

Die Kornstruktur und der Heißrisswiderstand von Laserstrahlschweißnähten in Aluminiumlegierungen

Von der Fakultät Konstruktions-, Produktions- und Fahrzeugtechnik
der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

Vorgelegt von
Christian Hagenlocher
aus Pforzheim

Hauptberichter: Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf
Mitberichter: Prof. Dr. rer. nat. Dr. h. c. Siegfried Schmauder

Tag der mündlichen Prüfung: 26. Mai 2020

Institut für Strahlwerkzeuge der Universität Stuttgart

Erscheinungsjahr 2020

Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

C. Hagenlocher
Die Kornstruktur und der Heißbriss-
widerstand von Laserstrahlschweiß-
nähten in Aluminiumlegierungen

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW

Herausgegeben von

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

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

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

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

Die Kornstruktur und der Heißrisswiderstand von Laserstrahlschweißnähten in Aluminiumlegierungen

von Dr.-Ing. Christian Hagenlocher
Universität Stuttgart



utzverlag München

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

Hauptberichter: Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf
Mitberichter: Prof. Dr. rer. nat. Dr. h. c. Siegfried Schmauder

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

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2020

D 93

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

Copyright © utzverlag GmbH 2020

ISBN 978-3-8316-4864-1

Printed in Germany

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

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	5
Verzeichnis der Symbole.....	7
Kurzfassung der Arbeit.....	13
Extended Abstract	15
1 Einführung	17
1.1 Grundlagen	18
1.2 Zielsetzung	25
1.3 Aufbau der Arbeit.....	26
2 Thermomechanische Belastung von Schweißnähten	28
2.1 Methode.....	28
2.2 Änderung des Dehnungsverhaltens bei Rissbildung.....	35
2.3 Fazit.....	40
3 Einfluss der Kornstruktur auf den Heißbrisswiderstand.....	44
3.1 Bewerten der Kornstruktur	45
3.2 Bestimmung der kritischen Dehnraten.....	49
3.3 Ergebnis.....	51
4 Einfluss der Prozessparameter auf die Kornstruktur	54
4.1 Implizite Berechnung der lokalen Erstarrungsbedingungen	57
4.2 Analytische Beschreibung des Parametereinflusses auf die Kornstruktur.....	63
4.3 Fazit.....	77
5 Einfluss der Prozessparameter auf den Heißbrisswiderstand	78
5.1 Analytische Beschreibung des Heißbrisswiderstandes	80
5.2 Validierung am Beispiel von AA6016.....	83
5.3 Fazit.....	89

6	Prozessoptimierung auf der Grundlage der Modellierung	92
6.1	Statische Beeinflussung der Kornstruktur.....	92
6.2	Dynamische Beeinflussung der Kornstruktur	102
7	Zusammenfassung	107
	Literaturverzeichnis	111
	Danksagung.....	123
A	Anhang: Tabellarische Darstellung der Versuchsparameter und Ergebnisse.....	125
A.1	Kritische Dehnraten	126
A.2	Kornstrukturen.....	129

Verzeichnis der Symbole

A_{eqx}	mm ²	Fläche mit äquiauxialen dendritischen Körnern
b	mm	Abstand zwischen Messpositionen
c_p	J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹	spezifische Wärme bei konstantem Druck
d_{eqx}	mm	mittlere Korngröße in der Zone mit äquiauxialen dendritischen Körnern
d_f	mm	Fokusedurchmesser
ED	mm	Randabstand
f_s	1 oder %	Festkörperanteil
$f_{s,\text{coh}}$	1 oder %	Festkörperanteil bei Kohärenz
f_L	1 oder %	Flüssiganteil
G	K/mm	Betrag des Temperaturgradienten
K	m ²	Permeabilität
M^2	1	Beugungsmaßzahl
N_{GB}	1	breitenspezifische Anzahl der Korngrenzen
P	W	Leistung des Laserstrahls
Pe_{Ryk}	1	Péclet-Kriterium nach Rykalin
p	Pa	Druck

R	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	Erstarrungsrate
s	mm	Blechdicke/ Schweißnahttiefe
s ₁	mm	Dicke des oberen Bleches im Überlappstoß
s ₂	mm	Dicke des unteren Bleches im Überlappstoß
Stot	mm	gesamte Dicke der Werkstücke
t	s	Zeitkoordinate
T	K oder °C	Temperatur
T _{amb}	K oder °C	Umgebungstemperatur
T _{coh}	K oder °C	Kohärenztemperatur
T _L	K oder °C	Schmelztemperatur
T _{Pyro1}	K oder °C	Temperatur am Messpunkt des ersten Pyrometers
T _{Pyro2}	K oder °C	Temperatur am Messpunkt des zweiten Pyrometers
T _S	K oder °C	Solidustemperatur
v	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	Vorschub, Schweißgeschwindigkeit
v _T	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	Geschwindigkeit der Isotherme
We _{qx}	mm	mittlere Breite der Zone mit äquiaxialen dendritischen Körnern
We _{qx,norm}	mm	normierte Breite der Zone mit äquiaxialen dendritischen Körnern
We _{qx,pure}	mm	Breite der Zone mit äquiaxialen dendritischen Körnern

$W_{eqx,trans}$	mm	Breite der Übergangszone
W_{weld}	mm	Breite der Schweißnaht
x	mm	Koordinate mit Ursprung in der Wärmequelle
x_A	mm	Koordinate mit Ursprung am Nahtanfang
x_{coh}	mm	x-Position der Kohärenz
x_L	mm	x-Position der Liquidusisotherme
x_P	mm	Koordinate mit Ursprung in der Probenmitte
x_R	mm	Koordinate mit Ursprung am Rissende
x_S	mm	x-Position der Solidusisotherme
y	mm	Koordinate mit Ursprung in der Wärmequelle
y_A	mm	Koordinate mit Ursprung am Nahtanfang
y_P	mm	Koordinate mit Ursprung in der Probenmitte
y_R	mm	Koordinate mit Ursprung am Rissende
z_R	mm	Rayleighlänge

α	$^{\circ}$	Winkel
β	1	Erstarrungsschrumpfung
β_{Abb}	1	Abbildungsverhältnis der Bearbeitungsoptik
$\dot{\delta}$	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	kritische Verformungsrate
$\dot{\delta}_L$	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	Verformungsrate der Schmelze
$\dot{\delta}_G$	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	Verformungsrate des festen Korns
δ_y	mm	Verschiebung in y-Richtung
Δp_c	Pa	kritischer Druckverlust
Δp_d	Pa	Gesamtdruckverlust
Δp_{Sh}	Pa	Druckverlust durch Erstarrungsschrumpfung
Δp_{ε}	Pa	Druckverlust durch Verformung
ΔT	K	Temperaturdifferenz
ΔT_E	K	Erstarrungstemperaturintervall
Δx_R	mm	Abstand zum Rissende
ε	1 oder %	Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	s^{-1} oder $\% \cdot \text{s}^{-1}$	Dehnrage
$\dot{\varepsilon}_{\text{crit}}$	s^{-1} oder $\% \cdot \text{s}^{-1}$	kritische Dehnrage
$\dot{\varepsilon}_{\text{RDG}}$	s^{-1} oder $\% \cdot \text{s}^{-1}$	krit. Dehnrage aus RDG-Kriterium
η_{abs}	1 oder %	Einkoppelgrad

η_H	l oder %	Wärmenutzungsgrad
κ	$m^2 \cdot s^{-1}$	Temperaturleitfähigkeit
λ	m	Wellenlänge
λ_{th}	$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	Wärmeleitfähigkeit
μ	$kg \cdot m^{-1} \cdot s^{-1}$	Dynamische Viskosität
ρ	$kg \cdot m^{-3}$	Dichte
AA6XXX		Aluminiumlegierung der 6000er Gruppe
Al		Aluminium
ca.		circa
const.		konstant
DIN		Deutsches Institut für Normung
DMS		Dehnmessstreifen
etc.		et cetera
FOV		Bildfeld (Field of View)
HS		High-Speed
IR		infrarot
Mg		Magnesium
OF		Oberfläche

RDG-Kriterium	Rappaz-Drezet-Gremaut-Kriterium
REM	Rasterelektronenmikroskop
ROF	Schmelzenachflussrate
ROS	Schrumpfrate durch Phasenumwandlung
Si	Silizium
Ti	Titan
Y	Yttrium
Yb:YAG	Yttrium dotierter Y-Al-Granat

Kurzfassung der Arbeit

Die Kornstruktur einer Schweißnaht beeinflusst ihren Widerstand gegen die Bildung von Nahtmitteneißbrissen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde der übergreifende Zusammenhang zwischen Schweißparameter, Kornstruktur und Heißbrisswiderstand beim Laserstrahlschweißen durch analytische Gleichungen beschrieben und das resultierende Modell experimentell validiert.

Die thermomechanische Belastung von Laserstrahlschweißnähten bei der Bildung von Heißbrissen wurde mit dem optischen Messverfahren der digitalen Bildkorrelation während des Schweißprozesses ermittelt. Mit diesem Messverfahren wurde außerdem die kritische Dehnrage als Quantifizierung für den Heißbrisswiderstand identifiziert und der Zusammenhang zwischen Kornstruktur und Heißbrisswiderstand experimentell nachgewiesen.

Zur Beschreibung des Einflusses der Schweißparameter auf die Kornstruktur von Laserstrahlschweißnähten in Aluminiumlegierungen, wurden aus der zweidimensionalen Wärmeleitungsgleichung explizite analytische Gleichungen abgeleitet. Die Gleichungen zeigen, dass die Art der Kornstruktur durch die eingebrachte Leistung pro Schweißnahttiefe bestimmt wird und die Feinheit dieser Kornstruktur durch die Streckenenergie pro Schweißnahttiefe. Metallografische Analysen von geschweißten Nähten belegen, dass das Modell für eine Vielfalt von Prozessparametern die Kornstruktur innerhalb der gemessenen Streuung und Messunsicherheit zuverlässig vorhersagt.

Dieses Modell wurde anschließend mit dem RDG-Kriterium von Rappaz kombiniert, das die Bildung von Heißbrissen anhand der Druckbilanz in den Schmelzefilmen zwischen den erstarrenden Körnern beschreibt. Hierbei werden die wesentlichen Druckänderungen durch Erstarrungsschrumpfung und thermomechanische Verformung hervorgerufen. Die Kombination der beiden Modelle beschreibt den Einfluss der Schweißparameter auf die kritische Dehnrage, die zur Bildung von Heißbrissen überschritten werden muss. Es zeigt sich, dass die eingebrachte Streckenenergie pro Schweißnahttiefe der Schlüsselparameter ist, um den Wert dieser Grenze,

also den Heißrisswiderstand der Schweißnaht, zu beeinflussen. Die berechneten kritischen Dehnraten stimmen mit den mittels digitaler Bildkorrelation experimentell bestimmten kritischen Dehnraten innerhalb der gemessenen Streuung überein.

Durch die Kenntnis der in dieser Arbeit hergeleiteten Zusammenhänge, kann bei Laserstrahlschweißnähten allein durch die Prozessführung und ohne spezielle Legierungen oder Zusatzwerkstoffe die Kornstruktur optimiert werden und der Heißrisswiderstand erhöht werden. Die Anwendbarkeit der Modelle zur Prozessoptimierung wurde abschließend am Beispiel verschiedener Prozessstrategien, wie z.B. Schweißen mit Vorschüben über 20 m/min und örtliche Strahloszillation, nachgewiesen

Extended Abstract

The grain structure of a weld affects its resistance against the formation of hot cracks. Within the context of this work, the overall relation between welding parameters, grain structure and resistance against hot crack formation was described by analytical equations. The resulting model was experimentally validated.

The thermomechanical load of a weld during the formation of hot cracks was determined by means of the optical measurement technique of digital image correlation during welding. By means of this measurement technique, the critical strain rate was identified as a quantitative value, which describes the resistance against hot crack formation. Additionally, the relationship between grain structure and the resistance against hot cracking was verified experimentally.

Explicit analytical equations were derived from the two-dimensional heat conduction equation, in order to describe the influence of the welding parameters on the grain structure of laser beam welds in aluminum alloys. The equations show that the morphology of the grain structure is determined by the power per welded depth and the refinement of this grain structure is determined by the line energy per welding depth. Metallographic analyses of experimentally generated weld seams show that the model predicts the grain structure in a wide range of process parameters with sufficient accuracy.

This model was combined with the RDG criterion of Rappaz, which describes the formation of hot cracks based on the pressure balance between solidification shrinkage and thermomechanical deformation. The combination of the two models describes the influence of the welding parameters on the critical strain rate for the formation of hot cracks. It is shown that the line energy per welded depth is the key parameter to influence the value of the hot cracking resistance of the weld seam. The calculated critical strain rates agree well with the experimentally determined critical strain rates measured by means of digital image correlation.

The knowledge of the relations, which were derived in this thesis, allows for an increase of the hot cracking resistance of laser beam welds solely by adapting the process parameters without the application of special alloys or filler materials. Finally, the process optimization by means of the derived models was demonstrated with the development of various process strategies, e.g. high-speed welding and spatial beam oscillation.

1 Einführung

Mit dem Ziel das Gewicht ihrer Produkte zu reduzieren, haben Automobilhersteller damit begonnen, ihre Karosserien aus Aluminiumlegierungen herzustellen [1,2]. Automobilkarosserien bestehen aus mehreren Blechformteilen, die miteinander gefügt werden müssen, was durch Laserstrahlschweißen besonders effizient umgesetzt werden kann [3,4]. Besonders kurze Prozesszeiten können durch das sogenannte Remote-Laserstrahlschweißen erreicht werden, wobei der Laserstrahl mit langer Brennweite fokussiert wird und durch Rotationsbewegungen von Spiegeln über das Werkstück bewegt wird [4,5]. Laserstrahlschweißprozesse von Aluminiumlegierungen gelten allerdings als äußerst störanfällig [6,7], da sie zu instabilen Schweißnahttiefen oder Porenbildung neigen [8]. Speziell im Karosseriebau müssen hochfeste Aluminiumlegierungen, z.B. AlMgSi-Legierungen der 6000er Werkstoffgruppe, eingesetzt werden, die sich zusätzlich durch eine erhöhte Heißrissanfälligkeit beim Schweißen auszeichnen [9].

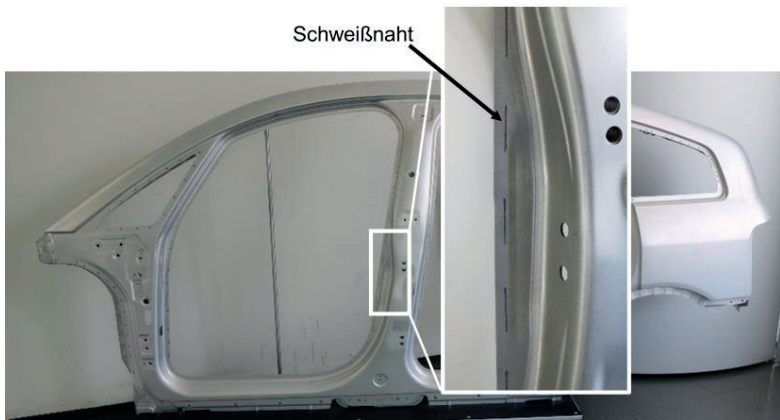


Bild 1.1: Randnahes Schweißen von Aluminiumkarosserien am Beispiel der Seitenwand des Audi A2 Modelles.

Wie in der Vergrößerung in Bild 1.1 dargestellt befinden sich die Fugestellen von Karosserieteilen oft in der Nähe des Blechrandes. Beim Schweißen von Nähten in Blechrandnähe verbleibt ein kleiner Teil des Blechs zwischen der Schweißnaht und der Blechkante: Der Blechrandsteg. Der Abstand zwischen der Schweißnaht und der Kante des Blechs beeinflusst die thermomechanischen Randbedingungen des Schweißprozesses. Bei kleinen Randabständen (2 mm bis 6 mm) staut sich die Wärme während des Prozesses im verbleibenden Blechrandsteg [10,11], was zu hohen thermomechanischen Belastungen führt [11]. Die Schweißnaht wird mit hohen Querdehnungen belastet, was zur Bildung von kontinuierlichen Heißbrissen entlang der Nahtmittenkorngrenze führt [12–14]. Die Höhe der Querdehnung, die eine Schweißnaht standhalten kann, ohne dass sich ein Nahtmittenriss bildet, definiert den Heißbrisswiderstand dieser Schweißnaht. Eine randnahe Schweißnaht mit Nahtmittenriss ist in Bild 1.2 dargestellt. Die hohe Querdehnung lässt sich anhand der starken Verformung des Blechrandsteges erahnen.

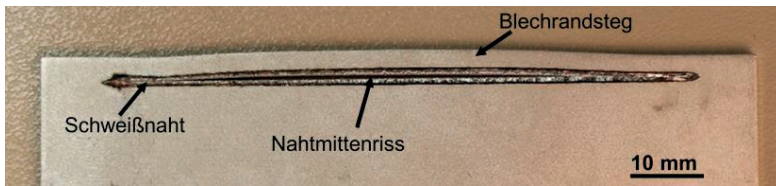


Bild 1.2: Schweißnaht bei einem Randabstand von 3 mm in der Überlappkonfiguration von zwei 1,2 mm dicken Blechen aus der Legierung AA6016, die mit einer Laserleistung von 16 kW, einer Schweißgeschwindigkeit von 30 m/min und einem Strahldurchmesser von 630 μm auf der Probenoberfläche geschweißt wurde.

Da solche Schweißnähte eine stark reduzierte Festigkeit aufweisen, gelten Nahtmittenrisse im Karosseriebau als gravierender Fertigungsfehler und sind unbedingt zu vermeiden.

1.1 Grundlagen

Nahtmittenrisse sind eine besonders gravierende Form von Heißbrissen. Die Bezeichnung Heißbriss leitet sich aus der Temperatur ab, bei der sie entstehen, nämlich während der Erstarrung. Heißrisse entstehen also oberhalb der Solidustemperatur T_S aber unterhalb der Liquidustemperatur T_L der betreffenden Legierung [15–17]. Die lokale Begrenzung der Erstarrung bei einer Schweißnaht, die sogenannte Erstarrungszone,

ist in Bild 1.3 skizziert. Entlang der Nahtmittellinie hat diese Zone ihre größte Ausdehnung in Vorschubrichtung und beginnt mit dem Ende des Schmelzebades.

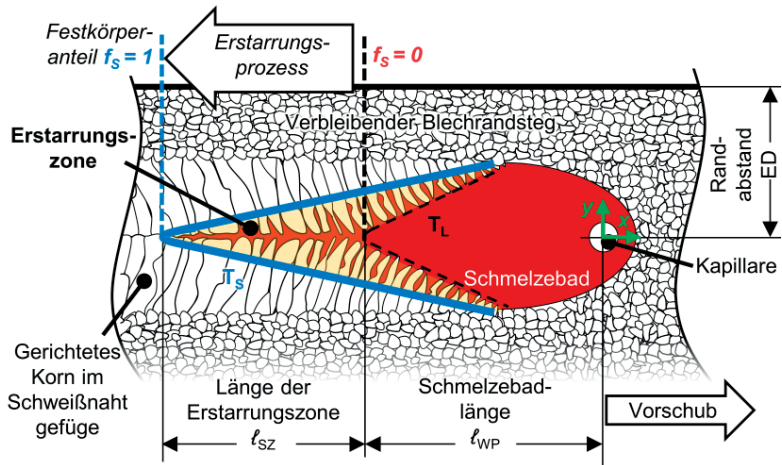


Bild 1.3: Skizze der Erstarrungszone einer Laserstrahlschweißnaht.

Innerhalb der Erstarrungszone wachsen die einzelnen Körner in einer flüssigen Matrix. Das Wachstum der Körner richtet sich hierbei stets entlang des Temperaturgradienten aus, also senkrecht zur betreffenden Isotherme. Das führt zur Bildung kontinuierlicher Korngrenzen entlang der Symmetrielängsachse der Schweißnähte [18]. Nach dem ersten Einleiten (Initiierung) eines Heißrisses kann seine Fortpflanzung (Propagation) dem voranschreitenden Schmelzbad entlang dieser Korngrenze folgen. Dieser Prozess wird mit dem Einzelbild aus einer High-Speed-Aufnahme in Bild 1.4 dargestellt. Das Resultat sind die oben beschriebenen kontinuierlichen Nahtmittennisse.

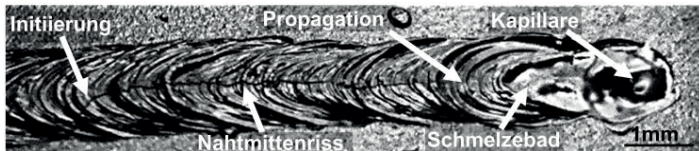


Bild 1.4: Einzelbild aus einem High-Speed Video der Bildung (Initiierung) und Fortpflanzung (Propagation) eines Nahtmittenheißrisses beim Schweißen eines 0,9 mm dicken AA6541 Bleches.

Mit fortschreitender Erstarrung steigt der Feststoffanteil f_s des teilflüssigen Werkstoffes, während der Flüssigkeitsanteil f_l abnimmt [19]. Bis zur vollständigen Erstarrung ($f_s = 1$) umgibt die wachsenden Körner ein Schmelzefilm an ihren Korngrenzen [16]. Bei Heißbrissen wird durch eine (thermo-)mechanischen Belastung kein festes Material sondern dieser Schmelzefilm an der Korngrenze getrennt [16,20]. Die Oberfläche des entstehenden Risses weist daher eine charakteristische, frei erstarrte Struktur auf. Die REM-Aufnahmen in Bild 1.5 zeigen die frei erstarrte Oberfläche des Nahtmittenrisses aus Bild 1.4 in zwei unterschiedlichen Vergrößerungen.

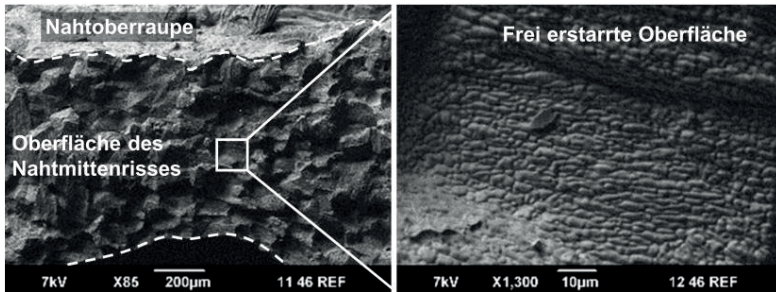


Bild 1.5: REM Aufnahme der frei erstarrten Oberfläche eines Nahtmittenrisses.

Basierend auf der Erkenntnis, dass ein flüssiger Film getrennt wird, erfolgt die physikalische Beschreibung der Bildung von Heißbrissen in vielen Arbeiten anhand Fluidmechanischer Betrachtungen. Die resultierende Kriterien und Modelle basieren meistens auf dem Gesetz von Hagen-Poiseuille [21,22] und leiten sich aus Gleichgewichtsbedingungen der Drücke [23–25] oder Volumenströme [26] in der Erstarrungszone ab. Solche Kriterien werden vor allem zu Quantifizierung der Heißbrissanfälligkeit einer Legierung beim Gießen eingesetzt. Das allgemein anerkannte Rappaz-Drezet-Germaud-Kriterium (RDG-Kriterium) [23] kann nachweislich auch zur Quantifizierung der Heißbrissanfälligkeit von Legierungen beim Schweißen eingesetzt werden [9,27]. Das RDG-Kriterium vergleicht den lokalen Druckverlust während der Erstarrung mit einem kritischen Druckabfall Δp_c . Hierbei wird einerseits der Druckverlust aufgrund von Volumenänderungen durch Erstarrungsschrumpfung Δp_{sh} und andererseits der Druckverlust aufgrund von Volumenänderungen durch thermomechanische Verformung Δp_e berücksichtigt, die an den Korngrenzen akkumulieren. Zusätzlich muss beim Gießen großer Bauteile der statische Druck p_m berücksichtigt werden, der z.B. aus der Flüssigkeitssäule des Speisers resultiert und sich positiv auf den Schmelzenachfluss auswirkt. Beim Schweißen dünner Bleche

kann diese Druckkomponente vernachlässigt werden [27,28]. Beispielhaft wird in Bild 1.6 der Druckverlauf zwischen gerichteten dendritischen Körnern skizziert für den Fall keiner Heißrissbildung (grüne gestrichelte Linie) und für den Fall der Heißrissbildung (rote gestrichelte Linie). Die Erstarrung beginnt rechts im Bild bei einem Festkörperanteil von $f_s = 0$ und endet links bei einem Festkörperanteil von $f_s = 1$.

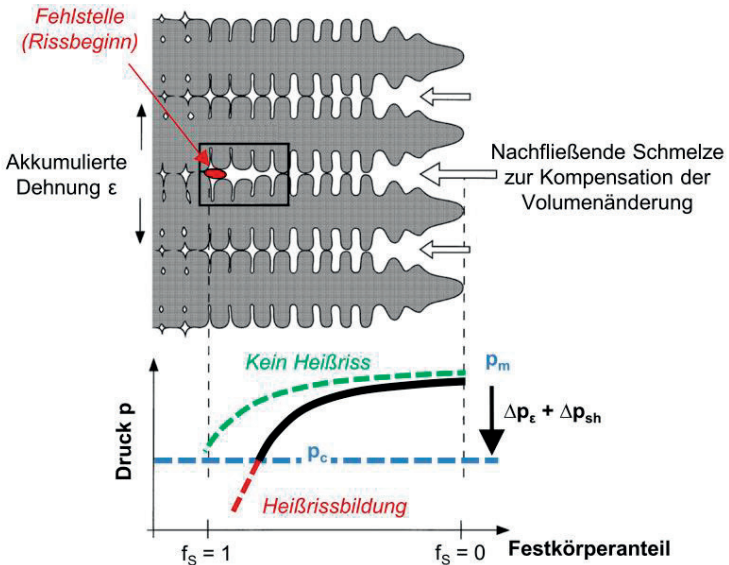


Bild 1.6: Skizze der Heißrissbildung durch Druckabfall zwischen gerichteten dendritischen Körnern (nach [23]).

