und Vergrößerung des Nahtquerschnittes bei 80 Hz für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit auf die Unterdrückung großvolumiger Schweißspritzer zurückzuführen. Diese lässt sich im Vergleich der Querschliffe in Bild 42, rechts auch am Rückgang des Nahteinfalls und Wurzelrückfalls für die höchste Frequenz nachvollziehen.

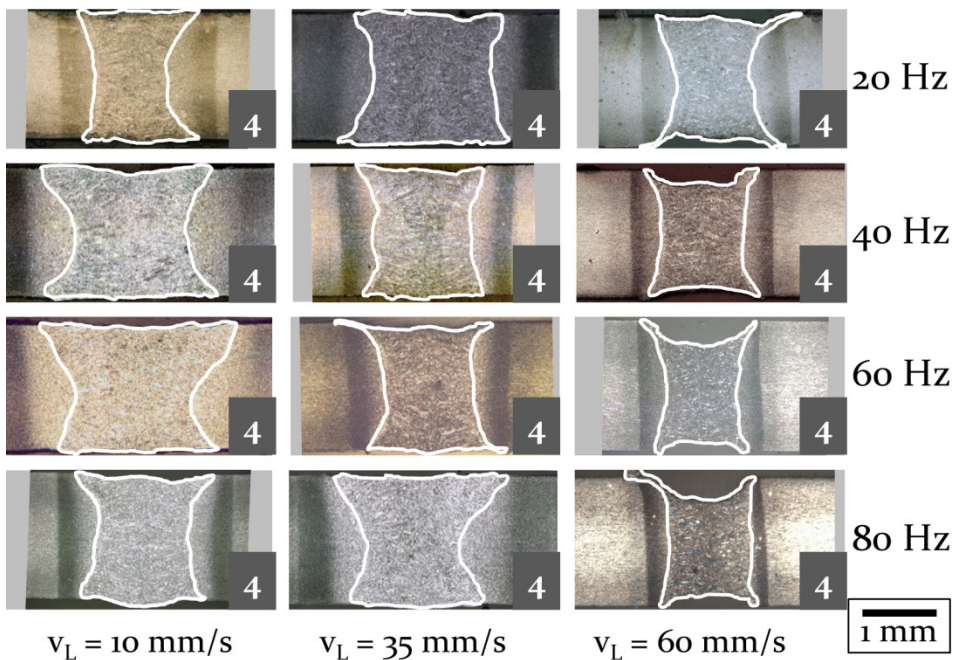


Bild 42: Querschliffe der mit verschiedenen Oszillationsfrequenzen erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, Fig.: Dreieck, $A = 0,50$ mm

Aus metallurgischer Sicht bleiben sowohl die Formkennzahl (stets bei 4) als auch die Korngröße und Wachstumsrichtung der Körner für die mittlere und höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit im Wesentlichen unbeeinflusst von der Oszillationsfrequenz. So weisen lediglich die Nähte

mit starkem Nahteinfall und Wurzelrückfall aufgrund des geringeren Nahtvolumens und der daraus resultierenden höheren Abkühlgeschwindigkeiten ein tendenziell feineres Gefüge bei geringerer Taillierung auf.

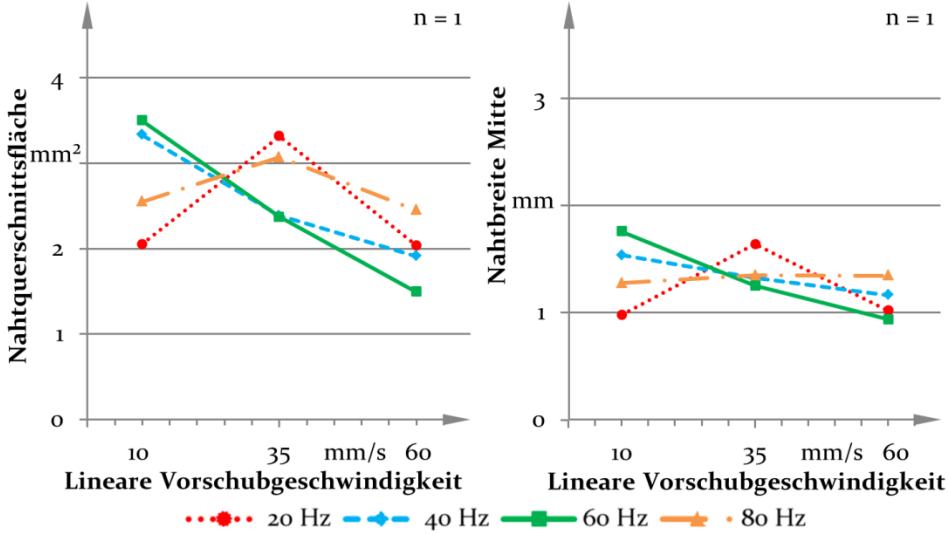


Bild 43: Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten (Blechmitte) der mit verschiedenen Oszillationsfrequenzen erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm; Fig.: Dreieck

Die gewonnenen Erkenntnisse belegen, dass sich die für die Bildung von Heißrissen relevanten Charakteristika der Nahtquerschnitte für die in Tabelle 11 aufgeführten Oszillationsfrequenzen positiv verändern. Demnach können die Dehnungen (Strategie 3) durch geringe und mittlere Oszillationsfrequenzen reduziert werden, wohingegen sich vorteilhafte Kornwachstumsrichtungen und -größen zum Teil durch hohe oder niedrige Frequenzen erreichen lassen. Grundlage hierfür stellen die kurzen Schmelzbäder dar, die mit einer feineren Kornstruktur einhergehen.

Tabelle 11: Für die Vermeidung von Heißrissen geeignete Oszillationsfrequenzen, identifiziert aus den Querschliffen

	$v_L = 10$ mm/s	$v_L = 35$ mm/s	$v_L = 60$ mm/s
Strategie 3	20 Hz	60 Hz	40 Hz
Gefügemorphologie	80 Hz	kein Favorit	20 Hz
Form	40 Hz	80 Hz	80 Hz

6.2 Einfluss der Prozessparameter

Analog zum Schweißen ohne Strahloszillation wirken sich neben den Oszillationsparametern auch die gewählten Prozessparameter auf die Schmelzbadgeometrie und damit auch auf die Erstarrungsbedingungen und die Gefügemorphologie aus. Innerhalb des folgenden Abschnitts soll deshalb experimentell analysiert werden, ob und inwiefern sich der Einfluss relevanter Prozessparameter durch die Anwendung von Strahloszillation von deren Effekt auf den konventionellen Prozess unterscheidet. Zu diesem Zweck erfolgt die Untersuchung der Parameter Streckenenergie, Fokusdurchmesser sowie der Auswirkungen des Einsatzes von Schutzgas im Vergleich zum Schweißen an Atmosphäre. Wie bereits für die Oszillationsparameter werden auch die Ergebnisse zu den Untersuchungen mit verschiedenen Prozessparametern in Abhängigkeit der linearen Vorschubgeschwindigkeit erläutert, sodass auf eine separate Auswertung dieses Parameters in einem eigenständigen Abschnitt verzichtet wird.

6.2.1 Streckenenergie

Die aus dem Quotienten aus abgegebener Leistung und gewählter linearer Vorschubgeschwindigkeit errechnete Streckenenergie stellt einen prozessübergreifenden Parameter zur Charakterisierung der zum Schweißen aufgewendeten Energie dar. In den im Rahmen der Arbeit durchgeführten Untersuchungen wird die Streckenenergie ausschließlich durch eine Adaption der Laserleistung geändert beziehungsweise an die verschiedenen linearen Vorschubgeschwindigkeiten angepasst. Im konventionellen Prozess lässt sich auf diese Weise nach [200] für unterschiedliche Vorschubgeschwindigkeiten eine konstante Nahtquerschnittsfläche erreichen. Für die Evaluation des Einflusses der Streckenenergie werden daher die drei bereits in Abschnitt 4.3 vorgestellten Stufen der Streckenenergie von 80 J/mm, 90 J/mm und 100 J/mm verwendet. Als Ergebnis zeigt Bild 44 charakteristische Einzelbilder aus den Thermografieaufnahmen in Abhängigkeit der Streckenenergie und der linearen Vorschubgeschwindigkeit für die Oszillationsfigur Dreieck.

Aus diesen wird für die geringste lineare Vorschubgeschwindigkeit eine deutliche Abhängigkeit der charakteristischen Schmelzbadkenngrößen von der Streckenenergie ersichtlich. Demzufolge nehmen der Anteil der parallelen Schmelzbadflanken (Bild 44), die Flächen, Breiten (Bild 45) und Längen der Schmelzbäder mit steigender Streckenenergie stetig zu, wohingegen der Winkel der Erstarrungsfronten sukzessive reduziert wird (Bild 46).

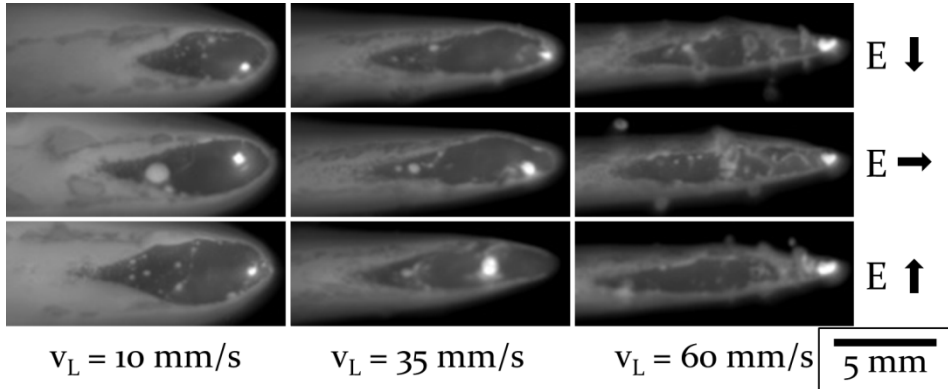


Bild 44: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Streckenenergien, $P_{10\ 80} = 0,80$ kW, $P_{35\ 80} = 2,80$ kW, $P_{60\ 80} = 4,80$ kW, $P_{10\ 90} = 0,90$ kW, $P_{35\ 90} = 3,15$ kW, $P_{60\ 90} = 5,40$ kW, $P_{10\ 100} = 1,00$ kW, $P_{35\ 100} = 3,50$ kW, $P_{60\ 100} = 6,00$ kW, $E_{80} = 80$ J/mm, $E_{90} = 90$ J/mm, $E_{100} = 100$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig.: Dreieck

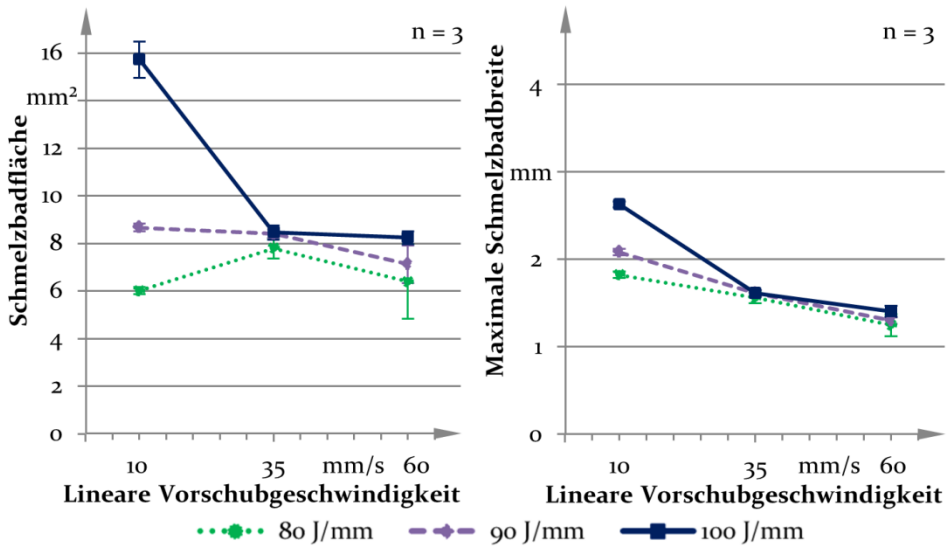


Bild 45: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Streckenenergien ermittelte Schmelzbadflächen und -breiten, $P_{10\ 80} = 0,80$ kW, $P_{35\ 80} = 2,80$ kW, $P_{60\ 80} = 4,80$ kW, $P_{10\ 90} = 0,90$ kW, $P_{35\ 90} = 3,15$ kW, $P_{60\ 90} = 5,40$ kW, $P_{10\ 100} = 1,00$ kW, $P_{35\ 100} = 3,50$ kW, $P_{60\ 100} = 6,00$ kW, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig.: Dreieck

Wie bereits in den vorangegangenen Abschnitten erläutert, bewegen sich die Schmelzbäder bei der geringsten linearen Vorschubgeschwindigkeit ausreichend langsam, um dem Energietransport in weiter von der Nahtmitte entfernte Bereiche durch Wärmeleitung Relevanz für die

Ausprägung der Schmelzbadgeometrie zukommen zu lassen. So schmelzen einerseits auch Bereiche auf, die sich nicht direkt auf oder neben der Oszillationstrajektorie befinden, und andererseits verzögert sich, wie in den Einzelbildern in Bild 44, links gezeigt, teilweise auch die Abkühlung und Erstarrung des Materials.

Demgegenüber ist die Möglichkeit für den Energietransport durch Wärmeleitung bei der mittleren und höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit nur eingeschränkt vorhanden, weshalb für die in Bild 44, Mitte und rechts gezeigten Schmelzbäder eine deutlich geringere Abhängigkeit von der Streckenenergie festzustellen ist. Als Folge bilden sich für die mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit geringfügig größere Winkel der Erstarrungsfronten für die mittlere Streckenenergie aus, wohingegen die übrigen charakteristischen Schmelzbadkenngrößen weitestgehend konstant bleiben.

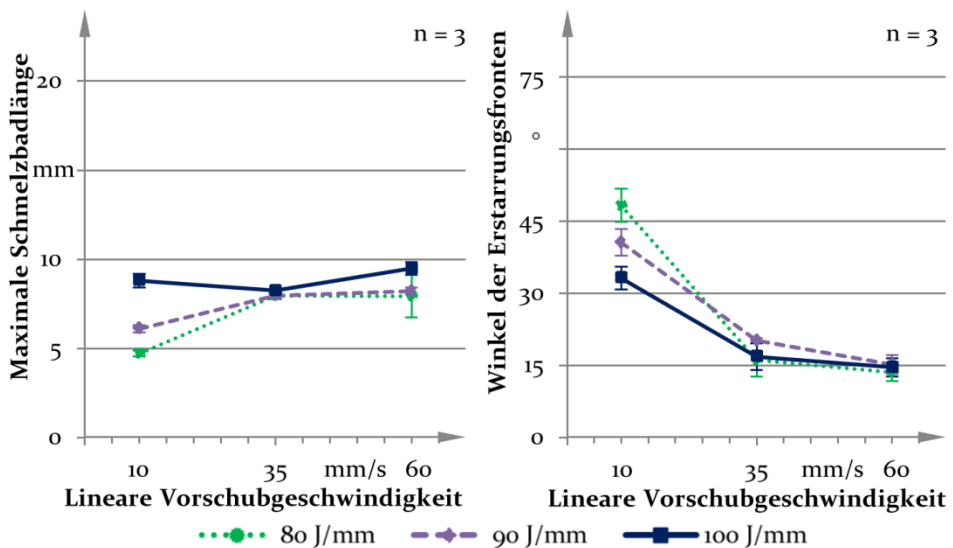


Bild 46: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Streckenenergien ermittelte Schmelzbadlängen und Winkel der Erstarrungsfronten, $P_{10\ 80} = 0,80\ \text{kW}$, $P_{35\ 80} = 2,80\ \text{kW}$, $P_{60\ 80} = 4,80\ \text{kW}$, $P_{10\ 90} = 0,90\ \text{kW}$, $P_{35\ 90} = 3,15\ \text{kW}$, $P_{60\ 90} = 5,40\ \text{kW}$, $P_{10\ 100} = 1,00\ \text{kW}$, $P_{35\ 100} = 3,50\ \text{kW}$, $P_{60\ 100} = 6,00\ \text{kW}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170\ \mu\text{m}$, $A = 0,50\ \text{mm}$, $f = 40\ \text{Hz}$, Fig.: Dreieck

Für eine weitere Erhöhung der linearen Vorschubgeschwindigkeit auf 60 mm/s gewinnt der Einfluss der Streckenenergie wiederum an Bedeutung. Dies ist jedoch nicht auf den Energietransport durch Wärmeleitung, sondern auf die Wirkung der Streckenenergie auf die Neigung der Dampfkapillare zurückzuführen. Bedingt durch die hohen Bahnge-

schwindigkeiten, die bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit auftreten, weist diese eine relativ starke Neigung auf, die durch die Erhöhung der Streckenenergie schrittweise verringert wird. Wie auch in Bild 44, rechts zu erkennen, wird dadurch die Anzahl und Größe der auftretenden Schweißspritzer und somit auch der durch diese verursachte Energieverlust im Prozess reduziert, wodurch bei annähernd konstantem Winkel der Erstarrungsfronten sowohl die Flächen und Längen als auch die Breiten der Schmelzbäder ansteigen.

Unter dem Gesichtspunkt der drei Strategien zur Unterbindung von Heißrissen erweisen sich, wie auch Tabelle 12 zu entnehmen, geringere Streckenenergien als geeignet, um größere Winkel der Erstarrungsfronten für $v_L = 10$ mm/s (Strategie 2) und stets kleinere Schmelzbäder (Strategie 3) zu erzeugen. Im Gegensatz dazu treten die längsten Schmelzbäder (Strategie 1) für die geringste und höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit bei der höchsten Streckenenergie auf.

Tabelle 12: Für die Umsetzung der drei Strategien zu Vermeidung von Heißrissen geeignete Streckenenergien, identifiziert aus den Thermografieaufnahmen

	$v_L = 10$ mm/s	$v_L = 35$ mm/s	$v_L = 60$ mm/s
Strategie 1	100 J/mm	tendenziell 100 J/mm	100 J/mm
Strategie 2	80 J/mm	90 J/mm	kein Favorit
Strategie 3	80 J/mm	80 J/mm	80 J/mm

Die Auswirkungen einer Variation der Streckenenergie für die Nahtgeometrie in Tiefenrichtung und die Gefügemorphologie sind in den Querschliffen in Bild 47 zu beobachten. Für Letztere ist zwar für die kleinste lineare Vorschubgeschwindigkeit mit zunehmender Streckenenergie eine geringfügig gröbere Kornstruktur zu erkennen, jedoch setzt sich dieser Trend aufgrund der höheren Abkühlgeschwindigkeiten für die beiden übrigen linearen Vorschubgeschwindigkeiten nicht fort. Auch die Wachstumsrichtung der Körner wird durch eine Variation der Streckenenergie nicht maßgeblich beeinflusst. Gleichzeitig offenbart die Analyse der Nahtform in Tiefenrichtung für die niedrigste und höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit aufgrund des Wärmestaus an der Blechober- und -unterseite stets x-förmige Querschnitte mit der Formkennzahl 4. Zuletzt ist anhand der quantitativen Messergebnisse in Bild 48 die Zunahme der Nahtquerschnittsfläche und -breite in der Blechmitte zu beobachten. Diese Entwicklung steht im Einklang mit den bereits erläuterten Ergebnissen

an der Schmelzbadoberfläche und bestätigt, dass Energietransport und Wärmeleitung auch in Tiefenrichtung stattfinden.

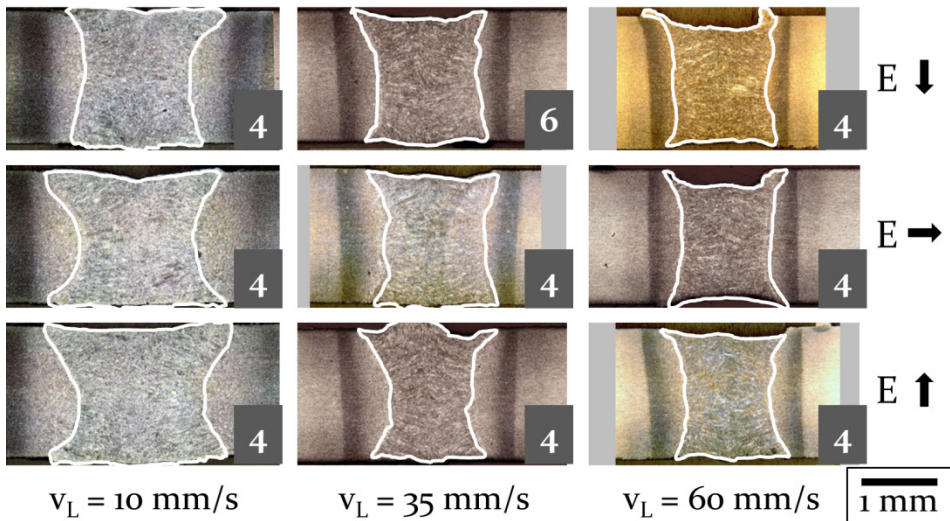


Bild 47: Querschliffe der mit verschiedenen Streckenenergien erzeugten Schweißnähte, $P_{10\ 80} = 0,80\text{ kW}$, $P_{35\ 80} = 2,80\text{ kW}$, $P_{60\ 80} = 4,80\text{ kW}$, $P_{10\ 90} = 0,90\text{ kW}$, $P_{35\ 90} = 3,15\text{ kW}$, $P_{60\ 90} = 5,40\text{ kW}$, $P_{10\ 100} = 1,00\text{ kW}$, $P_{35\ 100} = 3,50\text{ kW}$, $P_{60\ 100} = 6,00\text{ kW}$, obere Zeile: $E_{80} = 80\text{ J/mm}$, mittlere Zeile: $E_{90} = 90\text{ J/mm}$, untere Zeile: $E_{100} = 100\text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170\ \mu\text{m}$, $A = 0,50\text{ mm}$, $f = 40\text{ Hz}$, Fig.: Dreieck

In den Prozessen mit der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit verursacht der Wärmestau an der Blechunterseite erst ab 90 J/mm einen Übergang von y-förmigen Querschnitten (F: 6) zu x-förmigen Querschnitten (F: 4). Überdies stimmen die in Bild 48 gezeigten Messwerte weitestgehend mit den Ergebnissen an der Schmelzbadoberfläche überein. Lediglich für die höchste Streckenenergie verursacht die steilere Neigung der Dampfkapillare einen geringen Rückgang der Nahtquerschnittsfläche, der sich vor allem durch eine stärkere Taillierung der Nähte bemerkbar macht. Aus dem gleichen Grund bleiben die Messwerte bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit im Kontrast zu den Ergebnissen an der Schmelzbadoberfläche annähernd konstant. Nichtsdestotrotz lässt sich der dort detektierte Rückgang der Schweißspritzer mit zunehmender Streckenenergie auch anhand des Nahteinfalls in den Querschliffen in Bild 47 nachvollziehen.

Aus den Querschliffen lässt sich im Hinblick auf die Heißrissbildung ableiten, dass hohe Streckenenergien zu vorteilhaften Nahtquerschnitten mit ausgeprägter Nahttaille (Ablenkung der Kornwachstumsrichtung) sowie zu geringeren Nahtquerschnitten (Strategie 3) für die mittlere und

höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit führen. Im Gegenzug verursachen geringere Streckenenergien bei der kleinsten linearen Vorschubgeschwindigkeit, wie auch in Tabelle 13 aufgezeigt, feinkörnigere Gefügestrukturen und kleinere Nahtquerschnitte (Strategie 3).

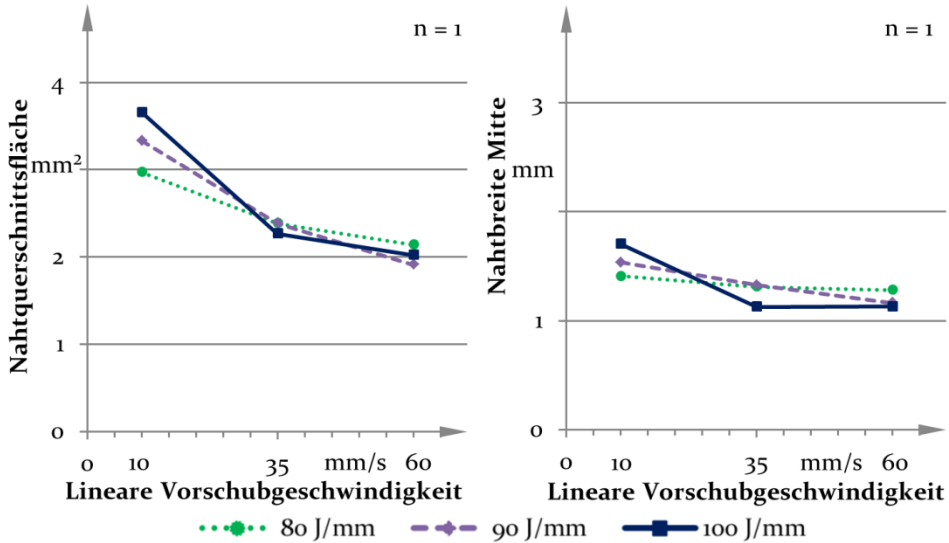


Bild 48: Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten (Blechmitte) der mit verschiedenen Streckenenergien erzeugten Schweißnähte, $P_{10\ 80} = 0,80\text{ kW}$, $P_{35\ 80} = 2,80\text{ kW}$, $P_{60\ 80} = 4,80\text{ kW}$, $P_{10\ 90} = 0,90\text{ kW}$, $P_{35\ 90} = 3,15\text{ kW}$, $P_{60\ 90} = 5,40\text{ kW}$, $P_{10\ 100} = 1,00\text{ kW}$, $P_{35\ 100} = 3,50\text{ kW}$, $P_{60\ 100} = 6,00\text{ kW}$, Werkstoff: HC700LA, $d_f = 170\ \mu\text{m}$, $A = 0,50\text{ mm}$, $f = 40\text{ Hz}$, Fig.: Dreieck

Tabelle 13: Für die Vermeidung von Heißrissen geeignete Streckenenergien, identifiziert aus den Querschliffen

	$v_L = 10\text{ mm/s}$	$v_L = 35\text{ mm/s}$	$v_L = 60\text{ mm/s}$
Strategie 3	80 J/mm	tendenziell 100 J/mm	tendenziell 90 J/mm
Gefügemorphologie	80 J/mm	kein Favorit	kein Favorit
Form	tendenziell 100 J/mm	tendenziell 100 J/mm	tendenziell 100 J/mm

6.2.2 Fokusbereich

Der verwendete Fokusbereich geht quadratisch in die Berechnung der Intensität ein und bestimmt damit neben der Laserleistung und Bahngeschwindigkeit des Laserstrahls maßgeblich die Neigung der Dampfkapillare im Schweißprozess. Gleichzeitig hängen beim konventionellen Laserstrahlschweißen auch die Einschweißtiefe sowie die Form des

Nahtquerschnittes vom jeweils verwendeten Fokusdurchmesser ab. [200] Innerhalb des folgenden Abschnittes wird experimentell untersucht, inwiefern sich diese aus dem Stand der Technik bekannten Zusammenhänge durch die überlagerte zusätzliche Bewegungskomponente beim Schweißen mit Strahloszillation verändern. Hierzu werden die in Abschnitt 4.3 vorgestellten Fokusdurchmesser durch die Verwendung von Lichtleitkabeln mit verschiedenen Kernfaserdurchmessern realisiert, sodass sowohl die Brennweiten als auch das Abbildungsverhältnis der Bearbeitungsoptik über alle Versuche hinweg konstant gehalten werden können. Eine Änderung des Fokusdurchmessers resultiert, wie in Bild 49 schematisch dargestellt, zwangsläufig auch in einer Variation der bestrahlten Fläche. Die Auswirkungen dieser Variation zeigt Bild 50 anhand von charakteristischen Einzelbildern aus den Thermogrammen für die Oszillationsfigur Dreieck.

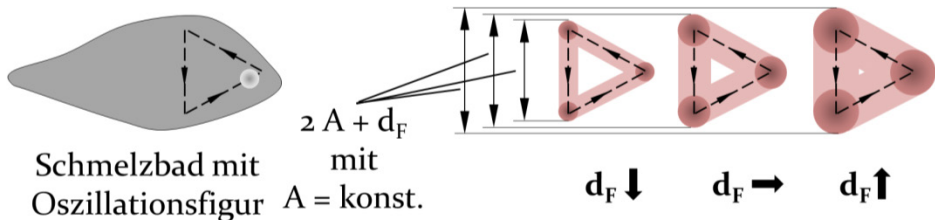


Bild 49: Schematische Darstellung des Einflusses des Fokusdurchmessers auf die bestrahlte Fläche für eine dreieckige Oszillationsfigur

Daraus geht hervor, dass für die niedrigste lineare Vorschubgeschwindigkeit die größten Schmelzbäder für einen Fokusdurchmesser von $255 \mu\text{m}$ vorliegen. Die größeren Schmelzbadvolumina, die auch durch die größeren Schmelzbadflächen und -breiten in den Messergebnissen in Bild 51, links bestätigt werden, ergeben sich in diesem Fall durch geringere Energieverluste im Vergleich zu den Schweißprozessen mit größerem beziehungsweise kleinerem Fokusdurchmesser. So wird durch die vergleichsweise höhere Intensität und geringere Neigung der Dampfkapillare im Prozess mit dem kleinsten Fokusdurchmesser mehr Energie transmittiert. Dagegen führen die größeren Öffnungen der Dampfkapillare an der Blechoberseite und -unterseite für den größten Fokusdurchmesser zu einem höheren Verlust sowohl durch Transmission in Strahlausbreitungsrichtung als auch durch Reflexion der Laserstrahlung in die Gegenrichtung. Da die erläuterten Effekte, wie auch Bild 52 zu entnehmen, auch die Schmelzbadlängen in Analogie zu den Flächen und Breiten der Schmelzbäder ändern, ist keine signifikante Änderung des Winkels der Erstarrungsfronten durch den Einsatz unterschiedlicher Fokusdurchmesser festzustellen.

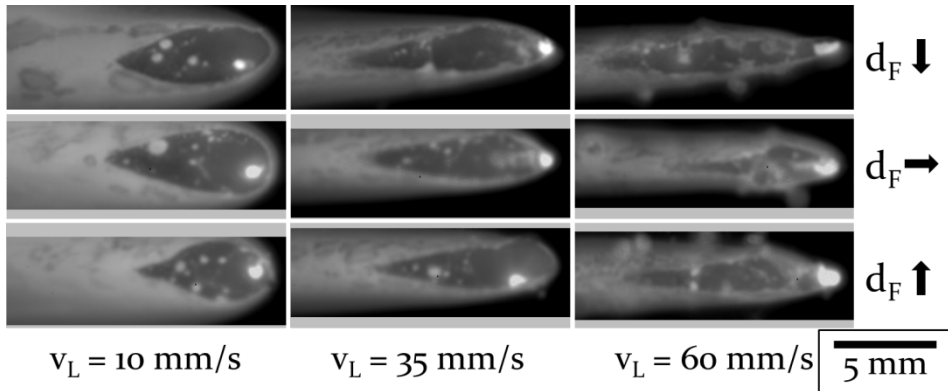


Bild 50: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Foki, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, d_F : obere Zeile: 170 μm , mittlere Zeile: 255 μm , untere Zeile: 340 μm , $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig.: Dreieck

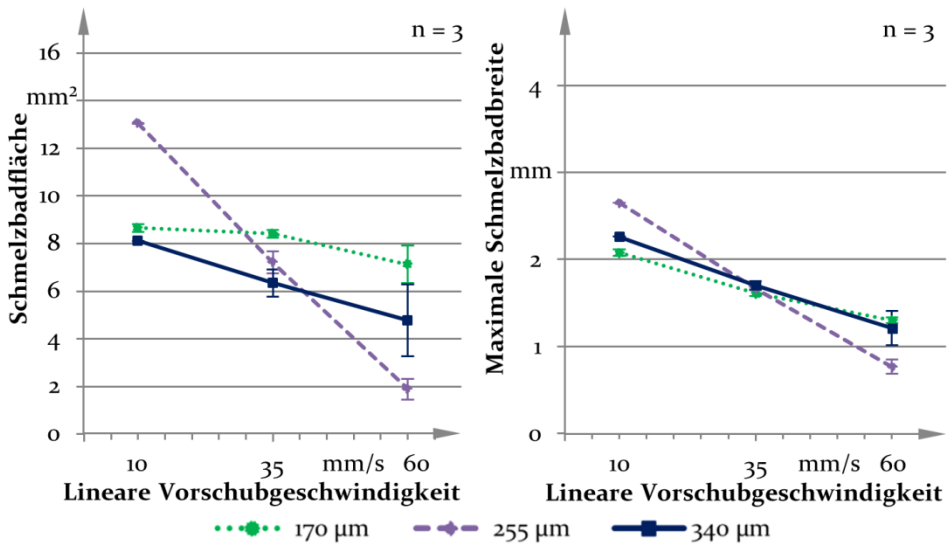


Bild 51: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Foki ermittelte Schmelzbadflächen und -breiten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig.: Dreieck, Werkstoff: HC700LA

In den mit der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit geschweißten Prozessen verursacht die Verwendung größerer Fokussdurchmesser (> 170 μm) eine Verkürzung der Schmelzbäder (Bild 51, links), die auch eine Verkleinerung der Schmelzbadflächen (Bild 52, links) induziert, wohingegen die Schmelzbadbreite weitestgehend unbeeinflusst bleibt. Hieraus kann abgeleitet werden, dass sich die Intensität und Dampfkapillarneigung, für die sich die geringsten Energieverluste durch Transmissi-

on und Reflexion im Prozess ergeben, nicht mehr wie für $v_L = 10$ mm/s mit dem mittleren Fokusbereich, sondern mit dem geringsten Fokusbereich erreichen lässt. Diese Entwicklung wird durch die höhere Bahngeschwindigkeit bei der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit initiiert. Als Konsequenz der abnehmenden Schmelzbadlängen bei konstanter Schmelzbadbreite steigen die Winkel der Erstarrungsfronten für die mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit mit zunehmendem Fokusbereich ebenfalls an. Im Vergleich dazu ändert sich die Spritzerneigung trotz der besseren Möglichkeiten zur Entgasung für steigende Fokusbereich bei dieser linearen Vorschubgeschwindigkeit kaum.

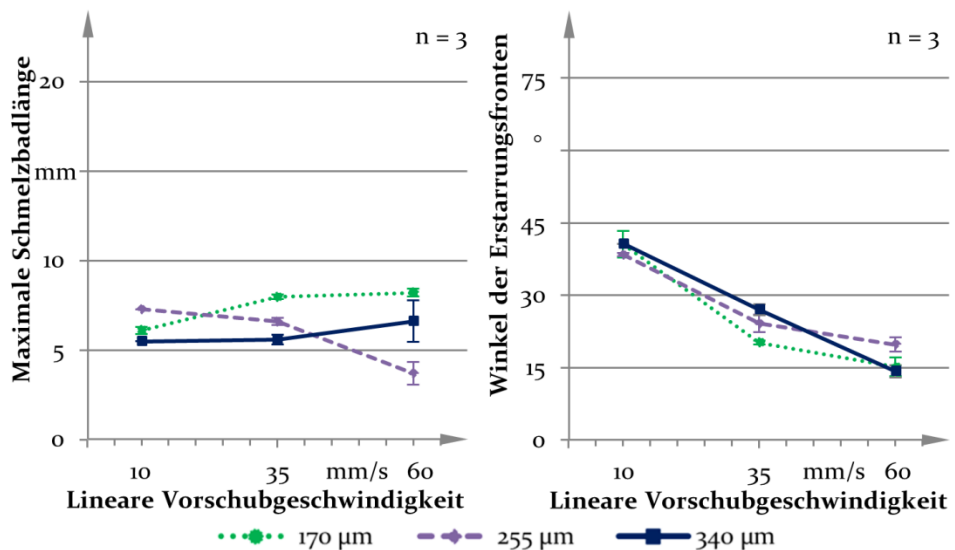


Bild 52: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Foki ermittelte Schmelzbadlängen und Winkel der Erstarrungsfronten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig.: Dreieck, Werkstoff: HC700LA

Dagegen ist für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit durchaus ein Einfluss des Fokusbereichs auf Anzahl und Größe der auftretenden Schweißspritzer zu konstatieren. Dabei zeigt sich die geringste Spritzerneigung für den Fall des kleinsten Fokusbereichs, da durch die hohe vorliegende Intensität eine zu starke Neigung der Dampfkapillare vermieden wird. Signifikant mehr Spritzer bilden sich durch die größere Neigung der Dampfkapillare bei Verwendung der größeren Fokusbereich (255 μm und 340 μm), wobei deren Anzahl und Größe für die mit dem größten Fokusbereich geschweißten Prozesse aufgrund der besseren Möglichkeiten zur Entgasung geringer ausfallen. Infolgedessen sind die kleinsten Schmelzbadflächen, -breiten (Bild 51) und -längen (Bild

52, links) für den mittleren Fokusbereich zu beobachten, während die genannten charakteristischen Schmelzbadkenngrößen für den kleinsten Fokusbereich bei dieser linearen Vorschubgeschwindigkeit jeweils ihr Maximum einnehmen. Als logische Folge dieser Entwicklungen ergeben sich für den mittleren Fokusbereich die größten Winkel der Erstarrungsfronten.

Zur Eignung des Fokusbereichs für die Umsetzung der drei Strategien zur Vermeidung von Heißrissen ist festzuhalten, dass sich geringere Fokusbereiche für die Reduzierung der Dehnraten durch eine Verlängerung der Schmelzbäder (Strategie 1) anbieten. Im Unterschied dazu sind größere Fokusbereiche für die Verringerung der Dehnungen während der Erstarrung (Strategie 3) und die Vergrößerung des Winkels der Erstarrungsfronten (Strategie 2) zu bevorzugen. Eine Auflistung des jeweils in Abhängigkeit der linearen Vorschubgeschwindigkeit ermittelten Favoriten enthält Tabelle 14.

Tabelle 14: Für die Umsetzung der drei Strategien zur Vermeidung von Heißrissen geeignete Foki, identifiziert aus den Thermografieaufnahmen

	$v_L = 10 \text{ mm/s}$	$v_L = 35 \text{ mm/s}$	$v_L = 60 \text{ mm/s}$
Strategie 1	255 μm	170 μm	170 μm
Strategie 2	kein Favorit	340 μm	255 μm
Strategie 3	340 μm	340 μm	255 μm

Um auch die Wirkung des Fokusbereichs auf die Schmelzbadgeometrie in Tiefenrichtung und die sich daraus ergebende Gefügemorphologie evaluieren zu können, stellt Bild 53 einen Überblick über die Querschliffe der betroffenen Nähte bereit. Aus diesem geht hervor, dass sich für die kleinste und mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit durch eine Variation des Fokusbereichs weder Unterschiede im Hinblick auf die Korngrößen noch auf die Wachstumsrichtungen der Körner in der Nahtmitte ergeben. Demgegenüber ist für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit eine deutliche Taillierung der Nähte für die Verwendung des größten Fokusbereichs zu erkennen. Trotz dieser Änderung verbleibt die Formkennzahl für alle Nahtquerschnitte unverändert bei 4.

Im Gegensatz zur Schmelzbadgeometrie an der Oberfläche wirkt sich eine Variation des Fokusbereichs für die geringste lineare Vorschubgeschwindigkeit kaum auf die Schmelzbadform in Tiefenrichtung aus. Dementsprechend nehmen die Nahtquerschnittsflächen und -breiten in der Blechmitte in Bild 54 aufgrund der bereits erläuterten Möglichkeit zum

Energietransport durch Wärmeleitung bei dieser linearen Vorschubgeschwindigkeit annähernd gleiche Werte an.