Beim Laserstrahlschweißen werden oft vergleichsweise hohe Schweißgeschwindigkeiten verwendet. Gegenüber konventionellen Gießprozessen führt dies zu sehr geringen Temperaturgradienten bei hohen Erstarrungsraten im Bereich der Schweißnahtmitte, was eine starke Unterkühlung der Schmelze zur Folge hat [29]. In diesem Fall kommt es zur Bildung von Keimen [30,31] und anstatt einer gerichteten Kornstruktur entstehen individuelle äquiaxiale dendritische Körner im Nahtmittenbereich [29].

Bild 1.7a zeigt den Flachschnitt und Bild 1.7b den Querschnitt einer Laserstrahlschweißnaht mit Nahtmittenriss in einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur. Für den Flachschnitt wurde die Probe von ihrer Oberfläche aus mechanisch geschliffen,

für den Querschliff in der Ebene die senkrecht zum Schweißvorschub ist. Die Proben wurden nach Barker [32] bei 30 V für eine Dauer von 60 s elektrolytisch geätzt. Diese Probenpräparation führt zu einem Einfluss der Kornorientierung auf die Reflexion des einfallenden Lichtes. Durch die Belichtung der Proben mit polarisiertem Licht erscheinen unterschiedliche Körner in unterschiedlichen Färbungen, was die Identifizierung der einzelnen Körner erleichtert. Bei beiden Proben zeigt sich deutlich eine äquiaxiale dendritische Kornstruktur im Bereich der Nahtmitte. Am Nahttrand liegt eine gerichtete Kornstruktur vor.

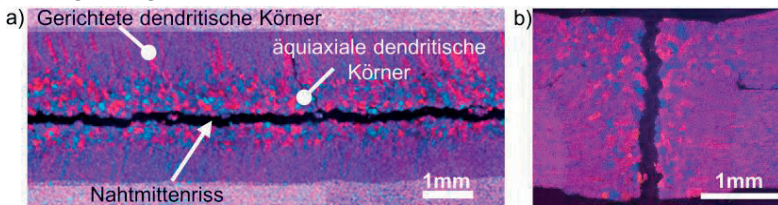


Bild 1.7: Nach Barker [32] geätzte Schlitze von vollständig durchgeschweißten Schweißnähten mit einem Nahtmittensenkrecht in einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur. Die Probe des Flachschliffes (a) wurde mit einem Strahldurchmesser von 600 μm bei einer Leistung von 4,5 kW und einem Vorschub von 6 m/min bei 5 mm Randabstand in zwei 1,2 mm dicke AA6016 Bleche geschweißt. Die Probe des Querschliffes (b) wurde mit einem Strahldurchmesser von 560 μm bei einer Leistung von 5 kW und einem Vorschub von 6 m/min bei 5 mm Randabstand in zwei AA6541 Bleche geschweißt, deren Gesamtdicke 2,2 mm betrug.

Eine solche Kornstruktur hat zur Folge, dass nicht nur eine Korngrenze im Nahtmittensenkrechtbereich vorliegt, sondern mehrere. Die Dehnung, die während des Schweißprozesses auf die Erstarrungszone der Naht wirkt, akkumuliert nicht an einer einzigen Korngrenze, sondern verteilt sich auf mehrere Korngrenzen. Pellini [16] hat diesen Effekt bereits 1952 mit der Skizze in Bild 1.8 beschrieben.

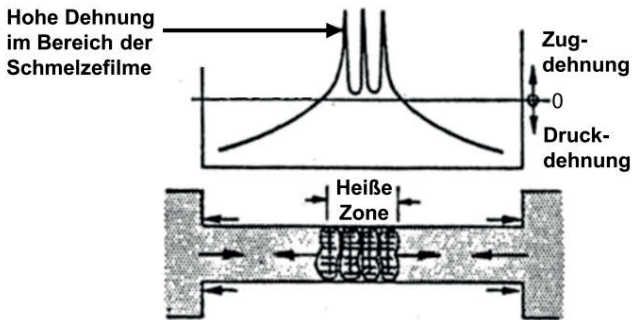


Bild 1.8: Akkumulation der Dehnung an den Korngrenzen. (Schematische Darstellung aus [16] übersetzt ins Deutsche).

Das Verteilen der Dehnung auf mehrere Korngrenzen reduziert die Belastung der einzelnen Korngrenze, und somit das Risiko für die Bildung von Heißrissen [33]. Ein Gefüge äquiauxialer Dendriten hat also nicht nur eine höhere mechanische Festigkeit [34–36] der Naht nach dem Schweißen zur Folge sondern auch einen höheren Heißrisswiderstand der Naht während des Schweißens. Dieser Effekt wird in vielen Arbeiten durch den gezielten Einsatz von keimbildenden Legierungselementen wie z.B. Titan genutzt [28,37,38].

Gerade beim Laserstrahlschweißen kann der Energieeintrag sehr flexibel eingestellt werden und dadurch alleine durch eine Anpassung des Prozesses die resultierende Kornstruktur verändert werden. Bild 1.9 zeigt Flachschnitte von Schweißnähten in AA6016, die zwar mit unterschiedlichen Parametern geschweißt wurden, aber trotzdem eine vergleichbare Tiefe ($s = 2.4 \text{ mm}$) und Breite ($w_{\text{weld}} \approx 2.5 \text{ mm}$) aufweisen. Trotz der nahezu identischen geometrischen Abmessungen unterschieden sich die Kornstrukturen der Schweißnähte deutlich: Bei der Schweißnaht in Bild 1.9a liegen ausschließlich gerichtete Dendriten vor. Die Kornstruktur der Schweißnaht, die in Bild 1.9b abgebildet ist, zeigt vereinzelte äquiauxiale Dendriten in der Nahtmitte. Die Kornstruktur der Schweißnaht in Bild 1.9c besteht vorwiegend aus äquiauxialen Dendriten. Der Bereich, in dem sich äquiauxiale dendritische Körner gebildet haben, ist mit einer gestrichelten weißen Linie umrandet. Dieser Bereich wird fortfolgend als äquiauxiale Zone bezeichnet mit der Breite w_{eqx} . Bei allen Nähten ist die Vorschubrichtung von links nach rechts.

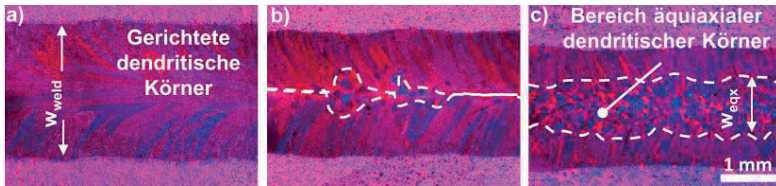


Bild 1.9: Verschiedene Kornstrukturen von Laserstrahlschweißnähten in AA6016 dargestellt durch Flachschnitte die nach Barker [32] geätzt wurden. Es wurden jeweils zwei Bleche mit einer Gesamtdicke von 2,4 mm in Überlappkonfiguration mit einem Strahldurchmesser von 50 μm , einer Geschwindigkeit von 1 m/min und einer Laserleistung von 835 W (a), einem Strahldurchmesser von 100 μm , einer Geschwindigkeit von 3 m/min und einer Laserleistung von 1500 W (b) und einem Strahldurchmesser von 600 μm , einer Geschwindigkeit von 6 m/min und einer Laserleistung von 4300 W (c) durchgeschweißt.

Der Widerstand einer Schweißnaht gegen die Bildung von Heißrissen, wird also neben der Heißrissanfälligkeit der Legierung auch durch die Kornstruktur der Schweißnaht bestimmt. Die Kornstruktur inklusive die Vorgänge bei der Erstarrung werden ebenfalls durch die Legierungseigenschaften und über das Temperaturfeld durch die Schweißparameter beeinflusst. Der Heißrisswiderstand einer Schweißnaht ist also im Wesentlichen durch metallurgische Phänomene definiert.

Dem Heißrisswiderstand der Schweißnaht steht die thermomechanische Belastung der Naht gegenüber. Diese wird neben der Einspannsituation (z.B. durch den Randabstand) ebenfalls über das Temperaturfeld durch die Schweißparameter beeinflusst.

Schweißparameter, Einspannsituation und Legierung sind somit die drei Haupteinflussfaktoren für die Bildung von Heißrissen, bei der sich thermomechanische und metallurgische Phänomene gegenüberstehen. Diese Zusammenhänge werden in Bild 1.10 schematisch zusammengefasst.

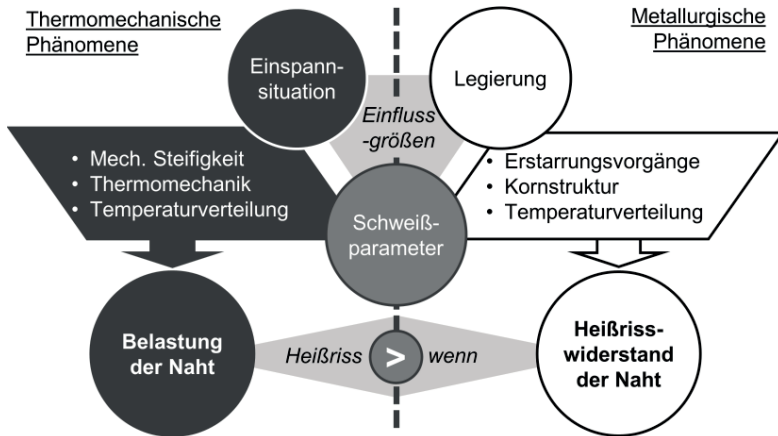


Bild 1.10: Gegenüberstellung der Einflussgrößen auf die Heißbrissbildung beim Laserstrahlschweißen (in Anlehnung an [39]&[40])

1.2 Zielsetzung

Entsprechend Bild 1.10 kann ein Nahtmitteneißbriss nur dann vermieden werden, wenn der Heißbrisswiderstand der Naht größer ist als ihre Belastung. Am häufigsten wird der Heißbrisswiderstand von Schweißnähten durch Optimierung der Materialeigenschaften reduziert [41], z.B. durch ein Auflegieren mittels Zusatzdraht [42] mit hohem Siliziumanteil oder durch Zugabe von Keimbildnern wie Titan [28,37,38]. Sonderlegierungen mit hohem Titan- oder Siliziumanteil führen neben den hohen Materialkosten zu einer Reduzierung der Umformbarkeit und der Festigkeit und beim Einsatz von Zusatzdraht ist die Prozessgeschwindigkeit an den Drahtvorschub gekoppelt, was die Umsetzung der potentiell möglichen hohen Prozessgeschwindigkeiten des Remote-Laserstrahlschweißens verhindert [43]. Eine Optimierung des Heißbrisswiderstandes von Schweißnähten allein durch Schweißparameter oder die Prozessführung ist daher erstrebenswert. Der Einfluss der Schweißparameter auf die Heißbrissbildung wird in aktuellen Arbeiten aber lediglich durch empirische Studien [44–48] oder numerische Berechnungen der Thermomechanik [40,49–51] beschrieben.

Die Kenntnis des Einflusses der Schweißparameter auf den Heißrisswiderstand ermöglicht das Optimieren von Schweißprozessen, ohne spezielle Legierungen oder Zusatzwerkstoffe einzusetzen. Inhalt dieser Arbeit ist die theoretische und experimentelle Untersuchung dieses übergreifenden Zusammenhanges zwischen Schweißparameter, Kornstruktur und Heißrisswiderstand.

Das Ziel dieser Arbeit ist die analytische Beschreibung der Wechselwirkungen zwischen Schweißparameter, Kornstruktur und Heißrisswiderstand, mit dem Zweck die maßgeblichen Stellgrößen auf den Heißrisswiderstand zu identifizieren und daraus Optimierungsstrategien zur Vermeidung von Nahtmittehrissen abzuleiten.

1.3 Aufbau der Arbeit

Zur Bestimmung der wirkenden Belastung während des Schweißens werden im folgenden Kapitel Messungen der Verformung von Schweißnähten bei verschiedenen Einspannsituationen vorgestellt. Diese wurden während des Schweißprozesses mittels digitaler Bildkorrelation gemessen. Die Einspannsituation wurde durch den Randabstand variiert.

Im nächsten Kapitel wird ein Experiment vorgestellt, bei dem der Randabstand stetig geändert wird, um so die Belastung der Naht im laufenden Schweißprozess stetig zu senken. Mit dieser Methode kann die kritische Belastung ermittelt werden, die ein Nahtmittehriss für seine Ausbreitung benötigt. Die Kornstruktur der Schweißnähte wurde durch verschiedenen Schweißparameter und Legierungen variiert und metallografisch analysiert. Das Ergebnis der Experimente ist eine empirische Aussage über den Einfluss der Kornstruktur auf den Heißrisswiderstand der Schweißnaht.

Im 4. Kapitel wird gezeigt, dass beim Laserstrahlschweißen von AlMgSi-Legierungen die (implizite) analytische Lösung der zweidimensionalen Lösung der Wärmeleitungsgleichung für eine bewegliche Linienquelle [52] in Verbindung mit einer Erstarrungskarte von Kurz und Fisher [30] eine Vorhersage der resultierenden Kornstruktur innerhalb der Streuung der Messwerte ermöglicht. Explizite analytische Gleichungen werden über verschiedene Vereinfachungen abgeleitet und ihre Vorhersagekraft anhand von metallografischen Analysen von Schweißproben validiert.

Das Ergebnis dieses Kapitels ist ein analytisches Modell, das den Einfluss der Schweißparameter auf die Kornstruktur mathematisch beschreibt.

Dieses Modell wird in Kapitel 5 mit dem RDG-Kriterium [23] kombiniert. Hieraus kann eine analytische Beschreibung des Einflusses der Schweißparameter auf den Heißbrisswiderstand abgeleitet werden. Dieses analytische Modell wurde anhand der Bildkorrelations-Messungen aus Kapitel 3 verifiziert. Die Darstellung dieses Zusammenhanges durch analytische Gleichungen, erklärt erstmalig, nach welchen Kriterien Schweißprozessparameter gewählt werden müssen, um den Heißbrisswiderstand der Naht zu erhöhen.

Abschließend werden in Kapitel 6 anhand der analytischen Gleichungen Prozessstrategien zur Reduzierung der Nahtmittenrisse beim Laserstrahlschweißen abgeleitet und ihre Funktionsfähigkeit durch experimentelle Ergebnisse nachgewiesen.

2 Thermomechanische Belastung von Schweißnähten¹

Die thermomechanische Belastung von Schweißnähten wird in der Literatur meist auf der Basis von Simulationen beschrieben [12,54,55]. Um die Mechanismen, die zur Bildung von Heißrissen führen, besser zu beschreiben und zu verstehen ist die experimentelle Bestimmung der Dehnung, die auf die Erstarrungszone wirkt von großem Interesse. Das folgende Kapitel beschreibt Anwendung und Ergebnisse einer experimentellen Methode zur Untersuchung des Zusammenhanges zwischen der Dehnung und dem Auftreten von Heißrissen beim Laserstrahlschweißen.

2.1 Methode

Die Dehnung wurde durch digitaler Bildkorrelation von Hochgeschwindigkeitsvideos bestimmt, da herkömmliche Messmittel zur Bestimmung von Dehnungen wie z.B. Dehnmessstreifen (DMS) oder taktile Systeme für Schweißprozesse nur beschränkt anwendbar sind [56]. Sie sind nicht in der Lage den hohen Temperaturen in der Nähe des Schmelzbadestandzuhalten und beschränken sich auf die Bestimmung der Dehnung an einem einzigen Punkt. Optische Messverfahren haben den Vorteil, dass das Messgerät von der heißen Probe örtlich getrennt ist. Die digitale Bildkorrelation ermöglicht die Bestimmung aller lokalen Verschiebungen innerhalb der betrachteten Fläche [56–59]. Hierbei werden Videos der zu untersuchenden Bereiche aufgezeichnet und Bildkorrelationsalgorithmen verfolgen die Verschiebung der Grauwertgradientenverteilung signifikanter Oberflächenstrukturen zwischen Einzelbildern. Eine detaillierte Beschreibung der digitalen Bildkorrelation ist in [60–

¹ Die Ausführungen in diesem Kapitel basieren auf der vom Autor verfassten Veröffentlichung [53].

62] zu finden. Die lokalen Verschiebungen für die im Folgenden vorgestellten Ergebnisse wurden mit den Bildkorrelationsalgorithmen identifiziert und gemessen, die in der Software GOM-Correlate [63] implementiert sind.

2.1.1 Experiment

Die auftretenden Verschiebungen und Dehnungen wurden beim Laserstrahlschweißen von AA6014 Blechen mit einer Größe von $100 \times 40 \text{ mm}^2$ mittels digitaler Bildkorrelationen untersucht. Der Versuchsaufbau wird durch die Skizze in Bild 2.1 dargestellt. Die Position der Fokussieroptik und der Hochgeschwindigkeitskamera sowie die Einspannbedingungen der Probe sind schematisch abgebildet. In jedem Experiment wurden zwei Bleche in Überlappungskonfiguration durch eine Durchschweißung miteinander verbunden. Hierbei hatte das obere Blech eine Dicke von $s_1 = 1 \text{ mm}$ und das untere eine Dicke von $s_2 = 1,2 \text{ mm}$. Die Länge der Schweißnähte betrug 80 mm . Die thermomechanischen Randbedingungen wurden durch eine Änderung des Randabstandes ED der Schweißnähte im Bereich zwischen 3 mm und 12 mm variiert. Als Strahlquelle für die Experimente wurde ein TruDisk 16002 Laser von TRUMPF verwendet, der einen Laserstrahl mit einer Wellenlänge von $\lambda = 1,03 \text{ }\mu\text{m}$ erzeugt. Die Strahlführung von der Quelle zur Anlage durch eine Faser mit einem Kerndurchmesser von $200 \text{ }\mu\text{m}$ und numerischen Apertur von $0,1 \text{ rad}$ resultierte in einer Strahlqualität von $M^2 \approx 30,5$. Das Abbildungsverhältnis der Bearbeitungsoptik betrug $\beta_{Abb} = 2,8$, was zu einem Fokusedurchmesser von $d_f = 560 \text{ }\mu\text{m}$ und einer Rayleigh-Länge von $z_R = 7,84 \text{ mm}$ führte. Der Laserstrahl wurde relativ zur Normalen der Probenoberfläche um 18° gegen seine Vorschubrichtung geneigt und auf die Oberfläche der Proben fokussiert (Bild 2.1). Für die in diesem Kapitel beschriebenen Untersuchungen wurden die beiden Bleche mit einer Laserleistung von $P = 4700 \text{ W}$ bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 6 \text{ m/min}$ durchgeschweißt. Diese Prozessparameter wurden für alle in diesem Kapitel vorgestellten Schweißnähte konstant gehalten.

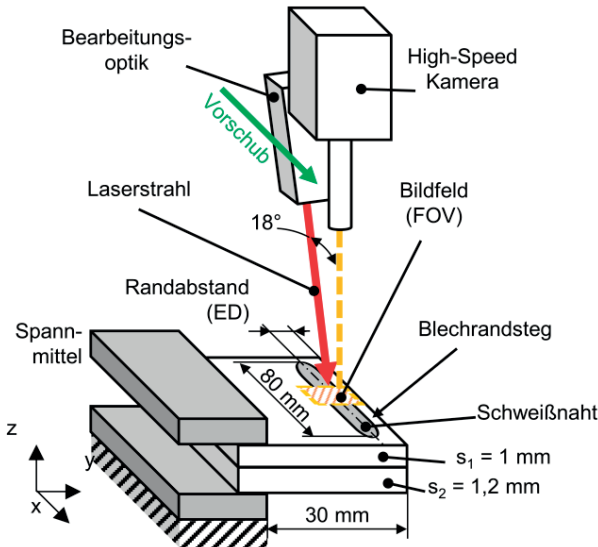


Bild 2.1: Skizze des Versuchsaufbaus zur Bestimmung der thermomechanischen Verformung von Schweißnähten in Randnähe. [53]

Für die Auswertung der High-Speed-Videos mit digitaler Bildkorrelation ist ein kontrastreiches Muster erforderlich. Hierzu wird auf die Versuchsproben ein stochastisches Muster aufgebracht, wie es die Fotografie in Bild 2.2 zeigt. Für den Hintergrund dieses Muster wurde auf die Oberfläche der Proben zuerst eine weiße Farbe auf Basis von Kalziumkarbonat mit einer Zersetzungstemperatur von $> 800^\circ\text{C}$ aufgebracht. Das erforderliche stochastische Muster der schwarzen Punkte wurde durch Aufsprühen einer Farbe auf Graphitbasis, die bei einer Temperatur von $> 3000^\circ\text{C}$ sublimiert, auf den weißen Hintergrund aufgebracht. Aufgrund der niedrigen Schmelztemperatur von Aluminiumlegierungen von $T_L < 660^\circ\text{C}$ werden die Farben durch die Hitze des Schweißprozesses nicht beeinflusst. Dies ermöglicht es, die Verformungen neben der Schmelzlinie der Schweißnaht während des Schmelz- und Erstarrungsprozesses zu bestimmen. Die im Lack enthaltenen Partikel können das Schmelzbad verunreinigen und so einen Einfluss auf den Schweißprozess ausüben. Bei den vorliegenden Untersuchungen wurde dieser Effekt vernachlässigt.

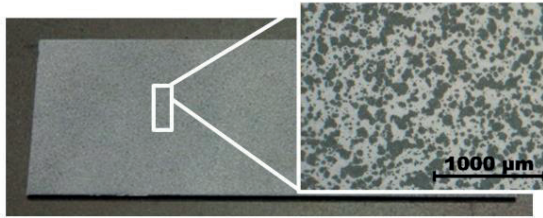


Bild 2.2: Probenblech mit aufgesprühtem stochastischem Muster. [53]

Die Hochgeschwindigkeitskamera wurde senkrecht zur Oberfläche der Proben ausgerichtet, um geometrische Verzerrungen durch den Blickwinkel zu vermeiden. Das Bildfeld (*FOV*) der Kamera war stationär, um die zeitliche Entwicklung der Dehnung während des gesamten Schweißprozesses zu analysieren. Die Ortsauflösung der Verschiebungsmessung resultiert hauptsächlich aus der Ortsauflösung des Abbildungssystems und der Größe der schwarzen Flecken. Die in den Experimenten verwendete optische Vergrößerung führte zu einem projizierten Maßstab von 100 px/mm, was zu einer Genauigkeit der Verschiebungsmessung von $\pm 10 \mu\text{m}$ führte. Die Fleckgröße von $< 100 \mu\text{m}$ des stochastischen Musters ergab eine Ortsauflösung von besser als $100 \mu\text{m}$. Die Aufnahme­frequenz von 1000 Hz der Hochgeschwindigkeitskamera führte zu einer Zeitauf­lösung von 1 ms. Unter diesen Bedingungen zeichnet die Kamera bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min 10 Bilder pro mm Schweißstrecke auf.

Die Position und die Größe des Bildfeldes sowie die Position des in diesem Kapitel verwendeten Koordinatensystems sind in Bild 2.3 dargestellt. Die Vergrößerung zeigt das $10 \times 10 \text{ mm}^2$ große Bildfeld.

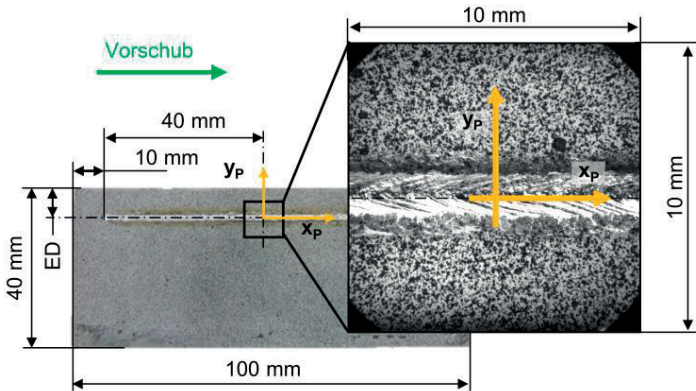


Bild 2.3: Definition des Koordinatensystems und der Probengeometrie.[53]

Die x_P -Achse zeigt in Richtung des Vorschubs (Bewegung des Laserstrahls). Der Ursprung der x_P -Achse ist in der Mitte des Bildfeldes in einem Abstand von 40 mm vom Beginn der Schweißnaht. Die y_P -Achse ist quer zur Vorschubrichtung ausgerichtet mit ihrem Ursprung $y_P = 0$ mm auf der Mittellinie der resultierenden Schweißnaht. Der Rand des Bleches befand sich in positiver y_P -Richtung.

2.1.2 Bestimmung der Dehnungen und Dehnraten

Bild 2.4 stellt die lokale Verschiebung δy in y -Richtung beim Schweißen in einem Randabstand von 5 mm in Falschfarben dar. Geringe Verschiebungen in positive y -Richtung sind blau eingefärbt, hohe Verschiebungen rot. Es ist zu erkennen, dass der Blechrandsteg (oberhalb der Schweißnaht in Bild 2.4) eine größere Verschiebung in y -Richtung aufweist als die Blechoberfläche auf der anderen Seite der Schweißnaht.

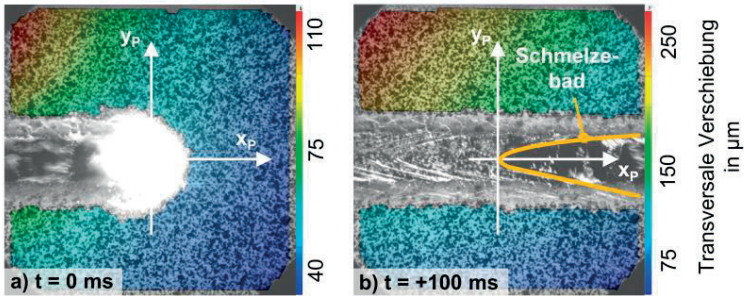


Bild 2.4: Transversale Verschiebungen in der Umgebung einer Schweißnaht mit einem Randabstand von 5 mm bei $t = 0$ ms (a) und $t = +100$ ms (b).[53]

Die Zeit wurde als $t = 0$ ms definiert für den Moment, in dem der Laserstrahl den Ursprung $x_P = 0$ mm des Koordinatensystems passiert (Bild 2.4a). Der gesamte Schweißprozess begann bei $t = -400$ ms und endete bei $t = +400$ ms.