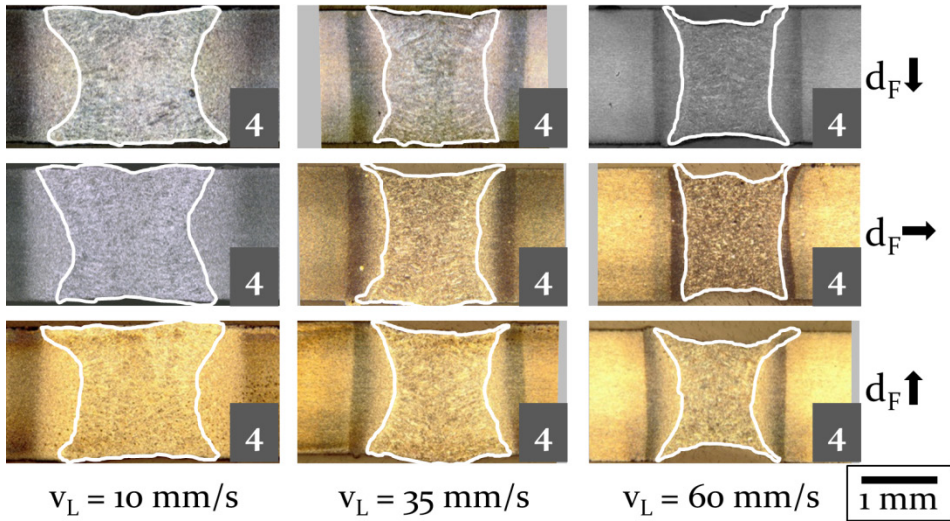


Bild 53: Querschliffe der mit verschiedenen Foki erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig.: Dreieck, obere Zeile: $d_F = 170$ μm, mittlere Zeile: $d_F = 255$ μm, untere Zeile: $d_F = 340$ μm

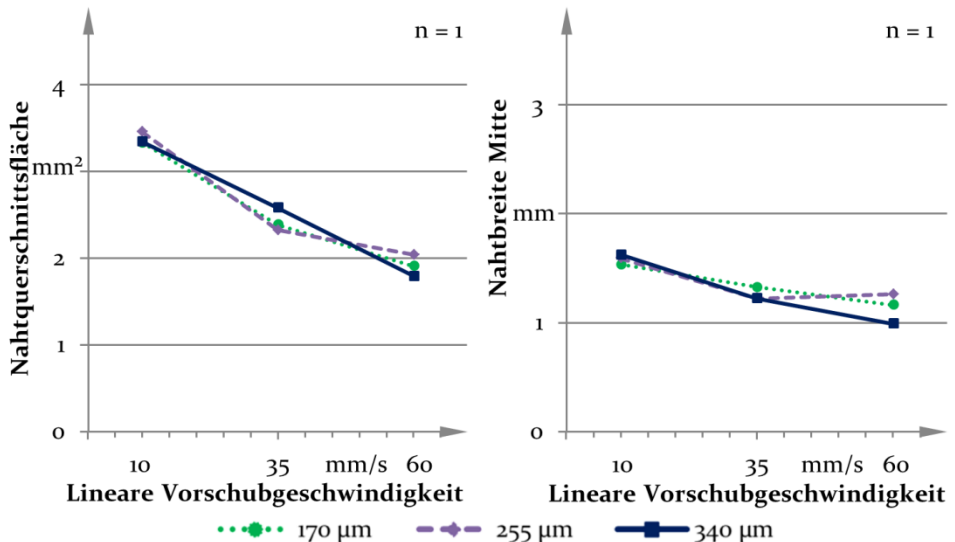


Bild 54: Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten (Blechmitte) der mit verschiedenen Foki erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Fig.: Dreieck: Werkstoff: HC700LA, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz

Auch für die mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit wird lediglich durch die Verwendung des größten Fokusbereichs eine geringe

Erhöhung der Querschnittsfläche durch eine Verbreiterung der Naht an der Blechunterseite verursacht.

Gleichzeitig ist in Bild 54 jedoch für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit ein Rückgang der Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten in der Blechmitte für den größten Fokusbereich zu identifizieren. Dieser lässt sich auf die geringere Intensität zurückführen, durch die sich die Dampfkapillare neben der Neigung in Schweißrichtung auch geringfügig zur heißeren Nahtmitte neigt, wodurch stärker taillierte Nähte (Bild 53, rechts unten) entstehen.

Wie in Tabelle 15 aufgezeigt, kann aus den Ergebnissen der Querschlitze hinsichtlich der Vermeidung von Heißrissen abgeleitet werden, dass sich durch die Verwendung größerer Fokusbereiche bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit stärker taillierte Nähte ergeben, durch die die Kornwachstumsrichtung zur Blechober- und -unterseite hin abgelenkt wird.

Tabelle 15: Für die Vermeidung von Heißrissen geeignete Streckenenergien, identifiziert aus den Querschlitzen

	$v_L = 10 \text{ mm/s}$	$v_L = 35 \text{ mm/s}$	$v_L = 60 \text{ mm/s}$
Strategie 3	kein Favorit	kein Favorit	340 μm
Gefügemorphologie	kein Favorit	kein Favorit	340 μm
Form	kein Favorit	kein Favorit	340 μm

6.2.3 Prozessgas

Für den Einsatz von Schutzgas sind vielfältige Auswirkungen auf den Laserstrahlschweißprozess bekannt. So weist beispielsweise [103] die Vermeidung von Zunderschichten durch reduzierende Schutzgase beim Schweißen korrosionsbeständiger Stähle nach. Daneben vergrößert [201] die Einschweißtiefe beim Wärmeleitungsschweißen durch den Einsatz aktiver Schutzgase auf Basis einer Umkehr der Maragoni-Strömung durch eine Änderung des Gradienten der Oberflächenspannung. Auch im Hinblick auf die Heißrissbildung beim Schweißen von Nickelbasislegierungen postuliert [159] einen Vorteil stickstoffhaltiger Argon-Mischgase im Vergleich zu reinem Argon. Infolgedessen wird der Einfluss von Argon als Schutzgas im Vergleich zum Schweißen an stickstoffhaltiger, atmosphärischer Umgebung auch in der vorliegenden Arbeit untersucht. Dabei sind bereits in den charakteristischen Einzelbildern aus den Thermogrammen der Schweißprozesse in Bild 55 signifikante Unterschiede durch den

Einsatz von Schutzgas zu erkennen. Zum einen wird die Oxidation der Naht- und Probenoberfläche für die Prozesse mit Schutzgas weitestgehend unterbunden. Der daraus resultierende geringere Emissionskoeffizient der Schmelzbadumgebung erschwert die Erkennung der Schmelzbadgeometrie mittels Thermografie. Zum anderen weichen auch die Schmelzbadformen und -flächen zum Teil deutlich voneinander ab (Bild 56). Die Ursache hierfür besteht in der prozessnahen Zuführung des Schutzgases über stationär und lateral angeordnete Düsen. Durch diese entsteht eine laminare Schutzgasströmung seitlich über die Schweißnaht hinweg, wodurch die Metaldampffackel verdrängt wird und somit ein größerer Anteil der Laserstrahlung zum Bauteil gelangen kann. Dadurch wird im defokussierten Zustand im Referenzprozess ohne Strahloszillation mehr Laserenergie absorbiert, sodass, wie auch den Messergebnissen zu den Schmelzbadflächen und -breiten in Bild 56 sowie zu den Schmelzbadlängen in Bild 57, links entnommen werden kann, unter Verwendung von Schutzgas stets größere, längere und vor allem breitere Schmelzbäder entstehen. Durch die starke Zunahme der Nahtbreiten bei der Verwendung von Argon treten über alle linearen Vorschubgeschwindigkeiten hinweg größere Winkel der Erstarrungsfronten auf.

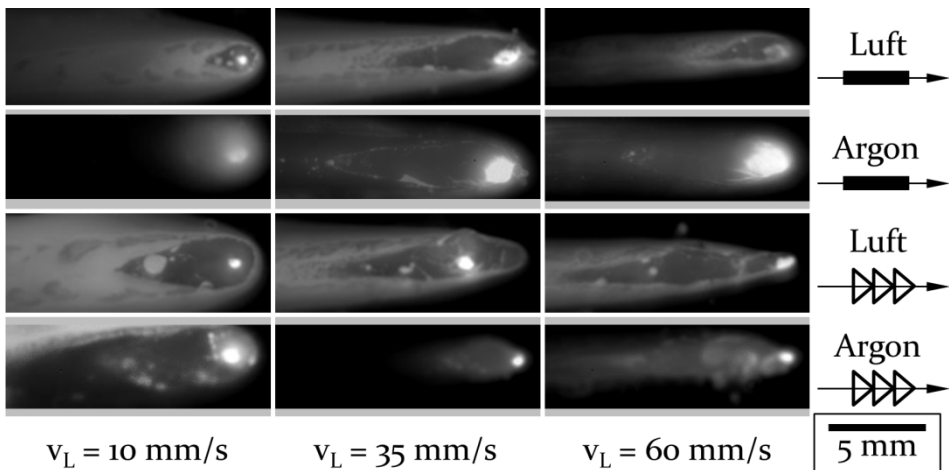


Bild 55: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit und ohne Prozessgas, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, d_f : 170 μ m, 1. und 2. Zeile: Fig.: Dreieck $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, 3. und 4. Zeile: Linie defokussiert ($d_0 = 600$ μ m; $h_{defok} = +6$ mm)

Demgegenüber ergibt sich beim Schweißen mit Strahloszillation ein differenzierteres Bild. So verursacht die Schutzgaszufuhr bei der kleinsten linearen Vorschubgeschwindigkeit eine Vergrößerung und Verbreiterung des Schmelzbades, da in diesem Fall durch die geringe Laserleistung

(900 W) eine geringe Intensität auf der Blechoberfläche vorliegt. Diese wird durch das Unterdrücken der Metaldampffackel durch die Verwendung von Schutzgas erhöht, wodurch auch mehr Energie im Schweißprozess absorbiert werden kann. Da die Schmelzbadlänge von diesen Änderungen weitestgehend unberührt bleibt, ergeben sich größere Winkel der Erstarrungsfronten (Bild 57, links).

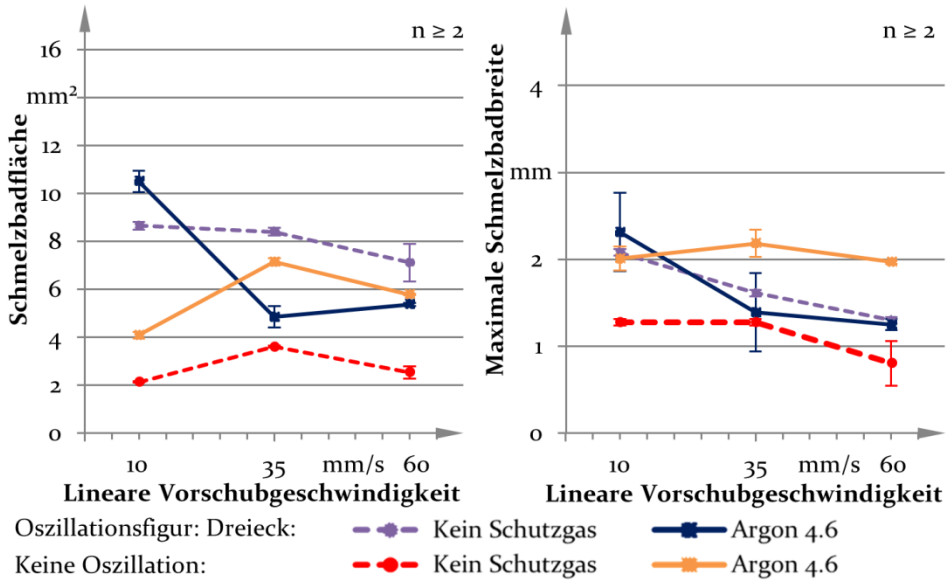


Bild 56: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit und ohne Prozessgas ermittelte Schmelzbadflächen und -breiten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_f = 170$ μ m, Fig.: Dreieck: $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, keine Oszillation: $d_O = 600$ μ m; $h_{defok} = +6$ mm

Dagegen führt die Verdrängung der Metaldampffackel durch den Schutzgasstrom bei den ohnehin höheren Intensitäten bei der mittleren und höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit zu einer steiler geneigten Dampfkapillare und damit zu einem höheren Anteil an transmittierter Energie, weshalb kleinere Schmelzbadflächen, -breiten und -längen entstehen. Da die Schmelzbäder in diesem Fall vor allem an Länge einbüßen, sind für das Schweißen unter Schutzgas stets auch größere Winkel der Erstarrungsfronten zu verzeichnen.

Wie in Tabelle 16 aufgezeigt, ist der Einsatz von Schutzgas unter dem Gesichtspunkt der drei Strategien zur Heißrissvermeidung folglich für alle untersuchten linearen Vorschubgeschwindigkeiten zur Vergrößerung des Winkels der Erstarrungsfronten (Strategie 2) zu empfehlen. Im Gegenzug entstehen für das Schweißen mit Strahloszillation in atmosphärischer

Umgebung für die geringste lineare Vorschubgeschwindigkeit kleinere (Strategie 3) und für die beiden übrigen linearen Vorschubgeschwindigkeiten längere Schmelzbäder (Strategie 1).

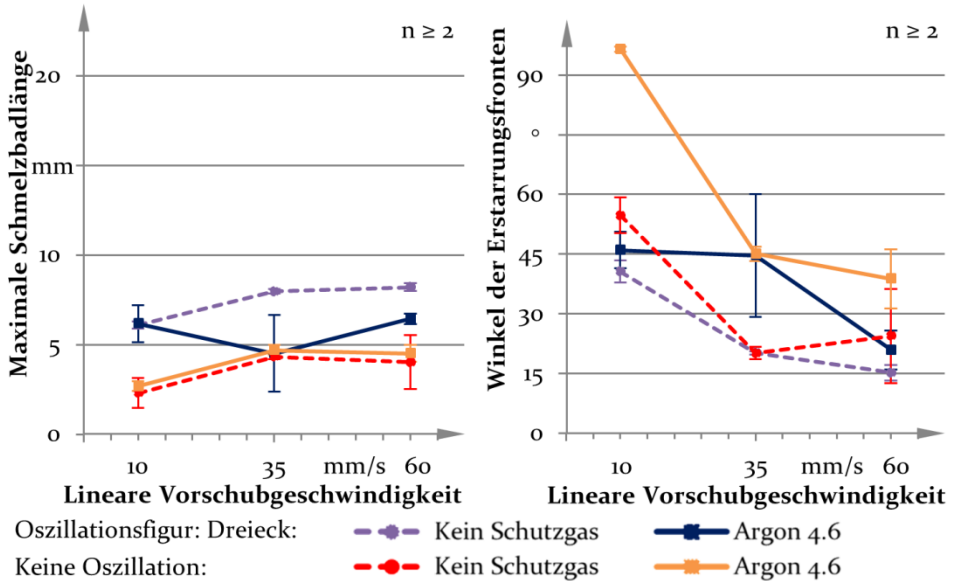


Bild 57: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit und ohne Prozessgas ermittelte Schmelzbadlängen und Winkel der Erstarrungsfronten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, Fig.: Dreieck: $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, keine Oszillation: $d_O = 600$ μ m; $h_{defok} = +6$ mm

Tabelle 16: Für die Umsetzung der drei Strategien zu Vermeidung von Heißrissen geeignete Umgebungsbedingungen, identifiziert aus den Thermografieaufnahmen

	$v_L = 10$ mm/s	$v_L = 35$ mm/s	$v_L = 60$ mm/s
Strategie 1	kein Favorit	Schutzgas	Schutzgas
Strategie 2	Schutzgas	Schutzgas	Schutzgas
Strategie 3	Atmosphäre	kein Favorit	kein Favorit

Verglichen mit der Änderung der Absorptionsbedingungen durch den variierenden Anteil transmittierter Energie spielen die durch Konvektion im Schutzgasstrom abgeführte Wärme sowie die Unterdrückung der exothermen Reaktion zwischen atmosphärischem Sauerstoff und der Metallschmelze aus makroskopischer Sicht eine untergeordnete Rolle. Im Gegensatz dazu wirkt sich die Verwendung von Schutzgas zur Unterdrückung der Oxidation auf mikroskopischer Ebene für die untersuchten Werkstoffe durchaus auf die resultierende Schmelzbadgeometrie aus.

Dieser Zusammenhang wird in Bild 58 für einen Schweißprozess mit Strahloszillation und unter atmosphärischen Umgebungsbedingungen durch fünf Einzelbilder, die aus einem Thermogramm zu sukzessive aufeinanderfolgenden Zeitpunkten entnommen werden, verdeutlicht. Dabei entstehen auf der Schmelzbadoberfläche zum Zeitpunkt t_1 Oxide, die sich anhand spektroskopischer Untersuchungen zum Großteil als Manganoxide identifizieren lassen [S1]. Diese verbinden sich zu kleineren Inseln und bewegen sich mit fortschreitender Prozesszeit (t_2) zum hinteren Schmelzbadrand. Durch die Verbindung mit weiteren Manganoxiden wächst die Manganoxidinsel bis zum Zeitpunkt t_3 weiter an. Gleichzeitig deformiert sich die Erstarrungsfront lokal im Bereich der Manganoxidinsel, bis sich zum Zeitpunkt t_4 eine entsprechende Wölbung ausgebildet hat.

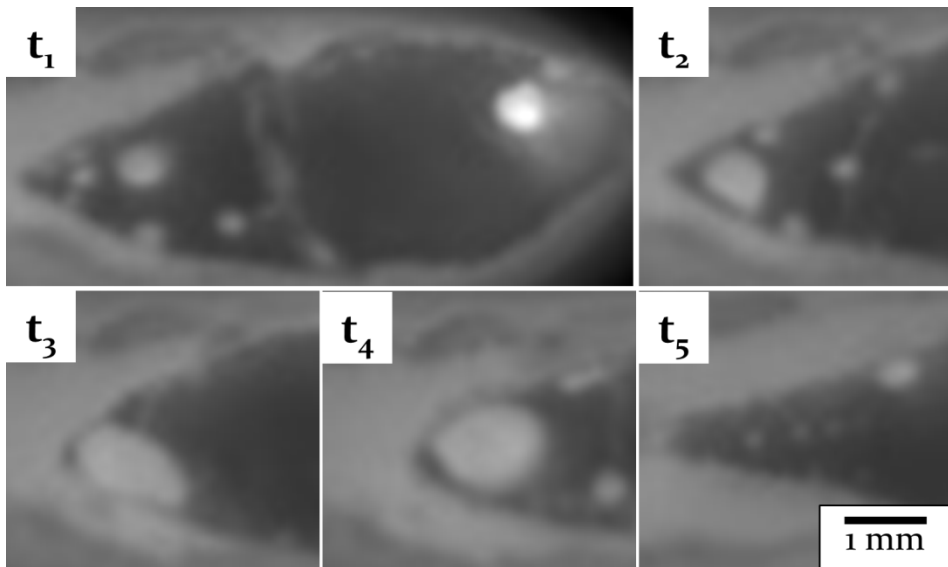


Bild 58: Detailaufnahme eines Thermogrammes ohne Prozessgas, $P = 0,90$ kW, $E = 90$ J/mm, $v_L = 10$ mm/s, Werkstoff: HC700LA, $d_F: 170$ μ m, Fig.: Dreieck, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz

Im weiteren Verlauf geht die Manganinsel abrupt in den erstarrenden Werkstoff über, wodurch der Winkel der Erstarrungsfronten sich kurzzeitig zum Zeitpunkt t_5 deutlich verringert und schließlich erneut den ursprünglichen Wert zum Zeitpunkt t_1 annimmt. Diese kurzzeitige Verringerung des Winkels der Erstarrungsfronten kann als Ausgangspunkt für die Initiierung von Heißrissen dienen, da dendritische Strukturen bei geringen Winkeln der Erstarrungsfronten in der Nahtmitte direkt aufeinandertreffen können, wodurch sich die Gefahr für die Entstehung eines dünnflüssigen Films aus Restschmelze erhöht. Demnach kann durch den

Einsatz von Argon als Schutzgas und die damit einhergehende Vermeidung der Bildung von Manganoxiden auf der Schmelzbadoberfläche der Heißrissbildung entgegengewirkt werden. Auf diese Weise unterliegt der durch den Einsatz von Argon ohnehin bereits vergrößerte Winkel der Erstarrungsfronten (Strategie 2) auch geringeren Schwankungen im Prozess.

6.3 Einfluss des Versuchswerkstoffes

Wie in Abschnitt 4.1 aufgezeigt, unterscheiden sich die beiden verwendeten Versuchswerkstoffe zwar nur in geringem Maße durch die Legierungszusammensetzungen, jedoch deutlich hinsichtlich des finalen Fertigungsschrittes sowie der vorliegenden Korngrößen und Gefügestrukturen. Neben den bereits beschriebenen Auswirkungen dieser Differenzen auf die Festigkeitseigenschaften ermittelt [202] für martensitisch härtbare Stähle zusätzlich einen Einfluss der Korngröße und Versetzungsdichte auf die Wärmeleitfähigkeit. Demnach nimmt die Wärmeleitfähigkeit mit steigender Versetzungsdichte beziehungsweise sinkender Korngröße ab. Dieser Trend bestätigt sich für verschiedene Streckenenergien, wie den charakteristischen Einzelbildern der Thermogramme in Bild 59 zu entnehmen, auch für die untersuchten mikrolegierten Feinkornbaustähle. Dementsprechend bilden sich bei der geringsten linearen Vorschubgeschwindigkeit für den deutlich feinkörnigeren HC700LA gegenüber S420MC durchweg größere, längere und breitere Schmelzbäder, da sich die im Prozess eingebrachte Wärme vom indirekt von der Oszillation beeinflussten Bereich (Bild 20) langsamer in die umliegenden Bereiche ausbreitet. Wie bereits in den vorangegangenen Abschnitten erläutert, stellt sich die Schmelzbadgeometrie bei dieser linearen Vorschubgeschwindigkeit zum Teil auch aufgrund des Energietransportes durch Wärmeleitung ein, sodass der werkstoffbedingte Einfluss auf die Wärmeleitung hier besonders schwer wiegt. Eine Variation des Prozessparameters Streckenenergie, für die unter dem Aspekt der unterschiedlichen Gefügestruktur und Wärmeleitfähigkeiten der Werkstoffe unter allen untersuchten Oszillations- und Prozessparameter die größten Abweichungen in der Schmelzbadgeometrie zu erwarten wäre, führt für die geringste lineare Vorschubgeschwindigkeit jedoch zu keinen signifikanten Diskrepanzen in der Reaktion beider Versuchswerkstoffe. Folgerichtig dokumentieren auch die quantitativen Messwerte in Bild 60 und Bild 61 zwar einen werkstoffbedingten Offset, jedoch fällt die Reaktion beider Werkstoffe auf eine Zunahme der Streckenenergien ähnlich aus, sodass in beiden Fällen ein

Anstieg der Flächen, Breiten und Längen der Schmelzbäder zu verzeichnen ist, wohingegen der Winkel der Erstarrungsfronten abnimmt.

In Analogie zum HC700LA nimmt der Einfluss der Streckenenergie, insbesondere zwischen der mittleren und höchsten untersuchten Stufe (90 J/mm und 100 J/mm), auch für den S420MC bei der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit ab. Gleiches gilt auch für den werkstoffbedingten Offset der charakteristischen Schmelzbadkenngrößen. Aus diesem Grund wachsen die Schmelzbadflächen, -längen und -breiten auch für diesen Werkstoff nur für die Anhebung der Streckenenergie von 80 J/mm auf 90 J/mm an, wohingegen die Winkel der Erstarrungsfronten weitestgehend unbeeinflusst bleiben. Hintergrund für diese Entwicklung ist die auch in Abschnitt 6.2.1 beschriebene Abnahme der Bedeutung des Energietransports aus dem indirekt von der Oszillation beeinflussten Bereich durch Wärmeleitung für diese lineare Vorschubgeschwindigkeit.

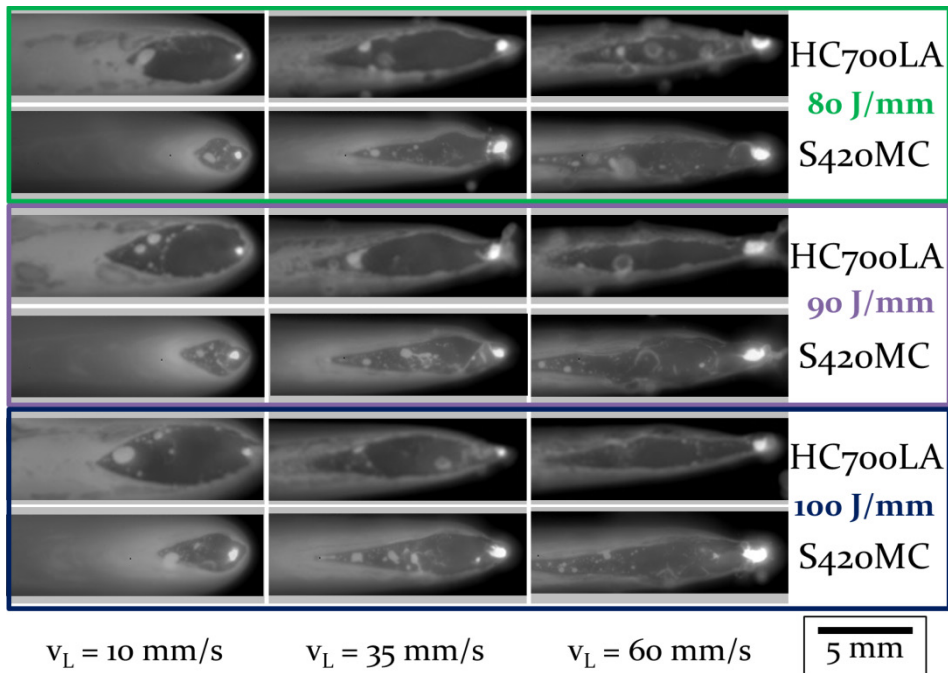


Bild 59: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Werkstoffen, $P_{10\ 80} = 0,80\text{ kW}$, $P_{35\ 80} = 2,80\text{ kW}$, $P_{60\ 80} = 4,80\text{ kW}$, $P_{10\ 90} = 0,90\text{ kW}$, $P_{35\ 90} = 3,15\text{ kW}$, $P_{60\ 90} = 5,40\text{ kW}$, $P_{10\ 100} = 1,00\text{ kW}$, $P_{35\ 100} = 3,50\text{ kW}$, $P_{60\ 100} = 6,00\text{ kW}$, $E_{80} = 80\text{ J/mm}$, $E_{90} = 90\text{ J/mm}$, $E_{100} = 100\text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170\ \mu\text{m}$, $A = 0,50\text{ mm}$, $f = 40\text{ Hz}$, Fig.: Dreieck

Für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit gewinnt der direkt von der Oszillation beeinflusste Bereich der Schmelzbäder weiter an Bedeu-

tung. So nimmt dessen Breite im Fall des HC700LA mit steigender Streckenenergie ebenfalls zu, während sie für den Werkstoff S420MC konstant bleibt. Die Ursache hierfür liegt ebenfalls in der besseren Wärmeleitfähigkeit, durch die der direkt von der Oszillation beeinflusste Bereich bereits für die geringste Streckenenergie deutlich breiter ausfällt, sodass keine weitere Steigerung durch eine Erhöhung der Streckenenergie erzielt werden kann. Gleiches gilt auch für die übrigen charakteristischen Kenngrößen der Schmelzbäder in S420MC. Als Konsequenz des breiteren, direkt von der Oszillation beeinflussten Bereiches im Schmelzbad für den S420MC übersteigen auch die dort gemessenen Längen und Flächen der Schmelzbäder deren Pendanten für den HC700LA, wodurch sich auch geringfügig größere Winkel der Erstarrungsfronten einstellen.

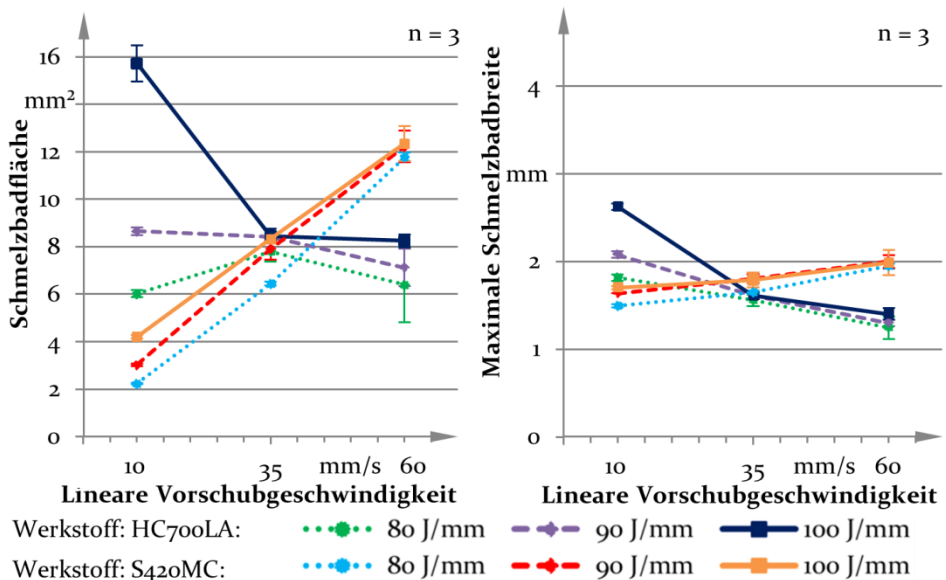


Bild 60: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Werkstoffen ermittelte Schmelzbadflächen und -breiten, $P_{10\ 80} = 0,80$ kW, $P_{35\ 80} = 2,80$ kW, $P_{60\ 80} = 4,80$ kW, $P_{10\ 90} = 0,90$ kW, $P_{35\ 90} = 3,15$ kW, $P_{60\ 90} = 5,40$ kW, $P_{10\ 100} = 1,00$ kW, $P_{35\ 100} = 3,50$ kW, $P_{60\ 100} = 6,00$ kW, $d_f = 170$ μ m, Fig.: Dreieck, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz

Die Bedeutung der ermittelten Unterschiede zwischen den Versuchswerkstoffen lässt sich im Hinblick auf die drei Strategien zur Unterdrückung von Heißrissen wie folgt festhalten: Bei der geringsten linearen Vorschubgeschwindigkeit entstehen für den S420MC im Vergleich zum HC700LA bei sonst gleichen Oszillations- und Prozessparametern kleinere Schmelzbäder (Strategie 3) mit größeren Winkeln der Erstarrungsfronten (Strategie 2), wodurch die Heißrissgefahr gesenkt wird. Letzteres gilt

beim Schweißen des S420 MC auch für die mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit. Für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit wirken sich die im Vergleich zum HC700LA längeren Schmelzbäder beim Schweißen des S420MC (Strategie 1) positiv aus. Eine Zusammenfassung der ermittelten Erkenntnisse enthält Tabelle 17.

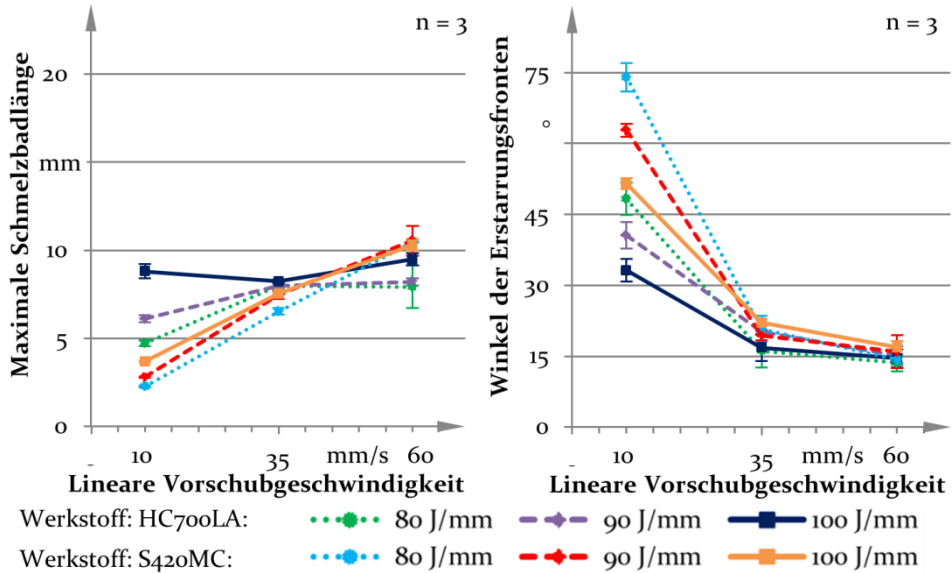


Bild 61: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Werkstoffen ermittelte Schmelzbadlängen und Winkel der Erstarrungsfronten, $P_{10\ 80} = 0,80\text{ kW}$, $P_{35\ 80} = 2,80\text{ kW}$, $P_{60\ 80} = 4,80\text{ kW}$, $P_{10\ 90} = 0,90\text{ kW}$, $P_{35\ 90} = 3,15\text{ kW}$, $P_{60\ 90} = 5,40\text{ kW}$, $P_{10\ 100} = 1,00\text{ kW}$, $P_{35\ 100} = 3,50\text{ kW}$, $P_{60\ 100} = 6,00\text{ kW}$, $d_F = 170\ \mu\text{m}$, Fig.: Dreieck, $A = 0,50\text{ mm}$, $f = 40\text{ Hz}$

Tabelle 17: Für die Umsetzung der drei Strategien zu Vermeidung von Heißrissen geeignete Werkstoffe, identifiziert aus den Thermografieaufnahmen

	$v_L = 10\text{ mm/s}$	$v_L = 35\text{ mm/s}$	$v_L = 60\text{ mm/s}$
Strategie 1	HC700LA	tendenziell HC700LA	S420MC
Strategie 2	S420MC	tendenziell S420MC	kein Favorit
Strategie 3	S420MC	kein Favorit	HC700LA

Somit ist festzuhalten, dass die auftretenden Schmelzbadgeometrien bei gleichen Oszillations- und Prozessparametern für die beiden untersuchten Werkstoffe divergieren, jedoch die Auswirkungen einer Variation der Streckenenergie ähnliche Reaktionen hervorrufen. Die beobachteten Schmelzbadgeometrien sowie die Einträge in Tabelle 17 lassen auf eine geringere Heißrissgefahr für die S420MC beim Schweißen mit der nied-

rigsten linearen Vorschubgeschwindigkeit schließen, wohingegen diese mit steigender linearer Vorschubgeschwindigkeit zunimmt und die des HC700LA bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit schließlich übersteigt.

Auch für die Schmelzbadgeometrie in Tiefenrichtung und die Gefügemorphologie lassen sich in den Querschliffen in Bild 62 werkstoffbedingte Differenzen identifizieren.

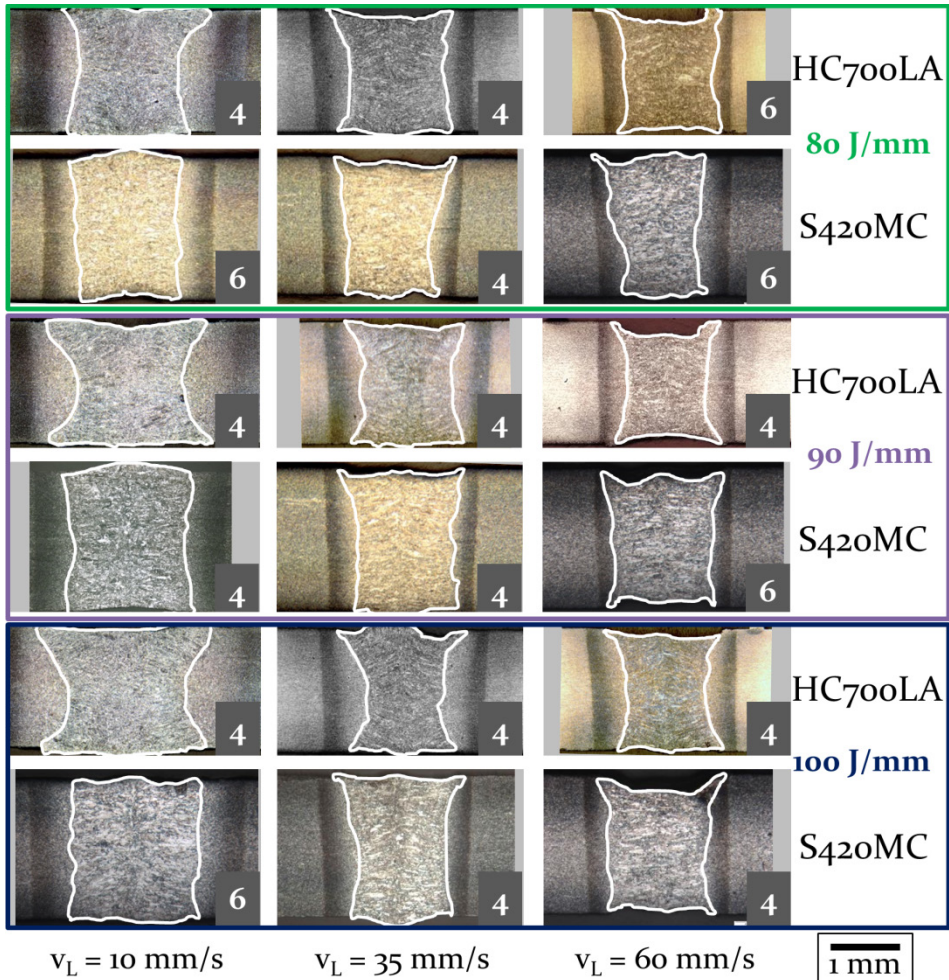


Bild 62: Querschliffe der mit verschiedenen Werkstoffen erzeugten Schweißnähte, $P_{10\ 80} = 0,80 \text{ kW}$, $P_{35\ 80} = 2,80 \text{ kW}$, $P_{60\ 80} = 4,80 \text{ kW}$, $P_{10\ 90} = 0,90 \text{ kW}$, $P_{35\ 90} = 3,15 \text{ kW}$, $P_{60\ 90} = 5,40 \text{ kW}$, $P_{10\ 100} = 1,00 \text{ kW}$, $P_{35\ 100} = 3,50 \text{ kW}$, $P_{60\ 100} = 6,00 \text{ kW}$, $E_{80} = 80 \text{ J/mm}$, $E_{90} = 90 \text{ J/mm}$, $E_{100} = 100 \text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \text{ }\mu\text{m}$, $A = 0,50 \text{ mm}$, $f = 40 \text{ Hz}$, Fig.: Dreieck

Eine dieser Differenzen ist die Korngröße innerhalb der Schweißnähte, die aufgrund des grobkörnigeren Ausgangsgefüges des S420MC gegenüber dem HC700LA ebenfalls größer ausfällt. Darüber hinaus sind für den S420MC geringere Nahtbreiten an der Blechober- und insbesondere an der Blechunterseite zu beobachten, die sich durch die bessere Wärmeleitfähigkeit und den damit ausbleibenden Wärmestau an den Blechaußenkanten ergründen lassen. Infolgedessen ergeben sich gerade, nahezu parallele Nahtflanken, sodass anstelle der x-förmigen Nahtquerschnitte des HC700LA zumeist y- beziehungsweise v-förmige Nähte für den S420MC erzeugt werden, wodurch sich die Formkennzahl für einige der Querschliffe von 4 auf 6 ändert. Damit unterbleibt für den S420MC jedoch auch die für HC700LA zu erkennende Ablenkung der Wachstumsrichtung zur Blechober- und -unterseite hin, wodurch die Strukturen während der Erstarrung in der Nahtmitte direkt aufeinandertreffen.

Die zur Beschreibung der Schmelzbadgeometrie in Tiefenrichtung verwendeten Nahtquerschnittsflächen werden für die Darstellung in Bild 63 zur Kompensation des Blechdickenunterschiedes von 0,2 mm (10 %) auf die höhere Blechdicke des S420MC normiert.

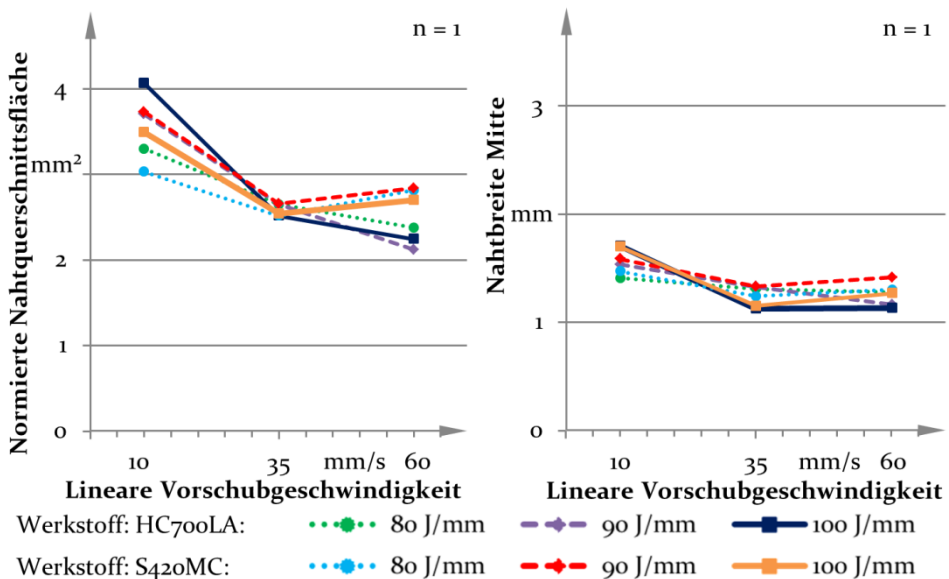


Bild 63: Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten (Blechmitte) der mit verschiedenen Werkstoffen erzeugten Schweißnähte, $P_{10\ 80} = 0,80\text{ kW}$, $P_{35\ 80} = 2,80\text{ kW}$, $P_{60\ 80} = 4,80\text{ kW}$, $P_{10\ 90} = 0,90\text{ kW}$, $P_{35\ 90} = 3,15\text{ kW}$, $P_{60\ 90} = 5,40\text{ kW}$, $P_{10\ 100} = 1,00\text{ kW}$, $P_{35\ 100} = 3,50\text{ kW}$, $P_{60\ 100} = 6,00\text{ kW}$, Fig.: Dreieck, $d_F = 170\ \mu\text{m}$, $A = 0,50\text{ mm}$, $f = 40\text{ Hz}$

Die bei gleichen Streckenenergien für die geringste lineare Vorschubgeschwindigkeit erkennbar größeren Nahtquerschnittsflächen (Bild 63, links) des HC700LA rühren, wie bereits erwähnt, im Wesentlichen von größeren Nahtbreiten an der Ober- und Unterseite der Bleche her, da sich die Nahtbreiten in der Blechmitte mit steigender Streckenenergie immer weiter annähern.

Für die mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit unterscheiden sich die Nahtquerschnitte hauptsächlich durch deren Breite an der Blechunterseite, sodass die Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten in der Blechmitte, wie zuvor auch die charakteristischen Schmelzbadkenngrößen der Oberfläche, weitestgehend ähnliche Werte erreichen. Auch für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit korrelieren die Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten in der Blechmitte mit den an der Oberfläche gemessenen Werten, sodass für S420MC höhere Werte gemessen werden. Hierbei ergeben sich die größeren Querschnittsflächen zumeist durch die parallelen Nahtflanken, die aufgrund der größeren Breiten in der Blechmitte entstehen.

Mit Blick auf die Vermeidung von Heißrissen ist für den HC700LA aufgrund der größeren Nahtquerschnittsflächen (Strategie 3) bei der geringsten linearen Vorschubgeschwindigkeit mit einer höheren Heißrissanfälligkeit zu rechnen. Im Gegensatz dazu ist für den S420MC mit einer höheren Heißrissgefahr ab der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit zu rechnen, da für diesen Werkstoff in diesem Fall nahezu parallele Nahtflanken auftreten, die ein direktes Aufeinandertreffen der erstarrenden Strukturen nach sich ziehen. Daneben fördern auch die größeren Nahtquerschnittsflächen (Strategie 3) für den S420MC bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit die Bildung von Heißrissen. Tabelle 18 ordnet ein, für welchen der beiden Versuchswerkstoffe sich eine geringere Heißrissgefahr durch die vorliegende Gefügemorphologie und Nahtform ergibt.

Tabelle 18: Für die Vermeidung von Heißrissen geeignete Werkstoffe, identifiziert aus den Querschlitzen

	$v_L = 10 \text{ mm/s}$	$v_L = 35 \text{ mm/s}$	$v_L = 60 \text{ mm/s}$
Strategie 3	S420MC	kein Favorit	HC700LA
Gefügemorphologie	tendenziell HC700LA	HC700LA	HC700LA
Form	HC700LA	HC700LA	HC700LA

7 Analyse der Heißrissbildung beim Schweißen mit Strahloszillation

Ziel des vorliegenden Kapitels ist die Prüfung, inwiefern sich Nahtmittenrisse in mikrolegierten Feinkornbaustählen durch eine Manipulation der Schmelzbadgeometrie mithilfe einer überlagerten Strahloszillation unterdrücken lassen. Grundlage dafür bilden die drei in Kapitel 5 und Kapitel 6 vorgestellten Strategien zur Vermeidung von Heißrissen durch eine Abänderung der Schmelzbadgeometrie. Als Referenz für den Vergleich der Schmelzbäder dienen die aus Kapitel 5 bekannten, für die Heißrissbildung kritischen Schmelzbäder sowie deren charakteristische Kenngrößen. Die Manipulation der Schmelzbadgeometrie im Sinne der drei Strategien zur Vermeidung von Heißrissen geschieht auf Basis der Ergebnisse aus Kapitel 6, in dem der jeweilige Einfluss der Oszillations- und Prozessparameter auf die Schmelzbadform an der Oberfläche und im Querschnitt sowie auf die Gefügemorphologie in Tabelle 6 bis Tabelle 18 festgehalten ist. Das vorliegende Kapitel untergliedert sich in die drei Strategien, für die jeweils in Analogie zu Kapitel 6 zunächst die Schmelzbadoberflächen anhand der Thermografieaufnahmen und der daraus generierten Messwerte und anschließend Querschnitte und Gefügemorphologie mithilfe von Querschliffen verglichen werden. Wie bereits in den vorangegangenen Kapiteln erfolgt der Vergleich aufgrund der unterschiedlichen Prozessregime in Abhängigkeit der linearen Vorschubgeschwindigkeit und anhand exemplarisch ausgewählter Proben. Um den Ergebnissen aus Abschnitt 6.3 Rechnung zu tragen, wird der für die jeweilige lineare Vorschubgeschwindigkeit als heißrisskritischer identifizierte Werkstoff für den Vergleich herangezogen, sodass für die geringste Vorschubgeschwindigkeit immer HC700LA und für die beiden übrigen Vorschubgeschwindigkeiten stets S420MC zum Einsatz kommen.

Zu Beginn wird der ersten Strategie folgend untersucht, ob sich Heißrisse durch eine Verlängerung der Schmelzbäder und den damit verbundenen geringeren Temperaturgradienten in Schweißrichtung und geringeren Dehnraten während der Erstarrung vermeiden lassen. In diesem Sinne zeigt Bild 64 charakteristische Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schmelzbäder rissbehafteter und mithilfe der ersten Strategie erzeugter rissfreier Schweißnähte. Wie angestrebt, sind in den Bildern für die rissfreien Nähte jeweils längere Schmelzbäder zu erkennen. Die Verlängerung wurde dabei durch eine Umsetzung eines Teils der in Kapitel 6 ermittelten Maßnahmen erwirkt. Für die geringste lineare Vorschubge-

schwindigkeit basiert die Verlängerung der Schmelzbäder, im Einklang mit den Erkenntnissen aus den Abschnitten 6.1.1, 6.1.3 und 6.2.2, auf der Verwendung der Oszillationsfigur Dreieck sowie der Erhöhung der Oszillationsfrequenz und des Fokusedurchmessers. Im vorliegenden Fall genügt bereits eine Oszillationsfrequenz von 60 Hz, für die in Abschnitt 6.1.3 nur die zweitlängsten Schmelzbäder zu verzeichnen sind. Weitere Details sind zu den übrigen Parametern in der Bildunterschrift enthalten.

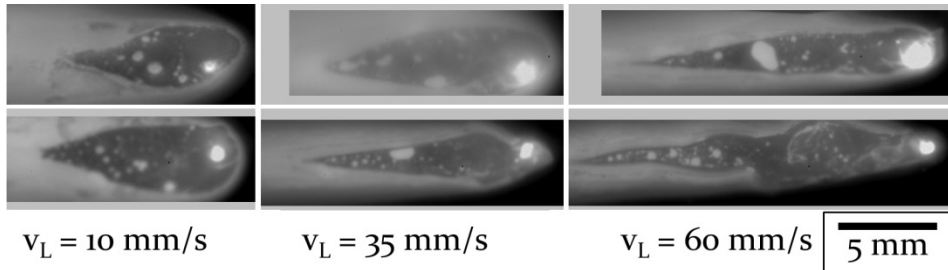


Bild 64: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse für rissbehaftete (oben) und mithilfe der ersten Strategie erzeugte rissfreie Nähte (unten). Links: $P_{10} = 1,00 \text{ kW}$, $E = 100 \text{ J/mm}$, $A = 0,50 \text{ mm}$, Werkstoff: HC700LA, **links oben: Fig.: Sägezahn**, $d_F = 170 \mu\text{m}$, $f = 40 \text{ Hz}$, **links unten: Fig.: Dreieck** $d_F = 255 \mu\text{m}$, $f = 60 \text{ Hz}$; Mitte: Werkstoff: S420MC, $d_F = 170 \mu\text{m}$, Fig.: Dreieck, **Mitte oben: $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$** , $E = 90 \text{ J/mm}$, $f = 60 \text{ Hz}$, $A = 0,25 \text{ mm}$, **Mitte unten: $P_{35} = 3,50 \text{ kW}$** , $E = 100 \text{ J/mm}$, $f = 40 \text{ Hz}$, $A = 0,75 \text{ mm}$; rechts: $P_{60} = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Werkstoff: S420MC, $d_F = 170 \mu\text{m}$; **rechts oben: keine Oszillation, Linie defokussiert ($d_0 = 600 \mu\text{m}$; $h_{\text{defok}} = +6 \text{ mm}$)**, **rechts unten: Fig.: Dreieck**, $A = 0,75 \text{ mm}$, $f = 20 \text{ Hz}$

Für die mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit werden zur Verlängerung der Schmelzbäder die Resultate aus den Abschnitten 6.1.2, 6.1.3 und 6.2.1 angewandt, wodurch sich Streckenenergie und Oszillationsamplituden gegenüber den rissbehafteten Proben erhöhen und die Frequenz um eine Stufe reduziert wird. Demgegenüber verdeutlicht das für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit gewählte Beispiel generell das Potenzial einer überlagerten Strahloszillation, durch die im gezeigten Prozess eine Verlängerung des Schmelzbades gegenüber dem Referenzprozess ohne Oszillation ermöglicht wird.

Die zugehörigen quantitativen Messwerte für die Schmelzbadlängen der rissbehafteten und rissfreien Proben zeigt Bild 65. Daraus geht hervor, dass sich Heißrisse in den gezeigten Beispielen für die geringste und mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit durch die Verlängerung der Schmelzbäder um zirka 10 % und für die höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit um zirka 25 % vermeiden lassen. Die höhere notwendige Differenz der Schmelzbadlängen für 60 mm/s ist auf die dort

auftretenden höheren Dehnraten durch die schnellere Abkühlung während der Erstarrungsphase zurückzuführen.

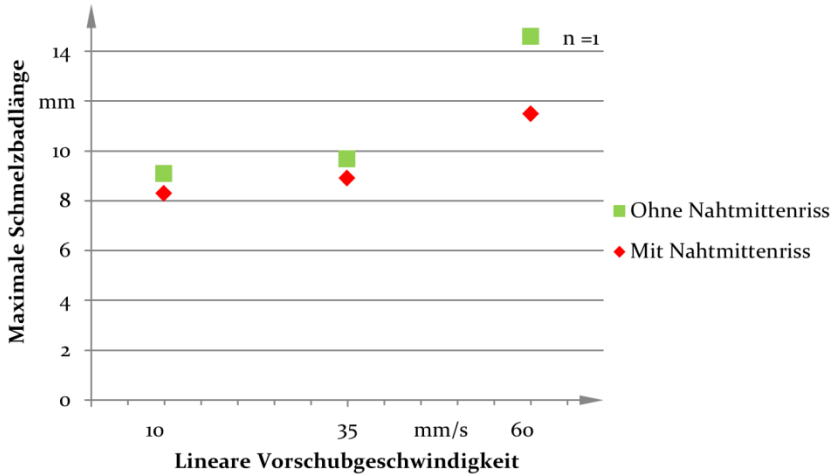


Bild 65: Aus den Thermogrammen der Schweißprozesse ermittelte maximale Schmelzbadlängen für rissbehaftete und mithilfe der ersten Strategie erzeugte rissfreie Nähte.

$v_L = 10$ mm/s: $P_{10} = 1,00$ kW, $E = 100$ J/mm, $A = 0,50$ mm, Werkstoff: HC700LA, **mit Riss:**

Fig.: Sägezahn, $d_F = 170$ μm , $f = 40$ Hz, ohne Riss: Fig.: Dreieck $d_F = 255$ μm , $f = 60$ Hz;

$v_L = 35$ mm/s: Werkstoff: S420MC, $d_F = 170$ μm , Fig.: Dreieck, **mit Riss: $P_{35} = 3,15$ kW,**

$E = 90$ J/mm, $f = 60$ Hz, $A = 0,25$ mm, ohne Riss: $P_{35} = 3,50$ kW, $E = 100$ J/mm, $f = 40$ Hz,

$A = 0,75$ mm; $v_L = 60$ mm/s: $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: S420MC, $d_F = 170$ μm ;

mit Riss: keine Oszillation, Linie defokussiert ($d_0 = 600$ μm ; $h_{\text{defok}} = +6$ mm), ohne Riss: Fig.: Dreieck, $A = 0,75$ mm, $f = 20$ Hz

Die durch die Querschliffe in Bild 66 aufgezeigte Form der Nahtquerschnitte in Tiefenrichtung unterscheidet sich für die rissbehafteten und rissfreien Nähte. Einerseits fallen die rissbehafteten Nahtquerschnitte geringfügig breiter aus, weshalb die Unterdrückung der Nahtmittenrisse nicht ausschließlich auf dem geringeren Temperaturgradienten in Schweißrichtung und den dadurch verringerten Dehnraten beruht, sondern sicher auch auf dem Rückgang der auftretenden Dehnungen (Strategie 3). Andererseits entstehen für die rissfreien Nähte ausgeprägtere Nahttaillen (Wechsel der Formkennzahl von 7 nach 4 für $v_L = 60$ mm/s), die selbst für den S420MC zu einer geringfügigen Ablenkung der Kornwachstumsrichtung in der Nahtmitte hin zur Ober- und Unterseite der Bleche führt. Aufgrund der für die Umsetzung der ersten Strategie zur Vermeidung von Heißrissen notwendigen geringeren Abkühlgeschwindigkeit ist jedoch kein wesentlicher Unterschied in den Korngrößen zwischen den rissbehafteten und rissfreien Proben zu erkennen.

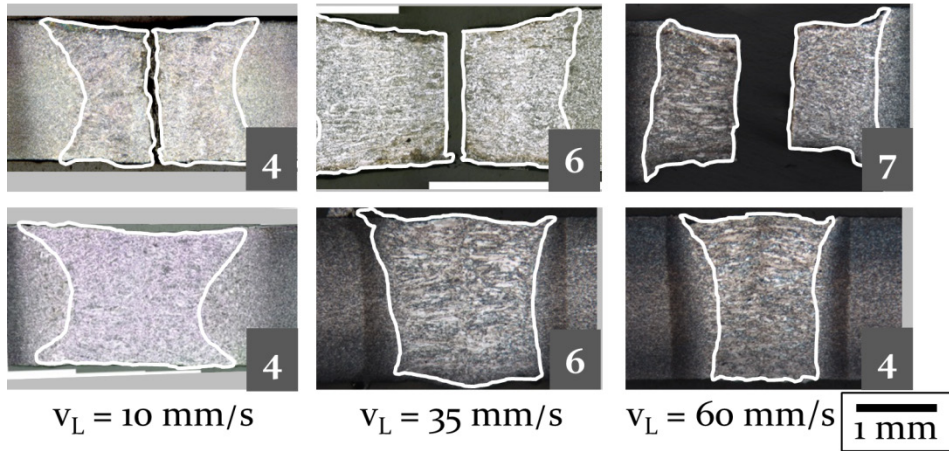


Bild 66: Querschnitte von rissbehafteten und mithilfe der ersten Strategie erzeugten rissfreien Nähten. $P_{10} = 1,00 \text{ kW}$, $E = 100 \text{ J/mm}$, $A = 0,50 \text{ mm}$, Werkstoff: HC700LA, links oben: Fig.: Sägezahn, $d_F: 170 \mu\text{m}$, $f = 40 \text{ Hz}$, links unten: Fig.: Dreieck $d_F: 255 \mu\text{m}$, $f = 60 \text{ Hz}$; Mitte: Werkstoff: S420MC, $d_F: 170 \mu\text{m}$, Fig.: Dreieck, Mitte oben: $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, $f = 60 \text{ Hz}$, $A = 0,25 \text{ mm}$, Mitte unten: $P_{35} = 3,50 \text{ kW}$, $E = 100 \text{ J/mm}$, $f = 40 \text{ Hz}$, $A = 0,75 \text{ mm}$; rechts: $P_{60} = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Werkstoff: S420MC, $d_F: 170 \mu\text{m}$, rechts oben: keine Oszillation, Linie defokussiert ($d_0 = 600 \mu\text{m}$; $h_{\text{defok}} = +6 \text{ mm}$), rechts unten: Fig.: Dreieck, $A = 0,75 \text{ mm}$, $f = 20 \text{ Hz}$

Nach der zweiten im Stand der Forschung und Technik identifizierten Strategie können Heißrisse durch eine Vergrößerung des Winkels der Erstarrungsfronten vermieden werden. Durch diese soll das Aufeinandertreffen von senkrecht zur Schweißrichtung wachsenden Erstarrungsstrukturen in der Nahtmitte durch deren Umlenkung unterbunden werden, sodass sich keine niedrigschmelzenden Eutektika in der Nahtmitte agglomerieren. Auch diese Strategie lässt sich, wie in Kapitel 6 aufgezeigt, mithilfe einer überlagerten Strahloszillation umsetzen. Ein exemplarisches Ergebnis dieser Umsetzung ist neben rissbehafteten Referenzproben in Bild 67 enthalten. Für die niedrigste lineare Vorschubgeschwindigkeit fußt die Vergrößerung des Winkels der Erstarrungsfronten in Übereinstimmung mit den in Abschnitt 6.1.1 und 6.1.2 vorgestellten Ergebnissen auf einer Änderung der Oszillationsfigur von Kreis zu Dreieck und einer Vergrößerung der Oszillationsamplitude. Weitere Informationen zu den unveränderten Prozess- und Oszillationsparametern sind wiederum der Bildunterschrift zu entnehmen.

Im Fall des für die mittlere Vorschubgeschwindigkeit gewählten Beispiels fließen Erkenntnisse aus den Abschnitten 6.1.1, 6.2.1 und 6.2.2 ein, wonach die mittlere Streckenenergie und der größte Fokusdurchmesser für die Oszillationsfigur Dreieck eine Vergrößerung des Winkels der

Erstarrungsfronten verursacht. Gleichzeitig wird deutlich, dass eine überlagerte Strahloszillation auch für die Vermeidung von Heißrissen bei der mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit angewandt werden kann.

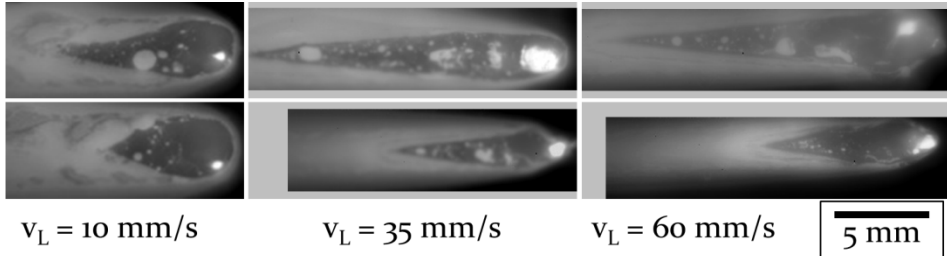


Bild 67: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse für rissbehaftete (oben) und mithilfe der zweiten Strategie erzeugte rissfreie Nähte (unten). Links: $P_{10} = 1,00$ kW, $E = 100$ J/mm, $d_F = 170$ μ m, Werkstoff: HC700LA, $f = 80$ Hz, **links oben: Fig.: Kreis, $A = 0,50$ mm, links unten: Fig.: Dreieck, $A = 0,75$ mm**; Mitte: Werkstoff: S420MC, **Mitte oben: $P_{35} = 3,50$ kW, $E = 100$ J/mm, $d_F = 170$ μ m, keine Oszillation, Linie defokussiert ($d_0 = 600$ μ m; $h_{\text{defok}} = +6$ mm), Mitte unten: $P_{35} = 3,15$ kW, $E = 90$ J/mm, $d_F = 340$ μ m, Fig.: Dreieck, $A = 0,50$ mm, $f = 60$ Hz**; rechts: $P_{60} = 6,00$ kW, $E = 100$ J/mm, Werkstoff: S420MC, $f = 60$ Hz, Fig.: Dreieck; **rechts oben: $d_F = 170$ μ m, $A = 0,25$ mm; rechts unten: $d_F = 255$ μ m, $A = 0,50$ mm**

Auch trotz des noch größeren, direkt von der Oszillation beeinflussten Bereichs der mit der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit erzeugten Schmelzbäder lässt sich der Winkel der Erstarrungsfronten auf Basis der Erkenntnisse aus Abschnitt 6.2.2 durch die Erhöhung des Fokusschmelzdurchmessers auf 255 μ m bei einer Oszillationsamplitude von 0,5 mm für die Schmelzbäder der rissfreien Nähte vergrößern.

Abseits dieser Erkenntnisse ist für die Schmelzbäder in Bild 67 bei der mittleren und höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit auch ein Rückgang der Schmelzbadflächen (Strategie 3) sichtbar, der ebenfalls einen Teilbeitrag zur Unterdrückung von Heißrissen leistet. Diese Abhängigkeit der charakteristischen Schmelzbadkenngrößen voneinander lässt sich durch die Anwendung einer überlagerten Strahloszillation vor allem für höhere lineare Vorschubgeschwindigkeiten nur teilweise, jedoch nicht vollständig aushebeln.

Die quantitativen Messwerte der Winkel der Erstarrungsfronten der in Bild 67 gezeigten Schmelzbäder enthält Bild 68. Demzufolge ergeben sich durch die genannten Maßnahmen für die rissfreien Proben in Abhängigkeit der linearen Vorschubgeschwindigkeit um 8° ($v_L = 10$ mm/s), 26° ($v_L = 35$ mm/s) und 6° ($v_L = 60$ mm/s) größere Winkel der Erstarrungsfronten.

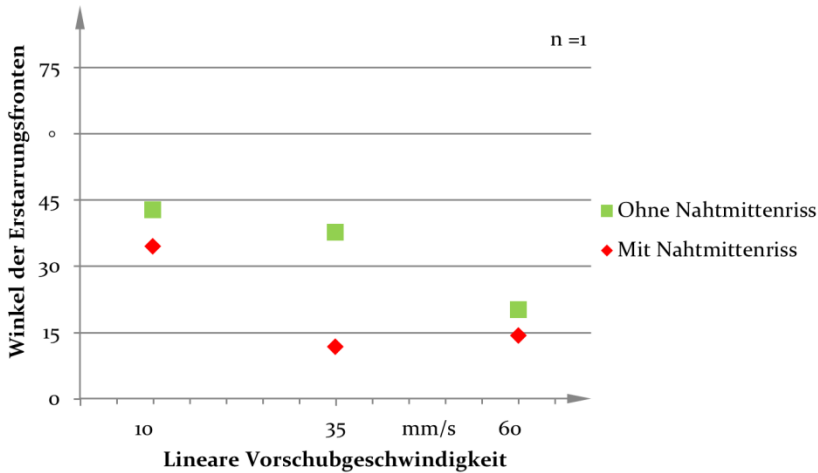


Bild 68: Aus den Thermogrammen der Schweißprozesse ermittelte Winkel der Erstarrungsfronten für rissbehaftete und mithilfe der zweiten Strategie erzeugte rissfreie Nähte.

$v_L = 10$ mm/s: $P_{10} = 1,00$ kW, $E = 100$ J/mm, $d_F: 170$ μ m, Werkstoff: HC700LA, $f = 80$ Hz, **mit Riss: Fig.: Kreis, $A = 0,50$ mm, ohne Riss: Fig.: Dreieck, $A = 0,75$ mm**; $v_L = 35$ mm/s: Werkstoff: S420MC, **mit Riss: $P_{35} = 3,50$ kW, $E = 100$ J/mm, $d_F: 170$ μ m, keine Oszillation, Linie defokussiert ($d_0 = 600$ μ m; $h_{defok} = +6$ mm), ohne Riss: $P_{35} = 3,15$ kW, $E = 90$ J/mm, $d_F: 340$ μ m, Fig.: Dreieck, $A = 0,50$ mm, $f = 60$ Hz; $v_L = 60$ mm/s: $P_{60} = 6,00$ kW, $E = 100$ J/mm, Werkstoff: S420MC, $f = 60$ Hz, Fig.: Dreieck, **mit Riss: $d_F: 170$ μ m, $A = 0,25$ mm, ohne Riss: $d_F: 255$ μ m, $A = 0,50$ mm****

Neben der Größe der Schmelzbäder an der Oberfläche nimmt für die mittlere und höchste lineare Vorschubgeschwindigkeit auch die in den Querschliffen in Bild 69 eingezeichnete Nahtquerschnittsfläche für die rissfreien Proben gegenüber den rissbehafteten Proben ab. Durch das fehlende Volumen der bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit entstehenden Spritzer sind für diesen Querschliff zudem ein großer Nahteinfall und Wurzelrückfall vorhanden. Das dadurch verringerte Nahtvolumen resultiert in einer hohen Abkühlgeschwindigkeit und feiner Gefügestruktur innerhalb der Naht.

Darüber hinaus verändert sich die Nahtform durch die getroffenen Maßnahmen hin zu x-förmigen Querschnitten, weshalb auch die Formkennzahl 4 bei der mittleren Vorschubgeschwindigkeit erreicht wird. Im Unterschied zu den in Bild 66 abgebildeten Querschliffen für die erste Strategie ist jedoch keine wesentliche Ablenkung der Kornwachstumsrichtungen in der Nahtmitte für diese Vorschubgeschwindigkeiten zu beobachten. Dies steht im Kontrast zur geringsten linearen Vorschubgeschwindigkeit, für die eine ausgeprägte Nahttaille sowie die Ablehnung der Kornwachstumsrichtungen hin zur Blechober- und -unterseite zu erkennen ist.

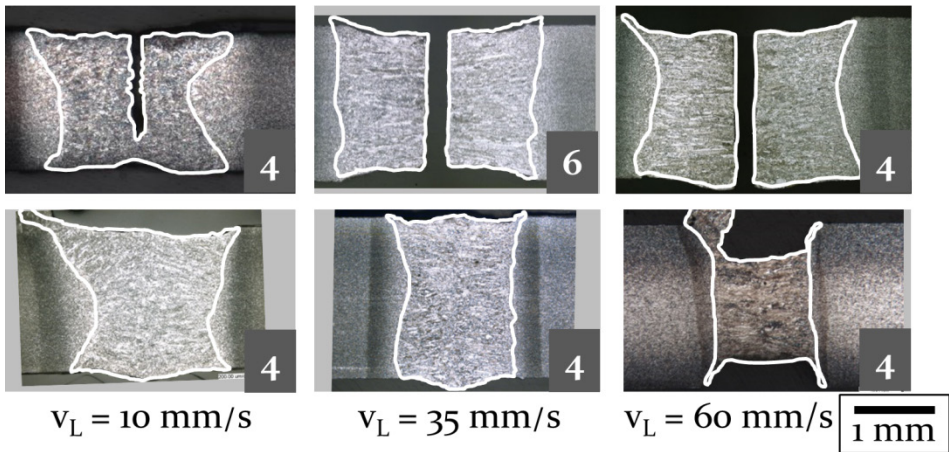


Bild 69: Querschliffe von rissbehafteten und mithilfe der zweiten Strategie erzeugten rissfreien Nähten. Links: $P_{10} = 1,00 \text{ kW}$, $E = 100 \text{ J/mm}$, $d_F = 170 \mu\text{m}$, Werkstoff: HC700LA, $f = 80 \text{ Hz}$, links oben: Fig.: Kreis, $A = 0,50 \text{ mm}$, links unten: Fig.: Dreieck, $A = 0,75 \text{ mm}$; Mitte: Werkstoff: S420MC, Mitte oben: $P_{35} = 3,50 \text{ kW}$, $E = 100 \text{ J/mm}$, $d_F = 170 \mu\text{m}$, keine Oszillation, Linie defokussiert ($d_0 = 600 \mu\text{m}$; $h_{\text{defok}} = +6 \text{ mm}$), Mitte unten: $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, $d_F = 340 \mu\text{m}$, Fig.: Dreieck, $A = 0,50 \text{ mm}$, $f = 60 \text{ Hz}$; rechts: $P_{60} = 6,00 \text{ kW}$, $E = 100 \text{ J/mm}$, Werkstoff: S420MC, $f = 60 \text{ Hz}$, Fig.: Dreieck; rechts oben: $d_F = 170 \mu\text{m}$, $A = 0,25 \text{ mm}$; rechts unten: $d_F = 255 \mu\text{m}$, $A = 0,50 \text{ mm}$

Die nach der dritten Strategie erforderliche Reduzierung der während der Erstarrung auftretenden Dehnungen erfährt ihre Umsetzung durch eine Reduzierung der Schmelzbadfläche. Dementsprechend treten für die nach dieser Strategie erzeugten rissfreien Nähte in Bild 70 stets kleinere Schmelzbäder auf.

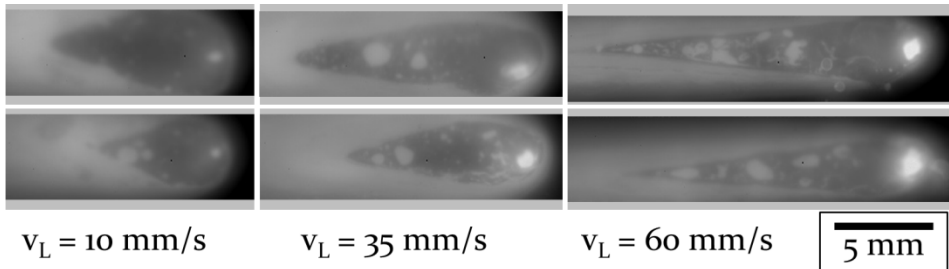


Bild 70: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse für rissbehaftete (oben) und mithilfe der dritten Strategie erzeugte rissfreie Nähte (unten). Links: $d_F = 170 \mu\text{m}$, Werkstoff: HC700LA, $f = 60 \text{ Hz}$, Fig.: Dreieck, $A = 0,75 \text{ mm}$, links oben: $P_{10} = 0,90 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, links unten: $P_{10} = 0,80 \text{ kW}$, $E = 80 \text{ J/mm}$; Mitte: $d_F = 170 \mu\text{m}$, Werkstoff: S420MC, $f = 60 \text{ Hz}$, Fig.: Dreieck, $A = 0,25 \text{ mm}$, Mitte oben: $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Mitte unten: $P_{35} = 2,80 \text{ kW}$, $E = 80 \text{ J/mm}$; rechts: $d_F = 170 \mu\text{m}$, Werkstoff: S420MC, $f = 60 \text{ Hz}$, Fig.: Dreieck, $A = 0,25 \text{ mm}$, rechts oben: $P_{60} = 6,00 \text{ kW}$, $E = 100 \text{ J/mm}$, rechts unten: $P_{60} = 4,80 \text{ kW}$, $E = 80 \text{ J/mm}$

Wie in Abschnitt 6.2.1 konstatiert, ist die Reduzierung der Schmelzbadfläche unabhängig von der linearen Vorschubgeschwindigkeit durch die Wahl einer geringeren Streckenenergie umsetzbar. Während für die niedrigste und mittlere lineare Vorschubgeschwindigkeit eine Reduzierung um 10 J/mm ausreicht, wird die Streckenenergie aufgrund der höheren Dehnraten bei der höchsten linearen Vorschubgeschwindigkeit um 20 J/mm verringert.

Für die quantitativen Messwerte für die Schmelzbadflächen in Bild 71 ergibt sich bei den verschiedenen linearen Vorschubgeschwindigkeiten ein ähnlicher Rückgang von zirka 4 mm², 7 mm² und 6 mm² für die heißrissfreien Nähte gegenüber deren heißrissbehafteten Pendanten.

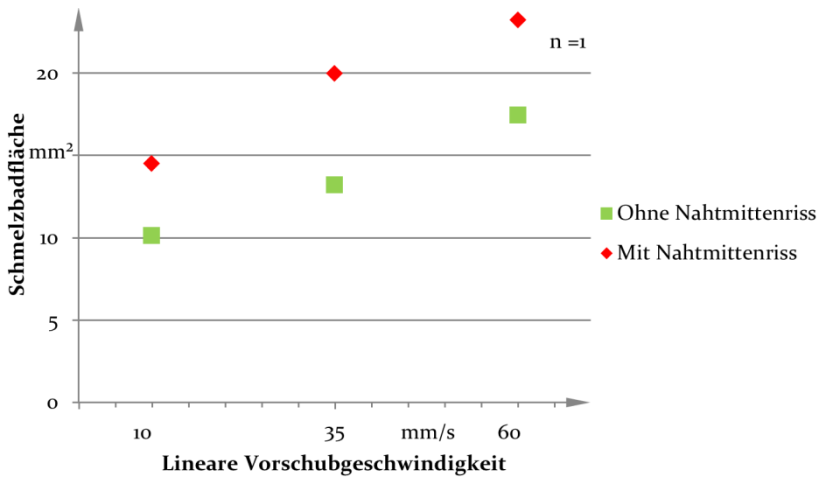


Bild 71: Aus den Thermogrammen der Schweißprozesse ermittelte Schmelzbadflächen für rissbehaftete und mithilfe der dritten Strategie erzeugte rissfreie Nähte. $v_L = 10$ mm/s: $d_F: 170 \mu\text{m}$, Werkstoff: HC700LA, $f = 60$ Hz, Fig.: Dreieck, $A = 0,75$ mm, **mit Riss: $P_{10} = 0,90$ kW, $E = 90$ J/mm, ohne Riss: $P_{10} = 0,80$ kW, $E = 80$ J/mm**; $v_L = 35$ mm/s: $d_F: 170 \mu\text{m}$, Werkstoff: S420MC, $f = 60$ Hz, Fig.: Dreieck, $A = 0,25$ mm, **mit Riss: $P_{35} = 3,15$ kW, $E = 90$ J/mm, ohne Riss: $P_{35} = 2,80$ kW, $E = 80$ J/mm**; $v_L = 60$ mm/s: $d_F: 170 \mu\text{m}$, Werkstoff: S420MC, $f = 60$ Hz, Fig.: Dreieck, $A = 0,25$ mm, **mit Riss: $P_{60} = 6,00$ kW, $E = 100$ J/mm, ohne Riss: $P_{60} = 4,80$ kW, $E = 80$ J/mm**

Zuletzt zeigen die Querschliffe der mit der dritten Strategie hergestellten Nähte in Bild 72 eine geringfügige Abnahme der Nahtquerschnittsflächen, vor allem an der Blechunterseite (Änderung der Formkennzahl von 4 nach 6 für $v_L = 60$ mm/s), die mit den an der Schmelzbadoberfläche beobachteten Vorgängen einhergeht. Zudem ist für die rissfreien gegenüber den rissbehafteten Proben bei der geringsten und mittleren linearen Vorschubgeschwindigkeit eine Ablenkung der Wachstumsrichtung in der

Nahtmitte zu erkennen, wohingegen ähnliche Korngrößen in allen Querschliffen auftreten.

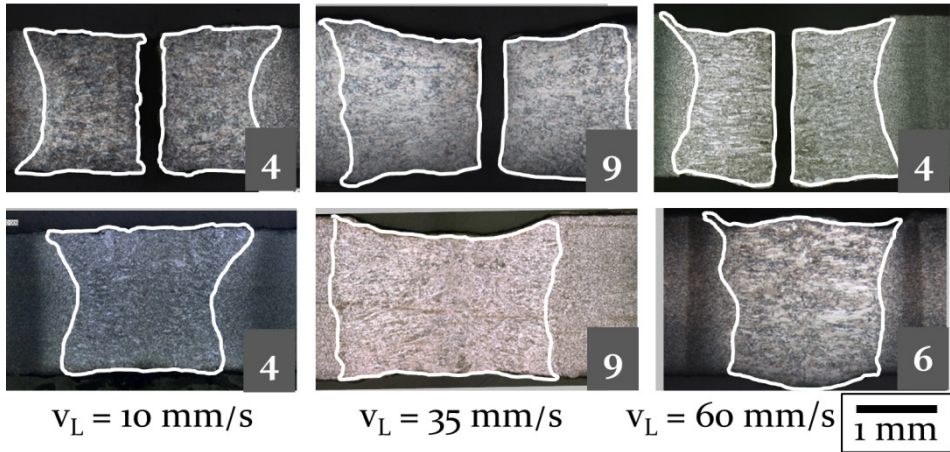


Bild 72: Querschliffe von rissbehafteten und mithilfe der dritten Strategie erzeugten rissfreien Nähten. Links: d_F : 170 μm , Werkstoff: HC700LA, f = 60 Hz, Fig.: Dreieck, A = 0,75 mm, **links oben**: P_{10} = 0,90 kW, E = 90 J/mm, **links unten**: P_{10} = 0,80 kW, E = 80 J/mm; Mitte: d_F : 170 μm , Werkstoff: S420MC, f = 60 Hz, Fig.: Dreieck, A = 0,25 mm, **Mitte oben**: P_{35} = 3,15 kW, E = 90 J/mm, **Mitte unten**: P_{35} = 2,80 kW, E = 80 J/mm; rechts: d_F : 170 μm , Werkstoff: S420MC, f = 60 Hz, Fig.: Dreieck, A = 0,25 mm, **rechts oben**: P_{60} = 6,00 kW, E = 100 J/mm, **rechts unten**: P_{60} = 4,80 kW, E = 80 J/mm

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass sich die drei im Stand der Forschung und Technik identifizierten Strategien zur Vermeidung von Heißrissen durch die Anwendung einer überlagerten Strahloszillation umsetzen lassen und Nahtmittenrisse somit verhindert werden können. Die Abhängigkeit zwischen den charakteristischen Schmelzbadkenngrößen lässt sich durch die höhere Anzahl an Parametern für das Schweißen mit Strahloszillation zum Teil kompensieren, jedoch nicht vollständig aushebeln, wodurch sich die Unterdrückung der Nahtmittenrisse stets nicht exklusiv auf eine der drei Strategien zurückführen lässt.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Das Ziel der vorliegenden Arbeit war die Ermittlung des Einflusses von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle. In diesem Zusammenhang lag das besondere Augenmerk auf der Vermeidung von Nahtmittenrissen beim Schweißen niedriglegierter hochfester Stähle, die durch eine überlagerte Strahloszillation umgesetzt werden sollte. Der mit dieser Methode einhergehende Verzicht auf Zusatzwerkstoff ebnet den Weg für das effiziente Remote-Schweißen von niedriglegierten hochfesten Stählen.

Das gesetzte Ziel wurde innerhalb der Arbeit in vier Schritten erreicht. Im ersten Schritt wurden innerhalb des Standes der Forschung und Technik drei bestehende Strategien identifiziert, mithilfe derer die Unterdrückung von Heißrissen in niedriglegierten hochfesten Stählen ausschließlich durch eine Manipulation der Schmelzbadgeometrie und der daraus resultierenden Gefügemorphologie und Erstarrungsbedingungen ermöglicht wird. Nach der ersten Strategie können Nahtmittenrisse durch eine Verlängerung der Schmelzbäder und die damit verbundenen geringeren Temperaturgradienten und Dehnraten in Schweißrichtung unterbunden werden. Der zweiten Strategie folgend, verhindern größere Winkel der Erstarrungsfronten im Schmelzbad ein direktes Aufeinandertreffen der Erstarrungsstrukturen und damit eine Agglomeration niedrigschmelzender Eutektika in der Nahtmitte. Durch die dritte Strategie werden die während der Erstarrung auftretenden Dehnungen durch kleinere Schmelzbad- und Nahtquerschnittsflächen reduziert und Nahtmittenrisse somit vermieden.

Im zweiten Schritt erfolgte die Charakterisierung der Schmelzbäder und Gefügemorphologie rissbehafteter Nähte durch Thermografieaufnahmen des Schweißprozesses und Querschleife. Hierfür wurden neben den zur Evaluation der drei Strategien zur Vermeidung von Heißrissen notwendigen charakteristischen Schmelzbadkenngrößen (Schmelzbadlänge, Winkel der Erstarrungsfronten und Schmelzbad- und Nahtquerschnittsfläche) auch die Schmelzbadbreiten, Nahtquerschnittsformen sowie Kornwachstumsrichtungen und -größen ermittelt.