Im Folgenden wird das hintere Ende des Schmelzebades als Beginn der Erstarrungszone definiert. Dieser Punkt wurde anhand einer Analyse der Bewegung der flüssigen Schmelze in den Hochgeschwindigkeitsvideos bestimmt. Die Zeit, in der das hintere Ende des Schmelzebades eine bestimmte beobachtete x_P -Position passiert hat, wird als $t_{SZ}(x_P)$ definiert. Bild 2.4b zeigt als Beispiel die Situation, wenn das hintere Ende des Schmelzebades zum Zeitpunkt $t_{SZ}(x_P=0) \approx +100$ ms ± 5 ms bei $x_P = 0$ mm liegt.

Bild 2.5 zeigt das Bild eines Hochgeschwindigkeitsvideos, das vor dem Schweißprozess aufgenommen wurde (bei $t = -500$ ms) und das Bild ($t = +500$ ms), das nach Abschluss der Schweißung aufgenommen wurde. Zur Bestimmung der relativen Verformung, die auf die Schweißnaht wirkt, wurde die Verschiebung δy in y -Richtung auf beiden Seiten der Schweißnaht ermittelt.

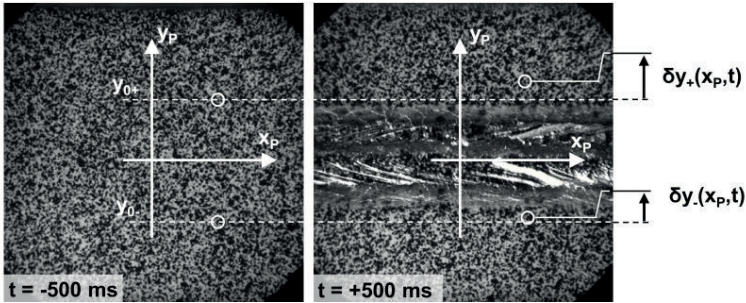


Bild 2.5: Definition der Verschiebungen auf gegenüberliegenden Schweißnahtseiten.[53]

Der ursprüngliche Abstand

$$\ell(x_P, t_0) = y_{0+} - y_{0-} \quad (2.1)$$

von zwei gegenüberliegenden Punkten auf der gleichen x_P -Koordinate vor der thermomechanischen Verformung der Probe ergibt sich aus der Differenz der y -Positionen y_{0+} und y_{0-} auf den ursprünglichen ungeschweißten Proben (Bild 2.5, links).

Die Änderung

$$\Delta\ell(x_P, t) = \delta y_+(x_P, t) - \delta y_-(x_P, t) \quad (2.2)$$

des Abstandes dieser zwei Punkte ergibt sich aus der Differenz ihrer Verschiebungen $\delta y_-(x_P, t)$ und $\delta y_+(x_P, t)$ (Bild 2.5, links). Die Änderung des Abstandes $\Delta\ell(x_P, t)$ der beiden gegenüberliegenden Punkte wird als Dehnung

$$\varepsilon_y(x_P, t) = \frac{\Delta\ell(x_P, t)}{\ell(x_P, t_0)} \quad (2.3)$$

in y (Quer zur Schweißrichtung) an der Position x_P beschrieben. Liegt an der untersuchten x_P -Position ein Riss, das Schmelzebad oder die Erstarrungszone vor, besteht keine feste Verbindung zwischen den beiden Seiten der Schweißnaht. Die relative Abstandsänderung wird dennoch als Dehnung betrachtet, um die Ergebnisse mit bestehenden Heißriss-Kriterien vergleichen zu können, z.B. [12,16,23,64].

Die Dehnrate

$$\dot{\varepsilon}_y(x_p, t) = \frac{\partial \varepsilon_y(x, t)}{\partial t} \quad (2.4)$$

beschreibt die zeitliche Änderung der Dehnung $\varepsilon_y(x, t)$. Wie im Folgenden dargestellt, gibt sie insbesondere Aufschluss über das Verhalten der Dehnung bei verschiedenen Erstarrungszuständen, die im Laufe des Schweißprozesses auftreten.

Negative Dehnungen und Dehnraten ($\varepsilon_y(x_p, t) < 0\%$ und $\dot{\varepsilon}_y(x_p, t) < 0\%/s$) resultieren aus einer Reduzierung des Abstandes $\ell(x_p, t_0)$ und weisen somit auf eine Druckbelastung hin, während positive Dehnungen und Dehnraten ($\varepsilon_y(x_p, t) > 0\%$ und $\dot{\varepsilon}_y(x_p, t) > 0\%/s$) aus einer Vergrößerung des Abstandes $\ell(x_p, t_0)$ resultieren und somit als Zugbelastung betrachtet werden können.

2.2 Änderung des Dehnungsverhaltens bei Rissbildung

Bei einem Randabstand zwischen 3 mm und 5 mm zeigten die in diesem Kapitel vorgestellten Schweißnähte offensichtliche Nahtmittenrisse, wie in Bild 2.6 oben rechts dargestellt ($ED = 4$ mm). Da die Risse in einem frühen Stadium des Schweißprozesses bei $x_p = -25$ mm ± 5 mm initiiert wurden, zeigt die Untersuchung des Verformungsverhaltens bei $x_p = 0$ mm in der Mitte des Bildfeldes die Propagationsphase des Nahtmittenrisses (vgl. Bild 1.4). Bei Randabständen von mehr als 7 mm konnten keine Nahtmittenrisse nachgewiesen werden, wie unten rechts in Bild 2.6 ($ED = 10$ mm) dargestellt. Das Verhalten der Dehnung während dem Schweißen wird mit dem Diagramm in Bild 2.6 als Funktion der Zeit dargestellt. Die Dehnung ε_y wird hier als Mittelwert aller untersuchten Schweißnähte bei $ED \leq 5$ mm (gepunktete Kurve) bzw. bei $ED \geq 7$ mm (gestrichelte Kurve) wiedergegeben. Die Längen der Fehlerbalken an ausgewählten Datenpunkten beschreiben den Bereich zwischen dem Minimum und dem Maximum von mindestens neun Messwerten.

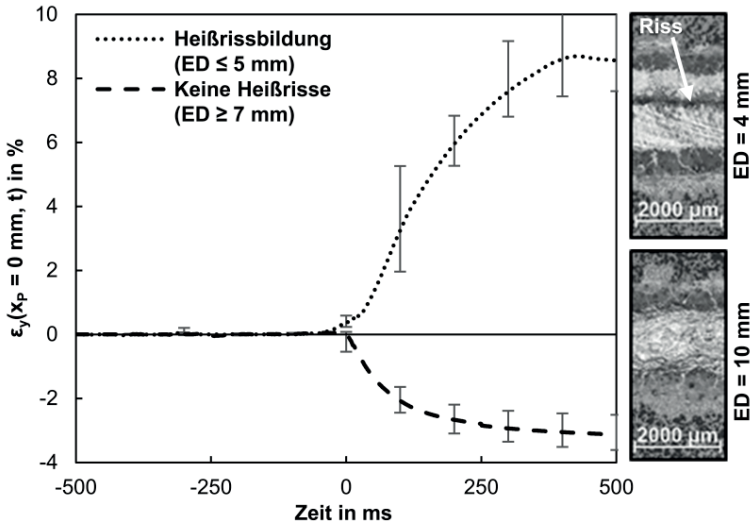


Bild 2.6: Durchschnittliche transversale Gesamtdehnung bei $x_p = 0$ mm in Abhängigkeit von der Zeit für die Schweißnähte bei $ED \leq 5$ mm (gestrichelt) mit Nahtmittentrissen und für die rissfreien Schweißnähte bei $ED \geq 7$ mm (gestrichelt) beim Schweißen mit einer Laserleistung von 4,7 kW, einem Vorschub von 6 m/min und einem Strahldurchmesser von 560 μm . [53]

Die Präsenz eines Nahtmittentrisses bei $ED \leq 5$ mm ist mit einem starken Anstieg der positiven (d.h. Zug-) Dehnung verbunden, nachdem der Laserstrahl $x_p = 0$ mm bei $t = 0$ s passiert hat. Beim Schweißen in einem Randabstand von $ED \geq 7$ mm herrscht hingegen eine negative (d.h. Druck-) Dehnung vor und es kommt nicht zur Nahtmittentrissbildung

Es können also zwei unterschiedliche Regime mit unterschiedlichem Dehnungsverhalten identifiziert werden:

- Keine Nahtmittentrissbildung bei Druckdehnung (gestrichelte Kurve)
- Fortpflanzung von Nahtmittentrissen unter Zugdehnung (gepunktete Kurve)

Im Folgenden wird dieses Kapitel nach diesen beiden Arten von Dehnungsverhalten strukturiert.

2.2.1 Charakteristisches Dehnungsverhalten von Schweißnähten ohne Heißrisse

Die Entwicklungen der transversalen Dehnung $\varepsilon_y(t)$ (links) und der Dehnrate $\dot{\varepsilon}_y(t)$ (rechts) an der Position $x_P = 0$ mm bei Schweißnähten ohne Nahtmittenrisse in einem Randabstand von $ED \geq 7$ mm sind in Bild 2.7 als Funktion der Zeit dargestellt. Die beiden Kurven für $ED = 7$ mm (gepunktete Kurven) und $ED = 8$ mm (gestrichelte Kurven) stellen die Mittelwerte von drei einzelnen Schweißnähten mit identischen Schweißparametern dar. Die Strich-Punkt-Kurve ist der Mittelwert aus drei Schweißnähten bei $ED = 10$ mm und drei Schweißnähten bei $ED = 12$ mm, ansonsten jedoch unveränderte Parameter. Die Längen der Fehlerbalken zeigen an ausgewählten Datenpunkten den Bereich zwischen den minimalen und maximalen gemessenen Werten.

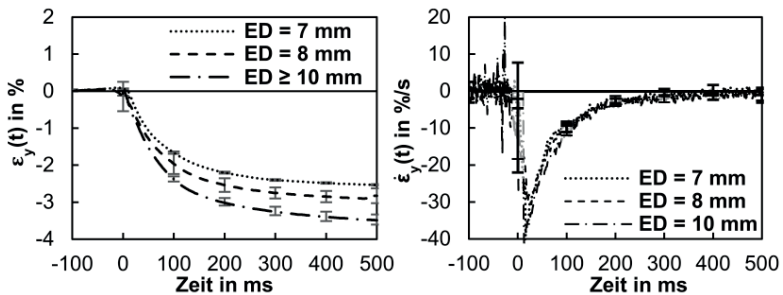


Bild 2.7: Transversale Dehnung (links) und Dehnrate (rechts) als Funktion der Zeit, wenn sich beim Laserstrahlschweißen mit einer Laserleistung von 4,7 kW, einem Vorschub von 6 m/min und einem Strahldurchmesser von 560 μ m keine Nahtmittenrisse bilden.[53]

Die Kurven links in Bild 2.7 zeigen, dass bei rissfreien Schweißnähten mit zunehmendem Randabstand geringere Dehnungen auftreten, also eine höhere Druckdehnung wirkt. Die geringe Streuung der Strich-Punkt-Kurve über die gesamte Prozesszeit zeigt einen vernachlässigbaren Einfluss des Randabstandes, wenn dieser 10 mm überschreitet.

Die gemessenen Dehnraten zeigen einen geringen Einfluss des Randabstandes. In allen Messungen beginnt die Dehnrate bei $x_P = 0$ mm kurz vor dem Passieren des Laserstrahls zu sinken und erreicht bei $t \approx +15$ ms ihren maximalen negativen Wert

von $\dot{\epsilon}_y = -37 \pm 2 \text{ \%}/\text{s}$, danach steigt sie wieder an und konvergiert zu $\dot{\epsilon}_y(x_P = 0, t) = 0 \text{ \%}/\text{s}$, während sich die Prozesszone vom Beobachtungspunkt $x_P = 0 \text{ mm}$ entfernt. Dies zeigt, dass die thermomechanische Verformung mit zunehmendem Abstand von der Laserstrahl-Werkstück-Wechselwirkungszone abnimmt. Der größte Teil der Druckverformung tritt in der Nähe des flüssigen Schmelzebades auf, das den Beobachtungspunkt ($x_P = 0 \text{ mm}$) während $0 \text{ ms} < t < 100 \text{ ms}$ passiert. Entsprechend [55,65] wird davon ausgegangen, dass das Schmelzebad durch die thermisch bedingte Ausdehnung des umgebenden Festkörpers komprimiert wird.

2.2.2 Charakteristisches Dehnungsverhalten während der Fortpflanzung von Nahtmittenrissen

Die zeitlichen Verläufe der transversalen Dehnung $\epsilon_y(t)$ (links) und der Dehnrate $\dot{\epsilon}_y(t)$ (rechts) an der Position $x_P = 0 \text{ mm}$ bei Schweißnähten mit Nahtmittenrissen in einem Randabstand von $ED \leq 6 \text{ mm}$ sind in Bild 2.8 dargestellt. Die Kurven zeigen die Mittelwerte von drei einzelnen Schweißnähten mit identischen Schweißparametern bei $ED = 3 \text{ mm}$ (gepunktete Kurven), $ED = 4 \text{ mm}$ (gestrichelte Kurven), $ED = 5 \text{ mm}$ (Strich-Punkt-Kurven) und $ED = 6 \text{ mm}$ (durchgezogene Kurven). Die Längen der Fehlerbalken zeigen an ausgewählten Datenpunkten den Bereich zwischen den minimalen und maximalen gemessenen Werten.

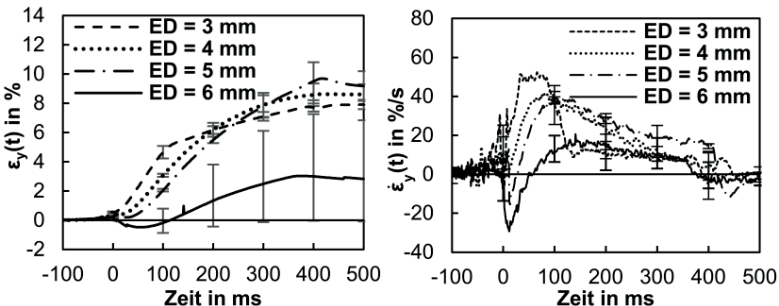


Bild 2.8: Transversale Dehnung (links) und Dehnrate (rechts) als Funktion der Zeit, wenn sich beim Laserstrahlschweißen Nahtmittenrisse bilden beim Schweißen mit einer Laserleistung von 4,7 kW, einem Vorschub von 6 m/min und einem Strahldurchmesser von $560 \mu\text{m}$. [53]

Der geringe Randabstand ED führt zu einem erhöhten Wärmestau im verbleibenden Blechrandsteg [3,24]. Bei den Schweißnähten mit einem Nahtmittenriss wurden gegen Ende des Schweißprozesses hohe Zugdehnungswerte festgestellt. Die großen Fehlerbalken nach $t > +200$ ms resultieren aus hohen Verschiebungen des Blechrandsteges. Das zeigt die hohe Flexibilität und den geringen Verformungswiderstand des Blechrandsteges bei kleinem Randabstand und vorhandenem Nahtmittenriss.

Der Randabstand beeinflusst zudem die Zeit, in der die Dehnung anzusteigen beginnt: Ein geringerer Randabstand führt zu einem früheren Anstieg der positiven Dehnung (vgl. gestrichelte Kurve mit Strich-Punkt-Kurve in Bild 2.8).

Beim Schweißen mit einem Randabstand von $ED = 6$ mm wurden für den Zeitraum, in dem das Schmelzebad die Position $x_P = 0$ mm passiert hat, auch negative (d.h. Druck-) Dehnungen nachgewiesen (durchgezogene Kurve in Bild 2.8). Zusätzlich weisen die Fehlerbalken dieser Kurve die größte Varianz auf. Das verdeutlicht, dass $ED = 6$ mm der kritische Randabstand für die Bildung von Heißrissen beim Schweißen von AA6014-Blechen mit den vorliegenden Parametern ist.

Die maximale positive Dehnrage nimmt mit zunehmendem Randabstand ab. Beim Schweißen in $ED < 5$ mm traten ausschließlich positive (d.h. Zug-) Dehnraten auf (gestrichelte und gepunktete Kurve in Bild 2.8). Bei Schweißnähten in einem Randabstand von $ED = 5$ mm und $ED = 6$ mm konnten negative Dehnraten nachgewiesen werden (durchgezogene und Strich-Punkt-Kurve in Bild 2.8). Die maximale (negative) Druckdehnrage stieg mit zunehmendem Randabstand von $\dot{\epsilon}_y = -15$ %/s bei $ED = 5$ mm (Strich-Punkte-Kurve) auf $\dot{\epsilon}_y = -29 \pm 2$ %/s bei $ED = 6$ mm (durchgezogene Kurve). In beiden Randabständen steigt die Dehnrage zu positiven Werten an nach dem Erreichen ihres negativen Maximums bei $t \approx +15$ ms. Damit war das hintere Ende des Schmelzebades bei $t = 100$ ms (d.h. der Beginn der Erstarrungszone) stets durch Zugdehnraten belastet, was die Ausbreitung des Nahtmittenrisses begünstigte.

2.3 Fazit

Die Gesamtdehnungen und Dehnraten, welche die Erstarrungszone in verschiedenen Randabständen belasten, werden mit Bild 2.9 zusammengefasst. Das Diagramm zeigt die transversale Gesamtdehnung ε_y ($x_P = 0$ mm, $t = +100$ ms) (Quadrate) und die Dehnrate $\dot{\varepsilon}_y$ ($x_P = 0$ mm, $t = +100$ ms) (Dreiecke) am Schmelzebadende bei Schweißnähten in einem Randabstand von 3 mm bis 12 mm. Jeder Wert stellt den Mittelwert aus drei Schweißnähten dar. Die Länge der Fehlerbalken zeigt den Bereich zwischen dem minimalen und maximalen gemessenen Werten an.

Bild 2.9 verdeutlicht die Abnahme der Dehnung und der Dehnrate der Schweißnaht mit zunehmendem Randabstand von positiven (zugartigen) Werten hin zu negativen (druckartigen) Werten. Beim Schweißen in einem Randabstand von $ED = 6$ mm liegt die mittlere Gesamtdehnung und Dehnrate am Schmelzebad nahe 0. Die jeweiligen Fehlerbalken zeigen hier jedoch eine starke Streuung und dass sowohl Zug- als auch Druckdehnungen und -dehnraten auf die Erstarrungszone wirken können. Das zeigt, dass $ED = 6$ mm der kritische Randabstand für die Bildung von Nahtmittenrissen beim Schweißen von AA6014 Blechen mit den hier verwendeten Schweißparametern ist. Ab einem Randabstand $ED = 10$ mm sättigt die Dehnung bei einem Wert von $\varepsilon_y = -2,4\% \pm 0,07\%$.

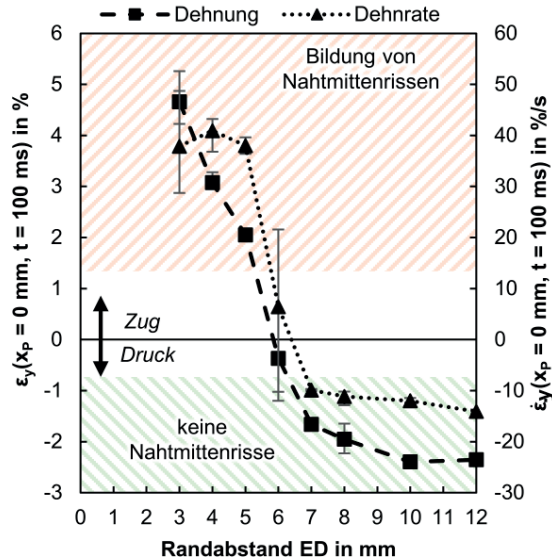


Bild 2.9: Transversale Dehnung und Dehnrate am Ende des Schmelzebades beim Schweißen in verschiedenen Randabständen.[53]

Vor allem die Untersuchung der Dehnraten bei $ED = 5$ mm und bei $ED = 6$ mm zeigt, dass die Erstarrungszone durch negative Dehnraten komprimiert werden muss, um die Bildung von Nahtmittenrisen zu vermeiden. Der Vergleich der Zeitdauer in der Druckdehnraten bei verschiedenen Randabständen die Schweißung belasten, bestätigt diese These (vgl. die Kurven im rechten Diagramm von Bild 2.7 und Bild 2.8). Größere Randabstände führen zu einem früheren Anstieg der negativen (Druck-) Dehnraten. Die maximale Druckdehnrate wurde immer zur gleichen Zeit erreicht $t \approx 15$ ms. Darüber hinaus erhöhte sich der Wert dieses Maximums mit zunehmendem Randabstand. Der Wechsel von negativen Druckdehnraten hin zu positiven Zugdehnraten erfolgt mit zunehmendem Randabstand zu einem späteren Zeitpunkt. Ab einem Randabstand von $ED \geq 7$ mm konnten keine positiven Werte mehr nachgewiesen werden und die Dehnrate konvergiert bis zum Ende des Schweißprozesses auf $\dot{\epsilon}_y \approx 0$ %/s (Bild 2.7 rechts). Durch eine Erhöhung der negativen Dehnraten zu einem früheren Zeitpunkt und durch den späteren Wechsel der Wirkrichtung hin zu positiven Zugdehnraten, wird eine Schweißung über einen längeren Zeitraum hin-

weg mit negativen Dehnraten komprimiert. Bild 2.10 stellt die räumliche Ausdehnung der Zone, in der Druckdehnraten wirken, relativ zur Dampfkapillare bei verschiedenen Randabständen dar. Hierfür wurde unter Annahme eines quasi-stationären Zustandes die Zeitdauer in welcher Druckdehnraten wirken mit der Schweißgeschwindigkeit multipliziert. Das Ergebnis wird mit der Länge des Schmelzabades verglichen, welches oben in Bild 2.10 skizziert ist.

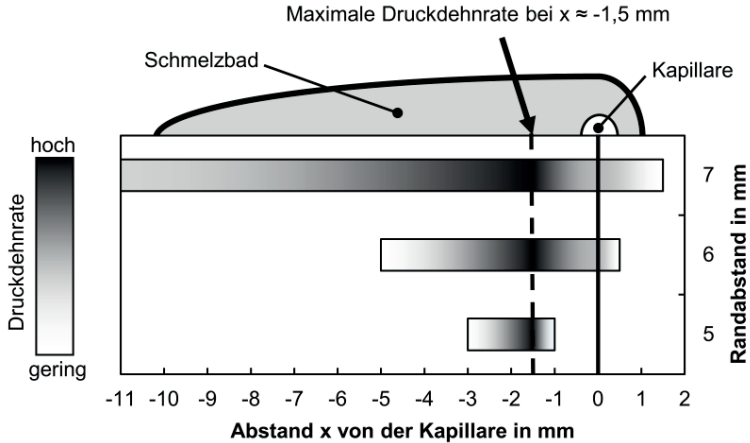


Bild 2.10: Ausdehnung der Zone, auf welche negative Dehnraten wirken bei Schweißnähten mit unterschiedlichen Randabständen, bezogen auf die Position und Länge des Schmelzabades. Die Graustufe des Balkens beschreibt die Höhe der lokalen Dehnrate auf qualitative Weise.[53]

Die räumliche Ausdehnung der Zone in welcher Druckdehnraten wirken, nimmt mit zunehmendem Randabstand zu. Bei $ED = 5$ mm und $ED = 6$ mm reicht die Ausdehnung dieser Zone nicht bis zum Schmelzabadende. Es wird also lediglich ein Teil des Schmelzabades komprimiert aber nicht die Erstarrungszone. Die Erstarrungszone wurde durch positive Zugdehnraten belastet, was in beiden Fällen zur Bildung eines Nahtmittensrisses geführt hat. Bei $ED \geq 7$ mm wird die Erstarrungszone einer ausreichenden Druckdehnung ausgesetzt, welche die Bildung eines Nahtmittensrisses verhindert. Entsprechend der spannungsbasierten Betrachtungen von Zacharia [55] und Chihoski [65] beweist dieses Ergebnis, dass zur Vermeidung von Heißrissen während der Erstarrung eine Druckbelastung erforderlich ist. Eine quantitative Aussage über den minimalen Wert der Druckdehnrate welche zur Vermeidung einer

Heißbrissbildung erforderlich ist, kann an dieser Stelle aber noch nicht getroffen werden. Das Messen dieser kritischen Druckdehnrate und wie dieser Wert optimiert werden kann, wird im folgenden Kapitel beschrieben.

3 Einfluss der Kornstruktur auf den Heißbrisswiderstand²

Wie in Kapitel 1 erwähnt, hat die Kornstruktur des erstarrenden Materials einen wesentlichen Einfluss auf die Heißbrissanfälligkeit der Schweißnaht [28]. Ein Gefüge äquiaxialer Dendriten hat einen höheren Heißbrisswiderstand, als ein Gefüge, das aus gerichteten Dendriten besteht [67]. Die Verfeinerung einer solchen äquiaxialen dendritischen Kornstruktur führt zu einer weiteren Erhöhung des Heißbrisswiderstandes [28]. Die auf die Schweißnaht wirkende thermomechanische Dehnung akkumuliert an einer höheren Anzahl von flüssigen Korngrenzen [16]. Die Dehnung an jeder Korngrenze nimmt daher mit zunehmender Anzahl von Körnern ab, die sich entlang der Wirkrichtung befinden [16].

Coniglio und Cross [33,68] beschreiben eine kritische Verformungsrate

$$\dot{\delta} = N_{GB} \cdot (\dot{\delta}_L + \dot{\delta}_G) \quad (3.1)$$

für die Bildung von Heißrissen, die proportional zu der Anzahl der belasteten Körner, d.h. mit der Anzahl der Korngrenzen N_{GB} , zunimmt. $\dot{\delta}_L$ ist die kritische Verformungsrate der flüssigen Schmelze und $\dot{\delta}_G$ die kritische Verformungsrate des festen Korns, welche hauptsächlich aus der Erstarrungsschrumpfung resultiert.