Diese Kriterien wurden im dritten Schritt auch zur Analyse der mithilfe von Strahloszillation erzeugten Nähte und Schmelzbäder herangezogen. Auf diese Weise wurde der Einfluss der Parameter Oszillationsfigur, Amplitude, Frequenz, Streckenenergie, Fokussdurchmesser, Schutzgas und

Versuchswerkstoff auf die genannten Kriterien sukzessive untersucht und die daraus gewonnenen Erkenntnisse im Hinblick auf die Möglichkeiten zur Umsetzung der drei Strategien zur Vermeidung von Heißrissen aus dem ersten Schritt evaluiert. Im Zuge dessen wurden die folgenden wesentlichen Erkenntnisse gewonnen:

- Die Auswirkungen einer überlagerten Strahloszillation auf das Schweißergebnis nehmen mit steigender linearer Vorschubgeschwindigkeit zu, da sich gleichermaßen der Anteil des direkt von der Oszillation beeinflussten Bereiches im Schmelzbad vergrößert.
- Unter den im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Oszillationsfiguren erweist sich die Oszillationsfigur Dreieck am geeignetsten zur Umsetzung der drei Strategien zur Vermeidung von Heißrissen.
- Der Einfluss der übrigen Oszillations- und Prozessparameter divergiert zum Teil für die untersuchten linearen Vorschubgeschwindigkeiten.
- Es konnten für die verschiedenen Oszillations- und Prozessparameter größtenteils Favoriten gefunden werden, die zur Umsetzung der drei Strategien zur Vermeidung von Heißrissen geeignet erscheinen.
- Neben der Schmelzbadgeometrie werden auch die Entstehung von Schweißspritzern sowie die Energieverluste durch Transmission und Reflexion von den Oszillations- und Prozessparametern entscheidend beeinflusst.
- Die Gefügemorphologie ändert sich weitestgehend wie angestrebt über die Querschnittsform und Größe der Schmelzbäder und der daraus resultierenden Abkühlbedingungen.

Unter Anwendung des Wissens aus Schritt drei wurde im vierten Schritt erfolgreich verifiziert, dass sich die im zweiten Schritt betrachteten rissbehafteten Schmelzbäder und Gefüge in Bereiche verschieben lassen, für die rissfreie Nähte entstehen.

Somit wurde innerhalb der vorliegenden Arbeit erfolgreich nachgewiesen, dass sich Nahtmittenrisse beim Laserstrahlschweißen niedriglegierter hochfester Stähle durch eine Manipulation der Schmelzbadgeometrie durch eine überlagerte Strahloszillation vermeiden lassen.

Einen Ansatzpunkt für weitere Forschungen auf diesem Themengebiet stellt beispielsweise die Untersuchung der aufgezeigten Vorgehensweise für weitere heißrissgefährdete Werkstoffe sowie komplexere Bauteilgeometrien dar.

9 Summary and outlook

The aim of this thesis was to analyze the influence of beam oscillation of laser beam welding of high strength steels. In this context the main focus was on the prevention of centerline cracks in welding of low alloyed high strength steels. This goal should be achieved by a superimposed beam oscillation. This method can be conducted without the use of filler wire and consequently pave the way for the efficient remote welding of low alloyed high strength steels.

The goal of the thesis was achieved in four steps. In the first step three already existing strategies for the prevention of hot cracks in low alloyed high strength steels were identified in the state of the art. These strategies are solely based on a manipulation of the melt pool geometry and the resulting changes in crystalline structure and solidification conditions. According to the first strategy, centerline cracks can be avoided by an elongation of the melt pool and the smaller temperature gradients and strain rates in welding direction relating thereto. In contrast, the second strategy postulates that higher angles of the solidification fronts at the rear side of the melt pool inhibit the existence of a thin continuous melt film. This film consists of low-melting eutectics and is induced by a parallel crystal growth to the center of the weld seam. The third strategy prevents centerline cracks by a reduction of the strains appearing during solidification, by means of a decrease of the melt pool size.

In the second step the melt pools and crystal structure of weld seams with centerline cracks were characterized by thermography videos of the welding process and cross-sections of the seams. For this purpose the characteristic melt pool values (length and area of the melt pool, angle of solidification fronts and cross-sectional area), which are necessary for the evaluation of the three strategies, as well as width of the melt pool, the cross-sectional shape and the size and growth direction of the grains were determined.

The mentioned criteria were also used for analyzing the weld seams and melt pools, which were generated by means of a superimposed beam oscillation. In this way the influence of the parameters oscillation figure, amplitude, frequency, energy per unit length, focal diameter, shielding gas and material were investigated subsequently by the mentioned criteria. The results gained hereof were evaluated with respect to the three

strategies found in the first step, for their suitability to prevent hot cracking. In course of this, the following findings were gained:

- The impact of a superimposed beam oscillation on the welding result increases for higher linear welding velocities, since the proportion of the melt pool, which is directly affected by the oscillation increases simultaneously.
- For the oscillation figures analyzed in this thesis, the triangle figure reveals to be most suitable for the implementation of the three strategies for the prevention of hot cracking.
- The influence of the other oscillation and process parameters investigated in this thesis diverges in parts for the three different linear welding velocities.
- Favorites which seem to be suitable for the implementation of the three strategies for the prevention of hot cracking were found for most of the different oscillation and process parameters.
- Apart from the melt pool geometry, also the generation of spatters as well as the energy losses caused by transmission and reflection are influenced significantly by the oscillation and process parameters.
- As desired, crystal structure changed widely according to the cross-sectional shape and the size of the melt pools and the solidification conditions resulting thereof.

Based the knowledge gained in the third step, the measures to avoid hot cracking were successfully verified in the fourth step. Consequently, the melt pools and crystal structures, for which hot cracking was detected in the second step, were modified by these measures, so that weld seams without centerline cracks could be produced.

Hence, it was successfully demonstrated in this thesis, that centerline cracks in laser beam welding of low alloyed high strength steels can be avoided by a manipulation of the melt pool geometry induced by a superimposed beam oscillation.

An approach for further investigations within this field of research is the expansion of the findings of this thesis on other materials, which are susceptible for hot cracking or on complex part geometries.

„Nichts auf dieser Welt, was es sich zu haben lohnt, fällt einem in den Schoß.“

Ken Jenkins alias Dr. Robert „Bob“ Kelso in der TV-Serie Scrubs – Die Anfänger.

Literaturverzeichnis

- [1] http://www.europarl.europa.eu/news/de/headlines/society/20180305_STO99003/reduktion-von-co2-emissionen-eu-klimaziele-und-massnahmen, (abgerufen am 31.12.2018)
- [2] <https://www.adac.de/der-adac/motorwelt/reportagen-berichte/auto-innovation/audi-e-tron-quattro-suv-vollelektrisch/>, (abgerufen am 31.12.2018)
- [3] Narström, T.: How to Fail the Opportunity to Use High Strength Steel. IIW International Conference, High-Strength Materials - Challenges and Applications. IIW2015-15/94.00, Helsinki, 2015
- [4] Siltanen, J.; Tihinen, S.; Kömi, J.: Laser and Laser-GMA Hybrid welding of 960 MPa direct-quenched structural steel in a butt joint configuration, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2014, San Diego, 2014, 679-687
- [5] Porter, D. A.: Weldable High-Strength Steels - Challenges and Engineering Applications. IIW International Conference, High-Strength Materials - Challenges and Applications. IIW2015-15/0102, Helsinki., 2015
- [6] Graudenz, M.: Laser deployment in the new Audi A3. EALA – European Automotive Laser Applications 2013. 14th European Expert Conference, Bad Nauheim, 2013
- [7] Smith, S.; Bassan, D.; D'Angelo, G. Romanin, P.; Lateana, A.: Dissimilar materials laser joining in automotive applications: perspective and challenges. EALA –European Automotive Laser Applications 2017. 18th European Expert Conference, Bad Nauheim. 2017
- [8] Hügel, H.; Graf, T.: Laser in der Fertigung. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, GWV Fachverlage GmbH, 2009, 2., neu bearbeitete Auflage
- [9] Fahlström, K.; Persson, K.-A.; Larsson, J. K.; Ferrer, E. V.: Evaluation of Laser Weldability of 1800 and 1900 MPa Boron Steels. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2015, Atlanta, 2015, 561-570
- [10] Schedewy, R.; Brenner, B.; Dittrich, D.; Beyer E.: Multi-pass-narrow-gap-laser-beam-welding of hot crack sensitive thick aluminum plates. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2013, Miami, 2013, 422-430

- [11] Heinen, P.; Wu, H.; Olowinsky, A.; Gillner, A.: Helium-tight laser beam welding of aluminum with brilliant laser beam radiation. 8th International Conference on Photonic Technologies LANE 2014. Physics Procedia 56 (2014), Fürth, 554–565
- [12] Stritt, P.: Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Remote-Laserstrahlschweißen von AlMgSi 6016. Dissertation Universität Stuttgart. In: Graf, T. (Hrsg.): Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, München: Herbert Utz Verlag GmbH, 2016
- [13] Oefele, F.: Remote-Laserstrahlschweißen mit brillanten Laserstrahlquellen. Dissertation Technische Universität München. In: Reinhart, G.; Zäh, M. (Hrsg.): iwB-Forschungsberichte, München: Herbert Utz Verlag GmbH, 2012
- [14] Göbel, G.: Erweiterung der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen heißrissgefährdeter Werkstoffe. Dissertation Technische Universität Dresden, Dresden, 2007
- [15] Cross, C. E.: On the Origin of Weld Solidification Cracking. In: Böllinghaus, T.; Herold, H. (Hrsg.): Hot Cracking Phenomena in Welds, Berlin und Heidelberg: Springer-Verlag, 2005
- [16] Hagenlocher, C.; Seibold, M.; Weber, R.; Graf, T.: Modulation of the local grain structure in laser beam welds to inhibit the propagation centerline hot cracks. 10th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2018], Procedia CIRP 74 (2018), 434–437
- [17] Katayama, S.: Solidification phenomena of weld metals (1st report). Characteristic solidification morphologies, microstructures and solidification theory, Welding international. 14 (12) (2000), 939–951
- [18] Schweier, M.: Simulative und experimentelle Untersuchungen zum Laserschweißen mit Strahloszillation. Dissertation Technische Universität München. In: Reinhart, G.; Zäh, M. (Hrsg.): iwB-Forschungsberichte, München: Herbert Utz Verlag GmbH, 2015
- [19] Schmitt, F.: Laserstrahl-Mikroschweißen mit Strahlquellen hoher Brillanz und örtlicher Leistungsmodulation. Dissertation RWTH Aachen. In: Poprawe, R. (Hrsg.): Berichte aus der Lasertechnik, Aachen: Shaker Verlag, 2012
- [20] Smith, S.; Blackburn, J.; Gittos, M.; de Bono, P.; Hilton, P.: Welding of dissimilar metallic materials using a scanned laser beam. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2013, Miami, 2013, 493–502

- [21] Fetzer, F.; Jarwitz, M.; Stritt, P.; Weber, R.; Graf, T.: Fine-tuned remote laser welding of aluminum to copper with local beam oscillation. 9th International Conference on Photonic Technologies - LANE 2016. Physics Procedia 83 (2016), Fürth, 455–462
- [22] Schultz, V.; Seefeld, T.; Vollertsen, F.: Gap bridging ability in laser beam welding of thin aluminum sheets. 8th International Conference on Photonic Technologies LANE 2014. Physics Procedia 56 (2014) Fürth, 545–553
- [23] Herres, N.: Auswahl von Werkstoffen für den Leichtbau - Eine ganz kurze Einführung. Innovationstagung an der Hochschule für Technik Rapperswil, Rapperswil, 2008
- [24] Schröter, F.: Höherfeste Stähle für den Stahlbau - Auswahl und Anwendung. Bauingenieur, Heft 9, Düsseldorf: Springer-VDI-Verlag GmbH & Co. KG, 2003, 426–432
- [25] Baud, A.: EMP2 Efficient Modular Platform 2 - The New Vehicle Platform by PSA Peugeot Citroen - Laser application. EALA -European Automotive Laser Applications 2014, 15th European Expert Conference. Bad Nauheim, 2014
- [26] Drepper, M.: Neues Bewertungskonzept zur Charakterisierung des Temperatur-Zeit-Verlaufs bei höchstfesten Feinkornbaustählen. Dissertation RWTH Aachen, In: Reisgen, U. (Hrsg.): Aachener Berichte Fügetechnik, Aachen: Shaker Verlag, 2009
- [27] Mvola, B.; Kah, P.; Martikainen, J.; Suoranta, R.: Dissimilar Welding of High-Strength Steels. IIW International Conference, High-Strength Materials - Challenges and Applications, IIW2015-15/1402, Helsinki, 2015
- [28] Klein, B.: Leichtbau – Konstruktion – Berechnungsgrundlagen und Gestaltung. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, 2011, 9. überarbeitete und erweiterte Auflage
- [29] Friedrich, H. E.: Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer und Vieweg, 2009
- [30] Berns, H.; Theisen, W.: Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen. Berlin und Heidelberg: Springer-Verlag, Bochum, 2008, 4. bearbeitete Auflage
- [31] Hein, P.; Wilsius, J.: Status and Innovation Trends in Hot Stamping of USIBOR 1500 P. Steel research international 79, No. 2 (2008), 85–91
- [32] Naderi, M.; Katabchi, M.; Abbasi, M.; Bleck, W.: Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon steels after hot stamping. Journal of Materials Processing Technology 211. (2011) 1117–1125

- [33] Ganzer, S.; Albert, F.; Schmidt, M.: Hochfester und leicht umformbarer Stahl für den Automobilbau - Laserstrahlschweißen von 22MnB5 mit Aluminium-Silizium-Beschichtung. Laser Technik Journal, Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2009, 33-37
- [34] Behm, V.; Otto, M.; Höfemann, M.; Huinink, S.; Springer, A.; Kaieler, S.: Laser welding of fully austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steels. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2013, Miami, 2013, 638-646
- [35] Idrissi, H.; Renard, K.; Ryelandt, L.; Schryvers, D.; Jacques, P. J.: On the mechanism of twin formation in Fe-Mn-C TWIP steels. Acta Materialia 58 (2010), 2464-2476
- [36] Zwick, A.; Imhoff, R.; Kruse, D.: Laser-MSG-Hybridschweißen von hochfesten Feinkornbaustählen - Umsetzung in einer Produktionsanlage für Mobilkranauslegerprofile. DVS-Berichte, Band 296: DVS Congress 2013, Essen, 2013, 241-246
- [37] Fiedler, M.; Plozner, A.; Rutzinger, B.; Scherleitner, W.: Steuerung der Eigenschaften hoch- und höchstfester Stähle durch optimierte Lichtbogenprozesse. DVS-Berichte, Band 315: DVS Congress 2015, Nürnberg, 2015, 231-236
- [38] Ottersboeck, M. J.; Leitner, M.; Stoschka, M.; Maurer, W.: Fatigue strength of welded ultra high-strength steel joints. IIW International Conference, High-Strength Materials - Challenges and Applications, IIW2015-15/42.00, Helsinki, 2015
- [39] Pälmer, M.: Laser Application in Manufacturing Aluminum Doors for the new S-Class. EALA -European Automotive Laser Applications 2013. 14th European Expert Conference, Bad Nauheim. 2013
- [40] Weißbach, W.; Dahms, M.; Jaroschek, C.: Werkstoffe und ihre Anwendungen - Metalle, Kunststoffe und mehr. Wiesbaden: Springer Vieweg, Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, Flensburg und Bielefeld, 2018, 20. überarbeitete Auflage
- [41] Rodrigues, P. C. M.; Pereloma, E. V.; Santos, D. B.: Mechanical properties of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling. Materials Science and Engineering A283 (2000) 136-143
- [42] Willms, R.; Schröter, F.: Hochfeste Stahlbleche - Hochleistungswerkstoffe im konstruktiven Stahlbau.
https://www.dillinger.de/imperia/md/content/dillinger/publikationen/stahlbau/technischeliteratur/dh_hochfeste_stahlbleche.pdf, (abgerufen am 03.01.2019)

- [43] Girkes, A.: Moderne Thermomechanisch gewalzte Langprodukte - Vergleich mit klassischen Stählen. Jahrbuch 2008 der VDI-Gesellschaft Bautechnik, Teil I Aktuelles, bemerkenswerte Bauwerke, Beruf, Karriere, 2008
- [44] ESB Quality Guide. Normalisierte/ Normalisierend gew. Feinkorn Baustähle nach EN 10025-3: 2004. <https://www.esb-group.com/wp-content/uploads/2018/04/ESB-Quality-Guide-Normalisierte-feinkorn-Baust%C3%A4hle.pdf> (abgerufen am 03.01.2019)
- [45] Pirinen, M.; Kah, P. Martikainen, J.; Rautiainen, N.; Nallikari, M.; Nykänen, E.: Narrow gap welding for high strength steels used in ice-breakers. IIW International Conference, High-Strength Materials - Challenges and Applications, IIW2015-15/0903, Helsinki, 2015
- [46] Martin, F.; Schröter, F.: Neuste Entwicklungen von thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustählen – Erfahrungen aus Offshore-Industrie und Stahlwasserbau. Stahlbau 75, Heft 11 (2006), Berlin: Ernst & Sohn Verlag für Architektur und technische Wissenschaften GmbH & Co. KG, 875–881
- [47] Gerster, P.: Verarbeitung hochfester TM-Stähle im Fahrzeugbau. Fachtagung zur Eröffnung des Anwendungszentrums der Magdeburger Schweißtechnik GmbH, Barleben, 2006
- [48] Schulze, G.: Metallurgie des Schweißens – Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe. Berlin, Heidelberg und New York: Springer Verlag, 2004, Dritte, neu bearbeitete und erweiterte Auflage
- [49] Schröpfer, D.; Kannengießer, T.; Lausch, T.: Untersuchungen zum Einfluss der Wärmeleitung auf die Eigenspannungsbildung und Gesamtbeanspruchung in Schweißverbindungen aus hochfestem Feinkornbaustahl. DVS-Berichte, Band 296: DVS Congress 2013, Essen, 2013, 339–345
- [50] David, S. A.; Babu, S. S.; Vitek, J. M.: Welding: Solidification and Microstructure. JOM, The Member Journal of The Minerals, Metals & Materials Society June 2003 (2003), Pittsburgh
- [51] David, S. A.; Vitek, J. M.: Correlation between solidification parameters and weld microstructures. International Materials Review, Volume 34, No. 5 (1989), 213-245
- [52] Schröter, F.: Anwendung von höherfesten Stahlwerkstoffen für Schweißkonstruktionen in Wasserkraftanlagen. Bauingenieur, Band 81, (2006) 429–436
- [53] Heinze, C.: Untersuchung der Mikrorissbildung beim Schweißen hochfester Feinkornbaustähle. Dissertation Technische Universität Berlin, Berlin, 2014

- [54] Zimmer, P.: Zur Bewertung der Kaltrissicherheit von Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen. Dissertation Helmut Schmidt Universität, In: Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung (Hrsg.): BAM-Dissertationsreihe, Bremerhaven: Wirtschaftsverlag NW, Verlag für neue Wissenschaften, 2007
- [55] Roth, I.: Untersuchungen zum Ausbreitungsverhalten mikrostrukturell kurzer Ermüdungsrisse in metastabilem austenitischen Edelstahl. Dissertation Universität Siegen, In: Christ, H.-J. (Hrsg.): Siegener werkstoffkundliche Berichte, Siegen, 2012
- [56] Schuster, J.: Heißrisse in Schweißverbindungen – Entstehung, Nachweis und Vermeidung - Theoretische Beschreibung der Heißrisanfälligkeit metallischer Werkstoffe unter besonderer Berücksichtigung hochlegierter Stähle und Nickellegierungen. Habilitation Technische Universität Chemnitz und zugleich DVS-Berichte Band 233, Düsseldorf, 2004
- [57] Lippold, J. C.; Savage, W. F.: Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: Part III – The Effect of Solidification Behavior on Hot Cracking Susceptibility. Welding Research Supplement December 1982 (1982), 388–396
- [58] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 13919-1: 1996 – Schweißen, Elektronen- und Laserstrahl-Schweißverbindungen – Leitfaden für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten – Teil 1 : Stahl, 1996
- [59] Hugger, F.; Mann, V.; Roth, S.: Laser beam welding of similar and dissimilar thin sheets of high strength steels. IIW International Conference, High-Strength Materials - Challenges and Applications, IIW2015-15/0402, Helsinki, 2015
- [60] Aplett, W. R.; Pellini, W. S.: Factors Which Influence Weld Hot Cracking. Welding Research Supplement February 1954 (1954), 83–90
- [61] N. N.: Qualitätssicherung in der Schweißtechnik – DVS Merkblätter und –Richtlinien, DVS-Merkblatt 1004, In: Technischer Ausschuss des deutschen Verbandes für Schweißtechnik e.V. (Hrsg.): DVS-Fachbücher, Band 100, Düsseldorf: DVS-Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 1997, 2. überarbeitete und erweiterte Auflage
- [62] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 17641-1: 2004 – Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Heißrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogen-schweißprozesse - Teil 1: Allgemeines
- [63] Hemsworth, B.; Boniszewski, T.; Eaton, N. F.: Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. Metal Construction and British Welding Journal, February 1969, (1969), 5-15

- [64] Wolf, M.: Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren. Dissertation Helmut Schmidt Universität, In: Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (Hrsg.): BAM-Dissertationsreihe, Bremerhaven: Wirtschaftsverlag NW, Verlag für neue Wissenschaften, 2006
- [65] Young, G. A.; Capobianco, T. E.; Penik, M. A.; Mooris, B. W.; Mc Gee, J. J.: The Mechanism of Ductility Dip Cracking in Nickel-Chromium Alloys. *Welding Journal* February 2008, Volume 87 (2008), 31-43
- [66] Collins, M. G.; Lippold, J. C.: An Investigation of Ductility Dip Cracking in Nickel-Based Filler Materials - Part 1. *Welding Journal* October 2003 (2003), 288-295
- [67] Hugger, F.; Hofmann, K.; Kohl, S.; Dobler, M.; Schmidt, M.: Spatter formation in laser beam welding using laser beam oscillation. In: International Institute of Welding (Hrsg.): *Welding in the World* 59 (2015), 165-172
- [68] Gebhardt, M. O.: Einfluss von Konstruktion und Schweißparametern auf die Erstarrungsrisseentstehung beim Laser-MSG-Hybridschweißen dickwandiger Bauteile - Experimentelle und numerische Analyse. Dissertation Technische Universität Berlin, In: Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (Hrsg.): BAM-Dissertationsreihe, 2014
- [69] Stelling, K.: Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen austenitischer Stähle. Dissertation Technische Universität Berlin, In: Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (Hrsg.): BAM-Dissertationsreihe, 2008
- [70] Hänsch, H. J.; Krebs, J.: Eigenspannungen und Formänderungen in Schweißkonstruktionen - Grundlagen und praktische Anwendungen. Fachbuchreihe Schweißtechnik 138, Düsseldorf: DVS-Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, 2006, 1. Auflage
- [71] Hilbinger, R. M.: Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage. Dissertation Universität Bayreuth, In: Bergmann, H. W.; Zigler, G. (Hrsg.): Institut für Materialforschung - Bayreuth, München: Herbert Utz Verlag GmbH, 2000
- [72] Bergmann, J. P.; Bielenin, M.; Stambke, M.; Feustel, T.; v. Witzendorff, P.; Hermsdorf, J.: Effects of diode laser superimposition on pulsed laser welding of aluminum. *Lasers in Manufacturing Conference 2013, Physics Procedia* 41 (2013), 180-189
- [73] Fahlström, K.; Anderson, O.; Todal, U.; Melander, A.: Minimization of distortions during laser welding of ultra high strength steel. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): *Proceedings of the ICALEO 2014, San Diego, 2014, 916-925*

- [74] Eslami-Chalandar, H.; Kaßner, M.; Nitschke-Pagel, T.; Wohlfahrt, H.: Eigenspannungsentstehung in flammrichttypischen Wärmefeldern. In: Aurich, D.; Kloos, K.-H.; Lange, G.; Macherauch, E. (Hrsg.): Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG): Eigenspannungen und Verzug durch Wärmeeinwirkung, WILEY-VCH Verlag GmbH, Weinheim (1999) 270-290
- [75] Chihoski, R. A.: The Character of Stress Fields Around a Weld Arc Moving on Aluminum Sheet. *Welding Research Supplement* January 1972 (1972), 9-18
- [76] Radaj, D.: *Wärmewirkungen des Schweißens - Temperaturfeld, Eigenspannungen, Verzug*. Berlin und Heidelberg: Springer-Verlag, 1988
- [77] Gittos, M. F.; Birch, S. M. I.; Pargeter, R. J.: Solidification Cracking Susceptibility in C-Mn Steel CO₂ Laser Welds. In: Lippold, J.; Böllinghaus, T.; Cross, C. E.: (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds III*, Berlin und Heidelberg: Springer-Verlag, 2011
- [78] Wei, H.; He, Q.; Chen, J.-S.; Wang, H.-P. Carlson, B. E.: Coupled Thermo-mechanical-contact Analysis of Hot Cracking in Laser welded Lap Joints. Paper 1203, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): *Proceedings of the ICALEO 2016*, San Diego, 2016
- [79] 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. Paper 1202, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): *Proceedings of the ICALEO 2016*, San Diego, 2016
- [80] Hagenlocher, C.; Nolte, J.; Weber, R.; Graf, T.: Strain behavior during the initiation process of centerline cracks in laser welding of aluminum alloys. *Lasers in Manufacturing Conference 2017*, München, 2017
- [81] Fetzer, F.; Hagenlocher, C.; Weber, R.; Graf, T.: Avoiding Defects in Laser Welding of AlMgSi Alloys by Means of Very High Feed Rates. *EALA -European Automotive Laser Applications 2018*. 19th European Expert Conference, Bad Nauheim. 2018
- [82] Bakir, N.; Pavlov, V.; Gumenyuk, A.; Volvenko, S.; Rethmeier, M.: Investigation of solidification cracking susceptibility of type 316L stainless steel during laser beam welding using an in-situ observation technique. *Lasers in Manufacturing Conference 2017*, München, 2017
- [83] 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. *Welding in the World*, Volume 57 (2013), 383-390

- [84] Langrieger, H.; Krafft, F.; Mensinger, M.; Öfele, F.: Thermomechanical analysis of the formation of hot cracks in remote laser welded aluminum fillet welds. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2015, Atlanta, 2015, 446-454
- [85] Weller, D.; Hagenlocher, C.; Steeb, T.; Weber, R.; Graf, T.: Self-restraint hot cracking test for aluminum alloys using digital image correlation. 10th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2018], Procedia CIRP 74 (2018), 430-433
- [86] Langrieger, H.: Heißrisse in Aluminium-Stirnkehlnähten. Dissertation Technische Universität München. In: Berichte aus dem Bauwesen, Aachen: Shaker Verlag, 2017
- [87] Holzer, M.; Straub, O.; Hofmann, K.; Hugger, F.; Roth, S.: Influence of pulse shape on crack and spatter formation in laser beamwelding of aluminum alloy with high content of zinc. In: JLPS Japan Laser Processing Society (Hrsg.): Proceedings of LAMP2015-the 7th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, Kitakyushu, 2015
- [88] Goodwin, G. M.: The Effects of Heat Input and Weld Process on Hot Cracking in Stainless Steel. Welding Research Supplement April 1988 (1988), 88-94
- [89] Weidinger, P.; Günther, K.; Fitzel, M.; Logvinov, R.; Ilin, A.; Ploshikhin, V.; Hugger, F.; Mann, V.; Roth, S.; Schmidt, M.: Testing of new materials and computer aided optimization of process parameters and clamping device during predevelopment of laser welding processes. 8th International Conference on Photonic Technologies LANE 2014. Physics Procedia 56 (2014), Fürth, 487-496
- [90] Hagenlocher, C.: Influence of process parameters on the response of formed parts loaded by residual stresses during laser welding. 18th International Workshop - Process fundamentals of laser welding and cutting, Hirschegg, 2016
- [91] Stritt, P.; Hagenlocher, C.; Weber, R.; Graf, T.: Influence of residual stresses induced by forming on the hot cracking sensitivity of laser welded processes of AlMgSi aluminum alloy. Lasers in Manufacturing Conference 2015, München, 2015
- [92] Pfaffmann, E.: Internationale Technologie Kooperation: Die Entwicklung der Spaceframe-Technologie aus Aluminium des Audi Modells A8. Discussion Paper on International Management and Innovation, Stuttgart, 2000 https://interman.uni-hohenheim.de/fileadmin/einrichtungen/interman/Discussion_Papers/Pfaffmann_internationale_technologie_kooperation.pdf (abgerufen am 08.01.2018)

- [93] Kikuchi, S.; Osuki, T.; Fukumoto, M.; Ogawa, K.: Effects of Welding Speed and Edge Distance on Solidification Cracking Length during Laser Welding at the narrow Flange Edge of austenitic Stainless Steel. Paper 1002, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2017, Atlanta, 2017
- [94] Houldcroft, P. T.: A Simple Cracking Test for Use With Argon-Arc Welding. *British Welding Journal*, Volume 2 (1955), London, 471-475
- [95] Ruge, J.; Wohlfahrt, H.: *Technologie der Werkstoffe – Herstellung, Verarbeitung, Einsatz*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013, 9., überarbeitete und aktualisierte Auflage
- [96] Easton, M.; Grandfield, J.; St. John, D.; Rinderer, B.: The effect of grain refinement and cooling rate on the hot tearing of wrought aluminum alloys. *Materials Science Forum Volumes 519-521*, (2006), 1675-1680
- [97] Pabel, T.; Bozorgi, S.; Kneißl, C.; Haberl, K.; Schumacher, P.: Warmrissneigung bei Aluminiumgusslegierungen in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung. *BHM – Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, 156. Jahrgang, Heft 7 (2011), 261-268
- [98] Mitsunari, H.; Mori, H.; Kon, S.; Shibahara, M.: Metallurgical and Numerical Analyses of Center-line Crack Behavior in Laser Beam Welds of Type 316L Stainless Steel Using Side-bead Test. In: *JLPS Japan Laser Processing Society (Hrsg.): Proceedings of LAMP2015-the 7th International Congress on Laser Advanced Materials Processing*, Kitakyushu, 2015
- [99] Matsuda, F.; Nakagawa, H.; Sorada K.: Dynamic Observation of Solidification and Solidification Cracking during Welding with Optical Microscope Solidification Front and Behavior of Cracking. In: *Welding Research Institute of Osaka University (Hrsg.): Transactions of the Joining and Welding Research Institute*, Volume 11 No. 2 (1982), 67-77
- [100] Elsner, C.; Riegel, H.: Laser Weld Cracking of Steel and Aluminum. *EALA –European Automotive Laser Applications 2017. 18th European Expert Conference*, Bad Nauheim. 2017
- [101] Borland, J. C.: Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings). *British Welding Journal*, August 1960 (1960), 508-512
- [102] Holzer, M.; Hofmann, K.; Mann, V.; Hugger, F.; Roth, S.; Schmidt, M.: Change of hot cracking susceptibility in welding of high strength aluminum alloy AA 7075. *9th International Conference on Photonic Technologies LANE 2016. Physics Procedia* 83 (2016), Fürth, 463-471

- [103] Weigl, M.: Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen korrosionsbeständigen Stahlwerkstoffen. Dissertation Universität Erlangen-Nürnberg. In: Schmidt, M. (Hrsg.): Bericht aus dem Lehrstuhl für Photonische Technologien LPT, Bamberg: Meisenbach Verlag GmbH, 2014
- [104] Heigl, G.: Herstellung von Blechen für längsnahtgeschweißte Rohre. BHM – Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, 153. Jahrgang, Heft 1 (2008), 26-32
- [105] Kou, S.: Welding Metallurgy, Second Edition. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2003
- [106] Weller, D.; Stritt, P.; Fetzer, F.; Weber, R.; Graf, T.; Bezençon, C.; Simon, J.; Corrado, B.: Online Crack Detection During Laser Welding Using Passive Thermography. Lasers in Manufacturing Conference 2015, München, 2015
- [107] Kurz, W.; Fisher, D. J.: Fundamentals of Solidification. Aedermannsdorf: Trans Tech Publications Ltd, 1992, 3. überarbeitete Auflage
- [108] Bielenin, M.; Bergmann, J. P.: Numerical and experimental Analysis of Solidification Cracking in pulsed Laser Welds of AL 6082. Paper 406, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2016, San Diego, 2016
- [109] Glicksman, M. E.: Principles of Solidification - An Introduction to Modern Casting and Crystal Growth Concepts. New York, Dordrecht, Heidelberg und London: Springer Science+Business Media, 2011
- [110] Hornbogen, E.; Warlimont, H.: Metalle – Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen. Berlin, Heidelberg und New York: Springer Verlag, 2006, 5., neu bearbeitete Auflage
- [111] Dahmen, M.; Xingfeng, H.; Zhen, S.; Lindner, S.: Laser beam welding of ultra-high strength steel sheets. In: JLPS Japan Laser Processing Society (Hrsg.): Proceedings of LAMP2013-the 6th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, Niigata, 2013
- [112] Kar, J.; Roy, S. K.; Roy, G. G.: Effect of Beam Oscillation on Microstructure and Mechanical Properties of AISI 316L Electron Beam Welds. In: The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International (Hrsg.): Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 48A (2017), 1779-1790
- [113] Stritt, P.: Influence of welding parameters on the spatially-resolved grain structure of the resultant weld. 18th International Workshop - Process fundamentals of laser welding and cutting, Hirschegg, 2016

- [114] Stritt, P.; Hagenlocher, C.; Weber, R.; Graf, T.: The Effect of Laser Beam Welding Parameters on the Grain Structure Distribution in the resultant Weld. Paper 1201, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2016, San Diego, 2016
- [115] Feurer, U.: Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminum alloys. In: Proceedings of the international symposium on engineering alloys, Delft, 1977, 131–145
- [116] Wei, H.; Chen, S.; Wang, H.-P. Carlson, B.E.: Thermo-mechanical numerical analysis of hot cracking during laser welding of 6xxx aluminum alloys. Paper 1203, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2015, Atlanta, 2015
- [117] Guo, W.; Li, L.; Crowther, D.; Dong, S.; Francis, J. A.; Thompson, A.: Laser Welding of high strength Steels (S960 and S700) with medium thickness. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2015, Atlanta, 2015, 549–560
- [118] Schäfer, M.; Speker, N.; Weber, R.; Harrer, T.; Graf, T.: Analysing Hot Crack Formation in Laser Welding of Tempered Steel. Lasers in Manufacturing Conference 2015, München, 2015
- [119] Schäfer, M.; Kessler, S.; Scheible, P.; Speker, N.; Harrer, T.: Hot cracking during laser welding of steel: Influence of welding parameters and prevention of cracks. SPIE Photonics West 2017, Proceedings of the SPIE Volume 10097 (2017), 100970E-1-100970E-8
- [120] Phaoniam, R.; Shinozaki, K.; Yamamoto, M.; Kadoi, K.; Nishijima, A.; Yamamoto, M.: Solidification Cracking Susceptibility of Modified 9Cr1Mo Steel Weld Metal During Hot-Wire Laser Welding With A Narrow Gap Groove. In: JLPS Japan Laser Processing Society (Hrsg.): Proceedings of LAMP2013-the 6th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, Niigata, 2013
- [121] Reisgen, U.; Willms, K.; Sharma, R.; von der Heydt, J.; Jochindke, S.: Einfluss verschiedener Schweißverfahren auf das Erstarrungsverhalten und die Heißrissneigung von Nickelbasiswerkstoffen. DVS-Berichte, Band 296: DVS Congress 2013, Essen, 2013, 116–120
- [122] Salminen, A.; Farrokhi, F.; Unt, A.; Poutiainen, I.: Effect of optical parameters on fiber laser welding of ultra high strength steels and weld mechanical properties at sub-zero temperatures. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2015, Atlanta, 2015, 809–817

- [123] Prochorow, N. N.; Jakuschin, B.F.; Prochorow, N.N.: Theorie und Verfahren zur Bestimmung der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen. Schweißtechnik 18, Heft 1 (1968), Berlin: VEB-Verlag Technik, 8- 11.
- [124] Rappaz, M.; Drezet, J.-M.; Gremaud, M.: A New Hot-Tearing Criterion. Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 30A, February 1999 (1999), 449-455
- [125] Rappaz, M.; Drezet, J.-M.; Mathier, V.; Vernède, S.: Towards a Micro-Macro Model of Hot Tearing. Materials Science Forum Volumes 519-521, (2006), 1665-1674
- [126] Ploshikhin, V.; Prikhodovsky, A.; Makhutin, M.; Zoch, H.-W., Heimerdinger, C.; Palm, F.: Multi-beam welding: Advanced technique for crack-free laser welding. Laser Assisted Net Shape Engineering 4, Proceedings of the LANE 2004, Joining, Fürth, 131-136
- [127] Luft, A.: Triple-Spot-Modules for Brazing and Welding –a Tool made for Serial Production. EALA –European Automotive Laser Applications 2017. 18th European Expert Conference, Bad Nauheim. 2017
- [128] Bergmann, J.-P.; Bielenin, M.; v. Witzendorff, P.: Effects of dual-beam laser welding and pulse shaping on cracking susceptibility of AA 5754 aluminum. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2013, Miami, 2013, 415-421
- [129] Bielenin, M.; Bergmann, J. P.: Using a Diode Laser Superposition to prevent Solidification Cracking in pulsed Nd:YAG Laser Beam Welding. Paper 401, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2016, San Diego, 2016
- [130] Schäfer, M.: Kaum noch Rissiko.
https://www.trumpf.com/de_DE/magazin/heissrisse-im-karosseriebau-kaum-noch-rissiko/ (abgerufen am 12.12.2018)
- [131] Schäfer, M.; Kessler, S.; Scheible, P.; Graf, T.: Modulation of the laser power to prevent ho cracking during laser welding of tempered steel. Journal of Laser Applications, Volume 29, Number 4 (2017), 042008-1-042008-4
- [132] Schäfer, M.: Energetische Beeinflussung von Schmelzfluss und Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Verütungsstahl. Dissertation Universität Stuttgart, In: Graf, T. (Hrsg.): Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, München: Herbert Utz Verlag GmbH, 2018
- [133] Franz, C.; Fixemer, P.; Albert, F.; Sievi, P.; Müller, A.: Aluminum Welding - Investigations on Processes with and without Filler Wire. 18th International Workshop - Process fundamentals of laser welding and cutting, Hirschegg, 2016

- [134] Tsukamoto, T.; Kawanaka, H.; Maeda, Y.: Laser narrow gap welding of thick carbon steels using high brightness laser with beam oscillation. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2011, Orlando, 2011, 141-146
- [135] Holzer, M.; Hoppe, F.; Mann, V.; Hofmann, K.; Hugger, F.; Roth, S.; Schmidt, M.: Influence of filler wire and focus diameter on crack formation in laser beam welding of high strength aluminum alloys. Lasers in Manufacturing Conference 2015, München, 2015
- [136] König, J.; Ramsayer, R. M.: An automotive subcontractor's viewpoint: Applications and developments in laser material processing. EALA – European Automotive Laser Applications 2013. 14th European Expert Conference, Bad Nauheim. 2013
- [137] Shiganov, I. N.; Grezev, N.V.; Shamov, E.M.: Special features of welding 10 KhSND low alloy structural steel with an oscillating laser beam. Welding International, Volume 31, No. 9 (2017), 733-738
- [138] Holzer, M.; Zapf, K.; Kronberger, S.; Henkelmann, F.; Mann, V.; Hofmann, K.; Roth, S.; Schmidt, M.: Influence of dual beam on process stability in laser beam welding of high strength aluminum alloy AA 7075. Lasers in Manufacturing Conference 2017, München, 2017
- [139] Salminen, A.; Bakutis, S.; Petronis, E.: Influence of Welding Modes on Weldability of Structural Steel Lap Joints in Laser Welding. Paper 901, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2016, San Diego, 2016
- [140] Tang, Z.; Schempp P.; Seefeld, T.; Schwenk, C.; Vollertsen, F.: Kornfeinung beim WIG- und Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen. DVS-Berichte, Band 275: DVS Congress 2011, Hamburg, 2011, 153-160
- [141] Tang, Z.; Seefeld, T.; Vollertsen, F.: Grain Refinement by Laser Welding of AA 5083 with Addition of TiB. Lasers in Manufacturing Conference 2011, Physics Procedia 12 (2011), 123-133
- [142] Balasubramaian, K.; Kesavan, D.; Balusamy, V.: Studies on the effect of vibration on hot cracking and Grain size in AA 7075 Aluminum alloy. International Journal of Engineering Science and Technology, Volume 3, No. 1, 681-686
- [143] Gericke, A.; Banaschik, R.; Henkel, K.-M.: Zähigkeitserhöhung durch Schmelzbadvibration UP-geschweißter Feinkornbaustähle. DVS-Berichte, Band 315: DVS Congress 2015, Nürnberg, 2015, 695-700

- [144] Nothdurft, S.; Springer, A.; Kaieler, S.; Mildebrath, M.; Maier, H. J.; Hassel, T.; Ohrdes, H.; Twiefel, J.; Wallaschek, J.; Overmeyer, L.: Influence of Beam Position and Ultrasonic Amplitude on the Microstructure of Laser Welded dissimilar Steel-Steel Joints. Paper 1503, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2017, Atlanta, 2017
- [145] Khan, A.; Hilton, P.; Blackburn, J.; Allen, C.: Meeting weld quality criteria when laser welding Ni-based Alloy 718. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2012, Anaheim, 2012, 549-557
- [146] Langrieger, H.; Krafft, F.; Mensinger, M.; Öfele, F.: Fundamental analysis of hot cracks in laser welded aluminum fillet welds. Lasers in Manufacturing Conference 2015, München, 2015
- [147] Kuryntsev, S. V.; Shiganov, I.N.; Iskhakov, F.R.; Gilmutdinov, A. K.: Control of melt bath parameters at laser welding using high speed video cameraScience intensive technologies in mechanical engineering, No. 3, 2017, 31-36
- [148] Schultz, V.; Seefeld, T.: New developments in filler wire assisted laser joining of aluminum. In: JLPS Japan Laser Processing Society (Hrsg.): Proceedings of LAMP2013-the 6th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, Niigata, 2013
- [149] Weller, D.; Bezençon, C.; Stritt, P.; Weber, R.; Graf, T.: Remote laser welding of multi-alloy aluminum at close-edge position. Lasers in Manufacturing Conference 2013, Physics Procedia 41 (2013), 164-168
- [150] Weller, D.; Stritt, P.; Weber, R.; Graf, T.; Bezençon, C.; Simon, J.; Colorado, B.: Effects of different joining geometries on cracking susceptibility and process efficiency using multi-alloy aluminum. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2014, San Diego, 2014, 387-382
- [151] Dittrich, D.; Schedewy, R.; Strohbach, R.; Brenner, B.; Standfuss, J.: Laser-Mehrlagenengspaltschweißen (Laser-MES) für Bauteildicken in Aluminum bis 50 mm und Stahl bis 60 mm. DVS-Berichte, Band 315: DVS Congress 2015, Nürnberg, 2015, 777-782
- [152] Tang, Z.; Gatzert, M.: Influence on the dilution by laser welding of aluminum with magnetic stirring. 6th International Conference on Photonic Technologies LANE 2010. Physics Procedia 5 (2010), Fürth, 125-137
- [153] Kim, B. H.; Kang, N. H.; Oh, W. H.; Kim, J. H.; Kim, Y. S.; Park, Y. H.: Effects of Weaving Laser on Weld Microstructure and Crack for Al 6k21-T4 Alloy. Journal of Material Science and Technology, 27(1), (2011), 93-96

- [154] Hiraoka, Y.; Hirosada, I.; Okada, M.; Watanabe, R.: Application of Beam-Oscillated Electron-Beam Welding for Molybdenum. *Journal of the Japan Welding Society*, Volume 51 Issue 12 (1982), 1002-1008
- [155] Choi, K.-D.; Ahn, Y.-N.; Kim, C.: Weld strength improvement for Al alloy by using laser weaving method. In *Laser Institute of America (Hrsg.): Journal of Laser Applications*, Volume 22, No. 3, (2010) 116-119
- [156] Kim, C.; Kang, M.; Kang, N.: Solidification crack and morphology for laser weave welding of Al 5J32 alloy. In: *Institute of Materials, Minerals and Mining (Hrsg.): Science and Technology of Welding and Joining*, Volume 18, No. 1, (2013) 57-61
- [157] Kutsuna, M.; Shido, K.; Okada, T.: Fan Shaped Cracking Test of Aluminum Alloys in Laser Welding. *International Congress on Laser Advanced Materials Processing-LAMP 2002*, In: Miyamoto, I.; Kobayashi, K. F.; Sugioka, K.; Poprawe, R.; Helvajian, H. (Hrsg.): *Proceedings of the SPIE Volume 4831, First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing*, Osaka, (2002), 230-234
- [158] Matsuda, F.; Nakata, K.: A New Test Specimen for Self-Restraint Solidification Crack Susceptibility of Electron-Beam Welding Bead - Fan-Shaped Cracking Test. In: *Transactions of the Joining and Welding Research Institute University of Osaka*, Volume 11, No. 2, (1982), Osaka, 87-94
- [159] Wolf, M.; Kannengießer, T.; Böllinghaus, T.: Determination of Critical Strain Rate for Solidification Cracking by Numerical Simulation. In: Böllinghaus, T.; Herold, H.; Cross, C. E.; Lippold, J. C.: (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds II*, Berlin und Heidelberg: Springer-Verlag, 2008
- [160] Gedicke, J.; Olowinsky, A.; Artal, J.; Gillner, A.: Influence of temporal and spatial laser power modulation on melt pool dynamics. In: *LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2007*, Orlando, 2007, 816-822
- [161] Mahrle, A.; Beyer, E.: Modelling and simulation of the energy deposition in laser beam welding with oscillatory beam deflection. In: *LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2007*, Orlando, 2007, 714-723
- [162] Schweier, M.; Heins, J. F.; Haubold, M. W.; Zäh, M. F.: Spatter formation in laser welding with beam oscillation. *Lasers in Manufacturing Conference 2013, Physics Procedia* 41 (2013), 20-30
- [163] Havrilla, D.; Haug, P.; Harrer, T.; Rominger, V.; Holzer, M.; Andreev, A.: Advanced welding techniques with optimized accessoires for high brightness 1 µm lasers. In: *LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2013*, Miami, 2013, 7-16

- [164] Sommer, M.; Weberpals, J.-P.; Heider, A.; Prokop, M.: Spatter occurrence when using laser beam oscillated welding for aluminum. Lasers in Manufacturing Conference 2017, München, 2017
- [165] Li, L.; Cai, C.; Chen, X.; Feng, J.: Study on Laser-MAG Hybrid weaving Welding Characteristics for High-Strength Steel. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2015, Atlanta, 2015, 475-481
- [166] Wang, L.; Gao, M.; Chen, Z.; Zeng, Y.: Effect of beam oscillating pattern on weld characterization of laser welding of AA6061-T6 aluminum alloy. Materials and Design 108 (2016), 707-717
- [167] Schweier, M.; Hatwig, J.; Zäh, M. F.; Reppich, J.: Single mode fiber laser beam welding with superimposed beam oscillation. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2011, Orlando, 2011, 536-546
- [168] Haeusler, A.; Gropp, B.; Olowinsky, A.; Gillner, A.; Poprawe, R. : Energy Input of a Laser Micro Welding Process by using spatial Power Modulation. Paper M803, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2017, Atlanta, 2017
- [169] Kraetzsch, M.; Standfuss, J.; Klotzbach, A.; Kaspar, J.; Brenner, B.; Beyer, E.: Laser Beam Welding with High-Frequency Beam Oscillation Welding of Dissimilar Materials with Brilliant Fiber Lasers. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2011, Orlando, 2011, 169-178
- [170] Busuttill, P. L.: Laser welding apparatus and method for high temperature gradient cooling alloys. United States Patent, US005665255A, 1997
- [171] Wiesner, P.; Ehrhardt, H.: Elektronenstrahlschweißen mit Strahlpendeln. 1510. Mitteilung aus dem Zentralinstitut für Schweißtechnik der DDR, ZIS-Mitteilungen, Heft 1 (1983), 17-28
- [172] Anderl, P.: Vergleich von Laser- mit Elektronenstrahlschweißen. Chemie Ingenieur Technik 61, Nr. 10, Weinheim: VCH Verlagsgesellschaft (1989), 767-774
- [173] Hauptmann, J.; Herwig, P.; Wetzig, A.; Dittrich, D.; Beyer, E.; Hofmann, U.; Senger, F.: System Technology for dynamic beam shaping. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2015, Atlanta, 2015, 930-939
- [174] Yamazaki, Y.; Abe, Y.; Hioki, Y.; Tanaka, T.; Nakatani, M.; Kitagawa, A.; Nakata, K.: Development of Narrow Gap Multi-layer Welding Process using Oscillation Laser Beam. In: JLPS Japan Laser Processing Society (Hrsg.): Proceedings of LAMP2015-the 7th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, Kitakyushu, 2015

- [175] Murata, Y.; Itoh, A.; Yan, J.; Suga, Y. : Control of Arc Behavior by YAG Laser in Hybrid-welding of thin Metal Plates. In: JLPS Japan Laser Processing Society (Hrsg.): Proceedings of LAMP2013-the 6th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, Niigata, 2013
- [176] Kügler, H.; Geier, A.; Mittelstädt, C.; Möller, F.; Seefeld, T.: Gap tolerant joining of 22MnB5 steel by laser hybrid welding with beam oscillation and laser brazing with two laser beams. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2014, San Diego, 2014, 653-661
- [177] Möller, F.; Kügler, H.; Kötschau, S.; Geier, A.; Goecke, S.-F.: Gap bridging ability in laser GMA welding of thin 22MnB5 sheets. 8th International Conference on Photonic Technologies LANE 2014. Physics Procedia 56 (2014), Fürth, 620-629
- [178] Müller, A.; Goecke, S.-F.; Sievi, P.; Albert, F.; Rethmeier, M.: Laser beam oscillation strategies for fillet welds in lap joints. 8th International Conference on Photonic Technologies LANE 2014. Physics Procedia 56 (2014), Fürth, 458-466
- [179] Schultz, V.; Seefeld, T.; Vollertsen, F.: Gap bridging ability in laser beam welding of thin aluminum sheets. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2014, San Diego, 2014, 1165-1173
- [180] Schultz, V.; Cho, W. I.; Woizeschke, P.; Vollertsen, F.: Laser deep penetration weld seams with high surface quality. Lasers in Manufacturing Conference 2017, München, 2017
- [181] Zhang, X.; Miyagi, M.: Spatter Reduction by using Keyhole Stir Laser Welding Process. Paper 902, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2016, San Diego, 2016
- [182] Dittrich, D.; Jahn, A.; Standfuss, J.; Beyer, E.: Laser Beam Welding of Atmosphere Aluminum Die Cast Material using high Frequency Beam Oscillation and brilliant Beam Sources. Paper 1204, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2016, San Diego, 2016
- [183] Berend, O.; Haferkamp, H.; Meier, O.; Engelbrecht, L.: High-frequency beam oscillating to increase the process stability during laser welding with high melt pool dynamics. In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2005, Miami, 2005, 1032-1041

- [184] Thiel, C.; Weber, R.; Johannsen, J.; Graf, T. Stabilization of a laser welding process against focal shift effects using beam manipulation. *Lasers in Manufacturing Conference 2013, Physics Procedia* 41 (2013), 209-215
- [185] Grünenwald, S.; Unt, A.; Salminen, A.: Investigation of the influence of welding parameters on the weld geometry when welding structural steel with oscillated high-power laser beam. 10th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2018], *Procedia CIRP* 74 (2018), 461-465
- [186] Sommer, M.; Weberpals, J.-P.; Müller, S.: Utilization of Laser Beam Oscillation to Enhance the Process Efficiency for Deep-Penetration Welding in Aluminum. Paper 1501, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): *Proceedings of the ICALEO 2016, San Diego, 2016*
- [187] Sommer, M.: Fundamentals of Beam Oscillated Welding in Aluminum. *EALA –European Automotive Laser Applications 2017. 18th European Expert Conference, Bad Nauheim. 2017*
- [188] Fritsche, H.; Müller, N.; Ferrario, F.; Fetissow, S.; Grohe, A.; Hagen, T.; Steger, R.; Katzemaikat, T.; Ashkenasi, D.; Griesa, W.: Diode lasers for direct application by utilizing a trepanning optic for remote oscillation welding of aluminum and copper. *SPIE Photonics West 2017, Proceedings of the SPIE Volume 10097 (2017), 100970N-1-100970N-7*
- [189] Jarwitz, M.; Fetzer, F.; Weber, R.; Graf, T.: Low electrical resistance of aluminum to copper joints achieved with temporal and spatial beam modulation. *Lasers in Manufacturing Conference 2017, München, 2017*
- [190] Kraetzsch, M.; Standfuss, J.; Klotzbach, A.; Kaspar, J.; Brenner, B.; Beyer, E.: Laser Beam Welding with High-Frequency Beam Oscillation Welding of Dissimilar Materials with Brilliant Fiber Lasers. *Lasers in Manufacturing Conference 2011, Physics Procedia* 12 (2011) 142-149
- [191] Jarwitz, M.; Fetzer, F.; Weber, R.; Graf, T.: Spatial Beam Modulation to reduce electrical Resistance in laser welded Aluminum to Copper dissimilar Joints. Paper 101, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): *Proceedings of the ICALEO 2017, Atlanta, 2017*
- [192] Plapper, P.; Solchenbach, T.; Cai, W.: Laser Beam Joining for Li-Ion Battery Module Assembly. *EALA –European Automotive Laser Applications 2013. 14th European Expert Conference, Bad Nauheim. 2013*
- [193] Schaumberger, K.; Mann, V.; Mödl, M.; Hofmann, K.; Stein, S.; Roth, S.; Schmidt, M.: Influence of focal spot diameter and beam oscillation on the process efficiency of laser beam welding utilizing a direct diode laser. 10th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2018], *Procedia CIRP* 74 (2018), 466-469

- [194] Hover, J.; Trippe, C.: Remote Laser Beam Welding of Profile-intensive Structures. EALA –European Automotive Laser Applications 2013. 14th European Expert Conference, Bad Nauheim. 2013
- [195] Mehlmann, B.; Olowinsky, A.; Thuilot, M.; Gillner, A.: Spatially modulated laser beam micro welding of CuSn6 and nickel-plated DC04 steel for battery applications. In: JLPS Japan Laser Processing Society (Hrsg.): Proceedings of LAMP2013-the 6th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, Niigata, 2013
- [196] Häusler, A.; Schürmann, A.; Schöler, C.; Olowinsky, A.; Gillner, A.; Poprawe, R.: Quality Improvement of Copper Welds by Laser Micro Welding with the Usage of spatial Power Modulation. Paper M803, In: LIA Laser Institute of America (Hrsg.): Proceedings of the ICALEO 2016, San Diego, 2016
- [197] Yamazaki, Y.; Abe, Y.; Kitagawa, A.; Nakata, K.: Fundamental Study on the Laser Welding Phenomena with High-Frequency Laser Beam Oscillation. In: JLPS Japan Laser Processing Society (Hrsg.): Proceedings of LAMP2013-the 6th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, Niigata, 2013
- [198] Schedewy, R.; Dittrich, D.; Brenner, B.; Beyer E. Multi-pass-narrow-gap-laser-beam-welding of hot crack sensitive thick aluminum plates. In: JLPS Japan Laser Processing Society (Hrsg.): Proceedings of LAMP2013-the 6th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, Niigata, 2013
- [199] Deutsches Institut für Normung e.V.: Bezeichnungssysteme für Stähle – Teil 1: Kurznamen; Deutsche Fassung EN 10027-2:2016, 2016
- [200] Weberpals, J.-P.: Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserschweißen. Dissertation Universität Stuttgart, In: Graf, T. (Hrsg.): Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW, München: Herbert Utz Verlag GmbH, 2010
- [201] Daub, R.: Erhöhung der Nahttiefe beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen von Stählen. Dissertation Technische Universität München. In: Reinhart, G.; Zäh, M. (Hrsg.): iwbforschungsberichte, München: Herbert Utz Verlag GmbH, 2012
- [202] Wilzer, J.: Wärmeleitfähigkeit martensitisch härtbarer Stähle. Dissertation Ruhr-Universität Bochum. Bochum: Eigenverlag des Lehrstuhls Werkstofftechnik der Ruhr-Universität Bochum, 2014

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] Mann, V.: Weniger wird mehr - Innovative Verbindungstechnik für Hybridmotoren. Industrieanzeiger 07-2017, 139. Jahrgang, Leinfelden-Echterdingen, 2017, 36-37
- [P2] Mann, V.; Holzer, M.; Hofmann, K.; Korbacher, A.; Roth, S.; Weidinger, P.; Schmidt, M.: Influence of oscillation parameter on melt pool geometry and hot cracking susceptibility during laser beam welding of high strength steels. Lasers in Manufacturing Conference 2017, München, 2017
- [P3] Mann, V.; Hofmann, K.; Schaumberger, K.; Weigert, T.; Schuster, S.; Hübner, S.; Lipinski, L.; Roth, S.; Schmidt, M.: Influence of oscillation frequency and focal diameter on weld pool geometry and temperature field in laser beam welding of high strength steels. 10th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2018], Procedia CIRP 74 (2018), 470-474
- [P4] Mann, V.: Metallfügen mittels Laserstrahlung. Werkstoffe in der Fertigung, Ausgabe 3-2017, HW-Verlag, Mering, 2017, 18-20
- [P5] Mann, V.: Laserstrahlschweißen: Heißrissverringern in hochfesten Stählen. Photonik, Ausgabe 1-2018, AT-Fachverlag GmbH, Fellbach, 2018, 36-39
- [P6] Mann, V.; Schaumberger, K.: Laser beam welding: Reduction of hot cracking in high-strength steel. Laser + Photonics, Ausgabe Januar 2019, AT-Fachverlag GmbH, Fellbach, 2019, 78-81

Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten

- [S1] Ermer, J.: Analyse des Einsatzpotenzials einer thermografischen Prozessüberwachung für das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle unter seriennahen Fertigungsbedingungen. Masterarbeit. Erlangen, 2018
- [S2] Bednarski, T.: Ermittlung von Temperaturverläufen beim Laserstrahlschweißen hochfester Stähle mit Strahloszillation. Bachelorarbeit. Erlangen, 2016
- [S3] Stenglein, F.: Charakterisierung des Werkstoffeinflusses beim Laserstrahlschweißen hochfester Stähle mit Strahloszillation. Masterarbeit. Erlangen, 2016
- [S4] Korbacher, A.: Evaluation des Einflusses der Oszillationsparameter beim Laserstrahlschweißen hochfester Stähle mit Strahloszillation. Masterarbeit. Erlangen, 2016
- [S5] Jakunin, W.: Charakterisierung des Temperaturfeldes beim Laserstrahlschweißen hochfester Stähle mit Strahloszillation. Projektarbeit. Erlangen, 2017
- [S6] Blume, T.: Untersuchungen zur Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen hochfester Stähle mit Strahloszillation und diskontinuierlichem Energieeintrag. Masterarbeit. Erlangen, 2017
- [S7] Dietz, T.: Analyse der Eignung einer thermografischen Überwachung zur Detektion von Nahtdefekten beim Laserstrahlschweißen hochfester Stahlmischverbindungen mit Strahloszillation. Projektarbeit. Erlangen, 2017
- [S8] Hafenecker, J.: Analysis of the influence of oscillation parameters on temperature fields in laser beam welding of high strength steels with beam oscillation. Bachelorarbeit. Erlangen, 2017
- [S9] Schuster, S.: Untersuchung des Einflusses der Oszillationsamplitude auf die Schmelzbadgeometrie beim Laserstrahlschweißen hochfester Stähle mit Strahloszillation. Bachelorarbeit. Nürnberg, 2017
- [S10] Weigert, T.: Mit Licht durch Stahl – Thermografische Analyse des Laserstrahlschweißens hochfester Stähle mittels Strahloszillation zur Erkennung und Vermeidung von Heißrissen. Masterarbeit. Mittweida, 2018
- [S11] Lipinski, L.: Analyse des Einflusses der Oszillationsfrequenz und der Oszillationsamplitude auf das Temperaturfeld beim Laserstrahlschweißen hochfester Stähle mit Strahloszillation. Projektarbeit. Erlangen, 2018

- [S12] Hübner, S.: Analyse des Einflusses der Fokusbereichs auf die Schmelzbadgeometrie und das Temperaturfeld beim Laserstrahlschweißen hochfester Stähle mit Strahloszillation. Projektarbeit. Erlangen, 2018
- [S13] Berg, N.: Untersuchung des Einflusses von Strahloszillation auf die Entstehung und Eigenschaften von Schweißrauch beim Laserstrahlschweißen. Projektarbeit. Erlangen, 2018

Anhang

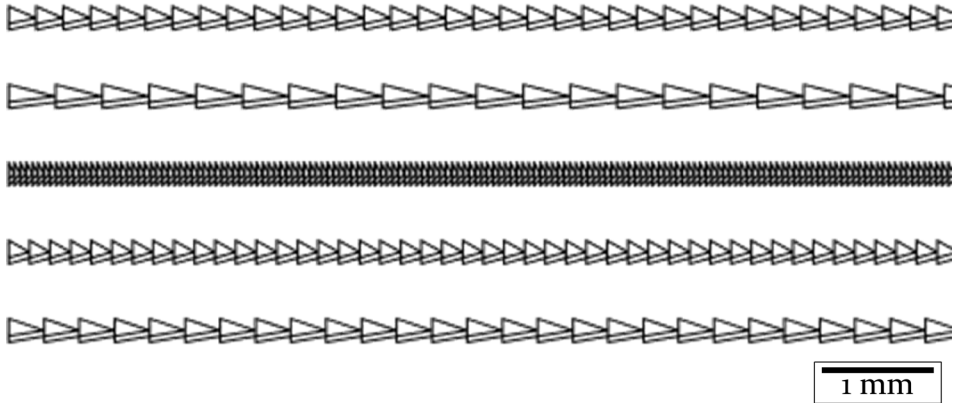


Bild 73: Ausschnitte aus den Oszillationstrajektorien: $A = 0,25$ mm, Fig.: Dreieck; 1. Zeile: $f = 60$ Hz, $v_L = 35$ mm/s; 2. Zeile: $f = 60$ Hz, $v_L = 60$ mm/s; 3. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 10$ mm/s; 4. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 35$ mm/s; 5. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 60$ mm/s

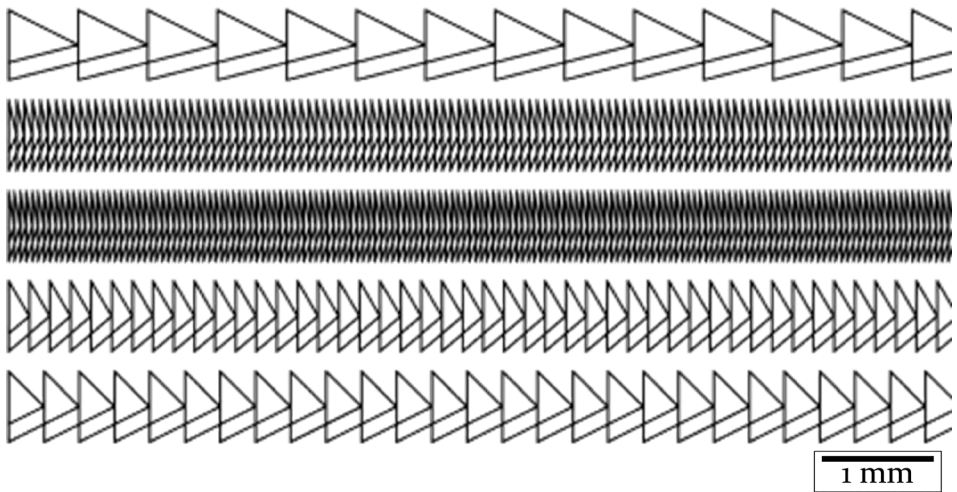


Bild 74: Ausschnitte aus den Oszillationstrajektorien: $A = 0,75$ mm, Fig.: Dreieck; 1. Zeile: $f = 40$ Hz, $v_L = 60$ mm/s; 2. Zeile: $f = 60$ Hz, $v_L = 10$ mm/s; 3. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 10$ mm/s; 4. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 35$ mm/s; 5. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 60$ mm/s

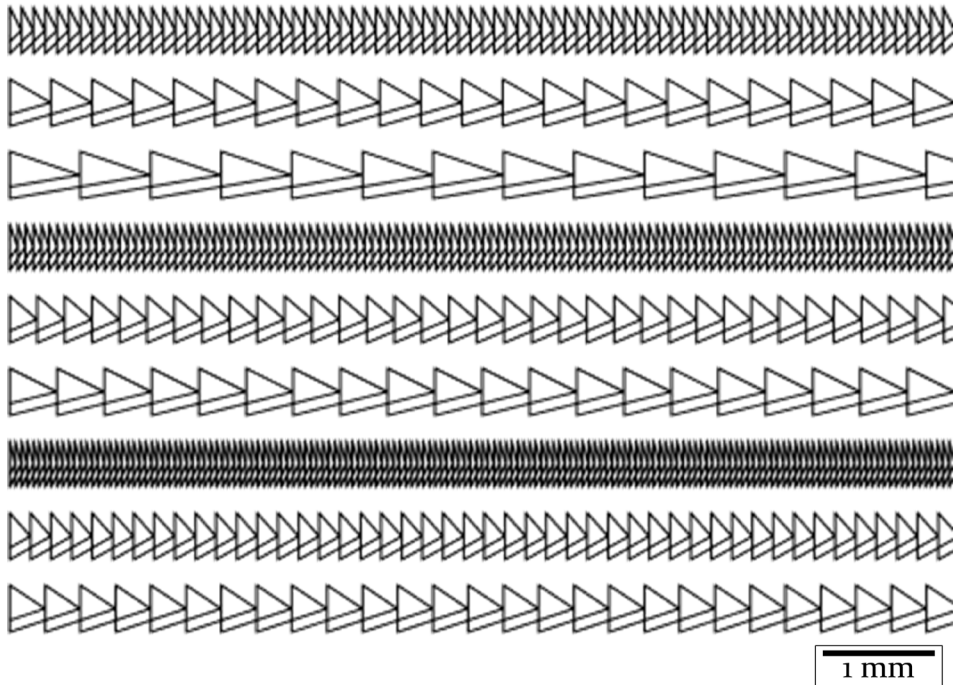


Bild 75: Ausschnitte aus den Oszillationstrajektorien: $A = 0,50$ mm, Fig.: Dreieck; 1. Zeile: $f = 40$ Hz, $v_L = 10$ mm/s; 2. Zeile: $f = 40$ Hz, $v_L = 35$ mm/s; 3. Zeile: $f = 40$ Hz, $v_L = 60$ mm/s; 4. Zeile: $f = 60$ Hz, $v_L = 10$ mm/s; 5. Zeile: $f = 60$ Hz, $v_L = 35$ mm/s; 6. Zeile: $f = 60$ Hz, $v_L = 60$ mm/s; 7. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 10$ mm/s; 8. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 35$ mm/s; 9. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 60$ mm/s

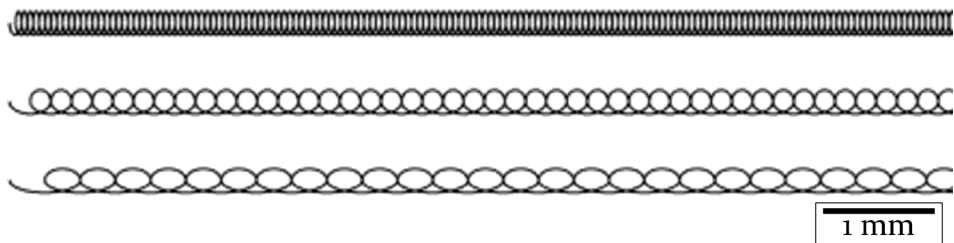


Bild 76: Ausschnitte aus den Oszillationstrajektorien: $A = 0,25$ mm, $f = 80$ Hz, Fig.: Kreis; 1. Zeile: $v_L = 10$ mm/s; 2. Zeile: $v_L = 35$ mm/s; 3. Zeile: $v_L = 60$ mm/s

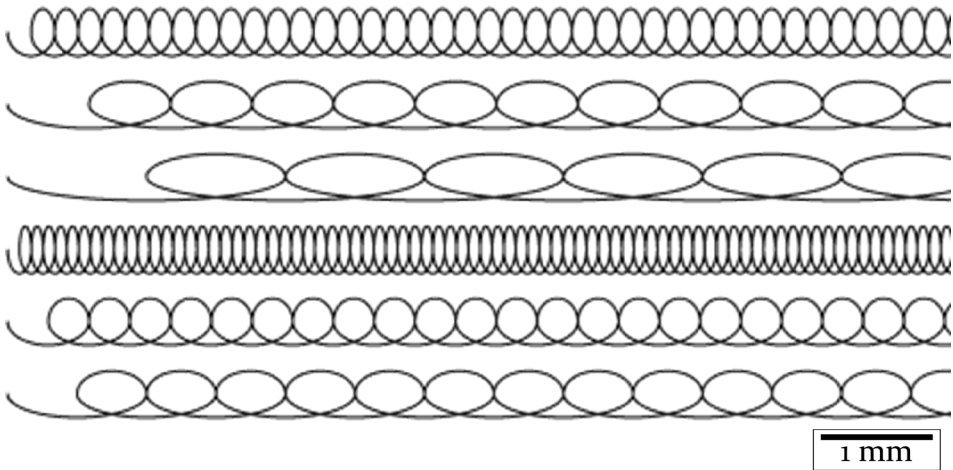


Bild 77: Ausschnitte aus den Oszillationstrajektorien: $A = 0,50$ mm, Fig.: Kreis; 1. Zeile: $f = 20$ Hz, $v_L = 10$ mm/s; 2. Zeile: $f = 20$ Hz, $v_L = 35$ mm/s; 3. Zeile: $f = 20$ Hz, $v_L = 60$ mm/s; 4. Zeile: $f = 40$ Hz, $v_L = 10$ mm/s; 5. Zeile: $f = 40$ Hz, $v_L = 35$ mm/s; 6. Zeile: $f = 40$ Hz, $v_L = 60$ mm/s

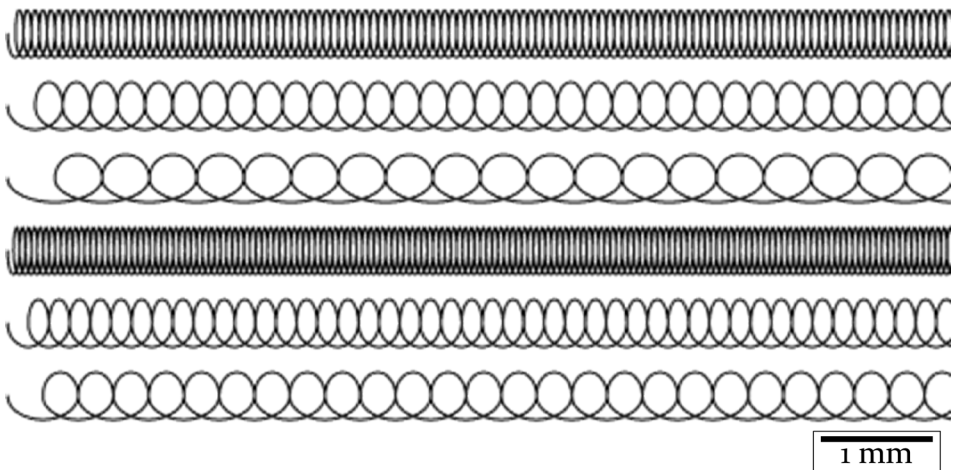


Bild 78: Ausschnitte aus den Oszillationstrajektorien: $A = 0,50$ mm, Fig.: Kreis; 1. Zeile: $f = 60$ Hz, $v_L = 10$ mm/s; 2. Zeile: $f = 60$ Hz, $v_L = 35$ mm/s; 3. Zeile: $f = 60$ Hz, $v_L = 60$ mm/s; 4. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 10$ mm/s; 5. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 35$ mm/s; 6. Zeile: $f = 80$ Hz, $v_L = 60$ mm/s

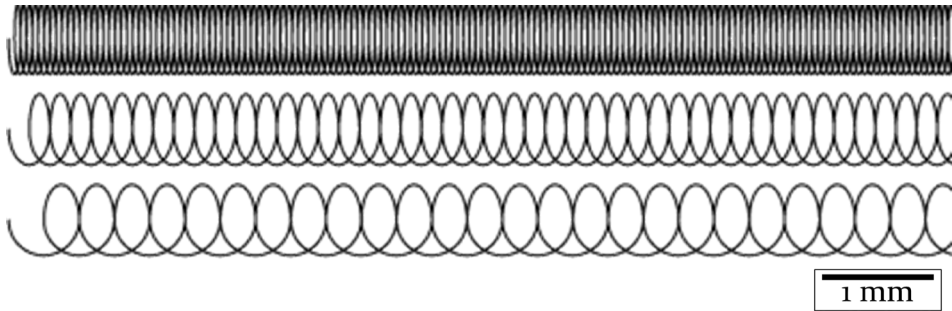


Bild 79: Ausschnitte aus den Oszillationstrajektorien: $A = 0,75 \text{ mm}$, Fig.: Kreis $f = 80 \text{ Hz}$;
1. Zeile: $v_L = 10 \text{ mm/s}$; 2. Zeile: $v_L = 35 \text{ mm/s}$; 3. Zeile: $v_L = 60 \text{ mm/s}$

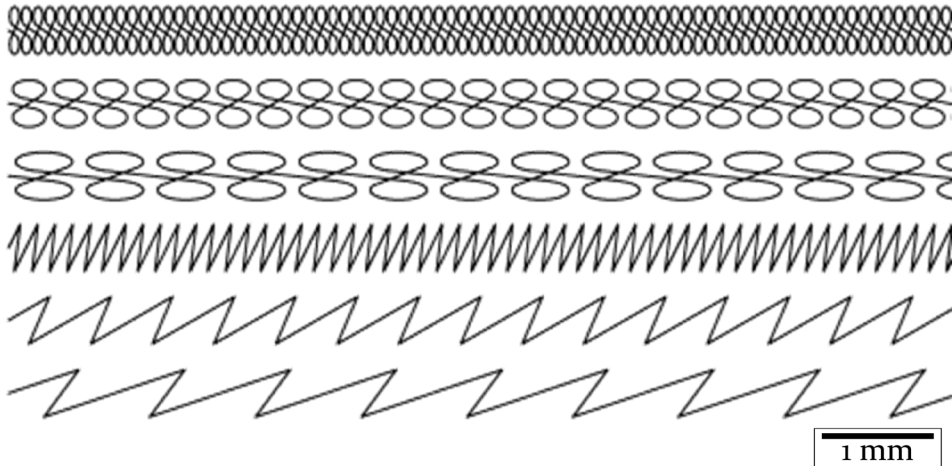


Bild 80: Ausschnitte aus den Oszillationstrajektorien: $A = 0,50 \text{ mm}$, $f = 40 \text{ Hz}$; 1. Zeile: Fig.:
liegende Acht, $v_L = 10 \text{ mm/s}$; 2. Zeile: Fig.: liegende Acht, $v_L = 35 \text{ mm/s}$; 3. Zeile: Fig.: liegende
Acht, $v_L = 60 \text{ mm/s}$; 4. Zeile: Fig.: Sägezahn, $v_L = 10 \text{ mm/s}$; 5. Zeile: Fig.: Sägezahn,
 $v_L = 35 \text{ mm/s}$; 6. Zeile: Fig.: Sägezahn, $v_L = 60 \text{ mm/s}$

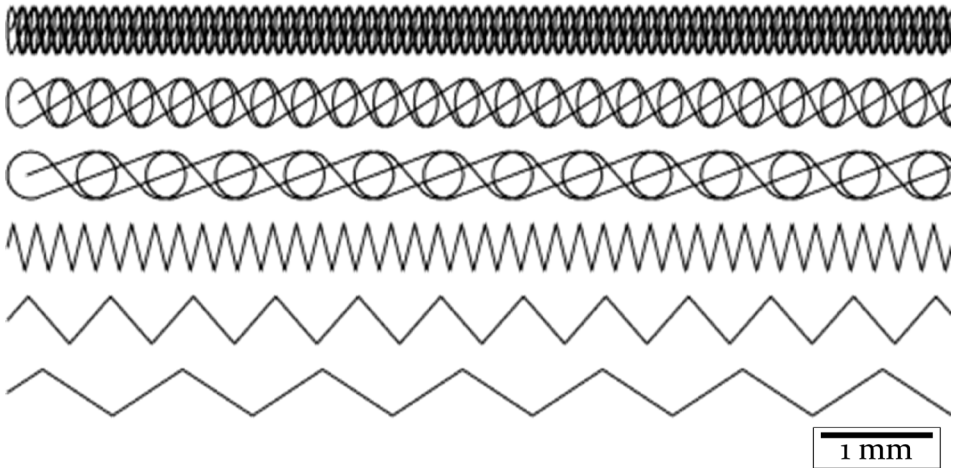


Bild 81: Ausschnitte aus den Oszillationstrajektorien: $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz; 1. Zeile: Fig.: stehende Acht, $v_L = 10$ mm/s; 2. Zeile: Fig.: stehende Acht, $v_L = 35$ mm/s; 3. Zeile: Fig.: stehende Acht, $v_L = 60$ mm/s; 4. Zeile: Fig.: Zickzack, $v_L = 10$ mm/s; 5. Zeile: Fig.: Zickzack, $v_L = 35$ mm/s; 6. Zeile: Fig.: Zickzack, $v_L = 60$ mm/s

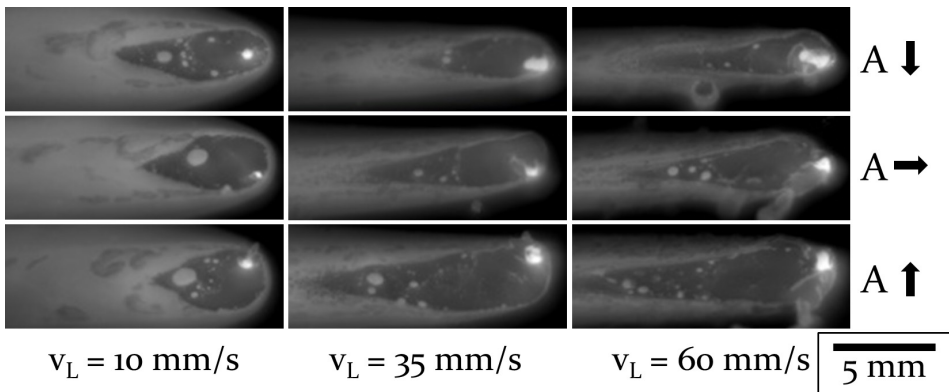


Bild 82: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsamplituden, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $f = 80$ Hz, Fig.: Kreis, A: obere Zeile: 0,25 mm, mittlere Zeile: 0,50 mm, untere Zeile: 0,75 mm

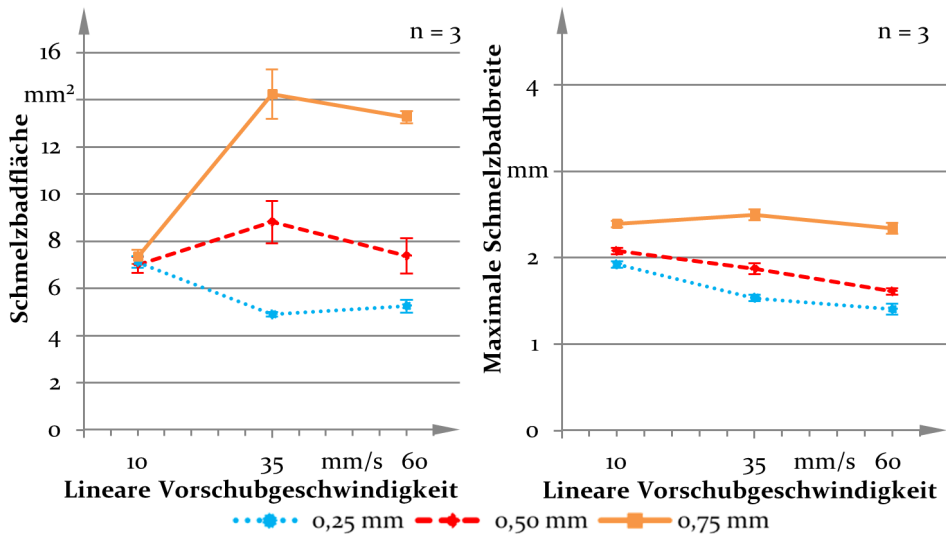


Bild 83: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsamplituden ermittelte Schmelzbadflächen und -breiten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $f = 80$ Hz, Fig.: Kreis