Daraus lässt sich schließen, dass zur Erhöhung des Widerstandes einer Schweißnaht gegen die Bildung von Nahtmittenspalten möglichst viele Korngrenzen über die Breite der Schweißnaht vorhanden sein sollten, sodass die thermomechanische Querbelastung über viele Korngrenzen verteilt ist.

²Die Ausführungen in diesem Kapitel basieren auf der vom Autor verfassten Veröffentlichung [66].

3.1 Bewerten der Kornstruktur

Durch Variation der Prozessparameter und der Legierungszusätze wurden in AA6016-Blechen Schweißnähte mit unterschiedlichen Kornstrukturen erzeugt. Zur Änderung der lokalen Erstarrungsraten und Temperaturgradienten wurden unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten verwendet [69]. Diese Größen wirken sich direkt auf die Kornstruktur von Laserstrahlschweißnähten aus [29,69]. Die Laserleistung wurde an die Schweißgeschwindigkeit angepasst, um zwei Bleche in Überlappkonfiguration vollständig durchzuschweißen. Die untersuchten Parameter sind im Detail in Anhang A.1 tabellarisch aufgeführt.

Um die Anzahl der Korngrenzen in der Schweißnaht zusätzlich zu erhöhen, wurden AA6016-Bleche mit der Formalex® Remote Legierung der Firma Constellium verschweißt. Der hohe Titangehalt dieser Legierung führt zu einer verstärkten Keimbildung in der Schweißnaht und somit zu einer größeren Anzahl äquiaxialer Körner [70,71]. Details zu den untersuchten Legierungen sind im Anhang A.1 tabellarisch aufgeführt.

Um die Kornstruktur der Schweißnähte zu analysieren, wurden die Querschnitte der geschweißten Proben geschliffen und mechanisch poliert. Die polierten Oberflächen wurden nach Barker [32] für eine Dauer von 70 s bei 30 V anodisch geätzt und unter dem Mikroskop bei polarisiertem Licht analysiert. Das ermöglicht die Identifizierung der einzelnen Körner, wie sie mit dem Querschliff in Bild 3.1 dargestellt sind. Der Bereich A_{eqx} in dem äquiaxiale dendritische Körner vorhanden sind, kann von dem Bereich der gerichteten Dendriten an den Seiten der Schweißnaht unterschieden werden. Die Fläche A_{eqx} in der sich äquiaxiale dendritische Körner gebildet haben, ist mit einer gestrichelten weißen Linie umrandet. Dieser Bereich wird fortfolgend als äquiaxiale Zone bezeichnet.

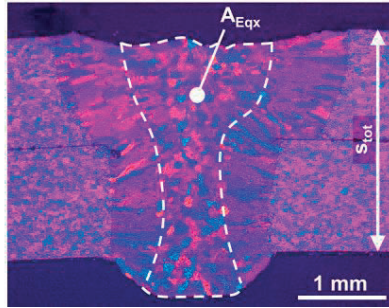


Bild 3.1: Ausgewertete Größen in den Querschliffen der untersuchten Schweißnähte [66].

Als mittlere Breite der äquiauxialen Zone

$$w_{eqx} = \frac{A_{eqx}}{S_{tot}} \quad (3.2)$$

wird in diesem Kapitel der Quotient zwischen der Fläche A_{eqx} im Querschliff und der Schweißnahttiefe S_{tot} verwendet. Bei Durchschweißungen in der Überlappkonfiguration entspricht die Schweißnahttiefe S_{tot} der doppelten Blechdicke, wie in Bild 3.1 dargestellt.

Die mittlere Anzahl der Korngrenzen

$$N_{GB} = \frac{w_{eqx}}{d_{eqx}} + 1 \quad (3.3)$$

über die Breite der Naht ergibt sich dann aus dem Quotient der mittleren Breite der äquiauxialen Zone w_{eqx} und der mittleren Korngröße d_{eqx} . Die mittlere Korngröße d_{eqx} wurde durch die Linienschnittmethode nach DIN EN ISO 643 [72] bestimmt. Hierbei werden die Körner im Bereich der äquiauxialen Zone entlang einer Linie gezählt und die Länge der Linie durch die Anzahl der Körner geteilt, die diese Linie schneidet.

Durch das Schweißen mit verschiedenen Parametern werden unterschiedliche Kornstrukturen erzeugt. Hierdurch liegen unterschiedlich viele Korngrenzen vor, die durch transversalen Dehnraten während der Erstarrung belastet werden. Bild 3.2 zeigt mit nach Barker [32] geätzten Querschliffen die Kornstruktur von drei

Schweißnähten, die mit einem Strahldurchmesser von $560\ \mu\text{m}$ mit unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten geschweißt wurden. Die Leistung des Laserstrahls wurde so angepasst, dass beide Bleche sicher durchgeschweißt wurden. Die gestrichelte weiße Linie verdeutlicht die unterschiedliche Ausdehnung der äquiaxialen Zone.

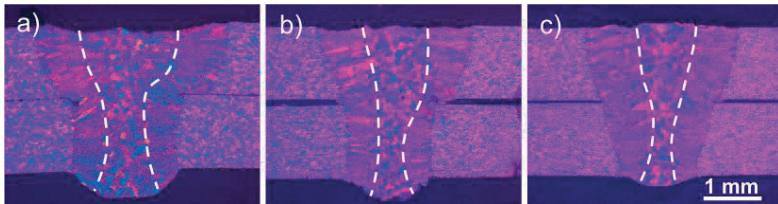


Bild 3.2: Querschliffe von Durchschweißungen in zwei AA6016 Blechen mit einer Dicke von jeweils $1,2\ \text{mm}$, die mit $3\ \text{m/min}$ und $3200\ \text{W}$ (a), $6\ \text{m/min}$ und $4000\ \text{W}$ (b) sowie $9\ \text{m/min}$ und $6200\ \text{W}$ (c) geschweißt wurden. Der Strahldurchmesser auf der Oberfläche der Probe betrug bei allen Schweißungen $560\ \mu\text{m}$. Die weiß gestrichelte Linie umreißt den Bereich äquiaxialer dendritischer Körner.[66]

Bild 3.2a zeigt, dass eine niedrige Schweißgeschwindigkeit von $3\ \text{m/min}$ zu einer breiten Schweißnaht führt. Ein Grund hierfür sind die hohen Wärmeverluste quer zur Schweißrichtung, die bei niedrigen Schweißgeschwindigkeiten auftreten [73]. Darüber hinaus zeigt der Vergleich von Bild 3.2a mit Bild 3.2b und Bild 3.2c eine Verkleinerung des Bereiches äquiaxialer dendritischer Körner mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit. Nach Gleichung (3.2) und (3.3) steht dies in direktem Zusammenhang mit einer Verringerung der breitenspezifischen Anzahl der Korngrenzen N_{GB} .

Die unterschiedlichen Eigenschaften der Kornstrukturen der in Bild 3.2 abgebildeten Schliffe sind mit dem Diagramm in Bild 3.3 dargestellt. Das Diagramm beschreibt den Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Breite der äquiaxialen Zone w_{eqx} (grüne Dreiecke und grüne Ordinate), auf die mittlere Korngröße d_{eqx} (rote Quadrate und rote Ordinate) und auf die breitenspezifische Anzahl der Korngrenzen N_{GB} (blaue Punkte und blaue Ordinate). Die Datenpunkte stellen den Mittelwert über fünf analysierte Schweißnähte dar. Die Länge der Fehlerbalken beschreibt den Bereich zwischen den minimalen und maximalen ermittelten Werten. Der Minimalwert der breitenspezifischen Anzahl von Korngrenzen resultiert aus dem Verhältnis zwischen

der kleinsten gemessenen Breite der äquiauxialen Zone w_{eqx} und der größten gemessenen Korngröße d_{eqx} . Der Maximalwert ist das Verhältnis zwischen der größten Breite der äquiauxialen Zone w_{eqx} und der kleinsten ermittelten Korngröße d_{eqx} .

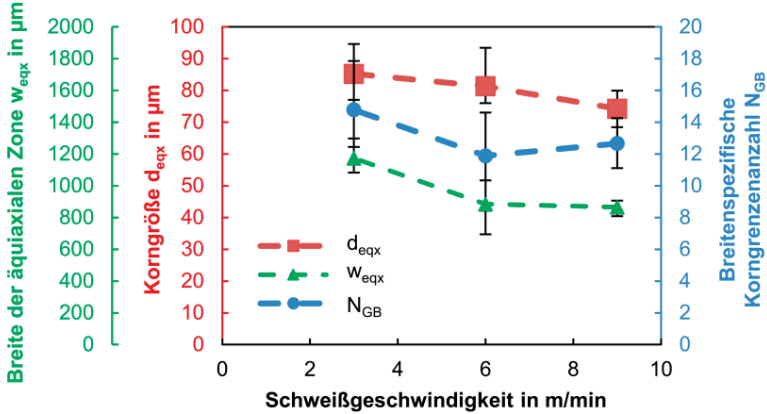


Bild 3.3: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Breite der äquiauxialen Zone, auf die mittlere Korngröße und auf die breitenspezifische Korngrenzenanzahl bei Durchschweißungen in zwei AA6016 Blechen mit einer Dicke von jeweils 1,2 mm, die mit 3 m/min und 3200 W (a), 6 m/min und 4000 W (b) sowie 9 m/min und 6200 W (c) in Überlappkonfiguration geschweißt wurden. Der Strahldurchmesser auf der Oberfläche der Probe betrug bei allen Schweißungen 560 μm . [66]

Bild 3.3 zeigt, dass die Breite der äquiauxialen Zone w_{eqx} und die Korngröße d_{eqx} mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit abnehmen. Die Breite der äquiauxialen Zone w_{eqx} verringert sich um ca. 26 % von $1173,6^{+124}_{-91}$ μm bei 3 m/min auf $865,2^{+41}_{-57}$ μm bei 9 m/min, während die Korngröße d_{eqx} um ca. 12 % von $85,2^{+8}_{-9}$ μm auf $74,2^{+6}_{-6}$ μm abnimmt. Da die Breite w_{eqx} mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit stärker abnimmt als die Korngröße d_{eqx} , hat die Breite den größeren Einfluss auf die breitenspezifische Anzahl der Korngrenzen N_{GB} . Es liegt daher bei der geringen Schweißgeschwindigkeit von 3 m/min die höchste breitenspezifische Korngrenzenanzahl N_{GB} vor.

3.2 Bestimmung der kritischen Dehnraten

Mit der in Kapitel 2 vorgestellten digitalen Bildkorrelation kann die Belastung gemessen werden, die bei bestimmten Schweißnahtkonfigurationen und Prozessen auf die Schweißnaht wirkt. Ob der Nahtmittenriss Ursache oder Wirkung der gemessenen Dehnungen und Dehnraten ist, konnte mit dieser Messung allerdings nicht beurteilt werden. In [71] wurde ein Prüfverfahren entwickelt, um die kritischen Belastungswerte für die Heißrissbildung zu ermitteln. Dieses Prüfverfahren ergänzt die Methode von Kutsuna [74] und des Stahleisenprüfblattes E SEP1220-3 [75] mit der in Kapitel 2 vorgestellten Messmethode. Der Messaufbau dieses Prüfverfahrens ist in Bild 3.4 skizziert.

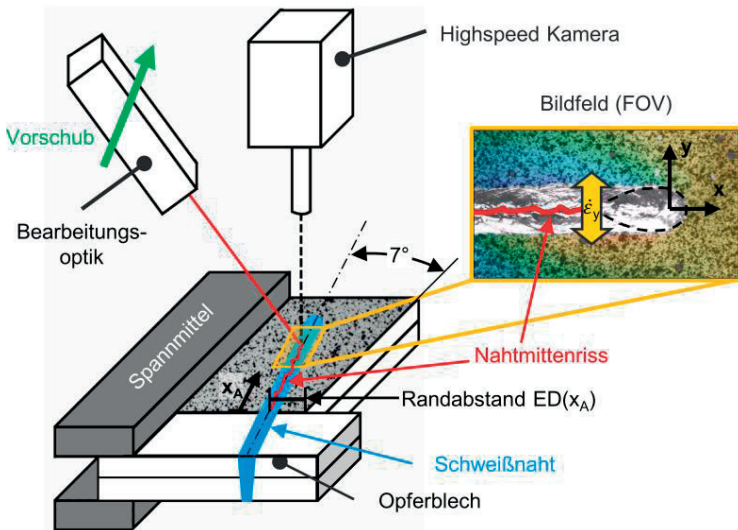


Bild 3.4: Versuchsaufbau zur Ermittlung der heißrisskritischen Dehnraten. (nach [66,71])

Bei diesem Test wird die Einspannsituation, d.h. der Randabstand, der Schweißnaht fortwährend verändert, durch eine Schweißnaht die in einem Winkel von 7° zum Blechrand orientiert ist [75]. Entsprechend der Messungen in Bild 2.9, sinkt die Dehnrates $\dot{\epsilon}_y$, welche die Erstarrungszone der Schweißnaht im Prozess mit zunehmenden

den Randabstand ED belastet. Durch die kontinuierliche Zunahme des Randabstandes $ED(x_A)$ in diesem Prüfverfahren sinkt also die wirkende Dehnrade $\dot{\epsilon}_y$ kontinuierlich mit zunehmender Schweißstrecke x_A .

Entsprechend des Stahleisenprüfblattes E SEP1220-3 [75] beginnt die Schweißung auf einem Opferblech. Durch den geringen Randabstand $ED(x_A=0)$ der Schweißnaht zu Beginn des Versuches bildet sich am Übergang auf das Probenblech ein Nahtmittenriss [75]. Dieser pflanzt sich solange fort, bis die wirkende Dehnrade $\dot{\epsilon}_y$ die zur Rissfortpflanzung nötige Dehnrade unterschreitet. Bezogen auf die Beschreibung des RDG-Kriteriums in Bild 1.6 entspricht dies dem Wechsel von Unterdruck (rote Kurve in Bild 1.6) hin zu einer positiven Druckbilanz (grüne Kurve in Bild 1.6) in den Schmelzfilmen. Für das Beispiel der in Bild 3.2 abgebildeten Schweißungen, ist der gemessene Verlauf der Dehnrade in Bild 3.5 als Funktion des Abstandes Δx_R zum Rissende dargestellt. Die Datenpunkte stellen den Mittelwert über fünf analysierte Schweißnähte dar bei einer Schweißgeschwindigkeit von 3 m/min (grün), 6 m/min (rot) und 9 m/min (blau). Die Länge der Fehlerbalken beschreibt den Bereich zwischen den minimalen und maximalen ermittelten Werten.

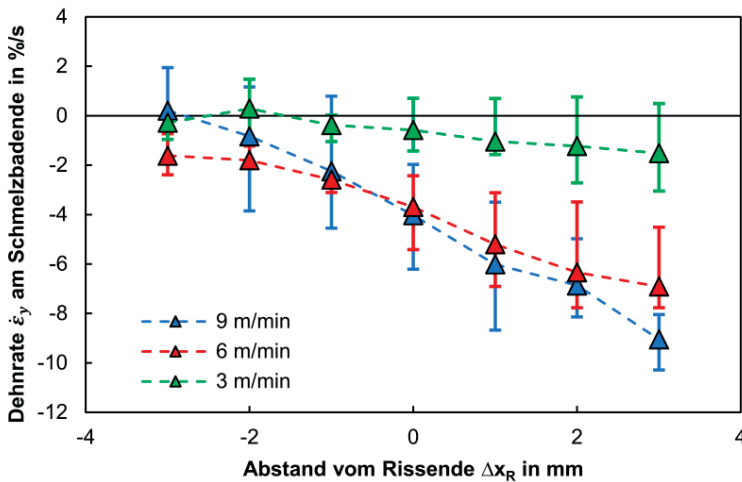


Bild 3.5: Auf das Schmelzbadende wirkende Dehnraten in der Umgebung des Rissendes bei Durchschweißungen in zwei AA6016 Blechen mit einer Dicke von jeweils 1,2 mm, die mit 3 m/min und 3200 W (a), 6 m/min und 4000 W (b) sowie 9 m/min und 6200 W (c) geschweißt wurden. Der Strahldurchmesser auf der Oberfläche der Probe betrug bei allen Schweißungen 560 μm . [71]

Die kontinuierliche Abnahme der Dehnrates mit zunehmender Schweißstrecke ist bei den drei Schweißgeschwindigkeiten in Bild 3.5 deutlich zu erkennen. Bevor die Risspropagation endet, wird die Naht durch positive (zugartige) Dehnrates belastet. In der Umgebung des Rissendes fällt die Dehnrates auf negative (druckartige) Werte ab. Diese Abnahme fällt bei der geringeren Schweißgeschwindigkeit $v = 3$ m/min (grün) deutlich geringer aus, als bei den Schweißgeschwindigkeiten $v = 6$ m/min (rot) und $v = 9$ m/min (blau).

Als kritische Dehnrates $\dot{\epsilon}_{crit}$ gilt jetzt die Dehnrates, welche das Ende des Schmelzbadades (d.h. der Beginn der Erstarrungszone) an dem Ort belastet, an dem die Rissfortpflanzung endet ($\Delta x_R = 0$ mm) [71]. Anhand der so ermittelten kritischen Dehnrates $\dot{\epsilon}_{crit}$, kann die Heißrissanfälligkeit einer Schweißnaht in einer bestimmten Legierung quantifiziert werden [66] und somit auch der Einfluss der Kornstruktur auf den Heißrisswiderstand der Schweißnaht.

3.3 Ergebnis

Wie bereits in Kapitel 2 beschrieben, weisen negative Dehnrates $\dot{\epsilon}_{crit} < 0$ %/s auf eine Druckbelastung und positive Dehnrates $\dot{\epsilon}_{crit} > 0$ %/s auf eine Zugbelastung hin. Ein Nahtmittenriss breitet sich aus, wenn die Druckdehnrates (negativ) nicht ausreichen, um die Erstarrungsschrumpfung auszugleichen [68]. Ein hoher Heißrisswiderstand einer Schweißnaht ist somit durch eine hohe kritische Dehnrates gekennzeichnet. Dies entspricht einer kritischen Dehnrates mit einem geringen negativen (druckartigen) Wert oder sogar mit einem hohen positiven (zugartigen) Wert. Ein geringer Heißrisswiderstand ist durch eine geringe kritische Dehnrates, was einem hohen negativen (druckartigen) Wert entspricht, gekennzeichnet [42,71,76,77].

Bild 3.6 zeigt die kritischen Dehnrates bei unterschiedlichen Schweißparametern als Funktion der Korngrenzenanzahl nach Gleichung (3.3). Die Datenpunkte und Fehlerbalken wurden mittels den oben angewandten Methoden ermittelt und ihre Färbung verweist auf die Schweißgeschwindigkeit. Zusätzlich wurde der Energieeintrag durch das Schweißen mit einem geringeren Strahldurchmesser reduziert (grünes Quadrat), was zu einer Reduzierung der breitenspezifischen Korngrenzenanzahl führte. Um die Anzahl der Korngrenzen signifikant zu erhöhen wurden außerdem Schweißungen erzeugt, bei denen nur das obere Blech aus der Legierung AA6016

war und das untere durch die Formalex® Remote Legierung ersetzt wurde (schräffierte Dreiecke). Diese Legierung zeichnet sich durch ihren hohen Titangehalt aus, was beim Erstarren zu einer verstärkten Keimbildung führt [28,37]. Die gepunktete Linie stellt die Regressionsgerade aller Messwerte bei einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,83$ dar.

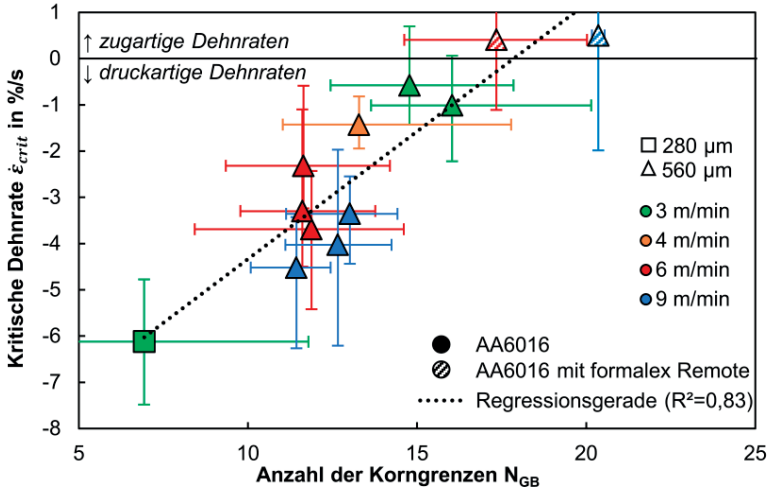


Bild 3.6: Einfluss der breitenspezifischen Korngrenzenanzahl auf die kritische Dehnrate beim Durchschweißen von zwei AA6016-Blechen in der Überlappkonfiguration mit unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten. Die Leistung wurde an die Geschwindigkeit, an den Strahldurchmesser und an die Blechdicke angepasst, sodass eine Durchschweißung sichergestellt ist (vgl. Anhang A.1).(aus [66] ergänzt um zusätzliche Messungen)

Der direkte Zusammenhang zwischen der kritischen Dehnrate $\dot{\epsilon}_{crit}$ und der breitenspezifischen Korngrenzenanzahl N_{GB} wird durch die Regressionsgerade (gepunktete Linie) in Bild 3.6 verdeutlicht. Die kritische Dehnrate $\dot{\epsilon}_{crit}$ steigt mit zunehmender breitenspezifischer Korngrenzenanzahl N_{GB} . Dieser Trend steht im Einklang mit dem proportionalen Einfluss der Anzahl der Körner auf die kritische Verformungsrate in Gleichung (3.2) [33,68]. Das beweist, dass eine hohe breitenspezifische Korngrenzenanzahl N_{GB} zu Schweißnähten mit hohem Heißbrisswiderstand führt, der durch die niedrigen Werte der kritischen Druckdehnraten oder sogar durch Zugdehnraten gekennzeichnet ist.

Positive kritische Dehnraten konnten ausschließlich bei den Schweißnähten nachgewiesen werden, deren Schweißgut mit dem Werkstoff Formalex® Remote aufgelegt wurde.

Durch eine Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit von $v \geq 6$ m/min (rote und blaue Dreiecke und Kreise in Bild 3.6) zu 3 m/min (grüne Datenpunkte in Bild 3.6) wurde die kritische Dehnraten von ca. -4 %/s auf ca. -1 %/s erhöht. Das verdeutlicht, dass eine signifikante Steigerung des Heißrisswiderstandes einer Schweißnaht allein durch die Optimierung der Schweißparameter erreicht werden kann.

4 Einfluss der Prozessparameter auf die Kornstruktur³

Um den Heißrisswiderstand einer Schweißnaht zu erhöhen, muss entsprechend der Erkenntnisse aus Kapitel 3 die breitenspezifische Anzahl der Korngrenzen erhöht werden. Für das gezielte Einstellen der entstehenden Kornstruktur einer Laserstrahlschweißnaht, ist es notwendig die Auswirkungen der zwei maßgeblichen Schweißparameter

- Laserleistung und
- Schweißgeschwindigkeit

auf die Erstarrung zu kennen.

Die lokale Kornstruktur einer Schweißnaht ist abhängig von der Geschwindigkeit des lokalen Kornwachstums, d.h. der Erstarrungsrate R , und von dem Betrag des lokalen Temperaturgradienten G während der Erstarrung [29,31,79]. Dieser Zusammenhang wird in Bild 4.1 anhand dem Beispiel der Erstarrungskarte für Aluminiumlegierungen mit einem Erstarrungstemperaturintervall von $\Delta T_E \approx 50$ K nach Kurz und Fisher [30] dargestellt. Die Gültigkeit von Bild 4.1 für die Legierung AA6016 wurde in [69] nachgewiesen.

³ Die Ausführungen in diesem Kapitel basieren auf der vom Autor verfassten Veröffentlichung [78].

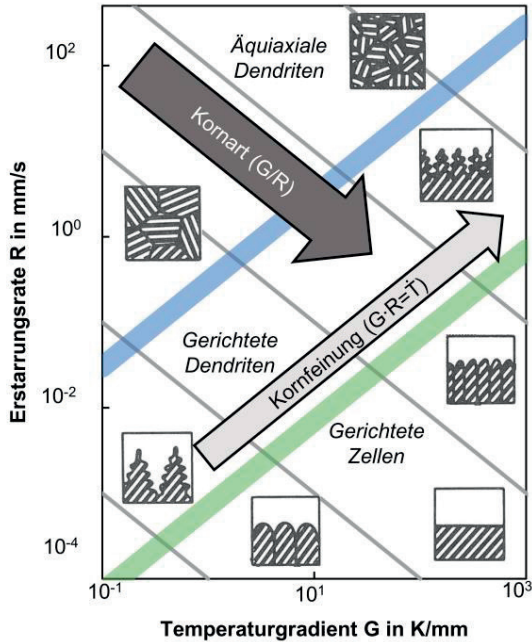


Bild 4.1: Erstarrungsstrukturkarte (gemäß [30]). Die quadratischen Skizzen veranschaulichen schematisch die resultierende Kornstruktur des erstarrten Materials bei der entsprechenden Kombination von Erstarrungsrate und Temperaturgradient.[78]

Die grüne Linie in Bild 4.1 stellt das konstante Verhältnis $G/R_{dendritic} \cong 1450_{-250}^{+250} Ks/mm^2$ dar, das den Übergang von einer nicht-dendritischen Erstarrung zu einer gerichteten dendritischen Erstarrung von Aluminiumlegierungen mit einem Erstarrungsintervall von $\Delta T_E \approx 50$ K markiert, wie es bei AA6016 der Fall ist [30,69,80]. Da sich das Laserstrahlschweißen durch sehr hohe Erstarrungsraten ($R > 10$ mm/s) auszeichnet [69], erstarren Schweißnähte in Aluminiumlegierungen überwiegend mit Verhältnissen kleiner als $G/R_{dendritic}$, also oberhalb der grünen Linie in Bild 4.1, wodurch die resultierende Kornstruktur aus dendritischen Körnern besteht [69,81,82].

Die blaue Linie in Bild 4.1 stellt das konstante Verhältnis $G/R_{eqx} \cong 3_{-0,5}^{+0,5} Ks/mm^2$ dar, das den Übergangsbereich von einer gerichteten dendritischen Kornstruktur zu

einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Erstarrungsintervall von $\Delta T_E \approx 50$ K markiert [30,69]. Das Verhältnis G/R bestimmt damit die Erstarrungsart [9], aus der die Art der resultierenden Kornstruktur resultiert, wie der dunkelgraue Pfeil in Bild 4.1 zeigt.

Die grauen Linien in Bild 4.1 stellen verschiedene Werte der Abkühlrate

$$\dot{T} = \frac{dT}{dt} = G \cdot R \quad (4.1)$$

dar, die sich aus dem Produkt von Temperaturgradient G und Erstarrungsrate R ergeben. Eine Erhöhung der Abkühlrate führt zu einer erhöhten Keimbildung, d.h. zu einer Verringerung der Korngröße [8-10]. Daher definiert das Produkt $G \cdot R$ die Größe der Körner, d.h. die Feinheit der resultierenden Kornstruktur, wie der hellgraue Pfeil in Bild 4.1 zeigt.

In der Literatur wird die Bildung der Kornstruktur von Schweißnähten mit empirischen Studien [28,83] und/oder numerischer Modellierung [84–87] beschrieben. Darüber hinaus befasst sich die Mehrheit dieser Publikationen mit Lichtbogen-schweißverfahren, wie beispielsweise [29,38,84,87,88], während es nur wenige Veröffentlichungen zur Kornbildung beim Laserstrahlschweißen gibt, wie beispielsweise [28,86,89].

Inhalt dieses Kapitels ist die Herleitung eines expliziten analytischen Modelles, das

- die Art der Kornstruktur und
- die Feinheit der Kornstruktur

von Laserstrahlschweißnähten in Abhängigkeit von den oben aufgezählten Schweißparametern vorhersagt.

4.1 Implizite Berechnung der lokalen Erstarrungsbedingungen

Die Erstarrungsbedingungen während des Schweißens werden durch den lokalen Temperaturgradienten und durch die Erstarrungsgeschwindigkeit an der Schmelzebadgrenze definiert, wo die Keimbildung stattfindet [29]. Die Begrenzungslinie des Schmelzebades entspricht in etwa der Liquidusisotherme. Für das Durchschweißen von Blechen kann diese Isotherme aus dem Temperaturfeld

$$T(x, y, P, v) = \frac{P \cdot \eta_{abs}}{2\pi \cdot s \cdot \lambda_{th}} \cdot e^{-\frac{v \cdot x}{2 \cdot \kappa}} \cdot K_0 \left(\frac{v}{2 \cdot \kappa} \cdot \sqrt{x^2 + y^2} \right) + T_{amb} \quad (4.2)$$

berechnet werden, welches unter der Annahme eines rein zweidimensionalen Wärmeflusses im thermischen quasi-stationären Zustand durch eine sich bewegende Linienquelle hervorgerufen wird [52,90]. Hierbei ist P die Laserleistung, v die Schweißgeschwindigkeit, s die Schweißnahttiefe, T_{amb} die Umgebungstemperatur und x und y die Ortskoordinaten mit ihrem Ursprung an der Linienquelle.

Die werkstoffabhängigen Größen sind in Tabelle 4.1 einschließlich ihrer Werte für die Aluminiumlegierung AA6016 aufgelistet. K_0 ist die modifizierte Bessel-Funktion der zweiten Art und nullten Ordnung. Der Einkoppelgrad $\eta_{abs} \approx const. = 0.8$ wurde nach [91] für eine zylindrisch geformte Dampfkapillare mit einem Aspektverhältnis⁴ von 10 in flüssigem Aluminium mit einem Absorptionsgrad von 12% [92,93] bei einer Wellenlänge von 1,03 μm berechnet.

Werkstoffeigenschaft	Formelzeichen	Wert	Einheit
Wärmeleitfähigkeit	λ_{th}	211	W/mK
Temperaturleitfähigkeit	κ	87.2	$10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$
Wärmekapazität	c_p	896	J/kgK
Dichte	ρ	2700	kg/m ³
Liquidustemperatur	T_L	650	°C
Solidustemperatur	T_S	585	°C

Tabelle 4.1: Materialeigenschaften der Legierung AA6016 nach [94].

⁴ Das Aspektverhältnis einer zylindrischen Dampfkapillare ist der Quotient zwischen ihrer Tiefe und ihrem dem Durchmesser.

Die Gültigkeit von Gleichung (4.2) für das Laserstrahlschweißen wurde in [90,95] nachgewiesen. Bild 4.2 zeigt exemplarisch die implizite Lösung für die Liquidus- und Solidusisotherme eines Tiefschweißprozesses, die aus Gleichung (4.2) numerisch ermittelt wurden. Zur Vereinfachung wurden die Materialeigenschaften aus Tabelle 4.1 als konstant angenommen. Die Linienwärmequelle befindet sich bei $x = 0$ und $y = 0$. Das Temperaturfeld ist symmetrisch zur x -Achse, deren Richtung mit dem Schweißvorschub übereinstimmt. Da der Einfluss der Umgebungstemperatur bei gängigen Werten auf die vorliegenden Betrachtungen vernachlässigbar gering ist, wird im Folgenden $T_{amb} = 0^\circ\text{C}$ gewählt.

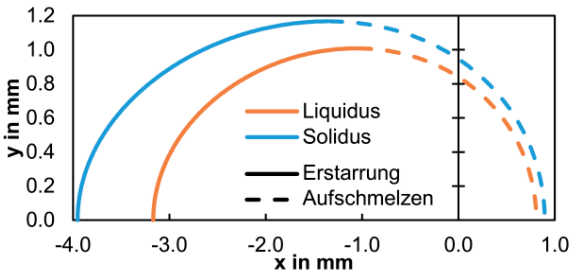


Bild 4.2: Liquidus- und Solidusisotherme, berechnet nach Rosenthal [52] mit Gleichung (4.2) unter der Annahme zweidimensionaler Wärmeleitung beim Schweißen von AA6016-Blechen mit einer Laserleistung von 2,5 kW in einer 2,9 mm tiefen Kapillare bei einer Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min. Der durchgezogene Teil der Kurven kennzeichnet die Bereiche, in denen die Erstarrung stattfindet und entspricht dem hinteren Ende des Schmelzebades. Die Vorderkante des Schmelzebades, an der das Aufschmelzen stattfindet, ist durch den gestrichelten Teil der Kurven gekennzeichnet. [78]

4.1.1 Lokaler Temperaturgradient und Erstarrungsrate

Der Betrag des Temperaturgradienten

$$G(x, y, P, v) = \sqrt{\left(\frac{dT(x, y, P, v)}{dx}\right)^2 + \left(\frac{dT(x, y, P, v)}{dy}\right)^2} \Big|_{(x,y)_{T_L}} \quad (4.3)$$

der die Erstarrung beeinflusst, wird durch die örtliche Ableitung von Gleichung (4.2) an den Koordinaten der Liquidusisotherme T_L berechnet.

Im quasi-stationären Zustand ergibt sich die lokale Erstarrungsrate

$$R(x, y, v, \alpha) = v \cdot \cos(\alpha(x, y)) \Big|_{(x,y)_{T_L}} \quad (4.4)$$

aus der Schweißgeschwindigkeit und dem lokalen Winkel

$$\alpha(x, y) = \arccot\left(\frac{dy}{dx}\right) \Big|_{(x,y)_{T_L}} \quad (4.5)$$

zwischen der lokalen Normalen der Liquidusisotherme und der Vorschubrichtung [29].

Bild 4.3 zeigt sowohl den lokalen Temperaturgradienten (violette Kurve und violette Abszisse) als auch die Erstarrungsrate (grüne Kurve und grüne Abszisse) als Funktion von y , berechnet mit den Gleichungen (4.3) und (4.4) entlang der Liquidusisotherme am erstarrenden Ende des Schmelzbades, das durch die orangefarbene Kurve mit durchgezogener Linie in Bild 4.2 gekennzeichnet ist.

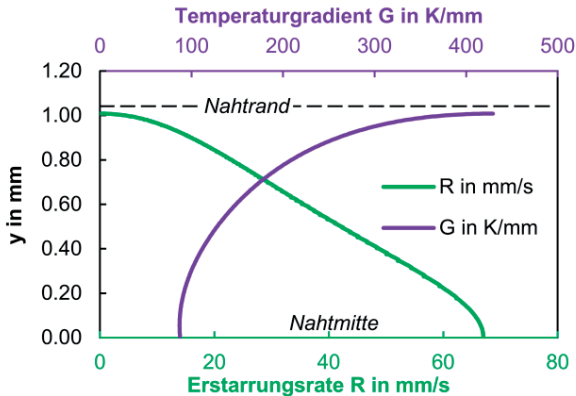


Bild 4.3: Lokaler Temperaturgradient und Erstarrungsgeschwindigkeit beim Laserstrahlschweißen von AA6016 mit einer Laserleistung von 2,5 kW, 4 m/min Vorschub und einer Schweißnahttiefe von $s = 2,9$ mm.[78]

Bild 4.3 zeigt, dass die Erstarrungsrate zum Nahtrand hin abnimmt, während der Temperaturgradient zum Nahtrand hin ansteigt. Gemäß Bild 4.1 führt die Kombination aus einer niedrigen Erstarrungsrate und einem hohen Temperaturgradienten nahe des Nahtrandes zur Bildung einer gerichteten dendritischen Kornstruktur. Die

hohe Erstarrungsrate und der niedrige Temperaturgradient nahe der Mittellinie ($y = 0$ mm) des Schmelzebades führen hingegen zur Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur.

Um diese lokale Verteilung der Kornstrukturen zu validieren, wurden Schweißnähte von ihrer Oberfläche her geschliffen und poliert und anschließend nach Barker [32] bei einer Spannung von 30 V für die Dauer von 60 s elektrolytisch geätzt. Ein solcher Flachschliff ist in Bild 4.4 dargestellt. Wie durch die berechneten Verteilungen des Temperaturgradienten G und der Erstarrungsrate R in Bild 4.3 vorhergesagt, wachsen gerichtete dendritische Körner von der Seite der Schweißnaht zur Mitte der Schweißnaht während im mittleren Bereich der Schweißnaht eine äquiaxiale dendritische Kornstruktur entsteht. Zwischen diesen beiden Bereichen gibt es eine Übergangszone, in der beide Kornarten vorhanden sind. Die Ausdehnung der Zone, die ausschließlich äquiaxiale dendritische Körner aufweist, wird in Bild 4.4 als $w_{eqx,pure}$ bezeichnet. Die Breite der gesamten Zone, die (zumindest teilweise) äquiaxiale dendritische Körner aufweist, d.h. einschließlich der Übergangszone, wird in Bild 4.4 als $w_{eqx,trans}$ bezeichnet. Die gesamte Breite der Schweißnaht, d.h. einschließlich der Zone der gerichteten dendritischen Körner, wird als w_{weld} bezeichnet.

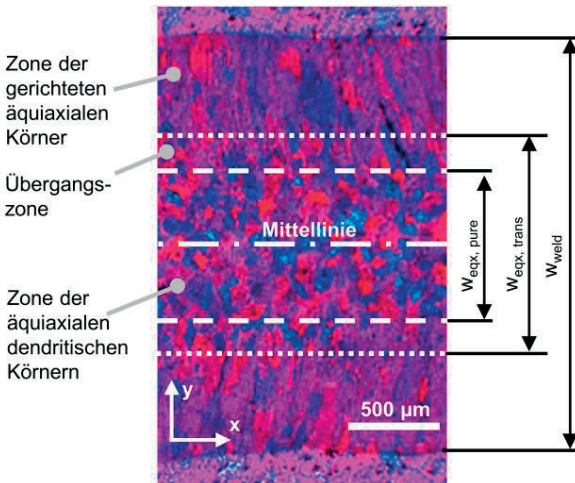


Bild 4.4: Flachschliff einer Schweißnaht in AA6016 mit einer Schweißnahttiefe von $s = 2,9$ mm, die mit einer Laserleistung von 2,5 kW, einer Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min und einem Strahldurchmesser von 290 μm geschweißt wurde.[78]

4.1.2 Lokales G/R-Verhältnis und Abkühlrate $G \cdot R$

Um bei einem gegebenen Schweißprozess die lokale Gefügeart vorherzusagen, muss gemäß der obigen Ausführung das Verhältnis G/R entlang der Liquidusisotherme berechnet werden. Die Ergebnisse werden mit den Diagrammen in der linken Spalte in Bild 4.5 durch die Darstellung des Verhältnisses G/R als Funktion des Abstandes y von der Nahtmittellinie beispielhaft gezeigt für das Laserstrahlschweißen mit einer Leistung von $P = 4,3$ kW bei einer Geschwindigkeit von $v = 6$ m/min (a), mit einer Laserleistung von $P = 2,7$ kW bei einer Geschwindigkeit von $v = 3$ m/min (b) und mit einer Laserleistung von $P = 1,3$ kW bei einer Geschwindigkeit von $v = 1$ m/min (c). Die gestrichelte orange Linie markiert den kritischen Wert $G/R_{eqx} = 3$ Ks/mm² aus Bild 4.1, unterhalb dessen äquiaxiale dendritische Körner gebildet werden. Die Spalte in der Mitte von Bild 4.5 zeigt zusätzlich die zugehörigen, berechneten Abkühlraten $G \cdot R$.

Die aus den jeweiligen Experimenten erhaltene Kornstruktur wird durch den geätzten Flachschliff in der rechten Spalte von Bild 4.5 dargestellt. Die Strahldurchmesser entsprachen in den Experimenten 600 μm (a), 400 μm (b) und 200 μm (c) auf der Blechoberfläche. Die gestrichelten schwarzen Linien in der linken Spalte von Bild 4.5 kennzeichnen die experimentell ermittelte Breite der äquiaxialen Zone w_{eqx} , resultierend aus dem Mittelwert von 5 Messungen der $w_{eqx,pure}$ und 5 Messungen von $w_{eqx,trans}$ in drei unterschiedlichen Schweißnähten. Die Breite des grauen Streubandes ergibt sich aus dem Minimum und dem Maximum der Gesamtheit der 15 Messwerte für $w_{eqx,pure}$ und der 15 Messwerte für $w_{eqx,trans}$.

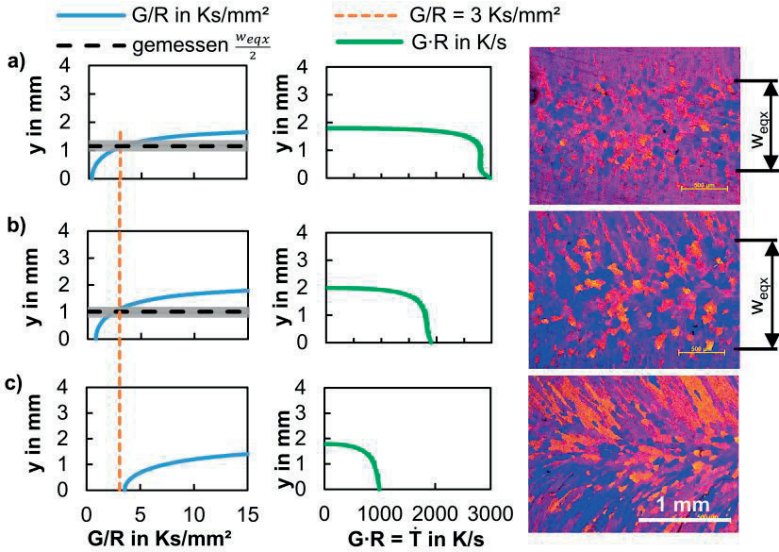


Bild 4.5: Lokale Verhältnisse G/R entlang Liquidusisotherme am hinteren Ende des Schmelzbad (links) und lokale Abkühlraten $G \cdot R$ (Mitte), berechnet für das Laserstrahlschweißen von AA6016 mit einer Leistung von 4,3 kW und einer Geschwindigkeit von 6 m/min (a), einer Leistung von 2,7 kW und einer Geschwindigkeit von 3 m/min (b) sowie einer Leistung von 1,3 kW und einer Geschwindigkeit von 1 m/min (c). Rechts: entsprechende Flachschnitte. [78]

Nach dem Diagramm links in Bild 4.5c führt das Schweißen von AA6016 mit 1,3 kW Laserleistung bei einem Vorschub von 1 m/min nicht zur Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur, da die resultierenden Werte von G/R oberhalb der Schwelle von $G/R_{\text{exp}} = 3 \text{ Ks/mm}^2$ liegen. Dies wird durch das experimentelle Ergebnis in der rechten Spalte bestätigt. Beim Schweißen mit einer Geschwindigkeit von 6 m/min und einer Laserleistung von 4,3 kW (Bild 4.5a) oder mit einer Geschwindigkeit von 3 m/min und einer Laserleistung von 2,7 kW (Bild 4.5b) unterschreitet das Verhältnis G/R den Schwellenwert von $G/R_{\text{exp}} = 3 \text{ Ks/mm}^2$ im mittleren Bereich der Erstarrungsfront hinter dem Schmelzbad. Wie die experimentellen Ergebnisse, d.h. die Flachschnitte in der rechten Spalte von Bild 4.5, bestätigen, führt dies zur Bildung äquiaxialer dendritischer Körner im Bereich der Nahtmittellinie. Die y -Koordinate, bei der der berechnete Wert von G/R (blaue Kurve) gleich dem Schwellenwert von $G/R_{\text{exp}} = 3 \text{ Ks/mm}^2$ (gestrichelte orange Linie) ist, stimmt gut mit

der gemessenen durchschnittlichen Ausdehnung der äquiaxialen Zone $\frac{w_{eqx}}{2}$ (gestrichelte schwarze Linie) überein.

Die Diagramme in der mittleren Spalte von Bild 4.5 zeigen, dass die Abkühlrate $\dot{T} = G \cdot R$ an der Seite des Schmelzebades zunächst stark ansteigt mit abnehmendem y , bevor sie Richtung Nahtmitte gegen einen näherungsweise konstanten Wert sätigt. Der Bereich der Nahtmittellinie weist die höchsten lokalen Abkühlraten auf, die innerhalb des Bereichs, in dem sich äquiaxiale dendritische Körner bilden, etwa konstant sind. Ein Vergleich der Abkühlrate mit den Flachscliffen in der rechten Spalte von Bild 4.5 bestätigt den in Bild 4.1 skizzierten Einfluss der Abkühlrate auf die Korngröße. Die Abkühlrate von $\dot{T}(0 \leq y \leq l.2) \approx 2800$ K/s der Schweißungen in Bild 4.5a führt zu einer feineren äquiaxialen dendritischen Kornstruktur als die geringere Abkühlrate von $\dot{T}(0 \leq y \leq l.2) \approx 1900$ K/s der Schweißungen von Bild 4.5b.

Die resultierende Kornstruktur einer Schweißnaht kann also durch Ableitung der lokalen Erstarrungsrate $R(y)$ und des Betrages des lokalen Temperaturgradienten $G(y)$ aus der analytischen Lösung der Wärmeleitungsgleichung von Rosenthal (Gleichung (4.2)) unter Verwendung der Erstarrungsstrukturkarte von Kurz und Fisher (Bild 4.1) mit ausreichender Übereinstimmung zu den experimentellen Ergebnissen vorhergesagt werden.

Allerdings können die Gleichungen (4.2) bis (4.5)) nur implizit und numerisch gelöst werden. Um den Zusammenhang zwischen Schweißparameter und Kornstruktur aussagekräftiger beschreiben zu können, werden im Folgenden explizite analytische Gleichungen für die Erstarrungsbedingungen hergeleitet.

4.2 Analytische Beschreibung des Parametereinflusses auf die Kornstruktur

Aus den Ergebnissen in Bild 4.5 kann man schließen, dass folgende Vereinfachungen vorgenommen werden können, um die Auswirkungen der Schweißparameter auf die Kornstruktur vorherzusagen:

- Zur Vorhersage der Art der Kornstruktur ist es ausreichend, das Verhältnis G/R an der Nahtmittellinie bei $y = 0$ mm zu kennen, da hier sein Minimum vorliegt. Verfolgt man das Ziel, eine äquiaxiale dendritische Kornstruktur zu erhalten, muss dieser Wert unter $G/R(y=0) < G/R_{eqx} \approx 3 \text{ Ks/mm}^2$ liegen.
- Zur Vorhersage der Größe dieser äquiaxialen dendritischen Körner ist es ausreichend die Abkühlrate \dot{T} an der Mittellinie bei $y = 0$ mm zu kennen, da die Abkühlrate \dot{T} im Bereich, in dem die äquiaxiale dendritische Kornstruktur entsteht, annähernd konstant ist.

Basierend auf diesen Vereinfachungen werden im Folgenden vereinfachte Formulierungen aus den Gleichungen (4.3) und (4.4) ausschließlich an der Mittellinie der Schweißnaht ($y = 0$ mm) hergeleitet, wo die Erstarrungsrate R gleich der Schweißgeschwindigkeit v ist (siehe Gleichung (4.4)).

Für die explizite analytische Beschreibung des Temperaturgradienten G in Gleichung (4.3) führen wir $\xi = \frac{v}{2 \cdot \kappa} \cdot \sqrt{x^2 + y^2}$ ein und ersetzen die Besselfunktion K_0 in Gleichung (4.2) mit der Näherung

$$K_0(\xi) \approx \sqrt{\frac{\pi}{2\xi}} \cdot e^{-\xi} = e^{-\frac{v \cdot \sqrt{x^2 + y^2}}{2 \cdot \kappa}} \cdot \sqrt{\frac{\pi \cdot \kappa}{v \cdot \sqrt{x^2 + y^2}}} \quad (4.6)$$

die für alle $\xi \gg 1$ gültig ist [96]. Die Bedingung $\xi \gg 1$ wird beim Laserstrahlschweißen aufgrund der typischen hohen Schweißgeschwindigkeiten und langen Schmelzbäder an der Nahtmittellinie erfüllt [95].

Durch Einsetzen von Gleichung (4.6) in Gleichung (4.2) kann die Temperatur entlang der Nahtmittellinie

$$T(x, P, v, s) = \frac{P \cdot \eta_{abs}}{2\pi \cdot s \cdot \lambda_{th}} \cdot e^{-\frac{v \cdot x}{2 \cdot \kappa}} \cdot e^{-\frac{v \cdot \sqrt{x^2}}{2 \cdot \kappa}} \cdot \sqrt{\frac{\pi \cdot \kappa}{v \cdot \sqrt{x^2}}} + T_{amb} \quad (4.7)$$

für $y = 0$ mm explizit beschrieben werden. Zur Beschreibung des Erstarrungsprozesses muss Gleichung (4.7) nur für $x < 0$ mm betrachtet werden, da bei $x > 0$ mm ausschließlich Aufschmelzprozesse vorliegen, wie durch die gestrichelten Linien in

Bild 4.2 dargestellt. Durch die Gegebenheit, dass für $x < 0$ mm das Produkt der beiden Exponentialfunktionen $e^{-\frac{v \cdot x}{2 \cdot \kappa}} \cdot e^{-\frac{v \cdot \sqrt{x^2}}{2 \cdot \kappa}} = 1$ ist, vereinfacht sich Gleichung (4.7) zu

$$T(x, P, v, s) = \frac{P \cdot \eta_{abs}}{2\pi \cdot s \cdot \lambda_{th}} \cdot \sqrt{\frac{\pi \cdot \kappa}{v \cdot \sqrt{x^2}}} + T_{amb}. \quad (4.8)$$

Hieraus lässt sich der Temperaturgradient

$$G(x, P, v, s) = \frac{T(x, P, v)}{dx} = -\frac{P \cdot \eta_{abs}}{4 \cdot \pi \cdot \lambda_{th} \cdot s} \cdot \sqrt{\frac{\pi \cdot \kappa}{v \cdot \sqrt{x^2}}} \cdot \frac{1}{x}. \quad (4.9)$$

an der Stelle $y = 0$ mm analytisch ableiten. Die Stelle, an der die Erstarrung beginnt (d.h. an der Stelle der Liquidusisotherme $T = T_L$) kann durch Auflösen von Gleichung (4.8) nach

$$x(T = T_L, P, v, s) = -\left(\frac{P \cdot \eta_{abs}}{2 \cdot s \cdot \lambda_{th} \cdot (T_L - T_{amb})}\right)^2 \cdot \frac{\kappa}{v \cdot \pi} \quad (4.10)$$

bestimmt werden. Setzt man Gleichung (4.10) in Gleichung (4.9) ein, erhält man den Temperaturgradienten

$$G(P, v, s) = \frac{2 \cdot \pi \cdot (T_L - T_{amb})^3 \cdot s^2 \cdot \lambda_{th}^2 \cdot v}{\eta_{abs}^2 \cdot P^2 \cdot \kappa} \quad (4.11)$$

an der Nahtmittellinie ($y = 0$ mm) am hinteren Ende des Schmelzebades, wo die Erstarrung beginnt und eine möglich Keimbildung stattfindet, als Funktion der Prozessparameter P , v , s und T_{amb} und als Funktion der Materialkonstanten λ_{th} , κ , und T_L .

4.2.1 Einfluss der Schweißparameter auf die Art der Kornstruktur

Aus Gleichung (4.11), $R(y = 0 \text{ mm}) = v$ und $\kappa = \frac{\lambda}{\rho \cdot c_p}$ ergibt sich das Verhältnis

$$G/R(P_{Depth}) = \frac{2 \cdot \pi \cdot (T_{Liquidus} - T_{amb})^3 \cdot \lambda_{th} \cdot \rho \cdot c_p}{\eta_{abs}^2 \cdot P_{Depth}^2} \quad (4.12)$$

alleine als Funktion der tiefenspezifischen Leistung $P_{Depth} = P/s$, die das Verhältnis zwischen Leistung P und Schweißnahttiefe s beschreibt. Das Verhältnis G/R ist also unabhängig von der Schweißgeschwindigkeit v .