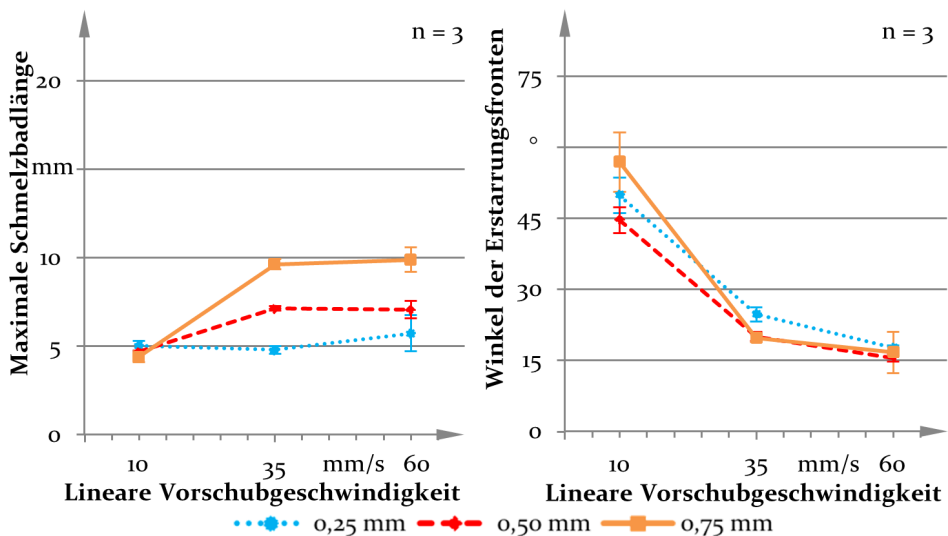


Bild 84: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsamplituden ermittelte Schmelzbadlängen und Winkel der Erstarrungsfronten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $f = 80$ Hz, Fig.: Kreis

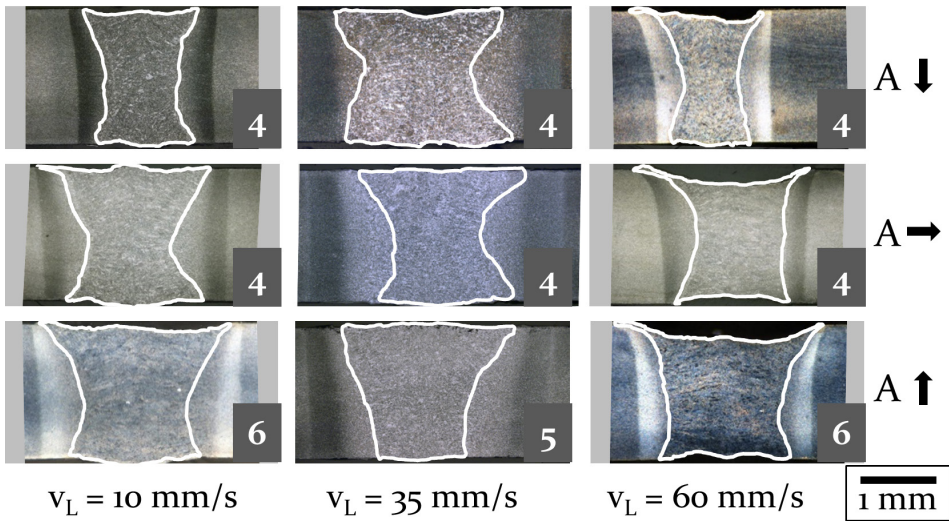


Bild 85: Querschliffe der mit verschiedenen Oszillationsamplituden erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90 \text{ kW}$, $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $P_{60} = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \mu\text{m}$, Fig.: Kreis, $f = 80 \text{ Hz}$, A: obere Zeile: 0,25 mm, mittlere Zeile: 0,50 mm, untere Zeile: 0,75 mm

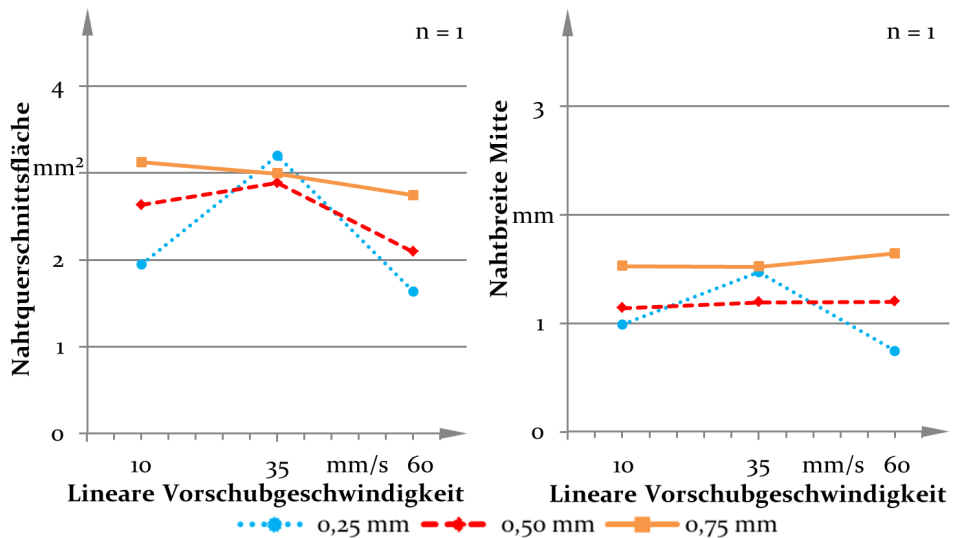


Bild 86: Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten (Blechmitte) der mit verschiedenen Oszillationsamplituden erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90 \text{ kW}$, $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $P_{60} = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \mu\text{m}$, $f = 80 \text{ Hz}$, Fig.: Kreis

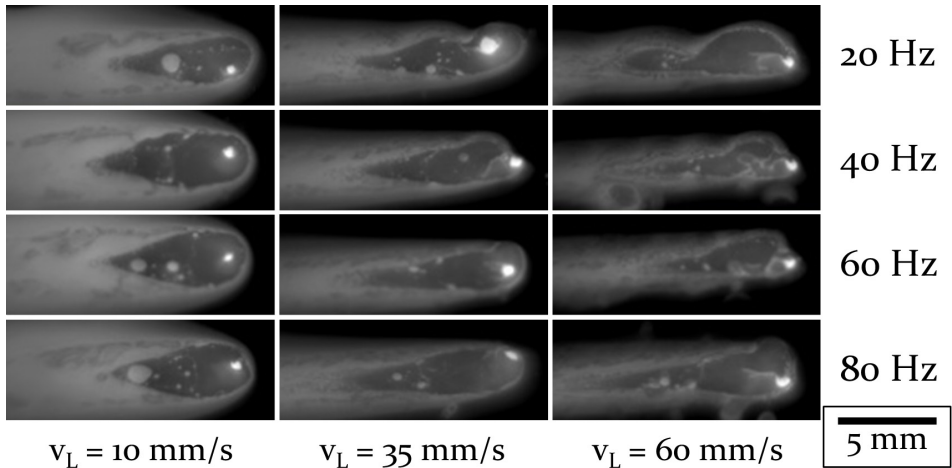


Bild 87: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsfrequenzen, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm, Fig.: Kreis

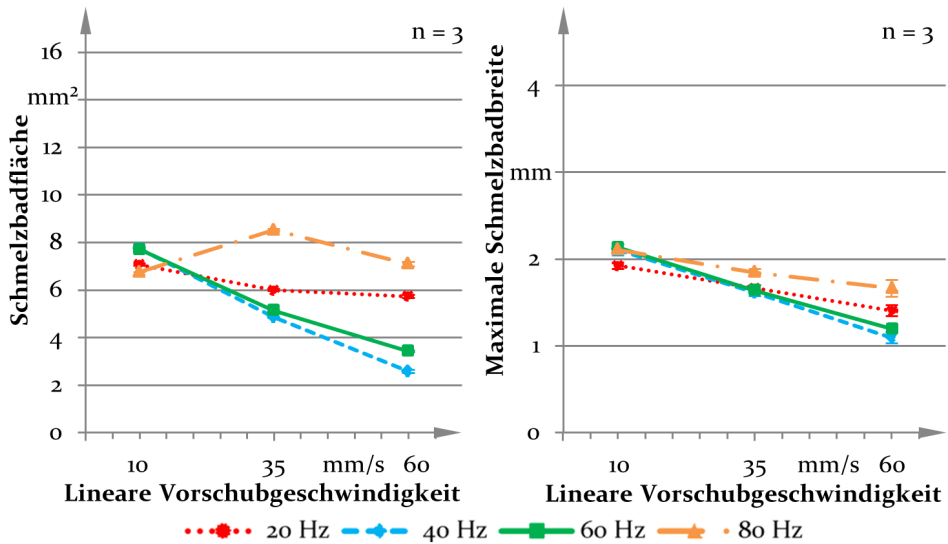


Bild 88: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsfrequenzen ermittelte Schmelzbadflächen und -breiten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm, Fig.: Kreis

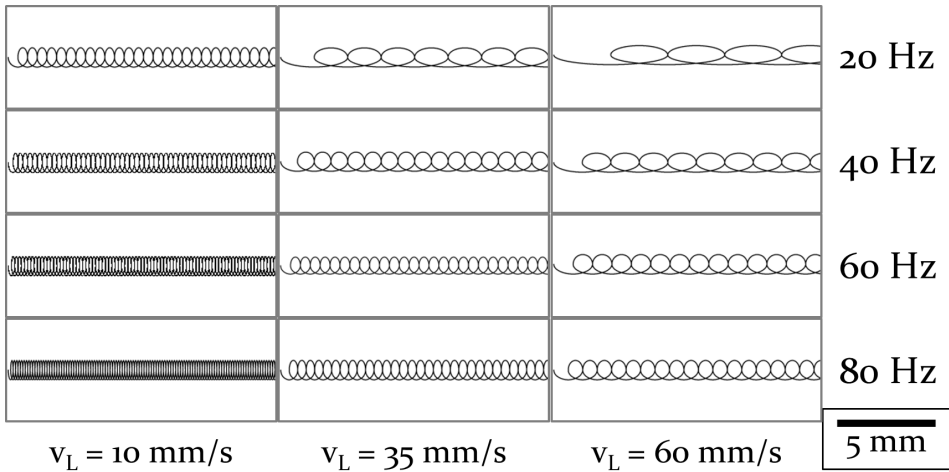


Bild 89: Oszillationstrajektorien für verschiedene Oszillationsfrequenzen, $A = 0,50 \text{ mm}$,
Fig.: Kreis

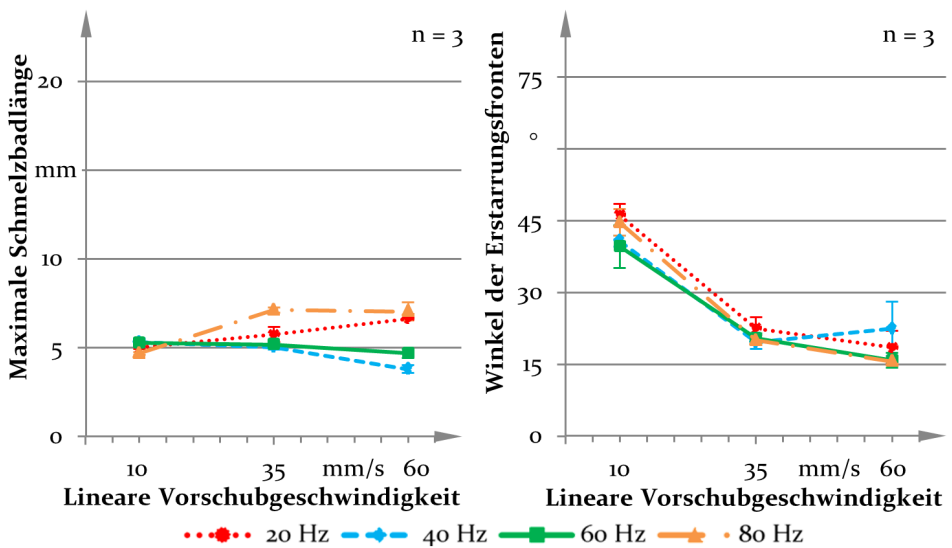


Bild 90: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Oszillationsfrequenzen ermittelte Schmelzbadlängen und Winkel der Erstarrungsfronten, $P_{10} = 0,90 \text{ kW}$, $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $P_{60} = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170 \text{ }\mu\text{m}$, $A = 0,50 \text{ mm}$, Fig.: Kreis

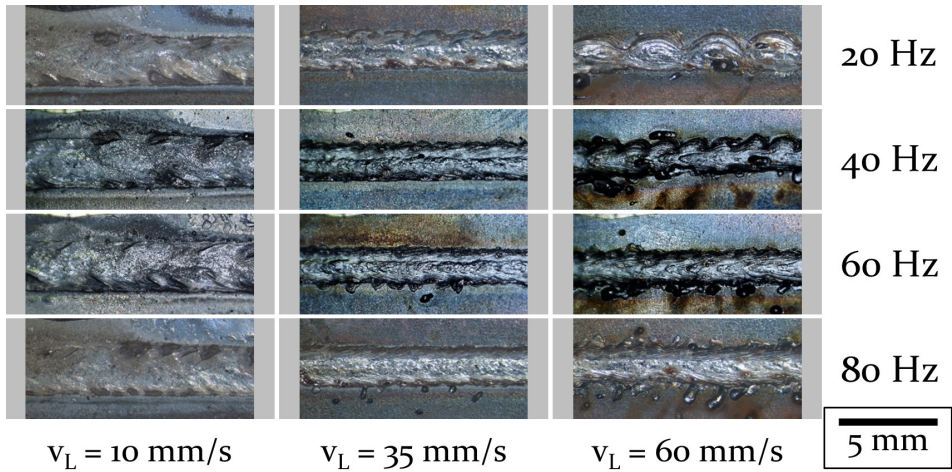


Bild 91: Aufsichten der Schweißnähte für verschiedene Oszillationsfrequenzen, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm, Fig.: Dreieck

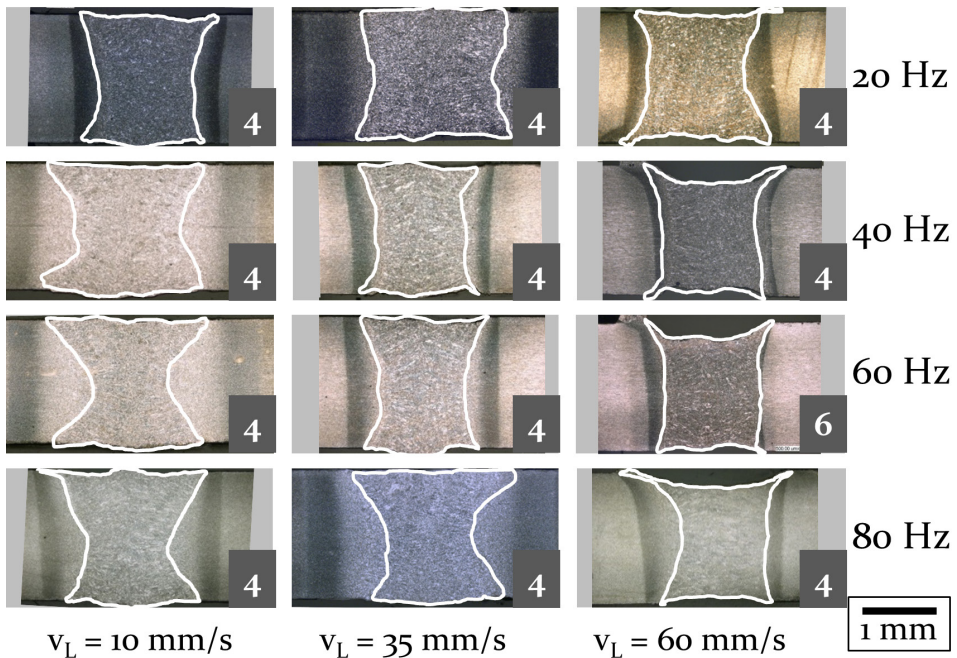


Bild 92: Querschliffe der mit verschiedenen Oszillationsfrequenzen erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, Fig.: Kreis, $A = 0,50$ mm

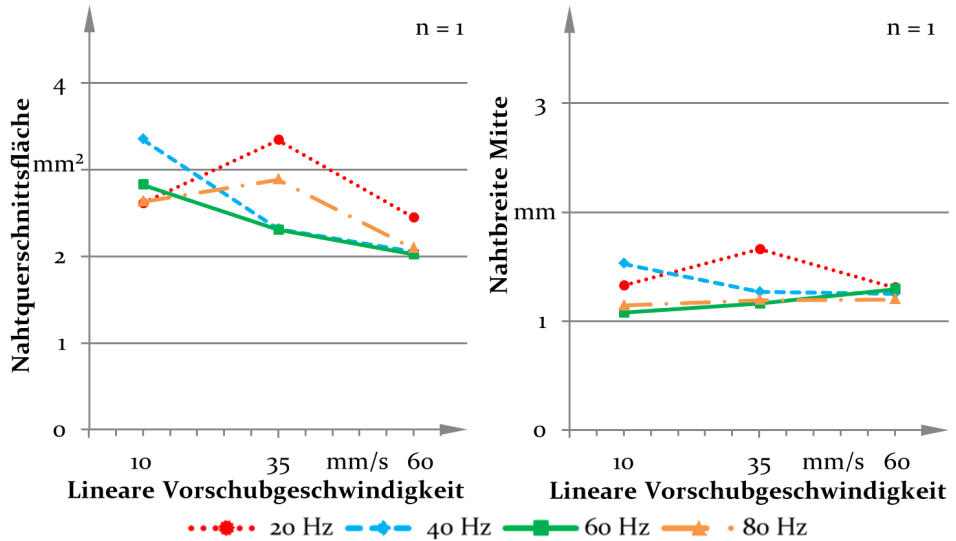


Bild 93: Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten (Blechmitte) der mit verschiedenen Oszillationsfrequenzen erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm; Fig.: Kreis

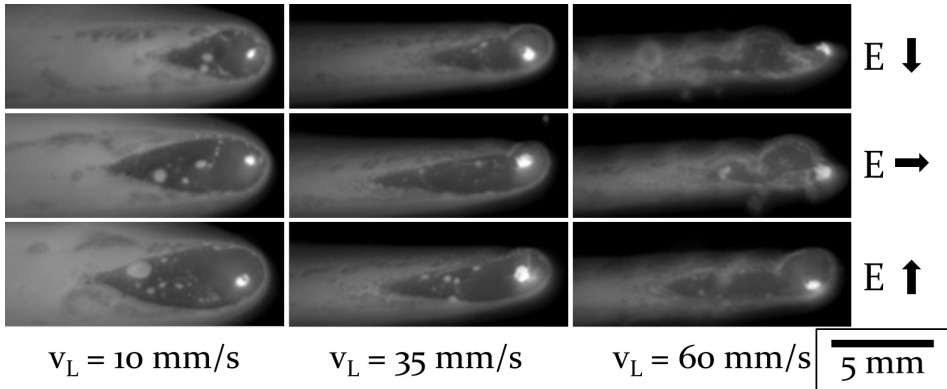


Bild 94: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Streckenenergien, $P_{10\ 80} = 0,80$ kW, $P_{35\ 80} = 2,80$ kW, $P_{60\ 80} = 4,80$ kW, $P_{10\ 90} = 0,90$ kW, $P_{35\ 90} = 3,15$ kW, $P_{60\ 90} = 5,40$ kW, $P_{10\ 100} = 1,00$ kW, $P_{35\ 100} = 3,50$ kW, $P_{60\ 100} = 6,00$ kW, obere Zeile: $E_{80} = 80$ J/mm, mittlere Zeile: $E_{90} = 90$ J/mm, untere Zeile: $E_{100} = 100$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig.: Kreis

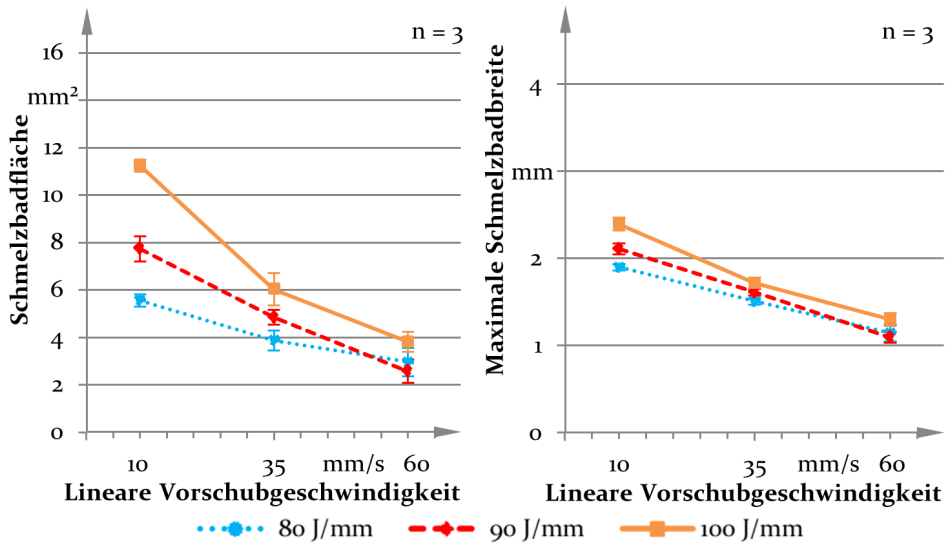


Bild 95: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Streckenenergien ermittelte Schmelzbadflächen und -breiten, $P_{10\ 80} = 0,80\ \text{kW}$, $P_{35\ 80} = 2,80\ \text{kW}$, $P_{60\ 80} = 4,80\ \text{kW}$, $P_{10\ 90} = 0,90\ \text{kW}$, $P_{35\ 90} = 3,15\ \text{kW}$, $P_{60\ 90} = 5,40\ \text{kW}$, $P_{10\ 100} = 1,00\ \text{kW}$, $P_{35\ 100} = 3,50\ \text{kW}$, $P_{60\ 100} = 6,00\ \text{kW}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170\ \mu\text{m}$, $A = 0,50\ \text{mm}$, $f = 40\ \text{Hz}$, Fig.: Kreis

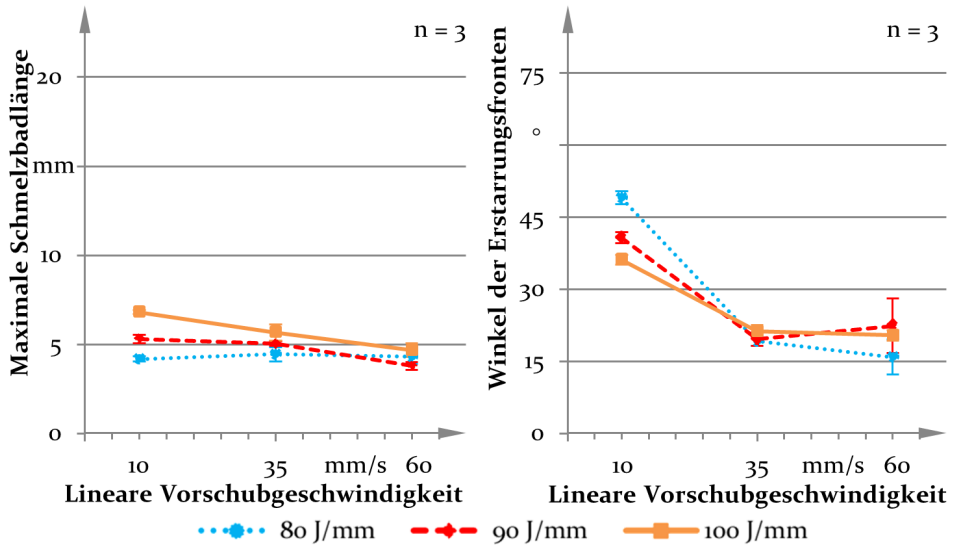


Bild 96: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Streckenenergien ermittelte Schmelzbadlängen und Winkel der Erstarrungsfronten, $P_{10\ 80} = 0,80$ kW, $P_{35\ 80} = 2,80$ kW, $P_{60\ 80} = 4,80$ kW, $P_{10\ 90} = 0,90$ kW, $P_{35\ 90} = 3,15$ kW, $P_{60\ 90} = 5,40$ kW, $P_{10\ 100} = 1,00$ kW, $P_{35\ 100} = 3,50$ kW, $P_{60\ 100} = 6,00$ kW, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig.: Kreis

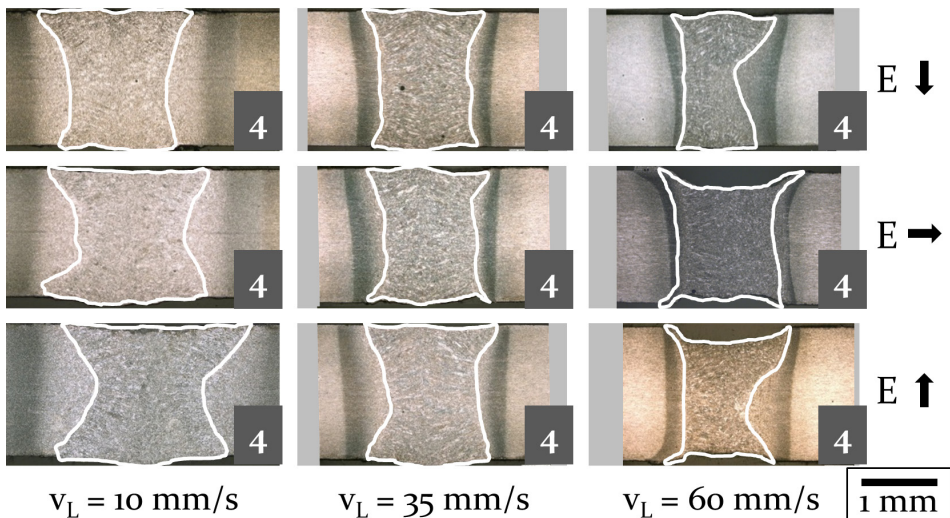


Bild 97: Querschnitte der mit verschiedenen Streckenenergien erzeugten Schweißnähte, $P_{10\ 80} = 0,80$ kW, $P_{35\ 80} = 2,80$ kW, $P_{60\ 80} = 4,80$ kW, $P_{10\ 90} = 0,90$ kW, $P_{35\ 90} = 3,15$ kW, $P_{60\ 90} = 5,40$ kW, $P_{10\ 100} = 1,00$ kW, $P_{35\ 100} = 3,50$ kW, $P_{60\ 100} = 6,00$ kW, obere Zeile: $E_{80} = 80$ J/mm, mittlere Zeile: $E_{90} = 90$ J/mm, untere Zeile: $E_{100} = 100$ J/mm, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170$ μ m, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig.: Kreis

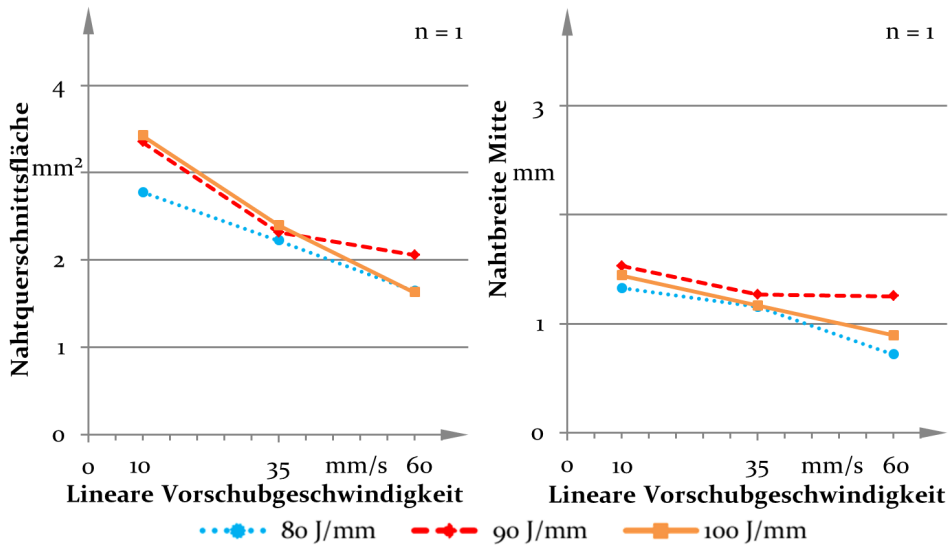


Bild 98: Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten (Blechmitte) der mit verschiedenen Streckenenergien erzeugten Schweißnähte, $P_{10\ 80} = 0,80\text{ kW}$, $P_{35\ 80} = 2,80\text{ kW}$, $P_{60\ 80} = 4,80\text{ kW}$, $P_{10\ 90} = 0,90\text{ kW}$, $P_{35\ 90} = 3,15\text{ kW}$, $P_{60\ 90} = 5,40\text{ kW}$, $P_{10\ 100} = 1,00\text{ kW}$, $P_{35\ 100} = 3,50\text{ kW}$, $P_{60\ 100} = 6,00\text{ kW}$, Werkstoff: HC700LA, $d_F = 170\ \mu\text{m}$, $A = 0,50\text{ mm}$, $f = 40\text{ Hz}$, Fig.: Kreis

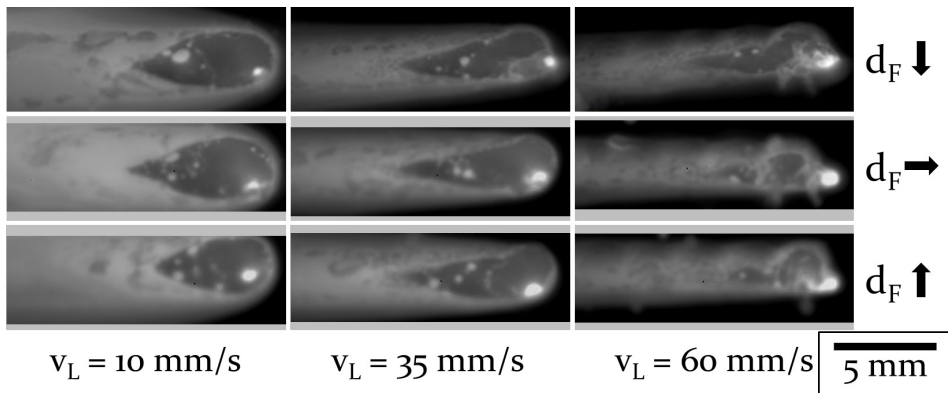


Bild 99: Einzelbilder aus den Thermogrammen der Schweißprozesse mit verschiedenen Foki, $P_{10} = 0,90\text{ kW}$, $P_{35} = 3,15\text{ kW}$, $P_{60} = 5,40\text{ kW}$, $E = 90\text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, d_F : obere Zeile: $170\ \mu\text{m}$, mittlere Zeile: $255\ \mu\text{m}$, untere Zeile: $340\ \mu\text{m}$, $A = 0,50\text{ mm}$, $f = 40\text{ Hz}$, Fig.: Kreis

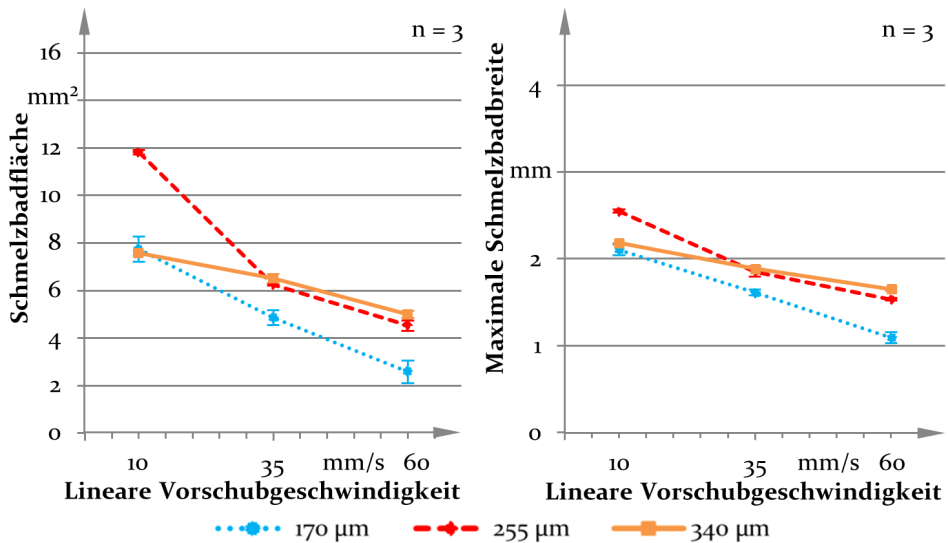


Bild 100: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Foki ermittelte Schmelzbadflächen und -breiten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig.: Kreis, Werkstoff: HC700LA

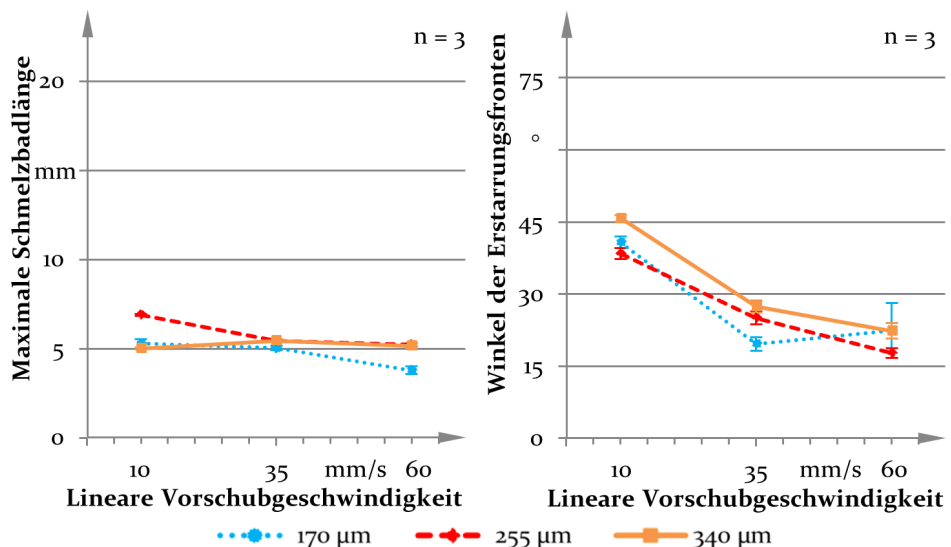


Bild 101: Aus den Mittelwertbildern der Thermogramme der Schweißprozesse mit verschiedenen Foki ermittelte Schmelzbadlängen und Winkel der Erstarrungsfronten, $P_{10} = 0,90$ kW, $P_{35} = 3,15$ kW, $P_{60} = 5,40$ kW, $E = 90$ J/mm, $A = 0,50$ mm, $f = 40$ Hz, Fig.: Kreis, Werkstoff: HC700LA

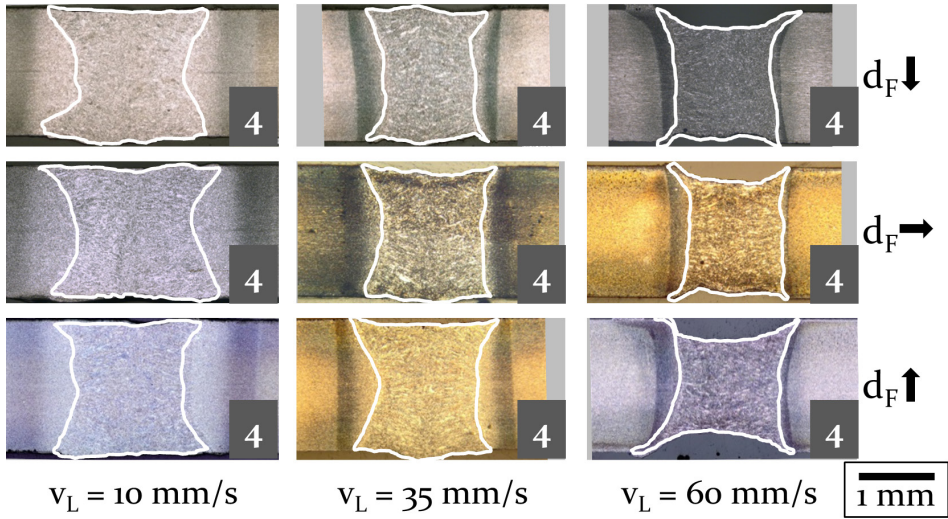


Bild 102: Querschliffe der mit verschiedenen Foki erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90 \text{ kW}$, $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $P_{60} = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Werkstoff: HC700LA, $A = 0,50 \text{ mm}$, $f = 40 \text{ Hz}$, Fig.: Kreis, obere Zeile: $d_F = 170 \mu\text{m}$, mittlere Zeile: $d_F = 255 \mu\text{m}$, untere Zeile: $d_F = 340 \mu\text{m}$

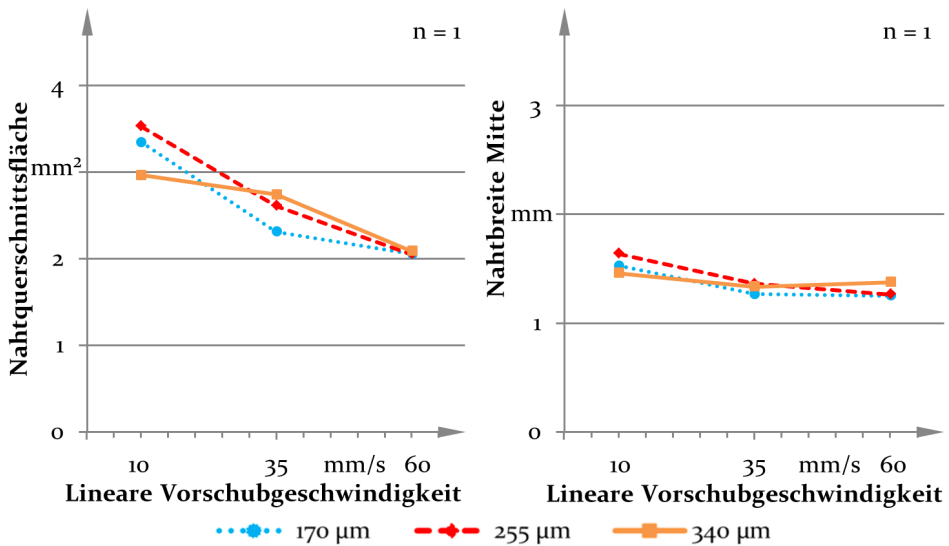


Bild 103: Nahtquerschnittsflächen und Nahtbreiten (Blechmitte) der mit verschiedenen Foki erzeugten Schweißnähte, $P_{10} = 0,90 \text{ kW}$, $P_{35} = 3,15 \text{ kW}$, $P_{60} = 5,40 \text{ kW}$, $E = 90 \text{ J/mm}$, Fig Kreis: Werkstoff: HC700LA, $A = 0,50 \text{ mm}$, $f = 40 \text{ Hz}$

Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2021):
Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, www.mb.fau.de/diss/

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

Band 1 – 52
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Carl Hanser Verlag, München

Band 53 – 307
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Meisenbach Verlag, Bamberg

ab Band 308
FAU Studien aus dem Maschinenbau
ISSN 2625-9974
FAU University Press, Erlangen

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

FAPS	Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
FMT	Lehrstuhl für Fertigungsmesstechnik
KTmfk	Lehrstuhl für Konstruktionstechnik
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LPT	Lehrstuhl für Photonische Technologien
REP	Lehrstuhl für Ressourcen- und Energieeffiziente Produktionsmaschinen

Band 1: Andreas Hemberger
Innovationspotentiale in der
rechnerintegrierten Produktion durch
wissensbasierte Systeme
FAPS, 208 Seiten, 107 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15234-2.

Band 2: Detlef Classe
Beitrag zur Steigerung der Flexibilität
automatisierter Montagesysteme
durch Sensorintegration und erweiterte
Steuerungskonzepte
FAPS, 194 Seiten, 70 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15529-5.

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting
Projektierung von Montagesystemen
FAPS, 201 Seiten, 107 Bilder, 1 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15541-4.

Band 4: Karsten Schlüter
Nutzungsgradsteigerung von
Montagesystemen durch den Einsatz
der Simulationstechnik
FAPS, 177 Seiten, 97 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15542-2.

Band 5: Shir-Kuan Lin
Aufbau von Modellen zur Lageregelung
von Industrierobotern
FAPS, 168 Seiten, 46 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15546-5.

Band 6: Rudolf Nuss
Untersuchungen zur Bearbeitungsquali-
tät im Fertigungssystem Laserstrahl-
schneiden
LFT, 206 Seiten, 115 Bilder, 6 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15783-2.