In Bild 4.7 wird das nach Gleichung (4.12) berechnete Verhältniss G/R mit experimentellen Daten am Beispiel des Laserstrahlschweißens der Legierung AA6016 verglichen. Die Berechnung erfolgte unter der Annahme eines Einkoppelgrades von $\eta_{abs} = 0,8$ und den Materialkonstanten aus Tabelle 4.1. Für die experimentelle Bestimmung von G/R wurde die Erstarrungsrate aus $R(y = 0 \text{ mm}) = v$ ermittelt und der Temperaturgradient G an der Nahtmittellinie mittels zwei Pyrometern, durch das in [97] vorgestellte Experiment, bestimmt. Der Versuchsaufbau ist in Bild 4.6 schematisch dargestellt.

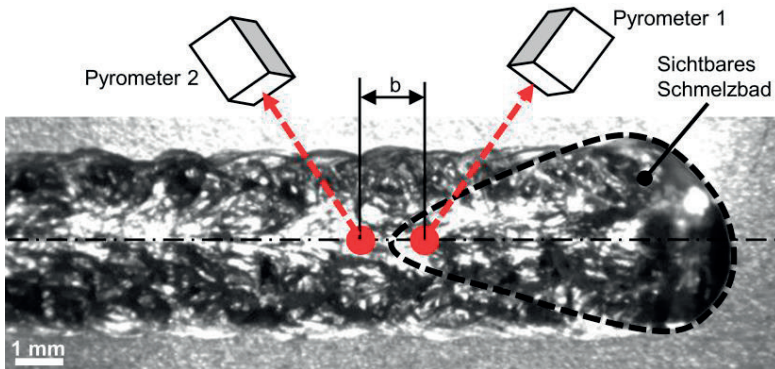


Bild 4.6: Schematische Darstellung des Messaufbaus, zur Ermittlung des Temperaturgradienten am Schmelzbadende (nach [97]).

Jedes Pyrometer erfasst mit einer Messfrequenz von 10 kHz Wärmestrahlung im Wellenlängenbereich von $1,65 \mu\text{m}$ bis $2 \mu\text{m}$. Die beiden Pyrometer wurden so ausgerichtet, dass der Messbereich des ersten Pyrometers auf das Ende des Schmelzades fokussiert wurde und der Messbereich des zweiten auf das Festmaterial in einem Abstand von $b = 1 \text{ mm}$, wie in Bild 4.6 skizziert. Der Durchmesser beider Messbereiche betrug hierbei $400 \mu\text{m}$. Da das Schmelzbad und die erstarrte Schweißnaht immer mit einer Aluminiumoxidschicht bedeckt waren, wurde bei beiden Messpositionen ein konstanter Emissionskoeffizient für die emittierenden Oberflächen von $0,1$ [98] angenommen. Der Temperaturgradient ergibt sich dann aus dem Quotient der Temperaturdifferenz $T_{Pyro1} - T_{Pyro2}$ und dem Abstand b der Messpunkte.

Die blauen Symbole in Bild 4.7 stellen die experimentellen Ergebnisse für geradlinige Schweißnähte dar, die mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten v , Laserleistungen P und Strahldurchmessern geschweißt wurden, um die tiefenspezifische Leistung P_{Depth} anzupassen. Die orangefarbenen Symbole zeigen die G/R -Verhältnisse aus den in [97] veröffentlichten Versuchen zum Schweißen mit örtlicher Strahloszillation (ugs. Wobbeln). Hier wurde die tiefenspezifische Leistung P_{Depth} durch die Laserleistung und das Oszillationsmuster einschließlich seiner Amplitude [97] verändert. Die Länge der Fehlerbalken zeigt den Bereich zwischen dem minimalen und maximalen Messwert aus mindestens 5000 Pyrometermessungen im quasi stationären thermischen Zustand innerhalb einer Nahtlänge von 30 mm bei mindestens 3 unterschiedlichen Schweißnähten pro Parametersatz, wie in [97] beschrieben. Alle Messungen und Parameter sind im Detail in Anhang A.2 tabellarisch aufgelistet.

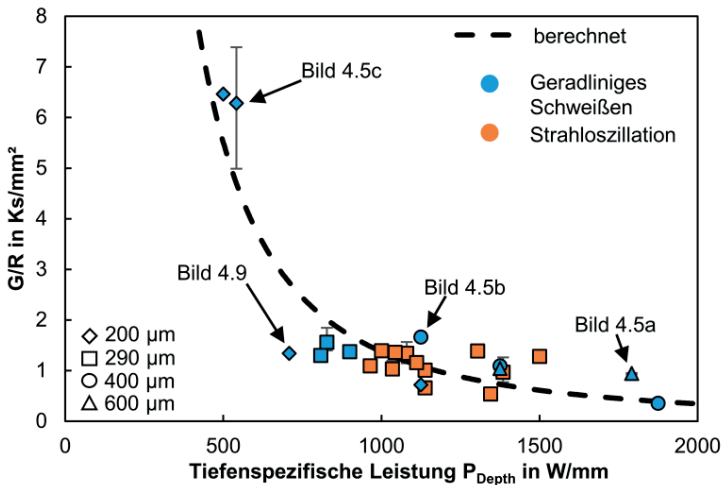


Bild 4.7: Berechnete (gestrichelte Linie) und gemessene Verhältnisse G/R von geradlinigen Schweißnähten (blau) und Schweißnähten, die mit oszillierendem Strahl geschweißt wurden (orange) in Abhängigkeit von der tiefenspezifischen Leistungs- P_{Depth} . Die unterschiedlichen Formen der Symbole entsprechen den unterschiedlichen Durchmessern des Strahles auf der Oberfläche der Probe. (Detaillierte Auflistung der Parameter in Anhang A.2)[78]

Unabhängig davon, wie P_{Depth} variiert wurde, stimmen die experimentellen Ergebnisse gut mit dem berechneten Verlauf von G/R überein. Dass auch die Prozessstrategie (geradlinige Schweißnähte oder Strahloszillation) das Verhältnis G/R an der

Mittellinie der Schweißnaht nicht abweichend beeinflusst, beweist den wesentlichen Einfluss der tiefspezifischen Leistung P_{Depth} .

Durch Auflösen der Gleichung (4.12) nach P_{Depth} und nach dem Einsetzen des kritischen Verhältnisses G/R_{eqx} für G/R erhält man die minimal nötige tiefspezifische Leistung

$$P_{Depth,eqx} = \sqrt{\frac{2 \cdot \pi \cdot (T_{Liquidus} - T_{amb})^3 \cdot \lambda_{th} \cdot \rho \cdot c_p}{\eta_{abs}^2 \cdot G/R_{eqx}}} \quad (4.13)$$

für die Bildung einer äquiauxialen dendritischen Kornstruktur in der Nahtmitte. Für die Bildung einer äquiauxialen dendritischen Kornstruktur beim Schweißen der Legierung AA6016 mit den Materialkonstanten in Tabelle 4.1 und dem kritischen Verhältnis $G/R_{eqx} \cong 3_{-0,5}^{+0,5} \text{ Ks/mm}^2$ aus Bild 4.1 ist nach Gleichung (4.13) eine tiefspezifische Leistung von mindestens $P_{Depth,eqx}(G/R_{eqx} \cong 3_{-0,5}^{+0,5} \text{ Ks/mm}^2) \cong 677_{-50}^{+65} \frac{\text{W}}{\text{mm}}$ notwendig.

Die berechnete Kurve in Bild 4.7 und die experimentellen Ergebnisse zeigen gerade bei $P_{Depth} \cong 677_{-50}^{+65} \frac{\text{W}}{\text{mm}}$ einen starken Abfall des Verhältnisses G/R , was wie oben beschrieben eine abrupte Änderung der Gefügearart nahelegt. Für $P_{Depth} > P_{Depth,eqx}$ konvergiert das Verhältnis G/R gegen 0 Ks/mm^2 und bleibt kleiner als $G/R_{eqx} \cong 3_{-0,5}^{+0,5} \text{ Ks/mm}^2$, weshalb hier die stabile Bildung einer äquiauxialen dendritischen Kornstruktur im Nahtmittenbereich erwartet wird.

Der wesentliche Einfluss von P_{Depth} auf die Art der Kornstruktur wird durch das Auftragen des relativen Anteiles äquiauxialer Körner in der Kornstruktur als Funktion von P_{Depth} in Bild 4.8 bestätigt. Dieser Anteil ergibt sich aus der Normierung

$$w_{eqx,norm} = \frac{w_{eqx}}{w_{weld}} \quad (4.14)$$

der Breite der äquiauxialen Zone w_{eqx} auf die Breite der Schweißnaht w_{weld} . Wobei w_{eqx} die mittlere Breite der äquiauxialen Zone ist, die sich wie in Abschnitt 4.1 beschrieben aus den Messungen von $w_{eqx,pure}$ und $w_{eqx,trans}$ ergibt (vgl. Bild 4.4).

Die blauen Datenpunkte stellen Ergebnisse von geradlinigen Schweißnähten in AA6016 Blechen mit einer Schweißnahttiefe von 1,2 mm bis 2,9 mm in Überlappkonfiguration dar, die mit Geschwindigkeiten von 0,25 m/min bis 30 m/min und mit Laserleistungen von 0,38 kW und 16 kW verschweißt sind. Der Strahldurchmesser auf der Oberfläche der Proben variierte von 50 μm bis 630 μm und wird durch die unterschiedliche Form der Symbole dargestellt, wobei das Dreieckssymbol die Strahldurchmesser zwischen 560 μm und 630 μm zusammenfasst. Die orangefarbenen Quadrate stellen die Ergebnisse von Schweißnähten aus [97] dar, die mittels örtlicher Strahloszillation bei einer Frequenz von 100 Hz, mit einer Effektivgeschwindigkeit von 4 m/min, einem Strahldurchmesser von 290 μm und Laserleistungen von 2,2 kW und 3,9 kW bei Oszillationsamplituden von 0,5 mm bis 1,25 mm erzeugt wurden. Die schraffierten Symbole repräsentieren die Ergebnisse der Untersuchungen von Kornstrukturen bei Laserstrahlschweißnähten in AA6081 von Schempp und Tang [28,89]. Die Länge der Fehlerbalken zeigt den Bereich zwischen dem minimalen und maximalen Messwert aus mindestens 3 Messungen von $w_{eqx,pure}$ und 3 Messungen von $w_{eqx,trans}$ bei mindestens 3 analysierten Schweißungen pro Schweißparameterkombination. Alle Messungen sind tabellarisch in Anhang A.2 aufgelistet.

Die vertikale grüne Linie markiert den oben diskutierten Schwellenwert $P_{Depth,eqx} \cong 677 \frac{+65}{-50} \frac{W}{mm}$, den man für die Bildung einer äquiauxialen dendritische Kornstruktur in der Mitte der Schweißnaht überschreiten muss. Die gestrichelte schwarze Kurve stellt die berechnete normierte Breite der äquiauxialen Zone gemäß Gleichung (4.14) dar, wobei die Breite der äquiauxialen Zone

$$w_{eqx}(P_{Depth}) = 2 \cdot y \Big|_{\frac{G(P_{Depth})}{R(P_{Depth})} = G/R_{eqx}} \quad (4.15)$$

und die Breite der Schweißnaht

$$w_{weld}(P_{Depth}) = 2 \cdot \max(y|_{T=T_{Liquidus}}) \quad (4.16)$$

aus der impliziten Lösung von Gleichung (4.2) numerisch ermittelt wurde.

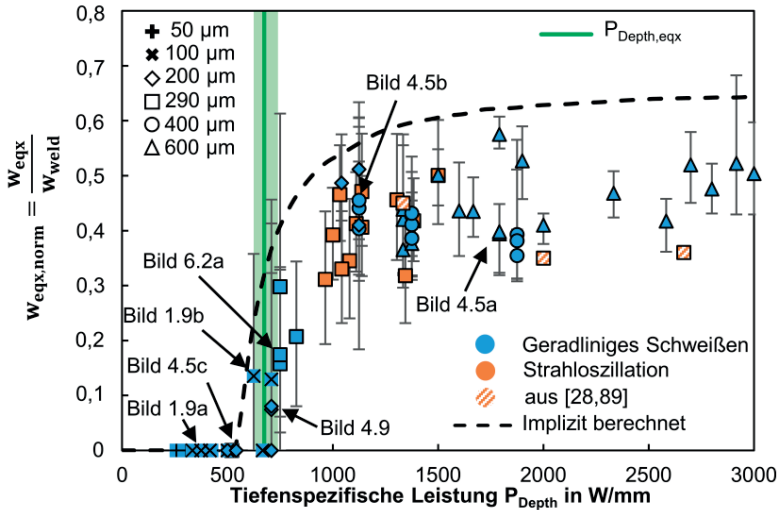


Bild 4.8: Normierte Breite der äquiaxialen Zone von geradlinigen Schweißnähten (blaue Symbole) und von Schweißnähten die mittels Strahloszillation erzeugt wurden (orange-farbene Symbole) in Abhängigkeit von der tiefenspezifischen Leistung P_{Depth} . [78] (Tabellarische Auflistung in Anhang A.2) Die schraffierten Symbole wurden aus den Veröffentlichungen anderer Autoren entnommen [28,89].

Die experimentellen Ergebnisse in Bild 4.8 zeigen, dass der Anteil äquiaxialer dendritischer Körner stark zunimmt, wenn die tiefenspezifische Leistung den Schwellenwert $P_{Depth,eqx}$ aus Gleichung (4.13) überschreitet. Beim Schweißen mit einer tiefenspezifischen Leistung unterhalb dieses Schwellenwerts ($P_{Depth} < P_{Depth,eqx}$) konnten in den präparierten Flachschliffen keine äquiaxialen dendritischen Körner nachgewiesen werden, d.h. $w_{eqx,norm}(P_{Depth} < P_{Depth,eqx}) = 0$. Beim Schweißen mit einer tiefenspezifischen Leistung, die den Schwellenwert deutlich überschreitet, konvergiert die normierte Breite der äquiaxialen Zone zu einem Wert von $w_{eqx,norm}(P_{Depth} \gg P_{Depth,eqx}) \cong 0,45^{+0,15}_{-0,15}$. Die Untersuchungen von Schempp und Tang [28,89] zeigen beim Laserstrahlschweißen der Legierung AA6082 vergleichbare Ergebnisse (schraffierte Datenpunkte in Bild 4.8).

Die Messungen mit tiefenspezifischen Leistungen nahe dem Schwellenwert $P_{Depth,eqx} \cong 677 \pm_{-50}^{+65} \frac{W}{mm}$ zeigen vergleichsweise große Fehlerbalken, was ein Zeichen für instabile Erstarrungsbedingungen ist. Dies wird durch Bild 4.9 bestätigt, das den Flachschnitt einer Durchschweißung zweier Bleche in Überlappkonfiguration mit einer Gesamtdicke von 2,4 mm zeigt, die mit der tiefenspezifischen Leistung von $P_{Depth} = 708,3 \text{ W/mm}$ geschweißt wurden. Der entsprechende Datenpunkt ist in Bild 4.8 markiert. Die weiße gestrichelte Linie in Bild 4.9 markiert die Grenze zwischen der Zone mit einer gerichteten dendritischen Kornstruktur und dem Bereich mit einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur.

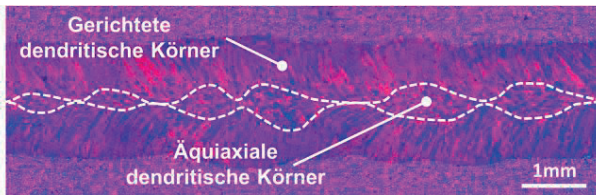


Bild 4.9: Flachschnitt einer Durchschweißung in zwei AA6016 Blechen mit einer Gesamtdicke von 2,4 mm in Überlappkonfiguration mit einer Laserleistung von 1,7 kW, einer Schweißgeschwindigkeit von 3 m/min und einem Strahldurchmesser von 200 μm . Die weiß gestrichelten Linien zeigen die Grenze zwischen der Zone mit äquiaxialer dendritischer Kornstruktur und der Zone mit gerichteter dendritischer Kornstruktur.[78]

Die Breite der Zone mit äquiaxialen dendritischen Körnern weist instabile Veränderungen entlang der Schweißstrecke auf. Gleiches gilt für die Art der Kornstruktur im mittleren Bereich der Schweißnaht. Das instabile Erstarrungsverhalten ist eine Folge des Prozesses, der im Bereich des Schwellenwertes $P_{Depth,eqx} \cong 677 \pm_{-50}^{+65} \frac{W}{mm}$ durchgeführt wurde. Eine vergleichbare instationäre Erstarrung wurde bei allen Prozessen nahe des Schwellenwertes nachgewiesen, wie die Länge der Fehlerbalken der Messungen in diesem Bereich verdeutlicht (vgl. außerdem die Flachschnitte der Schweißnähte in Bild 6.2a aus [97] und Bild 1.9b, die mit einer tiefenspezifischen Leistung von $P_{Depth} = 750 \text{ W/mm}$ bzw. $P_{Depth} = 625 \text{ W/mm}$ geschweißt wurden (markiert mit dem entsprechenden Pfeilen in Bild 4.8)).

Daher kann sowohl aus theoretischen Überlegungen als auch aus den experimentellen Ergebnissen geschlossen werden, dass für die zuverlässige Bildung einer äqui-

axialen dendritischen Kornstruktur bei Schweißnähten in AA6016 die tiefenspezifische Leistung den Schwellenwert $P_{Depth,eqx} = 677_{-50}^{+65} \text{ W/mm}$ deutlich überschreiten muss.

Es ist aber zu beachten, dass die tiefenspezifische Leistung eines Schweißprozesses nicht durch einfaches Ändern der Laserleistung unabhängig eingestellt werden kann, da sich die Schweißnahttiefe proportional zur Laserleistung ändert [99,100]. Um diesen Sachverhalt zu umgehen, wird der Schwellenwert im Folgenden mit einem zusätzlichen Kriterium beschrieben. Hierfür wird die für die Durchführung des Schweißprozesses erforderliche tiefenspezifische Laserleistung

$$P_{Depth}(w_{weld}, v) = \frac{P(w_{weld}, v)}{s} = \frac{w_{weld} \cdot v \cdot \rho \cdot ((T_L - T_{amb}) \cdot c_p)}{\eta_T(Pe_{Ryky}) \cdot \eta_{abs}}, \quad (4.17)$$

über die für das Erwärmen des Schweißnahtvolumens auf Schmelztemperatur benötigte Energie beschrieben unter der Annahme zweidimensionaler Wärmeleitung und dem Wärmenutzungsgrad η_T , der nach Rykalin [73] eine Funktion der Péclet-Zahl

$$Pe_{Ryky} = \frac{w_{weld} \cdot v}{4 \cdot \kappa}. \quad (4.18)$$

ist. Die Werte für die numerisch hergeleitete Funktion von $\eta_T(Pe_{Ryky})$ sind in [73] tabellarisch und grafisch aufgetragen. Der Wärmenutzungsgrad sättigt für $Pe_{Ryky} \gg 4$ bei einem Wert von $\eta_{T,max} \approx 48.4\%$. Die Werte im Bereich $0 < Pe_{Ryky} < 2$ können näherungsweise mit der Funktion

$$\eta_T(Pe_{Ryky} < 2) = \eta_{T,max} - \frac{a}{b \cdot Pe_{Ryky} + c}. \quad (4.19)$$

und mit den in Tabelle 4.2 gelisteten Fit-Parametern beschrieben werden.

Fit-Parameter	Wert
a	1,3
b	14,35
c	2,64

Tabelle 4.2: Fit-Parameter für die Näherung von $\eta_T(Pe_{Ryky} < 2)$

Mit dem Einsetzen von $w_{weld} \cdot v = 4 \cdot \kappa \cdot Pe_{Ryk}$ aus Gleichung (4.18) und $P_{Depth,eqx} = 677_{-50}^{+65} \text{ W/mm}$ in Gleichung (4.17) ergibt sich nach dem Auflösen nach Pe_{Ryk} die minimal notwendige Péclet-Zahl

$$Pe_{Ryk,eqx} = \frac{\eta_T(Pe_{Ryk,eqx}) \cdot \eta_{abs} \cdot P_{Depth,eqx}}{4 \cdot \kappa \cdot \rho \cdot ((T_{Liquidus} - T_{amb}) \cdot c_p)} \quad (4.20)$$

als alternativer Schwellenwert für die Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur.

Nach der Einführung von

$$B = \frac{\eta_{abs} \cdot P_{Depth,eqx}}{4 \cdot \kappa \cdot \rho \cdot ((T_{Liquidus} - T_{amb}) \cdot c_p)} \quad (4.21)$$

und dem Einsetzen von Gleichung (4.19) in Gleichung (4.20) ergibt sich die Gleichung

$$Pe_{eqx} = B \cdot \left(\eta_{T,max} - \frac{a}{b \cdot Pe_{eqx} + c} \right), \quad (4.22)$$

die durch

$$Pe_{eqx1,2} = -\frac{c - \eta_{T,max} \cdot B \cdot b}{2b} \pm \sqrt{\left(\frac{c - \eta_{T,max} \cdot B \cdot b}{2b} \right)^2 - \frac{B}{b} (a - c \cdot \eta_{T,max})} \quad (4.23)$$

gelöst wird. Mit den Materialkonstanten aus Tabelle 4.1 und den Fit-Parametern aus Tabelle 4.2 sind die beiden Lösungen für das Schweißen von AA6016 $Pe_{eqx1} = 0,287_{-0,046}^{+0,036}$ und $Pe_{eqx2} = 0,00684_{-0,0004}^{+0,0004}$.

Gemäß Gleichung (4.20) würde der sehr kleine Wert von Pe_{eqx2} bedeuten, dass alle in diesem Kapitel vorgestellten analysierten Schweißnähte eine äquiaxiale dendritische Kornstruktur aufweisen. Da dies nicht den präsentierten experimentellen Ergebnissen entspricht, gilt fortfolgend $Pe_{eqx} = 0,287_{-0,046}^{+0,036}$ als zu überschreitender

Schwellenwert für die Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur beim Laserstrahlschweißen von AA6016.

4.2.2 Einfluss der Schweißparameter auf die Feinheit der Kornstruktur

Durch Einsetzen von Gleichung (4.11), $R = v$ und $\kappa = \frac{\lambda}{\rho \cdot c_p}$ in Gleichung (4.1) zeigt sich, dass die Abkühlrate

$$\dot{T}(P, v, s) = \frac{2 \cdot \pi \cdot (T_L - T_{amb})^3 \cdot s^2 \cdot \lambda_{th} \cdot \rho \cdot c_p \cdot v^2}{\eta_{abs}^2 \cdot P^2} \quad (4.24)$$

in der Nahtmitte bei $y = 0$ mm an der Liquidusisotherme, wo die Erstarrung beginnt, proportional zu $v^2 s^2 P^{-2}$ ist. Der Quotient

$$\frac{P}{v \cdot s} = E_{Depth} \quad (4.25)$$

beschreibt die tiefenspezifische Streckenenergie in J/m^2 , die durch den einfallenden Laserstrahl pro Schweißnahttiefe zur Verfügung gestellt wird. Nach dem Einsetzen von E_{Depth} in Gleichung (4.24) erhält man die Abkühlrate

$$\dot{T}(E_{Depth}) = \frac{2 \cdot (T_{Liquidus} - T_{amb})^3 \cdot \lambda_{th} \cdot \rho \cdot c_p \cdot \pi}{\eta_{abs}^2 \cdot E_{Depth}^2}. \quad (4.26)$$

als Funktion der tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} .

In Bild 4.10 wird die berechnete Abkühlrate \dot{T} nach Gleichung (4.26) (gestrichelte Linie) mit experimentellen Daten (Datenpunkte) am Beispiel des Schweißens der Legierung AA6016 verglichen. Die Berechnung erfolgte unter der Annahme eines Einkoppelgrades von $\eta_{Abs} = 0,8$ und der Materialkonstanten aus Tabelle 4.1. Für die experimentellen Daten werden die bereits in Bild 4.7 präsentierten Messungen als Abkühlrate $\dot{T} = G \cdot R$ nach Gleichung (4.1) dargestellt, wobei auch hier für $R = v$ gilt. Die Länge der Fehlerbalken zeigt den Bereich zwischen dem minimalen und maximalen ermittelten Abkühlraten an. Alle Messungen sind tabellarisch in Anhang A.2 aufgelistet.

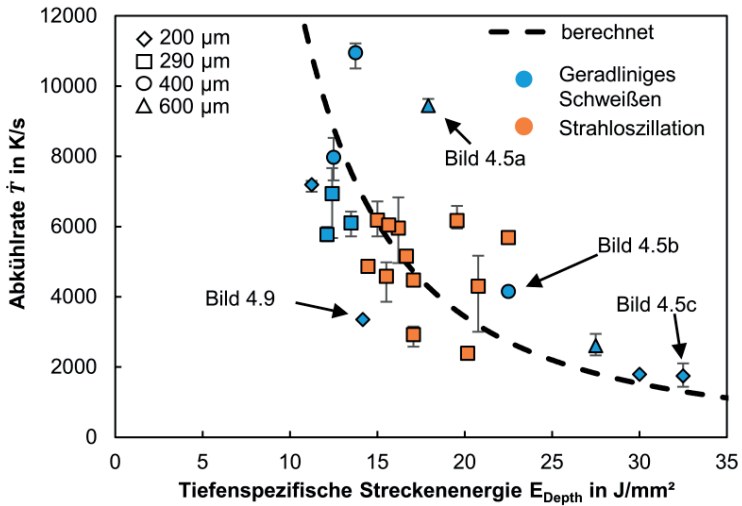


Bild 4.10: Berechnete (gestrichelte schwarze Linie) und gemessene Abkühlraten in Abhängigkeit von der tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} . (Detaillierte Auflistung der Parameter und Ergebnisse der Experimente in Anhang A.2) [78]

Unabhängig davon, wie der Energieeintrag in den Experimenten variiert wurde, stimmen die experimentellen Ergebnisse gut mit dem berechneten Verlauf der Abkühlrate \dot{T} überein. Dass auch die Prozessstrategie (geradlinige Schweißnähte oder Strahloszillation) die Abkühlrate an der Mittellinie der Schweißnaht nicht abweichend beeinflusst, beweist den wesentlichen Einfluss der tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} auf die Abkühlrate \dot{T} .