Band 7: Wolfgang Scholz
Modell zur datenbankgestützten Planung
automatisierter Montageanlagen
FAPS, 194 Seiten, 89 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15825-1.

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier
Beitrag zur Beurteilung des Bruchverhal-
tens von Hartmetall-Fließpreßmatrizen
LFT, 179 Seiten, 99 Bilder, 9 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15921-5.

Band 9: Rainer Eisele
Konzeption und Wirtschaftlichkeit von
Planungssystemen in der Produktion
FAPS, 183 Seiten, 86 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16107-4.

Band 10: Rolf Pfeiffer
Technologisch orientierte
Montageplanung am Beispiel der
Schraubtechnik
FAPS, 216 Seiten, 102 Bilder, 16 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16161-9.

Band 11: Herbert Fischer
Verteilte Planungssysteme zur
Flexibilitätssteigerung der
rechnerintegrierten Teilefertigung
FAPS, 201 Seiten, 82 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16105-8.

Band 12: Gerhard Kleineidam
CAD/CAP: Rechnergestützte Montage-
feinplanung
FAPS, 203 Seiten, 107 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16112-0.

Band 13: Frank Vollertsen
Pulvermetallurgische Verarbeitung eines
übereutektoiden verschleißfesten Stahls
LFT, XIII u. 217 Seiten, 67 Bilder, 34 Tab.
1990. ISBN 3-446-16133-3.

Band 14: Stephan Biermann
Untersuchungen zur Anlagen- und
Prozeßdiagnostik für das Schneiden
mit CO₂-Hochleistungslasern
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab.
1991. ISBN 3-446-16269-0.

Band 15: Uwe Geißler
Material- und Datenfluß in einer flexiblen
Blechbearbeitungszelle
LFT, 124 Seiten, 41 Bilder, 7 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16358-1.

Band 16: Frank Oswald Hake
Entwicklung eines rechnergestützten
Diagnosesystems für automatisierte
Montagezellen
FAPS, XIV u. 166 Seiten, 77 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16428-6.

Band 17: Herbert Reichel
Optimierung der Werkzeugbereitstellung
durch rechnergestützte
Arbeitsfolgenbestimmung
FAPS, 198 Seiten, 73 Bilder, 2 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16453-7.

Band 18: Josef Scheller
Modellierung und Einsatz von
Softwaresystemen für rechnergeführte
Montagezellen
FAPS, 198 Seiten, 65 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16454-5.

Band 19: Arnold vom Ende
Untersuchungen zum Biegeumforme mit
elastischer Matrize
LFT, 166 Seiten, 55 Bilder, 13 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16493-6.

Band 20: Joachim Schmid
Beitrag zum automatisierten Bearbeiten
von Keramikguß mit Industrierobotern
FAPS, XIV u. 176 Seiten, 111 Bilder, 6 Tab.
1991. ISBN 3-446-16560-6.

Band 21: Egon Sommer
Multiprozessorsteuerung für
kooperierende Industrieroboter in
Montagezellen
FAPS, 188 Seiten, 102 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-17062-6.

Band 22: Georg Geyer
Entwicklung problemspezifischer
Verfahrensketten in der Montage
FAPS, 192 Seiten, 112 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16552-5.

Band 23: Rainer Flohr
Beitrag zur optimalen
Verbindungstechnik in der
Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 186 Seiten, 79 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16568-1.

Band 24: Alfons Rief
Untersuchungen zur Verfahrensfolge
Laserstrahlschneiden und -schweißen
in der Rohkarosseriefertigung
LFT, VI u. 145 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab.
1991. ISBN 3-446-16593-2.

Band 25: Christoph Thim
Rechnerunterstützte Optimierung
von Materialflußstrukturen in der
Elektronikmontage durch Simulation
FAPS, 188 Seiten, 74 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17118-5.

Band 26: Roland Müller
CO₂-Laserstrahlschneiden von
kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17104-5.

Band 27: Günther Schäfer
Integrierte Informationsverarbeitung
bei der Montageplanung
FAPS, 195 Seiten, 76 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17117-7.

Band 28: Martin Hoffmann
Entwicklung einer
CAD/CAM-Prozeßkette für die
Herstellung von Blechbiegeteilen
LFT, 149 Seiten, 89 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17154-1.

Band 29: Peter Hoffmann
Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden
und -schweißen: Prozeßführung und
Systemtechnik in der 3D-Laserstrahlbear-
beitung von Blechformteilen
LFT, 186 Seiten, 92 Bilder, 10 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17153-3.

Band 30: Olaf Schrödel
Flexible Werkstattsteuerung mit
objektorientierten Softwarestrukturen
FAPS, 180 Seiten, 84 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17242-4.

Band 31: Hubert Reinisch
Planungs- und Steuerungswerkzeuge zur
impliziten Geräteprogrammierung
in Roboterzellen
FAPS, XI u. 212 Seiten, 112 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17380-3.

Band 32: Brigitte Bärnreuther
Ein Beitrag zur Bewertung des Kommuni-
kationsverhaltens von Automatisierungs-
geräten in flexiblen Produktionszellen
FAPS, XI u. 179 Seiten, 71 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17451-6.

Band 33: Joachim Hutfless
Laserstrahlregelung und Optikdiagnostik
in der Strahlführung einer
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel
Entwicklung und Einsatz eines Simula-
tionsverfahrens für operative und
strategische Probleme der
Produktionsplanung und -steuerung
FAPS, XIV u. 170 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.
1993. ISBN 3-446-17604-7.

Band 35: Bertram Ehmann
Operatives Fertigungscontrolling durch
Optimierung auftragsbezogener Bearbei-
tungsabläufe in der Elektronikfertigung
FAPS, XV u. 167 Seiten, 114 Bilder. 1993.
ISBN 3-446-17658-6.

Band 36: Harald Kolléra
Entwicklung eines benutzerorientierten
Werkstattprogrammiersystems für das
Laserstrahlschneiden
LFT, 129 Seiten, 66 Bilder, 1 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17719-1.

Band 37: Stephanie Abels
Modellierung und Optimierung von
Montageanlagen in einem integrierten
Simulationssystem
FAPS, 188 Seiten, 88 Bilder. 1993.
ISBN 3-446-17731-0.

Band 38: Robert Schmidt-Hebbel
Laserstrahlbohren durchflußbestimmen-
der Durchgangslöcher
LFT, 145 Seiten, 63 Bilder, 11 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17778-7.

Band 39: Norbert Lutz
Oberflächenfeinbearbeitung
keramischer Werkstoffe mit
XeCl-Excimerlaserstrahlung
LFT, 187 Seiten, 98 Bilder, 29 Tab. 1994.
ISBN 3-446-17970-4.

Band 40: Konrad Grampp
Rechnerunterstützung bei Test und
Schulung an Steuerungssoftware von
SMD-Bestücklinien
FAPS, 178 Seiten, 88 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18173-3.

Band 41: Martin Koch
Wissensbasierte Unterstützung der
Angebotsbearbeitung in der
Investitionsgüterindustrie
FAPS, 169 Seiten, 68 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18174-1.

Band 42: Armin Gropp
Anlagen- und Prozeßdiagnostik beim
Schneiden mit einem gepulsten
Nd:YAG-Laser
LFT, 160 Seiten, 88 Bilder, 7 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18241-1.

Band 43: Werner Heckel
Optische 3D-Konturerfassung und
on-line Biegewinkelmessung mit
dem Lichtschnittverfahren
LFT, 149 Seiten, 43 Bilder, 11 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18243-8.

Band 44: Armin Rothhaupt
Modulares Planungssystem zur
Optimierung der Elektronikfertigung
FAPS, 180 Seiten, 101 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18307-8.

Band 45: Bernd Zöllner
Adaptive Diagnose in der
Elektronikproduktion
FAPS, 195 Seiten, 74 Bilder, 3 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18308-6.

Band 46: Bodo Vormann
Beitrag zur automatisierten
Handhabungsplanung komplexer
Blechbiegeteile
LFT, 126 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18345-0.

Band 47: Peter Schnepf
Zielkostenorientierte Montageplanung
FAPS, 144 Seiten, 75 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18397-3.

Band 48: Rainer Klotzbücher
Konzept zur rechnerintegrierten
Materialversorgung in flexiblen
Fertigungssystemen
FAPS, 156 Seiten, 62 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18412-0.

Band 49: Wolfgang Greska
Wissensbasierte Analyse und
Klassifizierung von Blechteilen
LFT, 144 Seiten, 96 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18462-7.

Band 50: Jörg Franke
Integrierte Entwicklung neuer
Produkt- und Produktionstechnologien
für räumliche spritzgegossene
Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 196 Seiten, 86 Bilder, 4 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18448-1.

Band 51: Franz-Josef Zeller
Sensorplanung und schnelle
Sensorregelung für Industrieroboter
FAPS, 190 Seiten, 102 Bilder, 9 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18601-8.

Band 52: Michael Solvie
Zeitbehandlung und
Multimedia-Unterstützung in
Feldkommunikationssystemen
FAPS, 200 Seiten, 87 Bilder, 35 Tab. 1996.
ISBN 3-446-18607-7.

Band 53: Robert Hopperdietzel
Reengineering in der Elektro- und
Elektronikindustrie
FAPS, 180 Seiten, 109 Bilder, 1 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-070-2.

Band 54: Thomas Rebhahn
Beitrag zur Mikromaterialbearbeitung
mit Excimerlasern - Systemkomponenten
und Verfahrensoptimierungen
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 10 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-075-3.

Band 55: Henning Hanebuth
Laserstrahlhartlöten mit
Zweistrahltechnik
LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr
Steuerung und Sensordatenintegration
für flexible Fertigungszellen mit
kooperierenden Robotern
FAPS, 188 Seiten, 116 Bilder, 3 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-076-1.

Band 57: Stefan Holzer
Berührungslose Formgebung mit
Laserstrahlung
LFT, 162 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-079-6.

Band 58: Markus Schultz
Fertigungsqualität beim
3D-Laserstrahlschweißen von
Blechformteilen
LFT, 165 Seiten, 88 Bilder, 9 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-080-X.

Band 59: Thomas Krebs
Integration elektromechanischer
CA-Anwendungen über einem
STEP-Produktmodell
FAPS, 198 Seiten, 58 Bilder, 8 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-081-8.

Band 60: Jürgen Sturm
Prozeßintegrierte Qualitätssicherung
in der Elektronikproduktion
FAPS, 167 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-082-6.

Band 61: Andreas Brand
Prozesse und Systeme zur Bestückung
räumlicher elektronischer Baugruppen
(3D-MID)
FAPS, 182 Seiten, 100 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-087-7.

Band 62: Michael Kauf
Regelung der Laserstrahlleistung und
der Fokusparameter einer
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-083-4.

Band 63: Peter Steinwasser
Modulares Informationsmanagement
in der integrierten Produkt- und
Prozeßplanung
FAPS, 190 Seiten, 87 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-084-2.

Band 64: Georg Liedl
Integriertes Automatisierungskonzept
für den flexiblen Materialfluß in der
Elektronikproduktion
FAPS, 196 Seiten, 96 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-086-9.

Band 65: Andreas Otto
Transiente Prozesse beim
Laserstrahlschweißen
LFT, 132 Seiten, 62 Bilder, 1 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-089-3.

Band 66: Wolfgang Blöchl
Erweiterte Informationsbereitstellung
an offenen CNC-Steuerungen zur
Prozeß- und Programoptimierung
FAPS, 168 Seiten, 96 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-091-5.

Band 67: Klaus-Uwe Wolf
Verbesserte Prozeßführung und
Prozeßplanung zur Leistungs- und
Qualitätssteigerung beim
Spulenwickeln
FAPS, 186 Seiten, 125 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-092-3.

Band 68: Frank Backes
Technologieorientierte Bahnplanung
für die 3D-Laserstrahlbearbeitung
LFT, 138 Seiten, 71 Bilder, 2 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-093-1.

Band 69: Jürgen Kraus
Laserstrahlumformen von Profilen
LFT, 137 Seiten, 72 Bilder, 8 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-094-X.

Band 70: Norbert Neubauer
Adaptive Strahlführungen für
CO₂-Laseranlagen
LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-095-8.

Band 71: Michael Steber
Prozeßoptimierter Betrieb flexibler
Schraubstationen in der
automatisierten Montage
FAPS, 168 Seiten, 78 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-096-6.

Band 72: Markus Pfestorf
Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen
in der Umformtechnik
LFT, 162 Seiten, 84 Bilder, 15 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-097-4.

Band 73: Volker Franke
Integrierte Planung und Konstruktion
von Werkzeugen für die Biegebearbeitung
LFT, 143 Seiten, 81 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-098-2.

Band 74: Herbert Scheller
Automatisierte Demontagesysteme
und recyclinggerechte Produktgestaltung
elektronischer Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 104 Bilder, 17 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-099-0.

Band 75: Arthur Meißner
Kaltmassivumformung metallischer
Kleinstteile – Werkstoffverhalten,
Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung
LFT, 164 Seiten, 92 Bilder, 14 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-100-8.

Band 76: Mathias Glasmacher
Prozeß- und Systemtechnik zum
Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 184 Seiten, 104 Bilder, 12 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-101-6.

Band 77: Michael Schwind
Zerstörungsfreie Ermittlung mechani-
scher Eigenschaften von Feinblechen mit
dem Wirbelstromverfahren
LFT, 124 Seiten, 68 Bilder, 8 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-102-4.

Band 78: Manfred Gerhard
Qualitätssteigerung in der
Elektronikproduktion durch
Optimierung der Prozeßführung
beim Löten komplexer Baugruppen
FAPS, 179 Seiten, 113 Bilder, 7 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-103-2.

Band 79: Elke Rauh
Methodische Einbindung der Simulation
in die betrieblichen Planungs- und
Entscheidungsabläufe
FAPS, 192 Seiten, 114 Bilder, 4 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-104-0.

Band 80: Sorin Niederkorn
Meßeinrichtung zur Untersuchung
der Wirkflächenreibung bei umformtech-
nischen Prozessen
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schuberth
Regelung der Fokusslage beim Schweißen
mit CO₂-Hochleistungslasern unter
Einsatz von adaptiven Optiken
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-106-7.

Band 82: Armando Walter Colombo
Development and Implementation of
Hierarchical Control Structures of
Flexible Production Systems Using High
Level Petri Nets
FAPS, 216 Seiten, 86 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-109-1.

Band 83: Otto Meedt
Effizienzsteigerung bei Demontage
und Recycling durch flexible
Demontagetechnologien und optimierte
Produktgestaltung
FAPS, 186 Seiten, 103 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-108-3.

Band 84: Knuth Götz
Modelle und effiziente Modellbildung
zur Qualitätssicherung in der
Elektronikproduktion
FAPS, 212 Seiten, 129 Bilder, 24 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-112-1.

Band 85: Ralf Luchs
Einsatzmöglichkeiten leitender Klebstoffe zur zuverlässigen Kontaktierung elektronischer Bauelemente in der SMT
FAPS, 176 Seiten, 126 Bilder, 30 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-113-7.

Band 86: Frank Pöhlau
Entscheidungsgrundlagen zur Einführung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 144 Seiten, 99 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-114-8.

Band 87: Roland T. A. Kals
Fundamentals on the miniaturization of sheet metal working processes
LFT, 128 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-115-6.

Band 88: Gerhard Luhn
Implizites Wissen und technisches Handeln am Beispiel der Elektronikproduktion
FAPS, 252 Seiten, 61 Bilder, 1 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-116-4.

Band 89: Axel Sprenger
Adaptives Streckbiegen von Aluminium-Strangpreßprofilen
LFT, 114 Seiten, 63 Bilder, 4 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-117-2.

Band 90: Hans-Jörg Pucher
Untersuchungen zur Prozeßfolge Umformen, Bestücken und Laserstrahllöten von Mikrokontakten
LFT, 158 Seiten, 69 Bilder, 9 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-119-9.

Band 91: Horst Arnet
Profilbiegen mit kinematischer Gestalterzeugung
LFT, 128 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-120-2.

Band 92: Doris Schubart
Prozeßmodellierung und Technologieentwicklung beim Abtragen mit CO₂-Laserstrahlung
LFT, 133 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-122-9.

Band 93: Adrianus L. P. Coremans
Laserstrahlsintern von Metallpulver - Prozeßmodellierung, Systemtechnik, Eigenschaften laserstrahlgesinterter Metallkörper
LFT, 184 Seiten, 108 Bilder, 12 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-124-5.

Band 94: Hans-Martin Biehler
Optimierungskonzepte für Qualitätsdatenverarbeitung und Informationsbereitstellung in der Elektronikfertigung
FAPS, 194 Seiten, 105 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-126-1.

Band 95: Wolfgang Becker
Oberflächenausbildung und tribologische Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbeiteter Hochleistungskeramiken
LFT, 175 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-127-X.

Band 96: Philipp Hein
Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren: Modellierung, Prozeßauslegung und Prozeßführung
LFT, 129 Seiten, 57 Bilder, 7 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-128-8.

Band 97: Gunter Beitinger
Herstellungs- und Prüfverfahren für
thermoplastische Schaltungsträger
FAPS, 169 Seiten, 92 Bilder, 20 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-129-6.

Band 98: Jürgen Knoblach
Beitrag zur rechnerunterstützten
verursachungsgerechten
Angebotskalkulation von Blechteilen
mit Hilfe wissenschaftlicher Methoden
LFT, 155 Seiten, 53 Bilder, 26 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-130-X.

Band 99: Frank Breitenbach
Bildverarbeitungssystem zur Erfassung
der Anschlußgeometrie elektronischer
SMT-Bauelemente
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-131-8.

Band 100: Bernd Falk
Simulationsbasierte
Lebensdauervorhersage für Werkzeuge
der Kaltmassivumformung
LFT, 134 Seiten, 44 Bilder, 15 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-136-9.

Band 101: Wolfgang Schlögl
Integriertes Simulationsdaten-Management
für Maschinenentwicklung und
Anlagenplanung
FAPS, 169 Seiten, 101 Bilder, 20 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-137-7.

Band 102: Christian Hinsel
Ermüdungsbruchversagen
hartstoffbeschichteter Werkzeugstähle
in der Kaltmassivumformung
LFT, 130 Seiten, 80 Bilder, 14 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-138-5.

Band 103: Stefan Bobbert
Simulationsgestützte Prozessauslegung
für das Innenhochdruck-Umformen
von Blechpaaren
LFT, 123 Seiten, 77 Bilder. 2000.
ISBN 3-87525-145-8.

Band 104: Harald Rottbauer
Modulares Planungswerkzeug zum
Produktionsmanagement in der
Elektronikproduktion
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-139-3.

Band 105: Thomas Hennige
Flexible Formgebung von Blechen
durch Laserstrahlumformen
LFT, 119 Seiten, 50 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-140-7.

Band 106: Thomas Menzel
Wissenschaftliche Methoden für die
rechnergestützte Charakterisierung
und Bewertung innovativer
Fertigungsprozesse
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-142-3.

Band 107: Thomas Stöckel
Kommunikationstechnische Integration
der Prozessebene in Produktionssysteme
durch Middleware-Frameworks
FAPS, 147 Seiten, 65 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-143-1.

Band 108: Frank Pitter
Verfügbarkeitssteigerung von
Werkzeugmaschinen durch Einsatz
mechatronischer Sensorlösungen
FAPS, 158 Seiten, 131 Bilder, 8 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-144-X.

Band 109: Markus Korneli
Integration lokaler CAP-Systeme in
einen globalen Fertigungsdatenverbund
FAPS, 121 Seiten, 53 Bilder, 11 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-146-6.

Band 110: Burkhard Müller
Laserstrahljustieren mit Excimer-Lasern -
Prozeßparameter und Modelle zur
Aktorkonstruktion
LFT, 128 Seiten, 36 Bilder, 9 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-159-8.

Band 111: Jürgen Göhringer
Integrierte Telediagnose via Internet
zum effizienten Service von
Produktionssystemen
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-147-4.

Band 112: Robert Feuerstein
Qualitäts- und kosteneffiziente Integra-
tion neuer Bauelementetechnologien in
die Flachbaugruppenfertigung
FAPS, 161 Seiten, 99 Bilder, 10 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-151-2.

Band 113: Marcus Reichenberger
Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten
alternativer Elektroniklote in der
Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 165 Seiten, 97 Bilder, 18 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-152-0.

Band 114: Alexander Huber
Justieren vormontierter Systeme mit dem
Nd:YAG-Laser unter Einsatz von Aktoren
LFT, 122 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-153-9.

Band 115: Sami Krimi
Analyse und Optimierung von Montage-
systemen in der Elektronikproduktion
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 3 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-157-1.

Band 116: Marion Merklein
Laserstrahlumformen von
Aluminiumwerkstoffen - Beeinflussung
der Mikrostruktur und der mechanischen
Eigenschaften
LFT, 122 Seiten, 65 Bilder, 15 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-156-3.

Band 117: Thomas Collisi
Ein informationslogistisches
Architekturkonzept zur Akquisition
simulationsrelevanter Daten
FAPS, 181 Seiten, 105 Bilder, 7 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-164-4.

Band 118: Markus Koch
Rationalisierung und ergonomische
Optimierung im Innenausbau durch
den Einsatz moderner
Automatisierungstechnik
FAPS, 176 Seiten, 98 Bilder, 9 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-165-2.

Band 119: Michael Schmidt
Prozeßregelung für das Laserstrahl-
Punktschweißen in der Elektronikpro-
duktion
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-166-0.

Band 120: Nicolas Tiesler
Grundlegende Untersuchungen zum
Fließpressen metallischer Kleinstteile
LFT, 126 Seiten, 78 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-175-X.

Band 121: Lars Pursche
Methoden zur technologieorientierten
Programmierung für die
3D-Lasermikrobearbeitung
LFT, 111 Seiten, 39 Bilder, 0 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-183-0.

Band 122: Jan-Oliver Brassel
Prozeßkontrolle beim
Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 148 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-181-4.

Band 123: Mark Geisel
Prozeßkontrolle und -steuerung beim
Laserstrahlschweißen mit den Methoden
der nichtlinearen Dynamik
LFT, 135 Seiten, 46 Bilder, 2 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-180-6.

Band 124: Gerd Eßler
Laserstrahlunterstützte Erzeugung
metallischer Leiterstrukturen auf
Thermoplastsubstraten für die
MID-Technik
LFT, 148 Seiten, 60 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-171-7.

Band 125: Marc Fleckenstein
Qualität laserstrahl-gefügter
Mikroverbindungen elektronischer
Kontakte
LFT, 159 Seiten, 77 Bilder, 7 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-170-9.

Band 126: Stefan Kaufmann
Grundlegende Untersuchungen zum
Nd:YAG- Laserstrahlfügen von Silizium
für Komponenten der Optoelektronik
LFT, 159 Seiten, 100 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-172-5.

Band 127: Thomas Fröhlich
Simultanes Löten von Anschlußkontak-
ten elektronischer Bauelemente mit
Diodenlaserstrahlung
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-186-5.

Band 128: Achim Hofmann
Erweiterung der Formgebungsgrenzen
beim Umformen von
Aluminiumwerkstoffen durch den Ein-
satz prozessangepasster Platinen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-182-2.

Band 129: Ingo Kriebitzsch
3 - D MID Technologie in der
Automobilelektronik
FAPS, 129 Seiten, 102 Bilder, 10 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-169-5.

Band 130: Thomas Pohl
Fertigungsqualität und Umformbarkeit
laserstrahlgeschweißter Formplatinen
aus Aluminiumlegierungen
LFT, 133 Seiten, 93 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-173-3.

Band 131: Matthias Wenk
Entwicklung eines konfigurierbaren
Steuerungssystems für die flexible
Sensorführung von Industrierobotern
FAPS, 167 Seiten, 85 Bilder, 1 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-174-1.

Band 132: Matthias Nегendandck
Neue Sensorik und Aktorik für
Bearbeitungsköpfe zum
Laserstrahlschweißen
LFT, 116 Seiten, 60 Bilder, 14 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-184-9.

Band 133: Oliver Kreis
Integrierte Fertigung - Verfahrensin-
tegration durch Innenhochdruck-Umfor-
men, Trennen und Laserstrahlschweißen
in einem Werkzeug sowie ihre tele- und
multimediale Präsentation
LFT, 167 Seiten, 90 Bilder, 43 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-176-8.

Band 134: Stefan Trautner
Technische Umsetzung produktbezoge-
ner Instrumente der Umweltpolitik bei
Elektro- und Elektronikgeräten
FAPS, 179 Seiten, 92 Bilder, 11 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-177-6.

Band 135: Roland Meier
Strategien für einen produktorientierten
Einsatz räumlicher spritzgegossener
Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-178-4.

Band 136: Jürgen Wunderlich
Kostensimulation - Simulationsbasierte
Wirtschaftlichkeitsregelung komplexer
Produktionssysteme
FAPS, 202 Seiten, 119 Bilder, 17 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-179-2.

Band 137: Stefan Novotny
Innenhochdruck-Umformen von Blechen
aus Aluminium- und Magnesiumlegie-
rungen bei erhöhter Temperatur
LFT, 132 Seiten, 82 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-185-7.

Band 138: Andreas Licha
Flexible Montageautomatisierung zur
Komplettmontage flächenhafter Produkt-
strukturen durch kooperierende
Industrieroboter
FAPS, 158 Seiten, 87 Bilder, 8 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-189-X.

Band 139: Michael Eisenbarth
Beitrag zur Optimierung der Aufbau- und
Verbindungstechnik für mechatronische
Baugruppen
FAPS, 207 Seiten, 141 Bilder, 9 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-190-3.

Band 140: Frank Christoph
Durchgängige simulationsgestützte
Planung von Fertigungseinrichtungen der
Elektronikproduktion
FAPS, 187 Seiten, 107 Bilder, 9 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-191-1.

Band 141: Hinnerk Hagenah
Simulationsbasierte Bestimmung der
zu erwartenden Maßhaltigkeit für das
Blechbiegen
LFT, 131 Seiten, 36 Bilder, 26 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-192-X.

Band 142: Ralf Eckstein
Scherschneiden und Biegen metallischer
Kleinstteile - Materialeinfluss und
Materialverhalten
LFT, 148 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-193-8.

Band 143: Frank H. Meyer-Pittroff
Excimerlaserstrahlbiegen dünner
metallischer Folien mit homogener
Lichtlinie
LFT, 138 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-196-2.

Band 144: Andreas Kach
Rechnergestützte Anpassung von
Laserstrahlschneidbahnen
an Bauteilabweichungen
LFT, 139 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-197-0.

Band 145: Stefan Hierl
System- und Prozesstechnik für das
simultane Lötten mit Diodenlaserstrah-
lung von elektronischen Bauelementen
LFT, 124 Seiten, 66 Bilder, 4 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-198-9.

Band 146: Thomas Neudecker
Tribologische Eigenschaften keramischer
Blechumformwerkzeuge- Einfluss einer
Oberflächenendbearbeitung mittels
Excimerlaserstrahlung
LFT, 166 Seiten, 75 Bilder, 26 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-200-4.

Band 147: Ulrich Wenger
Prozessoptimierung in der Wickeltechnik
durch innovative maschinenbauliche und
regelungstechnische Ansätze
FAPS, 132 Seiten, 88 Bilder, 0 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-203-9.

Band 148: Stefan Slama
Effizienzsteigerung in der Montage durch
marktorientierte Montagestrukturen und
erweiterte Mitarbeiterkompetenz
FAPS, 188 Seiten, 125 Bilder, 0 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-204-7.

Band 149: Thomas Wurm
Laserstrahljustieren mittels Aktoren-Ent-
wicklung von Konzepten und Methoden
für die rechnerunterstützte Modellierung
und Optimierung von komplexen
Aktorsystemen in der Mikrotechnik
LFT, 122 Seiten, 51 Bilder, 9 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-206-3.

Band 150: Martino Celeghini
Wirkmedienbasierte Blechumformung:
Grundlagenuntersuchungen zum Einfluss
von Werkstoff und Bauteilgeometrie
LFT, 146 Seiten, 77 Bilder, 6 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-207-1.

Band 151: Ralph Hohenstein
Entwurf hochdynamischer Sensor- und
Regelsysteme für die adaptive
Laserbearbeitung
LFT, 282 Seiten, 63 Bilder, 16 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-210-1.

Band 152: Angelika Hutterer
Entwicklung prozessüberwachender
Regelkreise für flexible
Formgebungsprozesse
LFT, 149 Seiten, 57 Bilder, 2 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-212-8.

Band 153: Emil Egerer
Massivumformen metallischer Kleinst-
teile bei erhöhter Prozesstemperatur
LFT, 158 Seiten, 87 Bilder, 10 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-213-6.

Band 154: Rüdiger Holzmann
Strategien zur nachhaltigen Optimierung
von Qualität und Zuverlässigkeit in
der Fertigung hochintegrierter
Flachbaugruppen
FAPS, 186 Seiten, 99 Bilder, 19 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-217-9.

Band 155: Marco Nock
Biegeumformen mit
Elastomerwerkzeugen Modellierung,
Prozessauslegung und Abgrenzung des
Verfahrens am Beispiel des Rohrbiegens
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 13 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-218-7.

Band 156: Frank Niebling
Qualifizierung einer Prozesskette zum
Laserstrahlsintern metallischer Bauteile
LFT, 148 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-219-5.

Band 157: Markus Meiler
Großserientauglichkeit trockenschmier-
stoffbeschichteter Aluminiumbleche im
Presswerk Grundlegende Untersuchun-
gen zur Tribologie, zum Umformverhal-
ten und Bauteilversuche
LFT, 104 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-221-7.

Band 158: Agus Sutanto
Solution Approaches for Planning of
Assembly Systems in Three-Dimensional
Virtual Environments
FAPS, 169 Seiten, 98 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-220-9.

Band 159: Matthias Boiger
Hochleistungssysteme für die Fertigung
elektronischer Baugruppen auf der Basis
flexibler Schaltungsträger
FAPS, 175 Seiten, 111 Bilder, 8 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-222-5.

Band 160: Matthias Pitz
Laserunterstütztes Biegen höchstfester
Mehrphasenstähle
LFT, 120 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-223-3.

Band 161: Meik Vahl
Beitrag zur gezielten Beeinflussung des
Werkstoffflusses beim Innenhochdruck-
Umformen von Blechen
LFT, 165 Seiten, 94 Bilder, 15 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-224-1.

Band 162: Peter K. Kraus
Plattformstrategien - Realisierung
einer varianz- und kostenoptimierten
Wertschöpfung
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 0 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-226-8.

Band 163: Adrienn Cser
Laserstrahlschmelzabtrag - Prozessana-
lyse und -modellierung
LFT, 146 Seiten, 79 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-227-6.

Band 164: Markus C. Hahn
Grundlegende Untersuchungen zur
Herstellung von Leichtbauverbundstruk-
turen mit Aluminiumschaumkern
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos
Mechatronische Ansätze zur Optimie-
rung von Vorschubachsen
FAPS, 146 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-230-6.

Band 166: Markus Stark
Auslegung und Fertigung hochpräziser
Faser-Kollimator-Arrays
LFT, 158 Seiten, 115 Bilder, 11 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-231-4.

Band 167: Yurong Zhou
Kollaboratives Engineering Management
in der integrierten virtuellen Entwicklung
der Anlagen für die Elektronikproduktion
FAPS, 156 Seiten, 84 Bilder, 6 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-232-2.

Band 168: Werner Enser
Neue Formen permanenter und lösbarer elektrischer Kontaktierungen für mechatronische Baugruppen
FAPS, 190 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-233-0.

Band 169: Katrin Melzer
Integrierte Produktpolitik bei elektrischen und elektronischen Geräten zur Optimierung des Product-Life-Cycle
FAPS, 155 Seiten, 91 Bilder, 17 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-234-9.

Band 170: Alexander Putz
Grundlegende Untersuchungen zur Erfassung der realen Vorspannung von armierten Kaltfließpresswerkzeugen mittels Ultraschall
LFT, 137 Seiten, 71 Bilder, 15 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-237-3.

Band 171: Martin Prechtl
Automatisiertes Schichtverfahren für metallische Folien - System- und Prozesstechnik
LFT, 154 Seiten, 45 Bilder, 7 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-238-1.

Band 172: Markus Meidert
Beitrag zur deterministischen Lebensdauerabschätzung von Werkzeugen der Kaltmassivumformung
LFT, 131 Seiten, 78 Bilder, 9 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-239-X.

Band 173: Bernd Müller
Robuste, automatisierte Montagesysteme durch adaptive Prozessführung und montageübergreifende Fehlerprävention am Beispiel flächiger Leichtbauteile
FAPS, 147 Seiten, 77 Bilder, 0 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-240-3.

Band 174: Alexander Hofmann
Hybrides Laserdurchstrahlschweißen von Kunststoffen
LFT, 136 Seiten, 72 Bilder, 4 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-243-9.

Band 175: Peter Wölflick
Innovative Substrate und Prozesse mit feinsten Strukturen für bleifreie Mechatronik-Anwendungen
FAPS, 177 Seiten, 148 Bilder, 24 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-246-0.

Band 176: Attila Komlodi
Detection and Prevention of Hot Cracks during Laser Welding of Aluminium Alloys Using Advanced Simulation Methods
LFT, 155 Seiten, 89 Bilder, 14 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-248-4.

Band 177: Uwe Popp
Grundlegende Untersuchungen zum Laserstrahlstrukturieren von Kaltmassivumformwerkzeugen
LFT, 140 Seiten, 67 Bilder, 16 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-249-1.

Band 178: Veit Rückel
Rechnergestützte Ablaufplanung und Bahngenerierung Für kooperierende Industrieroboter
FAPS, 148 Seiten, 75 Bilder, 7 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-250-7.

Band 179: Manfred Dirscherl
Nicht-thermische Mikrojustiertechnik mittels ultrakurzer Laserpulse
LFT, 154 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-251-4.

Band 180: Yong Zhuo
Entwurf eines rechnergestützten integrierten Systems für Konstruktion und Fertigungsplanung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-253-8.

Band 181: Stefan Lang
Durchgängige Mitarbeiterinformation zur Steigerung von Effizienz und Prozesssicherheit in der Produktion
FAPS, 172 Seiten, 93 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-257-6.

Band 182: Hans-Joachim Krauß
Laserstrahlinduzierte Pyrolyse präkeramischer Polymere
LFT, 171 Seiten, 100 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-258-3.

Band 183: Stefan Junker
Technologien und Systemlösungen für die flexibel automatisierte Bestückung permanent erregter Läufer mit oberflächenmontierten Dauermagneten
FAPS, 173 Seiten, 75 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-259-0.

Band 184: Rainer Kohlbauer
Wissensbasierte Methoden für die simulationsgestützte Auslegung wirkmedienbasierter Blechumformprozesse
LFT, 135 Seiten, 50 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-260-6.

Band 185: Klaus Lamprecht
Wirkmedienbasierte Umformung tiefgezogener Vorformen unter besonderer Berücksichtigung maßgeschneiderter Halbzeuge
LFT, 137 Seiten, 81 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-265-1.

Band 186: Bernd Zolleiß
Optimierte Prozesse und Systeme für die Bestückung mechatronischer Baugruppen
FAPS, 180 Seiten, 117 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-266-8.

Band 187: Michael Kerausch
Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter Aluminiumplatten
LFT, 146 Seiten, 76 Bilder, 7 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-267-5.

Band 188: Matthias Weber
Unterstützung der Wandlungsfähigkeit von Produktionsanlagen durch innovative Softwaresysteme
FAPS, 183 Seiten, 122 Bilder, 3 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-269-9.

Band 189: Thomas Frick
Untersuchung der prozessbestimmenden Strahl-Stoff-Wechselwirkungen beim Laserstrahlschweißen von Kunststoffen
LFT, 104 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-268-2.

Band 190: Joachim Hecht
Werkstoffcharakterisierung und
Prozessauslegung für die wirkmedienba-
sierte Doppelblech-Umformung von
Magnesiumlegierungen
LFT, 107 Seiten, 91 Bilder, 2 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-270-5.

Band 191: Ralf Völkl
Stochastische Simulation zur Werkzeug-
lebensdaueroptimierung und Präzisions-
fertigung in der Kaltmassivumformung
LFT, 178 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-272-9.

Band 192: Massimo Tolazzi
Innenhochdruck-Umformen verstärkter
Blech-Rahmenstrukturen
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 7 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-273-6.

Band 193: Cornelia Hoff
Untersuchung der Prozesseinflussgrößen
beim Presshärten des höchstfesten
Vergütungsstahls 22MnB5
LFT, 133 Seiten, 92 Bilder, 5 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-275-0.

Band 194: Christian Alvarez
Simulationsgestützte Methoden zur
effizienten Gestaltung von Lötprozessen
in der Elektronikproduktion
FAPS, 149 Seiten, 86 Bilder, 8 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-277-4.

Band 195: Andreas Kunze
Automatisierte Montage von makrome-
chatronischen Modulen zur flexiblen
Integration in hybride
Pkw-Bordnetzsysteme
FAPS, 160 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-278-1.

Band 196: Wolfgang Hußnätter
Grundlegende Untersuchungen zur
experimentellen Ermittlung und zur
Modellierung von Fließortkurven bei
erhöhten Temperaturen
LFT, 152 Seiten, 73 Bilder, 21 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-279-8.

Band 197: Thomas Bigl
Entwicklung, angepasste Herstellungs-
verfahren und erweiterte Qualitätssiche-
rung von einsetzgerechten elektroni-
schen Baugruppen
FAPS, 175 Seiten, 107 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-280-4.

Band 198: Stephan Roth
Grundlegende Untersuchungen zum
Excimerlaserstrahl-Abtragen unter
Flüssigkeitsfilmen
LFT, 113 Seiten, 47 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-281-1.

Band 199: Artur Giera
Prozesstechnische Untersuchungen
zum Rührreibschweißen metallischer
Werkstoffe
LFT, 179 Seiten, 104 Bilder, 36 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-282-8.

Band 200: Jürgen Lechler
Beschreibung und Modellierung
des Werkstoffverhaltens von
presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 154 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-286-6.

Band 201: Andreas Blankl
Untersuchungen zur Erhöhung der
Prozessrobustheit bei der Innenhoch-
druck-Umformung von flächigen Halb-
zeugen mit vor- bzw. nachgeschalteten
Laserstrahlfügeoperationen
LFT, 120 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-287-3.

Band 202: Andreas Schaller
Modellierung eines nachfrageorientierten
Produktionskonzeptes für mobile
Telekommunikationsgeräte
FAPS, 120 Seiten, 79 Bilder, 0 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-289-7.

Band 203: Claudius Schimpf
Optimierung von Zuverlässigkeitsunter-
suchungen, Prüfabläufen und Nachar-
beitsprozessen in der Elektronikproduk-
tion
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich
Sensoriken zur Schwerpunktslagebestim-
mung der optischen Prozessemissionen
beim Laserstrahliefschweißen
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-292-7.

Band 205: Wolfgang Wolf
Entwicklung eines agentenbasierten
Steuerungssystems zur
Materialflussorganisation im
wandelbaren Produktionsumfeld
FAPS, 167 Seiten, 98 Bilder. 2009.
ISBN 978-3-87525-293-4.

Band 206: Steffen Polster
Laserdurchstrahlschweißen
transparenter Polymerbauteile
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-294-1.

Band 207: Stephan Manuel Dörfler
Rührreibschweißen von walzplattiertem
Halbzeug und Aluminiumblech zur
Herstellung flächiger Aluminiumschaum-
Sandwich-Verbundstrukturen
LFT, 190 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-295-8.

Band 208: Uwe Vogt
Seriennahe Auslegung von Aluminium
Tailored Heat Treated Blanks
LFT, 151 Seiten, 68 Bilder, 26 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-296-5.

Band 209: Till Laumann
Qualitative und quantitative Bewertung
der Crashtauglichkeit von höchstfesten
Stählen
LFT, 117 Seiten, 69 Bilder, 7 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-299-6.

Band 210: Alexander Diehl
Größeneffekte bei Biegeprozessen-
Entwicklung einer Methodik zur
Identifikation und Quantifizierung
LFT, 180 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-302-3.

Band 211: Detlev Staud
Effiziente Prozesskettenauslegung für das
Umformen lokal wärmebehandelter und
geschweißter Aluminiumbleche
LFT, 164 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-303-0.

Band 212: Jens Ackermann
Prozesssicherung beim Laserdurchstrahl-
schweißen thermoplastischer Kunststoffe
LPT, 129 Seiten, 74 Bilder, 13 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-305-4.

Band 213: Stephan Weidel
Grundlegende Untersuchungen zum
Kontaktzustand zwischen Werkstück
und Werkzeug bei umformtechnischen
Prozessen unter tribologischen
Gesichtspunkten
LFT, 144 Seiten, 67 Bilder, 11 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-307-8.