Wie in Abschnitt 3.1 wurde die mittlere Korngröße in der äquiaxialen Zone der analysierten Schweißnähte mit der Linienschnittmethode nach DIN EN ISO 643 [72] ermittelt. Die blauen Datenpunkte in Bild 4.11 stellen die Ergebnisse dieser Messungen für geradlinige Schweißnähte mit einer Schweißnahttiefe von 2,2 mm bis 2,9 mm dar, die mit einer Geschwindigkeiten von 0,7 m/min bis 30 m/min und mit einer Laserleistungen von 1 kW bis 16 kW geschweißt wurden. Der Strahldurchmesser auf der Oberfläche der Probe variierte zwischen 200 μm und 630 μm und wird durch die Form des Symbols dargestellt, wobei das Dreieckssymbol die Strahldurchmesser von 560 μm bis 630 μm zusammenfasst. Die blau gestrichelte Linie stellt die

lineare Regression über die Messwerte der geradlinigen Schweißnähte dar. Die orangefarbenen Symbole stellen Ergebnisse beim Schweißen mit örtlicher Strahloszillation dar [97]. Die orangefarbene gepunktete Linie ist die lineare Regression über die Messwerte der mit örtlicher Strahloszillation geschweißten Schweißnähte. Die Länge der Fehlerbalken stellt den Bereich zwischen dem minimalen und maximalen ermittelten Werten aus mindestens drei Messungen in jeder von mindestens drei analysierten Schweißnähten dar. Alle Messungen sind tabellarisch in Anhang A.2 aufgelistet.

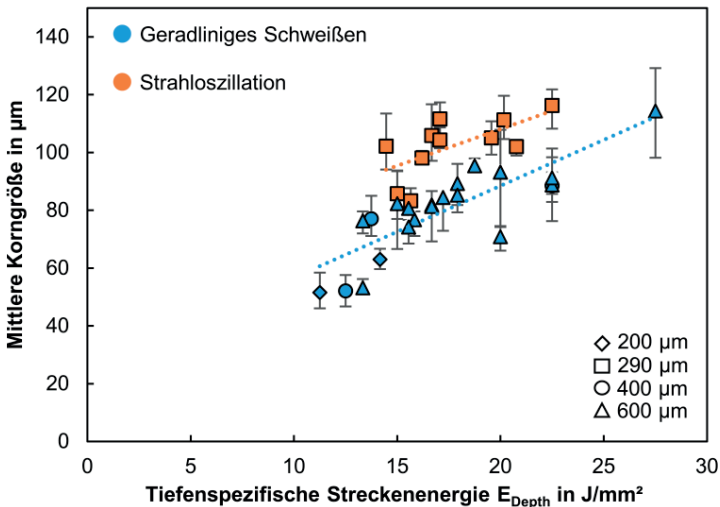


Bild 4.11: Gemessene mittlere Korngröße der äquiauxialen dendritischen Körner im mittleren Bereich von geradlinigen Schweißnähten (blaue Symbole) und von Schweißnähten, die mit örtlicher Strahloszillation (orangefarbene Symbole) in AA6016 geschweißt wurden. Die Formen der Symbole geben die Größe des Strahldurchmessers auf der Oberfläche der Probe an. [78] (Detaillierte Auflistung der Parameter und Messergebnisse in Anhang A.2)

Während die Abkühlrate \dot{T} mit zunehmender tiefenspezifischer Streckenenergie E_{Depth} abnimmt (Bild 4.10), nimmt die mittlere Korngröße innerhalb der Zone der äquiauxialer dendritischen Körner mit zunehmender tiefenspezifischer Linienenergie E_{Depth} zu, wie die Regressionsgeraden in Bild 4.11 (gestrichelte Linien) zeigen. Das belegt den maßgeblichen Einfluss der tiefenspezifischer Streckenenergie E_{Depth} auf die Feinheit der erstarrenden Kornstruktur.

Beim Schweißen mit örtlicher Strahloszillation zeigt die mittlere Korngröße zwar die selbe proportionale Beziehung zur tiefenspezifischen Streckenenergie wie beim Schweißen mit geradliniger Strahlbewegung, die mittlere Korngröße weist beim Schweißen mit örtlicher Strahloszillation aber einen annähernd konstanten Versatz zu den konventionell geschweißten Nähten auf. Es ist davon auszugehen, dass dies auf den in [97] gezeigten speziellen Verlauf der Erstarrungsrate $R(y)$ zurückzuführen ist. Im Gegensatz zum konventionellen Schweißen (vgl. Bild 4.3) weist die Erstarrungsrate $R(y)$ beim Schweißen mit örtlicher Strahloszillation mehrere lokale Extrempunkte auf [97].

Aus Bild 4.11, Gleichung (4.26) und Bild 4.1 kann man schließen, dass zur Verringerung der Korngröße der Energieeintrag reduziert werden muss.

4.3 Fazit

Die Herleitungen in diesem Kapitel zeigen, dass für die Entstehung einer äquiauxialen dendritischen Kornstruktur eine minimale Leistung pro Tiefe $P_{Depth,eqx}$ in die Schweißnaht eingebracht werden muss und/oder eine minimale Péclet-Zahl Pe_{eqx} erreicht werden muss. Für den Werkstoff AA6016 sind diese Schwellenwerte $P_{Depth,eqx} = 677^{+65}_{-50} \text{ W/mm}$ und $Pe_{eqx} = 0,287^{+0,036}_{-0,046}$. Dieses Schwellverhalten erklärt außerdem das Phänomen der unregelmäßigen Erstarrung bei Schweißprozessen, die im Bereich dieser Schwellenwerte ausgeführt werden.

Des Weiteren beweisen die expliziten analytischen Lösungen den Einfluss des Energieeintrages auf die Abkühlrate und somit auf die Korngröße. Die Experimente zeigen, dass die Streckenenergie pro Schweißnahttiefe die mittlere Korngröße maßgeblich beeinflusst.

Um also ein möglichst feinkörniges Gefüge aus äquiauxialen dendritischen Körnern zu erhalten, muss die tiefenspezifische Leistung zwar ein Minimum überschreiten aber der Energieeintrag so gering wie möglich gewählt werden.

5 Einfluss der Prozessparameter auf den Heißrisswiderstand⁵

Zur direkten Beschreibung des Einflusses der Prozessparameter auf den Heißrisswiderstand, werden die Erkenntnisse der vorhergehenden Kapitel mit dem RDG-Kriterium [23] kombiniert. Um das mit Bild 1.6 anhand einer gerichteten dendritischen Kornstruktur erläuterte RDG-Kriterium für das Laserstrahlschweißen zu abstrahieren, werden in Bild 5.1 die notwendigen Größen anhand der Skizze einer typische Erstarrungszone, in welcher beim Laserstrahlschweißen äquiaxiale dendritische Körner entstehen und wachsen, definiert.

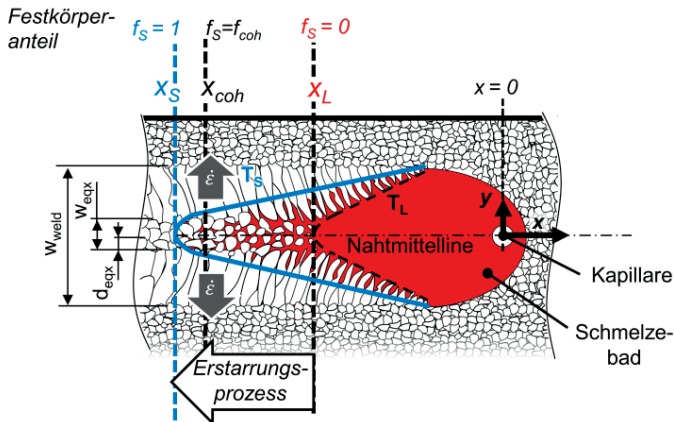


Bild 5.1: Skizze der Bearbeitungszone beim Laserstrahlschweißen inklusive einer Erstarrungszone in der äquiaxiale dendritische Körner entstehen und wachsen.

⁵ Die Ausführungen in diesem Kapitel basieren auf der vom Autor verfassten Veröffentlichung [101].

Wie bereits in Kapitel 4 definiert, liegt der Ursprung des Koordinatensystems am Ort der Linienquelle, also in der Mitte der Dampfkapillare, wobei die positive x -Achse in Richtung des bewegten Laserstrahls zeigt. Die Erstarrung beginnt am hinteren Ende des Schmelzbades, bei der Liquidusisotherme T_L . Der weiße Pfeil gibt die Richtung an, in welche die Erstarrung von der Liquidusisotherme T_L bis zur Solidusisotherme T_S fortschreitet. Die Erstarrung beginnt bei einem Festkörperanteil von $f_S = 0$ (das gesamte Material ist flüssig) und wird bei einem Festkörperanteil von $f_S = 1$ (das gesamte Material ist fest) abgeschlossen. Die Liquidusisotherme und die Solidusisotherme kreuzen die Mittellinie der Schweißnaht ($y = 0$) bei x_L bzw. x_S . Der Zustand der Kohärenz ($f_S = f_{S,coh}$) ist als der Erstarrungszustand definiert, bei dem die wachsenden Körner ein kohärentes Netzwerk bilden [9,102–104]. An der Nahtmittellinie liegt dieser Zustand an der Position x_{coh} vor. Zwischen diesem Zustand und der vollständigen Erstarrung wird der Durchfluss der flüssigen Schmelze zwischen den Körnern behindert und Volumenänderungen können durch Nachspeisen mit Schmelze nicht mehr vollständig kompensiert werden [24,26]. Solche Volumenänderungen ergeben sich aus der Dichteänderung (Schrumpfung) während der Erstarrung und aus der thermomechanischen Verformung des umgebenden festen Werkstoffes [23,25,26]. Diese thermomechanischen Verformungen wirken als Querdehnungen und -dehnraten auf die Erstarrungszone [57,105,106], wie in Kapitel 2 gezeigt wurde und mit den grauen Pfeilen in Bild 5.1 skizziert wird.

Wie in Kapitel 3 gezeigt, hat die Kornstruktur einen großen Einfluss auf den Heißrisswiderstand der Schweißnaht: Der Heißrisswiderstand erhöht sich mit zunehmender Anzahl der Korngrenzen in Belastungsrichtung. Dieser Zusammenhang wird im Folgenden genutzt, um die Gleichungen aus Kapitel 4 mit dem RDG-Kriterium zu verknüpfen. Der Einfluss der Schweißparameter auf den Heißrisswiderstand wird somit über den Einfluss der Schweißparameter auf die Kornstruktur und den Einfluss der Kornstruktur auf den Heißrisswiderstand beschrieben.

5.1 Analytische Beschreibung des Heißbrisswiderstandes

Nach dem RDG-Kriterium [23] entsteht beim Schweißen ein Heißbriss, wenn der lokale Druckverlust⁶

$$\Delta p_d = \Delta p_{sh} + \Delta p_\varepsilon > \Delta p_c \quad (5.1)$$

in den Schmelzefilmen zwischen den erstarrenden Körnern den kritischen Druckverlust Δp_c überschreitet (vgl. Bild 1.6). Wobei Δp_d aus der Summe der Beiträge der Erstarrungsschrumpfung Δp_{sh} und der thermomechanischen Verformung Δp_ε resultiert.

Der Druckverlust durch Erstarrungsschrumpfung ist durch

$$\Delta p_{sh} = v_T \cdot \beta \cdot \mu \cdot \int_{x_{coh}}^{x_L} \frac{1 - f_S(x)}{K(x)} dx \quad (5.2)$$

gegeben [23], wobei v_T die lokale Geschwindigkeit der Isotherme (die beim Schweißen der lokalen Erstarrungsrate entspricht), β der Erstarrungsschrumpfungskoeffizienten und μ die Viskosität ist. Der Flüssiganteil $f_L(x) = 1 - f_S(x)$ und die Permeabilität $K(x)$ des lokalen Gefüges verändern sich mit fortschreitender Erstarrung [9,23] und werden daher zwischen x_{coh} und x_L als Funktion der Ortskoordinate x entlang der Mittellinie ($y = 0$ mm) beschrieben. Der Beitrag, der sich aus der thermomechanischen Verformung des Werkstücks ergibt, beläuft sich auf

$$\Delta p_\varepsilon = (1 + \beta) \cdot \mu \cdot \int_{x_{coh}}^{x_L} \frac{E(x)}{K(x)} dx \quad (5.3)$$

$$\text{mit } E(x) = \dot{\varepsilon} \cdot \int f_S(x) dx, \quad (5.4)$$

wobei für die Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ angenommen wird, dass sie unabhängig von x ist [9,23]. In Gleichung (5.4) wird die Stammfunktion des gesamten Erstarrungspfades gebildet, während abweichend von der ursprünglichen Formulierung des RDG-Kriteriums [23] die untere Grenze der Integrale in den Gleichungen (5.2) und (5.3) durch den

⁶ Die Werte von Δp_d , Δp_c , Δp_{sh} und Δp_ε sind bei einem Druckverlust positiv.

Zustand der Kohärenz bestimmt wird, dessen Position in Bild 5.1 skizziert ist. Gemäß [9,107] muss für die untere Grenze der Integration die Temperatur T_{coh} des Festkörperanteils bei Kohärenz $f_{s,coh}$ und damit bei einer ortsabhängigen Beschreibung die Position x_{coh} für die untere Grenze gewählt werden, um eine realistischere Beschreibung der Heißrissbildung zu erhalten.

Setzt man die Gleichungen (5.2), (5.3) und (5.4) in Gleichung (5.1) ein und löst diese nach ε auf, erhält man die maximale kritische Dehnrage

$$\varepsilon_{RDG} = \frac{\Delta p_c - v_T \cdot \beta \cdot \mu \cdot \int_{x_{coh}}^{x_L} \frac{1 - f_S(x)}{K(x)} dx}{(1 + \beta) \cdot \mu \cdot \int_{x_{coh}}^{x_L} \frac{f_S(x) dx}{K(x)}} \quad (5.5)$$

der das erstarrende Material standhalten kann, ohne dass sich ein Heißriss bildet. Für die Betrachtung von Nahtmittensrissen reicht es aus, die Erstarrungsprozesse bei $y = 0$ mm zu berücksichtigen, wo die Geschwindigkeit $v_T(y = 0)$ mit der Schweißgeschwindigkeit v übereinstimmt [29], sobald sich ein quasistationäres Temperaturfeld entwickelt hat.

Die Permeabilität $K(x)$ beschreibt die Durchlässigkeit des Gefüges. Sie ist bei einer vollständig flüssigen Schmelze $f_S = 0$ unendlich groß und konvergiert während der Erstarrung mit zunehmenden Festkörperanteil gegen $K(f_S = 1) = 0 \mu m^2$. Die Permeabilität entlang der Mittellinie einer Schweißnaht mit einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur kann mit der Kozeny-Carman-Gleichung [108,109]

$$K(x) = \frac{d_{eqx}^2}{180} \cdot \frac{(1 - f_S(x))^3}{f_S(x)^2} \quad (5.6)$$

unter der Annahme von kugelförmigen Körnern mit dem Durchmesser d_{eqx} [24,28] mit ausreichender Genauigkeit [104] näherungsweise beschrieben werden. Der Durchmesser d_{eqx} kann mit der Regressionsgeraden

$$d_{eqx}(E_{Depth} \cdot \eta_{abs}) = 3.2 \cdot 10^6 \frac{\mu m^3}{J} \cdot E_{Depth} \cdot \eta_{abs} + 25 \mu m \quad (5.7)$$

über die experimentell ermittelten Korndurchmesser in Bild 4.11 (blaue gepunktete Linie) als Funktion der absorbierten tiefenspezifischen Streckenenergie $E_{Depth} \cdot \eta_{abs}$

empirisch beschrieben werden. Das Bestimmtheitsmaß dieser Regressionsgeraden liegt bei $R^2 = 0,69$.

Wie bereits in Kapitel 4 wird weiterhin von einer idealen zweidimensionalen Wärmeleitung ausgegangen. Nach dem Einsetzen von Gleichung (4.25) in Gleichung (4.10) lassen sich an der Nahtmittellinie die Position der Liquidusisotherme

$$x_L = - \left(\frac{E_{Depth} \cdot \eta_{abs}}{2 \cdot \lambda_{th} \cdot (T_L - T_{amb})} \right)^2 \cdot \frac{\kappa \cdot v}{\pi}, \quad (5.8)$$

die Position der Solidusisotherme

$$x_S = - \left(\frac{E_{Depth} \cdot \eta_{abs}}{2 \cdot \lambda_{th} \cdot (T_S - T_{amb})} \right)^2 \cdot \frac{\kappa \cdot v}{\pi} \quad (5.9)$$

und die Position der Isotherme für die Kohärenztemperatur

$$x_{coh} = - \left(\frac{E_{Depth} \cdot \eta_{abs}}{2 \cdot \lambda_{th} \cdot (T_{coh} - T_{amb})} \right)^2 \cdot \frac{\kappa \cdot v}{\pi} \quad (5.10)$$

ebenfalls als Funktionen der tiefenspezifischen Streckenenergie beschreiben. Die Kohärenztemperatur $T_{coh} = T(f_S = f_{S,coh})$ kann aus dem Erstarrungspfad $f_S(T)$ abgeleitet werden, der aus der Zusammensetzung der Legierung nach Scheil [13] berechnet werden kann.

Nach dem Einsetzen von Gleichung (4.25) in Gleichung (4.8) wird die Temperatur entlang der Nahtmittellinie

$$T(x < 0, E_{Depth}) = \frac{E_{Depth} \cdot \eta_{abs}}{2\pi \cdot \lambda_{th}} \cdot \sqrt{\frac{\pi \cdot \kappa \cdot v}{|x|}} + T_{amb} \quad (5.11)$$

als Funktion der tiefenspezifischen Streckenenergie beschrieben. Mit Gleichung (5.11) und dem bekannten Erstarrungspfad $f_S(T)$ kann entlang der Nahtmittellinie die ortsabhängige Funktion $f_S(x)$, die für die Gleichungen (5.2) und (5.3) erforderlich ist, hergeleitet werden.

Zur Beschreibung der Anzahl der Korngrenzen $N_{GB} = \frac{w_{eqx}}{d_{eqx}} + 1$ nach Gleichung (3.3) kann durch Einsetzen der Gleichungen (4.14) und (4.25) in Gleichung (4.17) die Breite der äquiauxialen Zone

$$w_{eqx}(E_{Depth}) = w_{eqx,norm} \cdot \frac{E_{Depth} \cdot \eta_{abs} \cdot \eta_T(Pe_{Ryk})}{\rho \cdot c_p (T_L - T_{amb})} \quad (5.12)$$

als Funktion der tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} beschrieben werden.

Um die, in Kapitel 3 nachgewiesene, Reduzierung des negativen Wertes kritischer Druckdehnraten mit steigender Anzahl der Korngrenzen N_{GB} in Belastungsrichtung zu berücksichtigen, multiplizieren wir Gleichung (5.5) mit $\frac{1}{N_{GB}}$. Daraus ergibt sich als Heißrisswiderstand einer Laserstrahlschweißnaht die kritische Dehnrates

$$\dot{\epsilon}_{crit}(E_{Depth}, v) = \frac{\dot{\epsilon}_{RDG}(E_{Depth}, v)}{N_{GB}(E_{Depth})} \quad \text{für } v > \frac{P_{Depth,eqx}}{E_{Depth}}, \quad (5.13)$$

der die Erstarrungszone der Schweißnaht maximal standhalten kann, ohne dass sich Nahtmittensrisse bilden.

Nach den Gleichungen (5.7) bis (5.12) sind alle Einflussgrößen, die keine Materialeigenschaften sind, aber sich auf das Ergebnis von Gleichung (5.13) auswirken, Funktionen der tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} .

Es sei darauf hingewiesen, dass dieses Modell nur für Schweißnähte mit einer äquiauxialen dendritischen Kornstruktur gilt, d.h. für Schweißnähte die mit einer tiefenspezifischen Leistung von $P_{Depth} = v \cdot E_{Depth} > P_{Depth,eqx}$ geschweißt wurden, also oberhalb des legierungsspezifischen Schwellenwerts $P_{Depth,eqx}$ für die Bildung einer äquiauxialen dendritischen Kornstruktur nach Gleichung (4.13).

5.2 Validierung am Beispiel von AA6016

Bild 5.2 zeigt den örtlichen Verlauf des Festkörperanteils $f_s(x)$ (blaue Kurve) und der Temperatur $T(x)$ (orange Kurve) entlang der Nahtmittellinie ($y = 0 \text{ mm}$) am Beispiel

des Schweißens eines $s = 2,4$ mm dicken Bleches aus AA6016 mit einer Geschwindigkeit von $v = 6$ m/min und einer Laserleistung von $P = 4,3$ kW, d.h. nach Gleichung (4.25) mit einer tiefenspezifischen Streckenenergie von $E_{Depth} = 17,92$ J/mm². Der Erstarrungspfad $f_s(T)$ der AA6016-Legierung wurde nach Scheil [19] mit Thermocalc2016b unter der Annahme eines ternären Systems mit einem Siliziumgehalt von 1,07 Gew.-% und einem Magnesiumgehalt von 0,41 Gew.-% entsprechend [110] berechnet. Sein örtlicher Verlauf $f_s(T(x))$ wird durch die blaue Kurve mit der linken vertikalen Achse dargestellt. Die Temperatur wurde nach Gleichung (5.11) unter Verwendung der in Tabelle 4.1 aufgeführten Werkstoffeigenschaften berechnet und ist in Bild 5.2 über die rechte orange Ordinate aufgetragen.

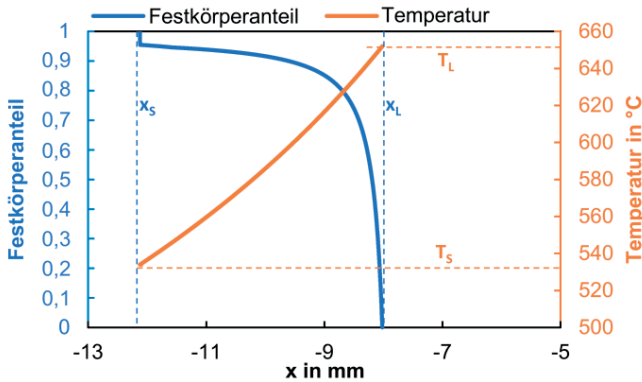


Bild 5.2: Örtlicher Verlauf des Festkörperanteils f_s und der Temperatur entlang der Nahtmittellinie ($y = 0$) in der Erstarrungszone beim Schweißen eines 2,4 mm dicken AA6016 Blechs mit einer Laserleistung von 4,3 kW und einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min.[101]

Die Liquidustemperatur $T_L = 652^\circ\text{C}$ und die Solidustemperatur $T_S = 534^\circ\text{C}$, wurden hier aus dem Erstarrungspfad $f_s(T)$ der AA6016-Legierung abgeleitet und sind durch die orange gestrichelten Linien in Bild 5.2 gekennzeichnet. Daraus wurden x_S und x_L mit den Gleichungen (5.8) und (5.9) berechnet. Ihre Position wird mit den blau gestrichelten Linien in Bild 5.2 hervorgehoben.

Für den Erstarrungsschrumpfungskoeffizient wurde nach [111] der Wert $\beta = 0,065$ und für die Viskosität der Schmelze wird nach [112] der Wert $\mu \approx konst. = 0,001$ Pas gewählt.

Für die zuverlässige Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur muss beim Schweißen von AA6016, entsprechend der Ergebnisse von Kapitel 4, die tiefspezifische Leistung von $P_{Depth} > P_{Depth,eqx} = 677 \frac{+65}{-50} \frac{W}{mm}$ überschritten werden.

Um die Unsicherheiten der Werte bei bestimmten Einflussgrößen zu berücksichtigen, wurde Gleichung (5.13) für einen großen Bereich von möglichen Werten der jeweiligen Größen gelöst, die in Tabelle 5.1 aufgeführt sind.

Variable	Gewählter konventioneller Wert	Wert für das kleinstmögliche Ergebnis	Wert für das größtmögliche Ergebnis	Quelle
η_{abs}	0,8	0,7	1	[91]
η_T	0,35	0,29	0,48	[73]
$f_{S,coh}$	0,95	0,85	0,99	[9,28]
$w_{eqx,norm}$	0,45	0,6	0,3	Kap.4&[89]
Δp_c in Pa	2000	0	4000	[23]
v in m/s	$10 \cdot \frac{P_{Depth,eqx}}{E_{Depth}}$	$100 \cdot \frac{P_{Depth,eqx}}{E_{Depth}}$	$1 \cdot \frac{P_{Depth,eqx}}{E_{Depth}}$	Kap.4

Tabelle 5.1: Maximal mögliche Wertebereiche der Variablen des Modells

Der Einkoppelgrad $\eta_{abs} = 0,8$ wurde wie in Kapitel 4 nach Gouffé [91] unter der Annahme einer zylindrisch geformten Dampfkapillare mit einem Aspektverhältnis von 10 in flüssigem Aluminium mit einem Absorptionsgrad von 12 % für eine Wellenlänge von $1,03 \mu m$ [92,93] berechnet. Der physikalisch größtmögliche Wert für den Absorptionsgrad ist $\eta_{abs} = 1$.

Der Wärmenutzungsgrad η_T ist eine Funktion der Péclet-Zahl $Pe_{Ryk} = \frac{w_{weld} \nu}{4 \cdot \kappa}$ [73]. Der höchstmögliche Wärmenutzungsgrad bei zweidimensionaler Wärmeleitung ist $\eta_T = 0,48$ [73]. Entsprechend der Ergebnisse aus Kapitel 4 (Seite 73), muss zur Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur die Péclet-Zahl den kritischen Wert $Pe_{Ryk,eqx} = 0,287 \frac{+0,036}{-0,046}$ überschreiten. Für diese minimal notwendige Péclet-Zahl $Pe_{Ryk,eqx} = 0,287$ ergibt sich nach Gleichung (4.19) ein minimaler Wärmenutzungsgrad von $\eta_T = 0,29$.