Band 214: Stefan Geißdörfer
Entwicklung eines mesoskopischen Modells zur Abbildung von Größeneffekten in der Kaltmassivumformung mit Methoden der FE-Simulation
LFT, 133 Seiten, 83 Bilder, 11 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-308-5.

Band 215: Christian Matzner
Konzeption produktspezifischer Lösungen zur Robustheitssteigerung elektronischer Systeme gegen die Einwirkung von Betaung im Automobil
FAPS, 165 Seiten, 93 Bilder, 14 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-309-2.

Band 216: Florian Schüssler
Verbindungs- und Systemtechnik für thermisch hochbeanspruchte und miniaturisierte elektronische Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 93 Bilder, 18 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-310-8.

Band 217: Massimo Cojutti
Strategien zur Erweiterung der Prozessgrenzen bei der Innhochdruck-Umformung von Rohren und Blechpaaren
LFT, 125 Seiten, 56 Bilder, 9 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-312-2.

Band 218: Raoul Plettke
Mehrkriterielle Optimierung komplexer Aktorsysteme für das Laserstrahljustieren
LFT, 152 Seiten, 25 Bilder, 3 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-315-3.

Band 219: Andreas Dobroschke
Flexible Automatisierungslösungen für die Fertigung wickeltechnischer Produkte
FAPS, 184 Seiten, 109 Bilder, 18 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-317-7.

Band 220: Azhar Zam
Optical Tissue Differentiation for Sensor-Controlled Tissue-Specific Laser Surgery
LPT, 99 Seiten, 45 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-318-4.

Band 221: Michael Rösch
Potenziale und Strategien zur Optimierung des Schablonendruckprozesses in der Elektronikproduktion
FAPS, 192 Seiten, 127 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-319-1.

Band 222: Thomas Rechtenwald
Quasi-isothermes Laserstrahlsintern von Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine Betrachtung werkstoff-prozessspezifischer Aspekte am Beispiel PEEK
LPT, 150 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-320-7.

Band 223: Daniel Craiovan
Prozesse und Systemlösungen für die SMT-Montage optischer Bauelemente auf Substrate mit integrierten Lichtwellenleitern
FAPS, 165 Seiten, 85 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-324-5.

Band 224: Kay Wagner
Beanspruchungsangepasste
Kaltmassivumformwerkzeuge durch
lokal optimierte Werkzeugoberflächen
LFT, 147 Seiten, 103 Bilder, 17 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-325-2.

Band 225: Martin Brandhuber
Verbesserung der Prognosegüte des Ver-
sagens von Punktschweißverbindungen
bei höchstfesten Stahlgüten
LFT, 155 Seiten, 91 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-327-6.

Band 226: Peter Sebastian Feuser
Ein Ansatz zur Herstellung von
pressgehärteten Karosseriekomponenten
mit maßgeschneiderten mechanischen
Eigenschaften: Temperierte Umform-
werkzeuge. Prozessfenster, Prozess-
simulation und funktionale Untersuchung
LFT, 195 Seiten, 97 Bilder, 60 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-328-3.

Band 227: Murat Arbak
Material Adapted Design of Cold Forging
Tools Exemplified by Powder
Metallurgical Tool Steels and Ceramics
LFT, 109 Seiten, 56 Bilder, 8 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-330-6.

Band 228: Indra Pitz
Beschleunigte Simulation des
Laserstrahlumformens von
Aluminiumblechen
LPT, 137 Seiten, 45 Bilder, 27 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-333-7.

Band 229: Alexander Grimm
Prozessanalyse und -überwachung des
Laserstrahlhartlötens mittels optischer
Sensorik
LPT, 125 Seiten, 61 Bilder, 5 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-334-4.

Band 230: Markus Kaupper
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerk-
stoffen - Umformverhalten und Grenzen
der Biegebarkeit
LFT, 160 Seiten, 57 Bilder, 10 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-339-9.

Band 231: Thomas Kroiß
Modellbasierte Prozessauslegung für
die Kaltmassivumformung unter
Brücksichtigung der Werkzeug- und
Pressenauffederung
LFT, 169 Seiten, 50 Bilder, 19 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-341-2.

Band 232: Christian Goth
Analyse und Optimierung der Entwick-
lung und Zuverlässigkeit räumlicher
Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 176 Seiten, 102 Bilder, 22 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-340-5.

Band 233: Christian Ziegler
Ganzheitliche Automatisierung
mechatronischer Systeme in der Medizin
am Beispiel Strahlentherapie
FAPS, 170 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-342-9.

Band 234: Florian Albert
Automatisiertes Laserstrahllöten
und -reparaturlöten elektronischer
Baugruppen
LPT, 127 Seiten, 78 Bilder, 11 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-344-3.

Band 235: Thomas Stöhr
Analyse und Beschreibung des
mechanischen Werkstoffverhaltens
von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 118 Seiten, 74 Bilder, 18 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-346-7.

Band 236: Christian Kägeler
Prozessdynamik beim
Laserstrahlschweißen verzinkter
Stahlbleche im Überlappstoß
LPT, 145 Seiten, 80 Bilder, 3 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-347-4.

Band 237: Andreas Sulzberger
Seriennahe Auslegung der Prozesskette
zur wärmeunterstützten Umformung
von Aluminiumblechwerkstoffen
LFT, 153 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-349-8.

Band 238: Simon Opel
Herstellung prozessangepasster
Halbzeuge mit variabler Blechdicke
durch die Anwendung von Verfahren
der Blechmassivumformung
LFT, 165 Seiten, 108 Bilder, 27 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-350-4.

Band 239: Rajesh Kanawade
In-vivo Monitoring of Epithelium
Vessel and Capillary Density for the
Application of Detection of Clinical
Shock and Early Signs of Cancer Develop-
ment
LPT, 124 Seiten, 58 Bilder, 15 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-351-1.

Band 240: Stephan Busse
Entwicklung und Qualifizierung eines
Schneidclinchverfahrens
LFT, 119 Seiten, 86 Bilder, 20 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-352-8.

Band 241: Karl-Heinz Leitz
Mikro- und Nanostrukturierung mit kurz
und ultrakurz gepulster Laserstrahlung
LPT, 154 Seiten, 71 Bilder, 9 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-355-9.

Band 242: Markus Michl
Webbasierte Ansätze zur ganzheitlichen
technischen Diagnose
FAPS, 182 Seiten, 62 Bilder, 20 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-356-6.

Band 243: Vera Sturm
Einfluss von Chargenschwankungen
auf die Verarbeitungsgrenzen von
Stahlwerkstoffen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 9 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-357-3.

Band 244: Christian Neudel
Mikrostrukturelle und mechanisch-
technologische Eigenschaften
widerstandspunktgeschweißter
Aluminium-Stahl-Verbindungen für
den Fahrzeugbau
LFT, 178 Seiten, 171 Bilder, 31 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-358-0.

Band 245: Anja Neumann
Konzept zur Beherrschung der
Prozessschwankungen im Presswerk
LFT, 162 Seiten, 68 Bilder, 15 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-360-3.

Band 246: Ulf-Hermann Quentin
Laserbasierte Nanostrukturierung mit
optisch positionierten Mikrolinsen
LPT, 137 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-361-0.

Band 247: Erik Lamprecht
Der Einfluss der Fertigungsverfahren
auf die Wirbelstromverluste von
Stator-Einzelzahnblechpaketen für
den Einsatz in Hybrid- und Elektrofahr-
zeugen
FAPS, 148 Seiten, 138 Bilder, 4 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-362-7.

Band 248: Sebastian Rösler
Wirkmedienbasierte Umformung von
Blechhalbzeugen unter Anwendung
magnetorheologischer Flüssigkeiten als
kombiniertes Wirk- und Dichtmedium
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-363-4.

Band 249: Paul Hippchen
Simulative Prognose der Geometrie
indirekt pressgehärteter Karosseriebau-
teile für die industrielle Anwendung
LFT, 163 Seiten, 89 Bilder, 12 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-364-1.

Band 250: Martin Zubeil
Versagensprognose bei der Prozess
simulation von Biegeumform- und Falz-
verfahren
LFT, 171 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-365-8.

Band 251: Alexander Kühl
Flexible Automatisierung der
Statorenmontage mit Hilfe einer
universellen ambidexteren Kinematik
FAPS, 142 Seiten, 60 Bilder, 26 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-367-2.

Band 252: Thomas Albrecht
Optimierte Fertigungstechnologien
für Rotoren getriebeintegrierter
PM-Synchronmotoren von
Hybridfahrzeugen
FAPS, 198 Seiten, 130 Bilder, 38 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-368-9.

Band 253: Florian Risch
Planning and Production Concepts for
Contactless Power Transfer Systems for
Electric Vehicles
FAPS, 185 Seiten, 125 Bilder, 13 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-369-6.

Band 254: Markus Weigl
Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen korrosionsbeständigen Stahlwerkstoffen
LPT, 184 Seiten, 110 Bilder, 6 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-370-2.

Band 255: Johannes Noneder
Beanspruchungserfassung für die Validierung von FE-Modellen zur Auslegung von Massivumformwerkzeugen
LFT, 161 Seiten, 65 Bilder, 14 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-371-9.

Band 256: Andreas Reinhardt
Ressourceneffiziente Prozess- und Produktionstechnologie für flexible Schaltungsträger
FAPS, 123 Seiten, 69 Bilder, 19 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-373-3.

Band 257: Tobias Schmuck
Ein Beitrag zur effizienten Gestaltung globaler Produktions- und Logistiknetzwerke mittels Simulation
FAPS, 151 Seiten, 74 Bilder. 2014.
ISBN 978-3-87525-374-0.

Band 258: Bernd Eichenhüller
Untersuchungen der Effekte und Wechselwirkungen charakteristischer Einflussgrößen auf das Umformverhalten bei Mikroumformprozessen
LFT, 127 Seiten, 29 Bilder, 9 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-375-7.

Band 259: Felix Lütteke
Vielseitiges autonomes Transportsystem basierend auf Weltmodellerstellung mittels Datenfusion von Deckenkameras und Fahrzeugsensoren
FAPS, 152 Seiten, 54 Bilder, 20 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-376-4.

Band 260: Martin Grüner
Hochdruck-Blechumformung mit formlos festen Stoffen als Wirkmedium
LFT, 144 Seiten, 66 Bilder, 29 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-379-5.

Band 261: Christian Brock
Analyse und Regelung des Laserstrahliefschweißprozesses durch Detektion der Metaldampffackelposition
LPT, 126 Seiten, 65 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-380-1.

Band 262: Peter Vatter
Sensitivitätsanalyse des 3-Rollen-Schubbiegens auf Basis der Finite Elemente Methode
LFT, 145 Seiten, 57 Bilder, 26 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-381-8.

Band 263: Florian Klämpfl
Planung von Laserbestrahlungen durch simulationsbasierte Optimierung
LPT, 169 Seiten, 78 Bilder, 32 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-384-9.

Band 264: Matthias Domke
Transiente physikalische Mechanismen
bei der Laserablation von dünnen
Metallschichten
LFT, 133 Seiten, 43 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-385-6.

Band 265: Johannes Götz
Community-basierte Optimierung des
Anlagenengineerings
FAPS, 177 Seiten, 80 Bilder, 30 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-386-3.

Band 266: Hung Nguyen
Qualifizierung des Potentials von
Verfestigungseffekten zur Erweiterung
des Umformvermögens aushärtbarer
Aluminiumlegierungen
LFT, 137 Seiten, 57 Bilder, 16 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-387-0.

Band 267: Andreas Kuppert
Erweiterung und Verbesserung von Ver-
suchs- und Auswertetechniken für die
Bestimmung von Grenzformänderungs-
kurven
LFT, 138 Seiten, 82 Bilder, 2 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-388-7.

Band 268: Kathleen Klaus
Erstellung eines Werkstofforientierten
Fertigungsprozessfensters zur Steigerung
des Formgebungsvermögens von Alumi-
niumlegierungen unter Anwendung einer
zwischeneschalteten Wärmebehandlung
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-391-7.

Band 269: Thomas Svec
Untersuchungen zur Herstellung von
funktionsoptimierten Bauteilen im
partiellen Presshärtprozess mittels lokal
unterschiedlich temperierter Werkzeuge
LFT, 166 Seiten, 87 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-392-4.

Band 270: Tobias Schrader
Grundlegende Untersuchungen zur
Verschleißcharakterisierung beschichte-
ter Kaltmassivumformwerkzeuge
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela
Untersuchung von Magnetfeld-Messme-
thoden zur ganzheitlichen Wertschöp-
fungsoptimierung und Fehlerdetektion
an magnetischen Aktoren
FAPS, 170 Seiten, 97 Bilder, 4 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-394-8.

Band 272: Michael Wieland
Entwicklung einer Methode zur Prognose
adhäsiven Verschleißes an Werkzeugen
für das direkte Presshärten
LFT, 156 Seiten, 84 Bilder, 9 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-395-5.

Band 273: René Schramm
Strukturierte additive Metallisierung
durch kaltaktives
Atmosphärendruckplasma
FAPS, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-396-2.

Band 274: Michael Lechner
Herstellung beanspruchungsangepasster
Aluminiumblechhalbzeuge durch
eine maßgeschneiderte Variation der
Abkühlgeschwindigkeit nach
Lösungsglühen
LFT, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-397-9.

Band 275: Kolja Andreas
Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit
auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim
Kaltfließpressen
LFT, 169 Seiten, 76 Bilder, 4 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-398-6.

Band 276: Marcus Baum
Laser Consolidation of ITO Nanoparticles
for the Generation of Thin Conductive
Layers on Transparent Substrates
LPT, 158 Seiten, 75 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-399-3.

Band 277: Thomas Schneider
Umformtechnische Herstellung
dünnwandiger Funktionsbauteile
aus Feinblech durch Verfahren der
Blechmassivumformung
LFT, 188 Seiten, 95 Bilder, 7 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-401-3.

Band 278: Jochen Merhof
Sematische Modellierung automatisierter
Produktionssysteme zur Verbesserung
der IT-Integration zwischen Anlagen-
Engineering und Steuerungsebene
FAPS, 157 Seiten, 88 Bilder, 8 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-402-0.

Band 279: Fabian Zöller
Erarbeitung von Grundlagen zur
Abbildung des tribologischen Systems
in der Umformsimulation
LFT, 126 Seiten, 51 Bilder, 3 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-403-7.

Band 280: Christian Hezler
Einsatz technologischer Versuche zur
Erweiterung der Versagensvorhersage
bei Karosseriebauteilen aus höchstfesten
Stählen
LFT, 147 Seiten, 63 Bilder, 44 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-404-4.

Band 281: Jochen Böning
Integration des Systemverhaltens von
Automobil-Hochvoltleitungen in die
virtuelle Absicherung durch
strukturmechanische Simulation
FAPS, 177 Seiten, 107 Bilder, 17 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-405-1.

Band 282: Johannes Kohl
Automatisierte Datenerfassung für
diskret ereignisorientierte Simulationen
in der energieflexiblen Fabrik
FAPS, 160 Seiten, 80 Bilder, 27 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-406-8.

Band 283: Peter Bechtold
Mikroschockwellenumformung mittels
ultrakurzer Laserpulse
LPT, 155 Seiten, 59 Bilder, 10 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-407-5.

Band 284: Stefan Berger
Laserstrahlschweißen thermoplastischer
Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit
spezifischem Zusatzdraht
LPT, 118 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-408-2.

Band 285: Martin Bornschlegl
Methods-Energy Measurement - Eine
Methode zur Energieplanung für
Fügeverfahren im Karosseriebau
FAPS, 136 Seiten, 72 Bilder, 46 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-409-9.

Band 286: Tobias Rackow
Erweiterung des Unternehmenscontrol-
lings um die Dimension Energie
FAPS, 164 Seiten, 82 Bilder, 29 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-410-5.

Band 287: Johannes Koch
Grundlegende Untersuchungen zur
Herstellung zyklisch-symmetrischer
Bauteile mit Nebenformelementen durch
Blechmassivumformung
LFT, 125 Seiten, 49 Bilder, 17 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-411-2.

Band 288: Hans Ulrich Vierzigmann
Beitrag zur Untersuchung der
tribologischen Bedingungen in der
Blechmassivumformung - Bereitstellung
von tribologischen Modellversuchen und
Realisierung von Tailored Surfaces
LFT, 174 Seiten, 102 Bilder, 34 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-412-9.

Band 289: Thomas Senner
Methodik zur virtuellen Absicherung
der formgebenden Operation des
Nasspressprozesses von
Gelege-Mehrschichtverbunden
LFT, 156 Seiten, 96 Bilder, 21 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-414-3.

Band 290: Sven Kreitlein
Der grundoperationsspezifische
Mindestenergiebedarf als Referenzwert
zur Bewertung der Energieeffizienz in
der Produktion
FAPS, 185 Seiten, 64 Bilder, 30 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-415-0.

Band 291: Christian Roos
Remote-Laserstrahlschweißen verzinkter
Stahlbleche in Kehlnahtgeometrie
LPT, 123 Seiten, 52 Bilder, 0 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-416-7.

Band 292: Alexander Kahrmanidis
Thermisch unterstützte Umformung von
Aluminiumblechen
LFT, 165 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-417-4.

Band 293: Jan Tremel
Flexible Systems for Permanent
Magnet Assembly and Magnetic Rotor
Measurement / Flexible Systeme zur
Montage von Permanentmagneten und
zur Messung magnetischer Rotoren
FAPS, 152 Seiten, 91 Bilder, 12 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-419-8.

Band 294: Ioannis Tsoupis
Schädigungs- und Versagensverhalten
hochfester Leichtbauwerkstoffe unter
Biegebeanspruchung
LFT, 176 Seiten, 51 Bilder, 6 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-420-4.

Band 295: Sven Hildering
Grundlegende Untersuchungen zum
Prozessverhalten von Silizium als
Werkzeugwerkstoff für das
Mikroscherschneiden metallischer Folien
LFT, 177 Seiten, 74 Bilder, 17 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-422-8.

Band 296: Sasia Mareike Hertweck
Zeitliche Pulsformung in der
Lasermikromaterialbearbeitung –
Grundlegende Untersuchungen und
Anwendungen
LPT, 146 Seiten, 67 Bilder, 5 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-423-5.

Band 297: Paryanto
Mechatronic Simulation Approach for
the Process Planning of Energy-Efficient
Handling Systems
FAPS, 162 Seiten, 86 Bilder, 13 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-424-2.

Band 298: Peer Stenzel
Großorientaugliche Nadelwickeltechnik
für verteilte Wicklungen im
Anwendungsfall der E-Traktionsantriebe
FAPS, 239 Seiten, 147 Bilder, 20 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-425-9.

Band 299: Mario Lušić
Ein Vorgehensmodell zur Erstellung
montageführender Werkerinformations-
systeme simultan zum
Produktentstehungsprozess
FAPS, 174 Seiten, 79 Bilder, 22 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-426-6.

Band 300: Arnd Buschhaus
Hochpräzise adaptive Steuerung und
Regelung robotergeführter Prozesse
FAPS, 202 Seiten, 96 Bilder, 4 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-427-3.

Band 301: Tobias Laumer
Erzeugung von thermoplastischen
Werkstoffverbunden mittels simultanem,
intensitätsselektivem
Laserstrahlschmelzen
LPT, 140 Seiten, 82 Bilder, 0 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-428-0.

Band 302: Nora Unger
Untersuchung einer thermisch unter-
stützten Fertigungskette zur Herstellung
umgeformter Bauteile aus der höherfes-
ten Aluminiumlegierung EN AW-7020
LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-429-7.

Band 303: Tommaso Stellin
Design of Manufacturing Processes for
the Cold Bulk Forming of Small Metal
Components from Metal Strip
LFT, 146 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-430-3.

Band 304: Bassim Bachy
Experimental Investigation, Modeling,
Simulation and Optimization of Molded
Interconnect Devices (MID) Based on
Laser Direct Structuring (LDS) / Experi-
mentelle Untersuchung, Modellierung,
Simulation und Optimierung von Molded
Interconnect Devices (MID) basierend
auf Laser Direktstrukturierung (LDS)
FAPS, 168 Seiten, 120 Bilder, 26 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-431-0.

Band 305: Michael Spahr
Automatisierte Kontaktierungsverfahren
für flachleiterbasierte
Pkw-Bordnetzsysteme
FAPS, 197 Seiten, 98 Bilder, 17 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-432-7.

Band 306: Sebastian Suttner
Charakterisierung und Modellierung
des spannungszustandsabhängigen
Werkstoffverhaltens der Magnesium-
legierung AZ31B für die numerische
Prozessauslegung
LFT, 150 Seiten, 84 Bilder, 19 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-433-4.

Band 307: Bhargav Potdar
A reliable methodology to deduce
thermo-mechanical flow behaviour of
hot stamping steels
LFT, 203 Seiten, 98 Bilder, 27 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-436-5.

Band 308: Maria Löffler
Steuerung von Blechmassivumformpro-
zessen durch maßgeschneiderte
tribologische Systeme
LFT, viii u. 166 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller
Untersuchung des kombinierten Trenn-
und Umformprozesses beim Fügen art-
ungleicher Werkstoffe mittels
Schneidclinchverfahren
LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab.
2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

Band 310: Christopher Kästle
Qualifizierung der Kupfer-Drahtbond-
technologie für integrierte Leistungs-
module in harschen Umgebungs-
bedingungen
FAPS, xii u. 167 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Band 311: Daniel Vipavc
Eine Simulationsmethode für das
3-Rollen-Schubbiegen
LFT, xiii u. 121 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-147-8.

Band 312: Christina Ramer
Arbeitsraumüberwachung und autonome
Bahnplanung für ein sicheres und
flexibles Roboter-Assistenzsystem
in der Fertigung
FAPS, xiv u. 188 Seiten, 57 Bilder, 9 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-153-9.

Band 313: Miriam Rauer
Der Einfluss von Poren auf die
Zuverlässigkeit der Lötverbindungen
von Hochleistungs-Leuchtdioden
FAPS, xii u. 209 Seiten, 108 Bilder, 21 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-157-7.

Band 314: Felix Tenner

Kamerabasierte Untersuchungen der Schmelze und Gasströmungen beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche

LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja

Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics

FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab.
2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub

Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung

LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Band 317: Daniel Gröbel

Herstellung von Nebenformelementen unterschiedlicher Geometrie an Blechen mittels Fließpressverfahren der Blechmassivumformung

LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand

Entwicklung einer Methodik zur Herstellung von Tailored Blanks mit definierten Halbzeugeigenschaften durch einen Taumelprozess

LFT, ix u. 153 Seiten, 77 Bilder, 4 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-174-4.

Band 319: Tobias Konrad

Simulative Auslegung der Spann- und Fixierkonzepte im Karosserierohbau: Bewertung der Baugruppenmaßhaltigkeit unter Berücksichtigung schwankender Einflussgrößen

LFT, x u. 203 Seiten, 134 Bilder, 32 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-176-8.

Band 320: David Meinel

Architektur applikationsspezifischer Multi-Physics-Simulationskonfiguratoren am Beispiel modularer Triebzüge

FAPS, xii u. 166 Seiten, 82 Bilder, 25 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-184-3.

Band 321: Andrea Zimmermann

Grundlegende Untersuchungen zum Einfluss fertigungsbedingter Eigenschaften auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassivumgeformter Bauteile

LFT, ix u. 160 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-190-4.

Band 322: Christoph Amann

Simulative Prognose der Geometrie nassgepresster Karosseriebauteile aus Gelege-Mehrschichtverbunden

LFT, xvi u. 169 Seiten, 80 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-194-2.

Band 323: Jennifer Tenner

Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeuoberflächen

LFT, x u. 187 Seiten, 68 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-196-6.

Band 324: Susan Zöller

Mapping Individual Subjective Values to Product Design

KTmfk, xi u. 223 Seiten, 81 Bilder, 25 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-202-4.

Band 325: Stefan Lutz
Erarbeitung einer Methodik zur semiempirischen Ermittlung der Umwandlungskinetik durchhärtender Wälzlagerstähle für die Wärmebehandlungssimulation
LFT, xiv u. 189 Seiten, 75 Bilder, 32 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-209-3.

Band 326: Tobias Gnihl
Modellbasierte Prozesskettenabbildung rührreibgeschweißter Aluminiumhalbzeuge zur umformtechnischen Herstellung höchstfester Leichtbauteile
LFT, xii u. 167 Seiten, 68 Bilder, 17 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-217-8.

Band 327: Johannes Bürner
Technisch-wirtschaftliche Optionen zur Lastflexibilisierung durch intelligente elektrische Wärmespeicher
FAPS, xiv u. 233 Seiten, 89 Bilder, 27 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-219-2.

Band 328: Wolfgang Böhm
Verbesserung des Umformverhaltens von mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge
LFT, ix u. 160 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-227-7.

Band 329: Stefan Landkammer
Grundsatzuntersuchungen, mathematische Modellierung und Ableitung einer Auslegungsmethodik für Gelenkantriebe nach dem Spinnenbeinprinzip
LFT, xii u. 200 Seiten, 83 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-229-1.

Band 330: Stephan Rapp
Pump-Probe-Ellipsometrie zur Messung transienter optischer Materialeigenschaften bei der Ultrakurzpuls-Lasermaterialbearbeitung
LPT, xi u. 143 Seiten, 49 Bilder, 2 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-235-2.

Band 331: Michael Scholz
Intralogistics Execution System mit integrierten autonomen, servicebasierten Transportentitäten
FAPS, xi u. 195 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-237-6.

Band 332: Eva Bogner
Strategien der Produktindividualisierung in der produzierenden Industrie im Kontext der Digitalisierung
FAPS, ix u. 201 Seiten, 55 Bilder, 28 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-246-8.

Band 333: Daniel Benjamin Krüger
Ein Ansatz zur CAD-integrierten muskuloskelettalen Analyse der Mensch-Maschine-Interaktion
KTmfk, x u. 217 Seiten, 102 Bilder, 7 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-250-5.

Band 334: Thomas Kuhn
Qualität und Zuverlässigkeit laserdirektstrukturierter mechatronisch integrierter Baugruppen (LDS-MID)
FAPS, ix u. 152 Seiten, 69 Bilder, 12 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-252-9.

Band 335: Hans Fleischmann
Modellbasierte Zustands- und Prozess-
überwachung auf Basis sozio-cyber-phy-
sischer Systeme
FAPS, xi u. 214 Seiten, 111 Bilder, 18 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-256-7.

Band 336: Markus Michalski
Grundlegende Untersuchungen zum
Prozess- und Werkstoffverhalten bei
schwingungsüberlagerter Umformung
LFT, xii u. 197 Seiten, 93 Bilder, 11 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-270-3.

Band 337: Markus Brandmeier
Ganzheitliches ontologiebasiertes
Wissensmanagement im Umfeld der
industriellen Produktion
FAPS, xi u. 255 Seiten, 77 Bilder, 33 Tab.
2020. ISBN: 978-3-96147-275-8.

Band 338: Stephan Purr
Datenerfassung für die Anwendung
lernender Algorithmen bei der Herstel-
lung von Blechformteilen
LFT, ix u. 165 Seiten, 48 Bilder, 4 Tab.
2020. ISBN: 978-3-96147-281-9.

Band 339: Christoph Kiener
Kaltfließpressen von gerad- und schräg-
verzahnten Zahnrädern
LFT, viii u. 151 Seiten, 81 Bilder, 3 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-287-1.

Band 340: Simon Spreng
Numerische, analytische und empirische
Modellierung des Heißscrimpprozesses
FAPS, xix u. 204 Seiten, 91 Bilder, 27 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-293-2.

Band 341: Patrik Schwingenschlögl
Erarbeitung eines Prozessverständnisses
zur Verbesserung der tribologischen
Bedingungen beim Presshärten
LFT, x u. 177 Seiten, 81 Bilder, 8 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-297-0.

Band 342: Emanuela Affronti
Evaluation of failure behaviour
of sheet metals
LFT, ix u. 136 Seiten, 57 Bilder, 20 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-303-8.

Band 343: Julia Degner
Grundlegende Untersuchungen zur
Herstellung hochfester Aluminiumblech-
bauteile in einem kombinierten Umform-
und Abschreckprozess
LFT, x u. 172 Seiten, 61 Bilder, 9 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-307-6.

Band 344: Maximilian Wagner
Automatische Bahnplanung für die Auf-
teilung von Prozessbewegungen in syn-
chrone Werkstück- und Werkzeugbewe-
gungen mittels Multi-Roboter-Systemen
FAPS, xxi u. 181 Seiten, 111 Bilder, 15 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-309-0.

Band 345: Stefan Härter
Qualifizierung des Montageprozesses
hochminiaturisierter elektronischer Bau-
elemente
FAPS, ix u. 194 Seiten, 97 Bilder, 28 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-314-4.

Band 346: Toni Donhauser
Ressourcenorientierte Auftragsregelung
in einer hybriden Produktion mittels
betriebsbegleitender Simulation
FAPS, xix u. 242 Seiten, 97 Bilder, 17 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-316-8.

Band 347: Philipp Amend
Laserbasiertes Schmelzkleben von Thermoplasten mit Metallen
LPT, xv u. 154 Seiten, 67 Bilder.
2020. ISBN 978-3-96147-326-7.

Band 348: Matthias Ehlert
Simulationsunterstützte funktionale Grenzlagenabsicherung
KTmfk, xvi u. 300 Seiten, 101 Bilder, 73 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-328-1.

Band 349: Thomas Sander
Ein Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung des Verbundes von Kunststoffsubstraten mit harten Dünnschichten
KTmfk, xiv u. 178 Seiten, 88 Bilder, 21 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-330-4.

Band 350: Florian Pilz
Fließpressen von Verzahnungselementen an Blechen
LFT, x u. 170 Seiten, 103 Bilder, 4 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-332-8.

Band 351: Sebastian Josef Katona
Evaluation und Aufbereitung von Produktsimulationen mittels abweichungsbehafteter Geometriemodelle
KTmfk, ix u. 147 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-336-6.

Band 352: Jürgen Herrmann
Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014
LFT, x u. 157 Seiten, 64 Bilder, 5 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-344-1.

Band 353: Christof Küstner
Assistenzsystem zur Unterstützung der datengetriebenen Produktentwicklung
KTmfk, xii u. 219 Seiten, 63 Bilder, 14 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-348-9.

Band 354: Tobias Gläßel
Prozessketten zum Laserstrahlschweißen von flachleiterbasierten Formspulenumwicklungen für automobile Traktionsantriebe
FAPS, xiv u. 206 Seiten, 89 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-356-4.

Band 355: Andreas Meinel
Experimentelle Untersuchung der Auswirkungen von Axialschwingungen auf Reibung und Verschleiß in Zylinderrollenlagern
KTmfk, xii u. 162 Seiten, 56 Bilder, 7 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-358-8.

Band 356: Hannah Riedle
Haptische, generische Modelle weicher anatomischer Strukturen für die chirurgische Simulation
FAPS, xxx u. 179 Seiten, 82 Bilder, 35 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-367-0.

Band 357: Maximilian Landgraf
Leistungselektronik für den Einsatz dielektrischer Elastomere in aktorischen, sensorischen und integrierten sensomotorischen Systemen
FAPS, xxiii u. 166 Seiten, 71 Bilder, 10 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-380-9.

Band 358: Alireza Esfandiyari
Multi-Objective Process Optimization for Overpressure Reflow Soldering in Electronics Production
FAPS, xviii u. 175 Seiten, 57 Bilder, 23 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-382-3.

Band 359: Christian Sand
Prozessübergreifende Analyse komplexer
Montageprozessketten mittels
Data Mining
FAPS, XV u. 168 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-398-4.

Band 360: Ralf Merkl
Closed-Loop Control of a Storage-Sup-
ported Hybrid Compensation System for
Improving the Power Quality in Medium
Voltage Networks
FAPS, xxvii u. 200 Seiten, 102 Bilder, 2
Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-402-8.

Band 361: Thomas Reitberger
Additive Fertigung polymerer optischer
Wellenleiter im Aerosol-Jet-Verfahren
FAPS, xix u. 141 Seiten, 65 Bilder, 11 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-400-4.

Band 362: Marius Christian Fechter
Modellierung von Vorentwürfen in der
virtuellen Realität mit natürlicher
Fingerinteraktion
KTmfk, x u. 188 Seiten, 67 Bilder, 19 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-404-2.

Band 363: Franziska Neubauer
Oberflächenmodifizierung und Entwick-
lung einer Auswertemethodik zur Ver-
schleißcharakterisierung im Presshär-
teprozess
LFT, ix u. 177 Seiten, 42 Bilder, 6 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-406-6.

Band 364: Eike Wolfram Schäffer
Web- und wissensbasierter Engineering-
Konfigurator für roboterzentrierte Auto-
matisierungslösungen
FAPS, xxiv u. 195 Seiten, 108 Bilder, 25
Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-410-3.

Band 365: Daniel Gross
Untersuchungen zur kohlenstoffdioxid-
basierten kryogenen Minimalmengen-
schmierung
REP, xii u. 184 Seiten, 56 Bilder, 18 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-412-7.

Band 366: Daniel Junker
Qualifizierung laser-additiv gefertigter
Komponenten für den Einsatz im Werk-
zeugbau der Massivumformung
LFT, vii u. 142 Seiten, 62 Bilder, 5 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-416-5.

Band 367: Tallal Javied
Totally Integrated Ecology Management
for Resource Efficient and Eco-Friendly
Production
FAPS, xv u. 160 Seiten, 60 Bilder, 13 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-418-9.

Band 368: David Marco Hochrein
Wälzlager im Beschleunigungsfeld – Eine
Analysestrategie zur Bestimmung des
Reibungs-, Axialschub- und Temperatur-
verhaltens von Nadelkränzen –
KTmfk, xiii u. 279 Seiten, 108 Bilder,
39 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-420-2.

Band 369: Daniel Gräf
Funktionalisierung technischer Oberflächen mittels prozessüberwachter aerosolbasierter Drucktechnologie
FAPS, xxii u. 175 Seiten, 97 Bilder, 6 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-433-2.

Band 370: Andreas Gröschl
Hochfrequent fokusabstandsmodulierte Konfokalsensoren für die Nanokoordinatenmesstechnik
FMT, x u. 144 Seiten, 98 Bilder, 6 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-435-6.

Band 371: Johann Tüchsen
Konzeption, Entwicklung und Einführung des Assistenzsystems D-DAS für die Produktentwicklung elektrischer Motoren
KTmfk, xii u. 178 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-437-0.

Band 372: Max Marian
Numerische Auslegung von Oberflächenmikrostrukturen für geschmierte tribologische Kontakte
KTmfk, xviii u. 276 Seiten, 85 Bilder, 45 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-439-4.

Band 373: Johannes Strauß
Die akustooptische Strahlformung in der Lasermaterialbearbeitung
LPT, xvi u. 113 Seiten, 48 Bilder.
2021. ISBN 978-3-96147-441-7.

Band 374: Martin Hohmann
Machine learning and hyper spectral imaging: Multi Spectral Endoscopy in the Gastro Intestinal Tract towards Hyper Spectral Endoscopy
LPT, x u. 137 Seiten, 62 Bilder, 29 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-445-5.

Band 375: Timo Kordaß
Lasergestütztes Verfahren zur selektiven Metallisierung von epoxidharzbasierten Duromeren zur Steigerung der Integrationsdichte für dreidimensionale mechanische Package-Baugruppen
FAPS, xviii u. 198 Seiten, 92 Bilder, 24 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-443-1.

Band 376: Philipp Kestel
Assistenzsystem für den wissensbasierten Aufbau konstruktionsbegleitender Finite-Elemente-Analysen
KTmfk, xviii u. 209 Seiten, 57 Bilder, 17 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-457-8.

Band 377: Martin Lerchen
Messverfahren für die pulverbettbasierte additive Fertigung zur Sicherstellung der Konformität mit geometrischen Produktspezifikationen
FMT, x u. 150 Seiten, 60 Bilder, 9 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-463-9.

Band 378: Michael Schneider
Inline-Prüfung der Permeabilität in weichmagnetischen Komponenten
FAPS, xxii u. 189 Seiten, 79 Bilder, 14 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-465-3.

Band 379: Tobias Sprügel

Sphärische Detektorflächen als Unterstützung der Produktentwicklung zur Datenanalyse im Rahmen des Digital Engineering

KTmfk, xiii u. 213 Seiten, 84 Bilder, 33 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-475-2.

Band 380: Tom Häfner

Multipulseffekte beim Mikro-Materialabtrag von Stahllegierungen mit Pikosekunden-Laserpulsen

LPT, xxviii u. 159 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-479-0.

Band 381: Björn Heling

Einsatz und Validierung virtueller Absicherungsmethoden für abweichungsbehaftete Mechanismen im Kontext des Robust Design

KTmfk, xi u. 169 Seiten, 63 Bilder, 27 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-487-5.

Band 382: Tobias Kolb

Laserstrahl-Schmelzen von Metallen mit einer Serienanlage – Prozesscharakterisierung und Erweiterung eines Überwachungssystems

LPT, xv u. 170 Seiten, 128 Bilder, 16 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-491-2.

Band 383: Mario Meinhardt

Widerstandselementschweißen mit gestauchten Hilfsfügeelementen - Umformtechnische Wirkzusammenhänge zur Beeinflussung der Verbindungsfestigkeit

LFT, xii u. 189 Seiten, 87 Bilder, 4 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-473-8.

Band 384: Felix Bauer

Ein Beitrag zur digitalen Auslegung von Fügeprozessen im Karosseriebau mit Fokus auf das Remote-Laserstrahlschweißen unter Einsatz flexibler Spanntechnik

LFT, xi u. 185 Seiten, 74 Bilder, 12 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-498-1

Band 385: Jochen Zeitler

Konzeption eines rechnergestützten Konstruktionssystems für optomechatronische Baugruppen

FAPS, xix u. 172 Seiten, 88 Bilder, 11 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-499-8.

Band 386: Vincent Mann

Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle

LPT, xiii u. 172 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-503-2.

Abstract

Due to their good price-performance ratio, high strength steels are a key element for building lighter products especially for high production volumes. In order to meet the challenges of welding those materials and to avoid seam defects, the welding process has to be adapted. For this purpose, the present thesis investigates the influence of beam oscillation on the melt pool shape as well as the solidification conditions during laser beam welding of high strength steels. The aim is to suppress the appearance of centerline cracks, which are assigned to the category of solidification cracks and can be avoided by means of three strategies which were identified in the state of the art. Accordingly, a reduction of the strain rates during solidification, a redirection of the solidification structures by increasing the angle of solidification fronts of the melt pool and a decrease of the strains appearing in the process contribute to lessen hot cracking susceptibility. By the primarily determination of critical melt pool geometries and the subsequent analysis of the influence of the parameters oscillation figure, amplitude, frequency, energy per unit length, focal diameter and shielding gas, suitable ways to manipulate the melt pool shape according to the three strategies are determined. Finally, the avoidance of centerline cracks by using beam oscillation in laser beam welding is demonstrated by means of three examples.

Hochfeste Stähle sind aufgrund ihres guten Preis-Leistungs-Verhältnisses vor allem für hohe Produktionsstückzahlen ein essentieller Baustein zur Umsetzung des werkstofflichen Leichtbaus. Um den höheren Anforderungen an deren schweißtechnische Verarbeitung gerecht zu werden und Nahtdefekte zu vermeiden, gilt es den Schweißprozess entsprechend anzupassen. Folglich wird in der vorliegenden Arbeit der Einfluss von Strahloszillation auf die Schmelzbadgeometrie und die Erstarrungsbedingungen beim Schweißen hochfester Stähle analysiert. Ziel ist die Unterdrückung von Nahtmittenrissen, die sich laut Stand der Technik durch drei Strategien vermeiden lassen. So führen eine Reduzierung der Dehnungsgeschwindigkeiten während der Erstarrung, eine Ablenkung der Erstarrungsrichtung zum Schmelzbad hin durch eine Vergrößerung des Winkels der Erstarrungsfronten sowie eine Verringerung der im Prozess auftretenden Dehnungen zu einer verminderten Heißrissgefahr. Durch die anfängliche Ermittlung kritischer Schmelzbadformen und die anschließende systematische Untersuchung der Parameter Oszillationsfigur, -amplitude, -frequenz, Streckenenergie, Fokusbildungsdurchmesser und Schutzgas wird eruiert, wie die Schmelzbadgeometrie unter Anwendung von Strahloszillation bestmöglich im Sinne der drei Strategien variiert werden kann. Abschließend wird anhand von Beispielen erfolgreich demonstriert, dass sich Nahtmittenrisse durch die Anwendung von Strahloszillation beim Laserstrahlschweißen vermeiden lassen.

ISBN 978-3-96147-503-2