Die möglichen Werte für den Festkörperanteil bei Kohärenz $f_{s,coh}$ wurden entsprechend der Werte eingegrenzt, die in der Literatur verwendet werden [9,28].

Die möglichen Werte für den Anteil der äquiauxialen dendritischen Körner in der Schweißnaht $w_{eqx,norm} = \frac{w_{eqx}(E_{Depth})}{w_{weld}(E_{Depth})} = 0,45_{-0.15}^{+0.15}$ wurden, entsprechend den in Bild 4.8 gezeigten und den experimentellen Ergebnissen von [89], empirisch ausgewählt.

Die kritische Druckverlust $\Delta p_c = 2000$ Pa resultiert aus der Schätzung von Rappaz [23]. Um mögliche Abweichungen zu berücksichtigen, wurde in den folgenden Berechnungen ein Bereich von 0 Pa bis 4000 Pa gewählt.

Die minimale Schweißgeschwindigkeit zur Bildung einer äquiauxialen dendritischen Kornstruktur ergibt sich aus der Gültigkeitsbedingung für Gleichung (5.13) $v > \frac{P_{Depth,eqx}}{E_{Depth}}$. Für die maximale betrachtete Schweißgeschwindigkeit wurde eine 100-mal höhere Geschwindigkeit gewählt als die minimale Geschwindigkeit, die bei der jeweiligen tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} erforderlich ist zur Erfüllung der Gültigkeitsbedingung.

Die Ergebnisse der Gleichungen (3.3), (5.7) und (5.12) für die in Tabelle 5.1 aufgelisteten variablen Einflussgrößen sind in Bild 5.3 als Funktion der tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} dargestellt. Die Anzahl der Korngrenzen N_{GB} nach Gleichung (3.3) wird mit der blauen Kurve, die durchschnittliche Korngröße d_{eqx} nach Gleichung (5.7) wird mit der grünen Kurve und die Breite der äquiauxialen Zone w_{eqx} nach Gleichung (5.12) wird mit der orangefarbenen Kurve dargestellt. Die Streubänder zeigen die Abweichungen des Berechnungsergebnisses an, die aus den in Tabelle 5.1 aufgelisteten Wertebereichen resultieren.

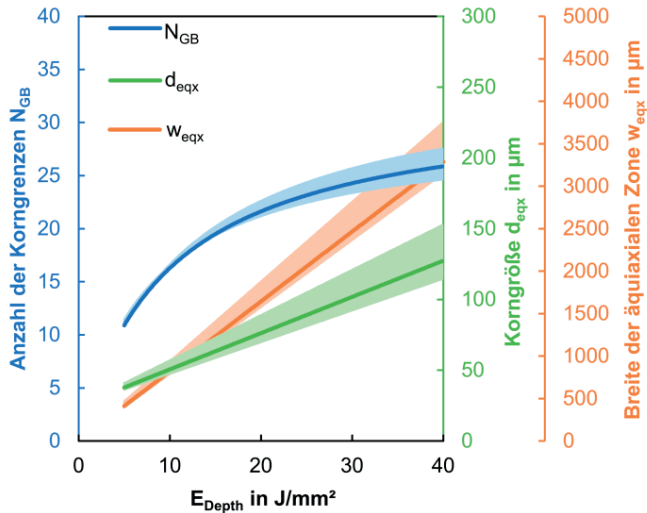


Bild 5.3: Anzahl der Korngrenzen, Korngröße und Breite der äquiaxialen Zone in Abhängigkeit von der tiefspezifischen Streckenenergie.[101]

Die Kurven in Bild 5.3 zeigen, dass, durch den dominanten Anstieg der Breite der äquiaxialen Zone w_{eqx} , die Anzahl der Korngrenzen N_{GB} ebenfalls mit steigender tiefspezifischer Streckenenergie ansteigt.

Die schwarze Kurve in Bild 5.4 stellt die kritische Dehnrates $\dot{\epsilon}_{crit}$ als Funktion der tiefspezifischen Streckenenergie E_{Depth} beim Laserstrahlschweißen einer AA6016-Legierung dar, berechnet nach Gleichung (5.13) mit den in Tabelle 4.1 aufgeführten Materialeigenschaften und den in Tabelle 5.1 aufgeführten konventionellen Werten. Das graue Streuband stellt den Bereich der möglichen kritischen Dehnrates $\dot{\epsilon}_{crit}$ dar, die sich aus den Lösungen von Gleichung (5.13) für die in Tabelle 5.1 aufgeführten niedrigsten und höchsten betrachteten Werte ergeben. Die berechneten Dehnrates werden mit den experimentellen Ergebnissen aus Kapitel 3 verglichen, die in Bild 3.6 abgebildet und in Anhang A.1 tabellarisch aufgelistet sind. Die horizontalen Fehlerbalken stellen die mögliche Unsicherheit der absorbierten tiefspezifischen Streckenenergie $\eta_{abs} \cdot E_{Depth}$ dar, die sich aus der Unsicherheit des Einkoppelgrades $\eta_{abs} = 0,8_{-0,1}^{+0,2}$ ergibt, wie in Tabelle 5.1 angegeben.

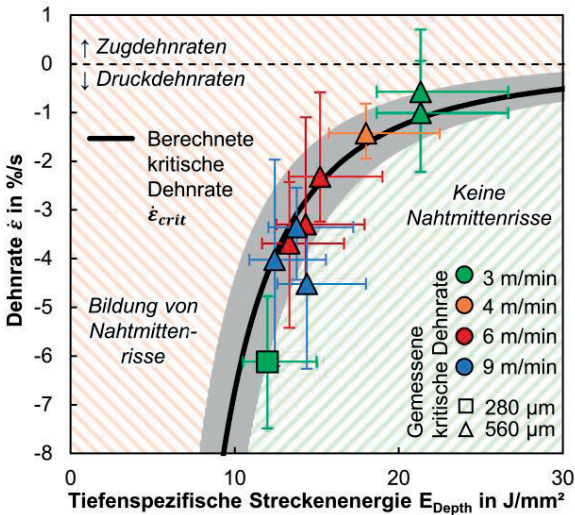


Bild 5.4: Berechnete und gemessene kritische Dehnrate als Funktion der tiefenspezifische Streckenenergie. [101] (Die Parameter und Ergebnisse der Experimente sind im Detail in Anhang A.1 tabellarisch aufgelistet)

Wie in Kapitel 2 definiert, stehen positive Werte von $\dot{\epsilon}$ für eine zugartige Dehnrate und negative Werte für eine druckartige Dehnrate. Sowohl die berechnete Kurve als auch die experimentellen Ergebnisse belegen, dass die Erstarrungszone der Schweißnaht komprimiert werden muss, um die Erstarrungsschrumpfung beim Schweißen von AA6016-Legierungen auszugleichen. Ist diese Kompression nicht ausreichend, d.h. die Druckdehnrate ist zu niedrig (kleine negative Werte von $\dot{\epsilon}$), bildet sich ein Nahtmittenriss. Der Bereich der Nahtmittenrissentstehung, d.h. der Bereich oberhalb der berechneten Kurve der kritischen Dehnrate, ist rot schraffiert. Der Parameterbereich, der nicht zur Bildung eines Nahtmittenrisses in der Laserstrahlschweißnaht führt, liegt unterhalb der berechneten Kurve der kritischen Dehnrate (große negative Werte von $\dot{\epsilon}$) und ist grün schraffiert.

Bild 5.4 zeigt, dass die experimentellen Ergebnisse gut mit den berechneten Ergebnissen des vorgestellten Modells übereinstimmen. Trotz des großen Wertebereiches der Einflussgrößen und der variablen Schweißgeschwindigkeit v (siehe Tabelle 5.1)

ist das Streuband verhältnismäßig schmal. Das bedeutet, dass wenn das Gültigkeitskriterium $v > \frac{P_{Depth,eqx}}{E_{Depth}}$ von Gleichung (5.13) erfüllt ist, hat v alleinstehend betrachtet einen vernachlässigbaren Einfluss auf die kritische Dehnrate. Die Prozessparameter Schweißgeschwindigkeit, Laserleistung und Blechdicke/Schweißnahttiefe üben in Kombination als tiefenspezifische Streckenenergie E_{Depth} den wesentlichen Einfluss auf die kritische Dehnrate aus. Der Heißrisswiderstand einer Schweißnaht in einer gegebenen Legierung wird also wesentlich durch die tiefenspezifische Streckenenergie E_{Depth} beeinflusst. Gemäß Gleichung (5.13) sind die kritischen Dehnraten für alle Schweißparameter bei den Werkstoffeigenschaften von AA6016 (Tabelle 4.1) zwar druckartig, der Heißrisswiderstand kann aber dennoch durch eine Erhöhung der tiefenspezifische Streckenenergie E_{Depth} allein durch die Prozessparameter erhöht werden.

5.3 Fazit

Die in Kapitel 4 hergeleiteten Gleichungen zur Vorhersage der Kornstruktur von Laserstrahlschweißnähten wurden mit dem RDG-Kriterium von Rappaz [23] kombiniert, das die Heißrissbildung beschreibt. Diese Kombination ermöglicht die analytische Beschreibung des Einflusses der Schweißparameter auf die kritischen Dehnraten für die Bildung von Nahtmittentrissen, bei guter Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen aus Kapitel 3.

Die analytischen Gleichungen identifizieren die tiefenspezifische Streckenenergie $E_{Depth} = \frac{P}{v \cdot s}$ als Schlüsselparameter für die Erhöhung der kritischen Dehnrate und somit des Heißrisswiderstandes von Laserstrahlschweißnähten.

Es ist zu beachten, dass entsprechend Bild 1.10 die Schweißparameter auch die thermomechanische Belastung der Naht beeinflussen, die sich aus der Einspannsituation des Bauteils oder aus der Schweißkonfiguration selbst ergibt [12,68]. Eine Erhöhung der tiefenspezifische Streckenenergie E_{Depth} kann deshalb gegebenenfalls zur Erhöhung der auf die Naht wirkenden Dehnraten führen und somit die Bildung von Heißrissen fördern. Dies wird im Modell nicht berücksichtigt.

Bei den Messungen in Kapitel 2, betrug die Tiefenspezifische Streckenenergie des Schweißprozesses $E_{Depth} = \frac{P}{v \cdot s} = 21,3 \text{ J/mm}^2$. Nach Gleichung (5.13) beträgt die kritische Dehnrates einer solchen Schweißnaht $\dot{\epsilon}_{crit} = -1,11_{-0,34}^{+0,42} \text{ \% / s}$. Die gemessenen Dehnrates beim Schweißen in unterschiedlichen Randabständen aus Bild 2.9 (Dreiecke) werden in Bild 5.5 mit der berechneten kritischen Dehnrates $\dot{\epsilon}_{crit} = -1,11_{-0,34}^{+0,42}$ (durchgezogene horizontale Linie) verglichen. Das graue Streuband um $\dot{\epsilon}_{crit}$ stellt die mögliche Abweichung aufgrund der in Tabelle 5.1 aufgeführten Unsicherheiten der Einflussgrößen dar. Der rot schraffierte Bereich kennzeichnet die Dehnrates, die größer als $\dot{\epsilon}_{crit}$ sind und der grün schraffierte Bereich Dehnrates, die kleiner als $\dot{\epsilon}_{crit}$ sind. Der Wechsel von druckartigen zu zugartigen Dehnrates $\dot{\epsilon}_{crit} = 0$ wird durch die horizontale gestrichelte Linie gekennzeichnet.

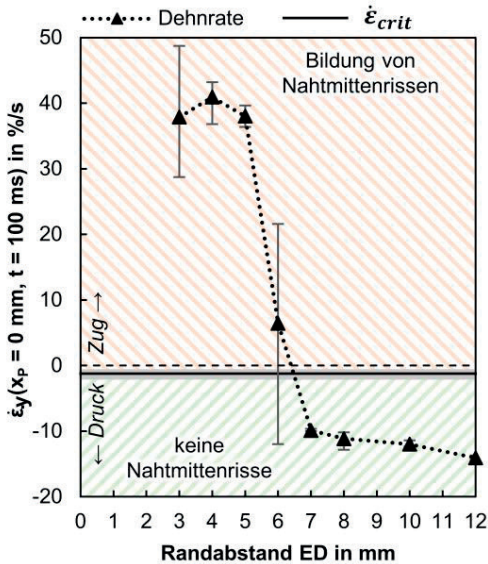


Bild 5.5: Vergleich der Belastung der Schweißnaht mit ihrem theoretischen Heißbrisswiderstand mittels der gemessenen Dehnrates aus Bild 2.9 und der nach Gleichung (5.13) berechneten kritischen Dehnrates.

Es zeigt sich, dass die kritische Dehnrates $\dot{\epsilon}_{crit} = -1,11_{-0,34}^{+0,42}$ nur bei Randabständen ED > 6 mm nicht überschritten wird. In diesen Randabständen konnten keine Nahtmittenrisse festgestellt werden. Im Bereich der Randabstände ED < 6 mm wurde die

kritische Dehnrate signifikant überschritten und es bildeten sich deutliche Nahtmit-
tenrisse. Die Bildung von Nahtmitrissen beim Schweißen in Randnähe kann so-
mit anhand des vorgestellten Modells erklärt werden. Der steile Abfall der gemessenen
Dehnrate zwischen $ED = 4$ mm und $ED = 7$ mm, zeigt aber auch die Dominanz
des Einflusses des Randabstandes auf die Heißrissbildung gegenüber dem Einfluss
der Schweißparameter auf den Heißrisswiderstand (vgl. Bild 5.4).

Zur weiteren Optimierung des Heißrisswiderstandes von Laserstrahlschweißnähten
bis hin zu positiven kritischen Dehnraten müssen die Materialeigenschaften des
Schweißgutes verändert werden, z.B. durch das Auflegieren mittels Zusatzdraht [42]
oder durch den Einsatz von Legierungen, die speziell für das Laserstrahl-Remote-
schweißen [10,66] ausgelegt sind (vgl. schraffierte Dreiecke in Bild 3.6).

6 Prozessoptimierung auf der Grundlage der Modellierung

Die vorgestellten Modelle zeigen, dass allein durch die Optimierung der Schweißparameter der Heißrisswiderstand von Schweißnähten über ihre Kornstruktur erhöht werden kann. In diesem Kapitel werden Prozessstrategien, mit dem Ziel die Kornstruktur von Schweißnähten gezielt zu beeinflussen und die Bildung von Nahtmittrissen zu vermeiden, anhand dieser Modelle abgeleitet und experimentell geprüft.

6.1 Statische Beeinflussung der Kornstruktur⁷

Die Ergebnisse aus Kapitel 3 zeigen, dass für einen möglichst hohen Heißrisswiderstand, möglichst viele Korngrenzen erzeugt werden müssen, auf die sich die thermomechanische Belastung beim Erstarren verteilen kann. Nach Gleichung (3.3) resultiert eine Erhöhung der Anzahl der Korngrenzen entweder aus der Erhöhung der Breite w_{eqx} der äquiauxialen Zone, oder aus der Verkleinerung der mittleren Korngröße d_{eqx} dieser äquiauxialen dendritischen Körner.

6.1.1 Optimierung hinsichtlich der Art der Kornstruktur

Bedingung für mehr als eine Nahtmittenkorngrenze ist die Entstehung einer äquiauxialen dendritischen Kornstruktur im Nahtmittbereich. Wie in Abschnitt 4.2.1 beschrieben, muss die tiefenspezifische Leistung P_{Depth} deutlich über dem Schwellenwert $P_{Depth,eqx}$ nach Gleichung (4.13) liegen, damit sich zuverlässig äquiauxiale

⁷ Die Ausführungen in diesem Kapitel basieren auf dem vierten Kapitel der vom Autor verfassten Veröffentlichung [78].

dendritische Körner bilden. Beim Schweißen von AA6016 ist die Schwellbedingung $P_{Depth} > P_{Depth,eqx} = 677_{-50}^{+65}$ W/mm, wie auch in Bild 4.8 dargestellt. Wie bereits oben erwähnt, ist aber zu beachten, sich die Schweißnahttiefe mit der Laserleistung mehr oder weniger linear ändert [99,100]. Das hat zur Folge, dass die tiefenspezifische Leistung eines Schweißprozesses nicht durch einfaches Ändern der Laserleistung unabhängig von der Schweißnahttiefe eingestellt werden kann. Für die Erhöhung der tiefenspezifischen Leistung P_{Depth} bei gegebener Schweißnahttiefe muss zusätzlich zur Leistungserhöhung

- die Schweißgeschwindigkeit erhöht werden [99] und/oder
- der Strahldurchmesser vergrößert werden [99] und/oder
- der Schweißprozess durch örtliche Strahlmodulation, z.B. Strahloszillation, beeinflusst werden [113].

Mit jeder dieser drei Möglichkeiten geht aber auch eine signifikante Verbreiterung der Schweißnaht einher. Dieser Zusammenhang kann anhand des in Abschnitt 4.2.1 hergeleiteten Schwellenwerts in Form der kritischen Péclet-Zahl $Pe_{Ryk,eqx}$ dargestellt werden. Durch Umformen von Gleichung (4.18) ergibt sich bei konstantem Schwellenwert $Pe_{Ryk,eqx}$ die hyperbolische Beziehung

$$w_{weld} \cdot v = Pe_{Ryk,eqx} \cdot 4 \cdot \kappa, \quad (6.1)$$

zwischen Nahtbreite w_{weld} und Schweißgeschwindigkeit v . Diese Hyperbel ist in Bild 6.1 für den Schwellenwert $Pe_{Ryk,eqx} = 0,287_{-0,046}^{+0,036}$ beim Schweißen von AA6016 mit der schwarzen Kurve dargestellt. Das graue Streuband stellt den Wertebereich dar, der sich aus der Unsicherheit des Verhältnisses $G/R_{eqx} \cong 3_{-0,5}^{+0,5}$ Ks/mm² ergibt, wie mit Bild 4.1 beschrieben. Die grün schraffierte Fläche markiert das Prozessfenster, in dem sich eine äquiaxiale dendritische Kornstruktur bildet. Der rot schraffierte Bereich umfasst alle Prozesse, die nicht zur Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur führen. Die experimentellen Ergebnisse werden erneut durch verschiedene Symbole dargestellt, deren Form den Durchmesser des Laserstrahls auf der Probenoberfläche wiedergibt.

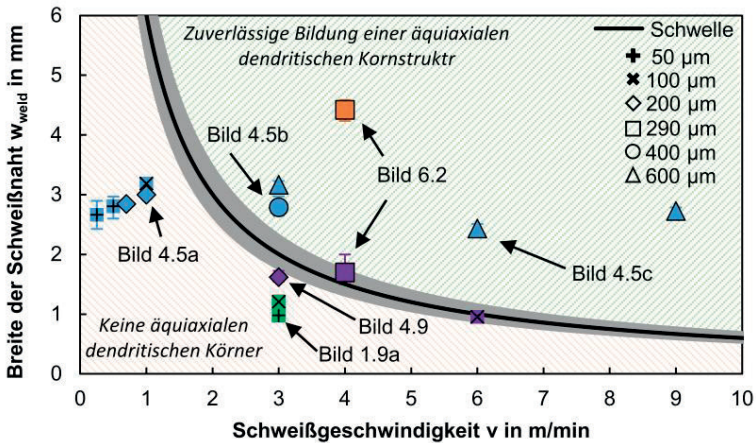


Bild 6.1: Hyperbel der Schwellbedingung für die Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur beim Schweißen von AA6016 als Abgrenzung der Prozessfenster für die Bildung unterschiedlicher Gefügearten.[78] (Detaillierte Auflistung der Parameter und Ergebnisse der Experimente in Anhang A.2)

Die blauen Symbole zeigen das Ergebnis von geradlinigen Schweißnähten mit einer vergleichbaren Breite von $w_{\text{weld}} \approx 3_{-0,3}^{+0,2}$ mm, die bei unterschiedlichen Geschwindigkeiten geschweißt wurden. Die Laserleistung und der Strahldurchmesser wurden an die Geschwindigkeit angepasst, um entsprechend Gleichung (4.17) Schweißnähte mit vergleichbaren Breiten zu erhalten. Mit zunehmender Geschwindigkeit überschreitet der jeweilige Schweißprozess die, durch die berechnete schwarze Kurve vorgegebene, Schwellenbedingung und erreicht das Prozessfenster für die zuverlässige Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur. Der Vergleich von Bild 4.5c mit Bild 4.5a und b zeigt, dass die Berechnungen im Einklang mit den experimentellen Ergebnissen stehen. Das Erhöhen der tiefenspezifischen Leistung mittels der Schweißgeschwindigkeit ist eine umsetzungsfähige Optimierungsmethode um die Bildung einer äquiaxialen Kornstruktur sicherzustellen.

Die bereits mit Bild 4.9 diskutierte instationär erstarrte Schweißnaht wird durch die violette Raute in Bild 6.1 dargestellt und befindet sich in unmittelbarer Nähe der Schwellenbedingung. Mit einer Erhöhung des Strahldurchmessers von 200 µm (violette Raute) auf 400 µm (blauer Kreis) oder 600 µm (blaues Dreieck) und der entsprechenden Anpassung der Laserleistung zur Vergrößerung der Schweißnahtbreite

von $w_{weld} \approx 2$ mm auf $w_{weld} \approx 3$ mm, verschiebt sich der jeweilige Schweißprozess weiter von der Schwellenkurve weg und tritt bei gleichbleibender Schweißgeschwindigkeit $v = 3$ m/min in das Prozessfenster zur Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur ein. Beim Schweißen mit Strahldurchmessern von $50 \mu\text{m}$ oder $100 \mu\text{m}$ und entsprechender Leistungsanpassung verringert sich bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 3$ m/min die Nahtbreite (grüne Symbole) und es bilden sich ausschließlich gerichtete dendritische Körner (vgl. Bild 1.9a). Der Vergleich der Bilder Bild 1.9a, Bild 4.9, und Bild 4.5b beweist die Veränderung der Kornstruktur von ausschließlich gerichteten hin zu äquiaxialen Dendriten bei gleichbleibender Schweißgeschwindigkeit. Die gleiche Stabilisierung der Erstarrung wurde bei einer Änderung des Strahldurchmessers von $100 \mu\text{m}$ auf $600 \mu\text{m}$ beim Schweißen mit einer Geschwindigkeit von 6 m/min beobachtet. Die Erhöhung der tiefenspezifischen Leistung durch Vergrößerung der Breite der Schweißnaht mittels eines größeren Strahldurchmessers kann somit ebenfalls als Optimierungsmöglichkeit zur Erzeugung äquiaxialer dendritischer Kornstrukturen betrachtet werden.

Der Flachscliff der unregelmäßig erstarrten Schweißnaht aus [97] ist in Bild 6.2a abgebildet. Das violette Quadrat bildet den Prozess dieser Schweißung in Bild 6.1 ab und befindet sich ebenfalls in der Nähe der Schwellenkurve. Ausgehend von diesem Punkt mit $w_{weld} \approx 1,8$ mm wurde in [97] die Breite der Schweißnaht zu $w_{weld} \approx 4$ mm durch örtliche Strahloszillation vergrößert, was durch das orangefarbene Quadrat in Bild 6.1 dargestellt wird. Entsprechend Bild 6.1 führt dies zu einer Verlagerung des Prozesses weiter weg von der Schwellenkurve. Der Flachscliff in Bild 6.2b beweist die daraus resultierende zuverlässige Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur bei gleichem Vorschub von $v = 4$ m/min. Hier wurde die tiefenspezifische Leistung durch Vergrößerung der Schweißnahtbreite mittels örtlicher Strahloszillation erhöht.

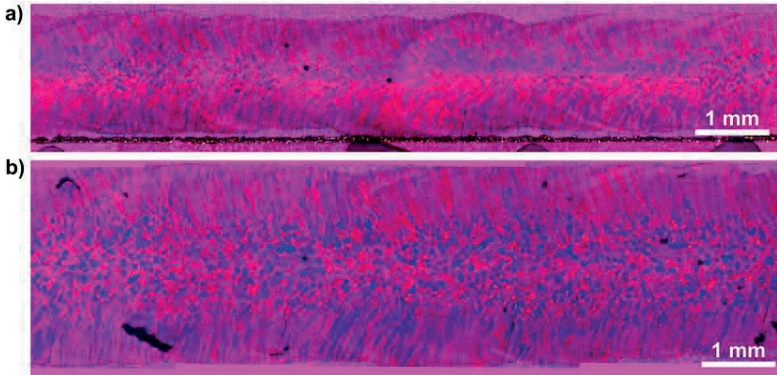


Bild 6.2: Flachschliffe von Schweißnähten in AA6016 die mit einem Strahldurchmesser von $290\mu\text{m}$ und einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 4\text{ m/min}$ bei einer Leistung von $1,8\text{ kW}$ ohne Strahloszillation (a) geschweißt wurden und die bei einer Leistung von 3 kW mit einer transversalen sinusförmigen Strahloszillation mit einer Frequenz von 100 Hz und einer Amplitude von $0,75\text{ mm}$ (b) geschweißt wurden.[97]

Sowohl in [97] als auch in [114] wurde der Einfluss des Oszillationsmusters auf die Bildung einer äquiaxialen Kornstruktur nachgewiesen. In Bild 6.3 sind die bereits in Kapitel 4.2 betrachteten Ergebnisse aus [97] beim Schweißen von AA6016 mit Strahloszillation (orangefarbene Quadrate in Bild 4.7, Bild 4.8, Bild 4.10 und Bild 4.11) dargestellt. Entsprechend der Definitionen in Bild 4.4 wird die Breite der Schweißnaht w_{weld} (blau), die Breite der Zone mit äquiaxialen dendritischen Körnern w_{eqx} (orange) und die Breite der Zone mit gerichteten dendritischen Körnern (grün), die sich aus der Differenz $w_{\text{weld}} - w_{\text{eqx}}$ ergibt, als Funktion der Amplitude der örtlichen Strahloszillation dargestellt. Die gepunkteten Linien stellen die Regressionsgeraden der drei analysierten Größen dar. Es wurden sowohl sinusförmige (Dreieckssymbole) als auch kreisförmige (Kreissymbole) Oszillationsmuster mit konventionellem geradlinigem Schweißen (Balkensymbol bei einer Amplitude von 0 mm) verglichen.

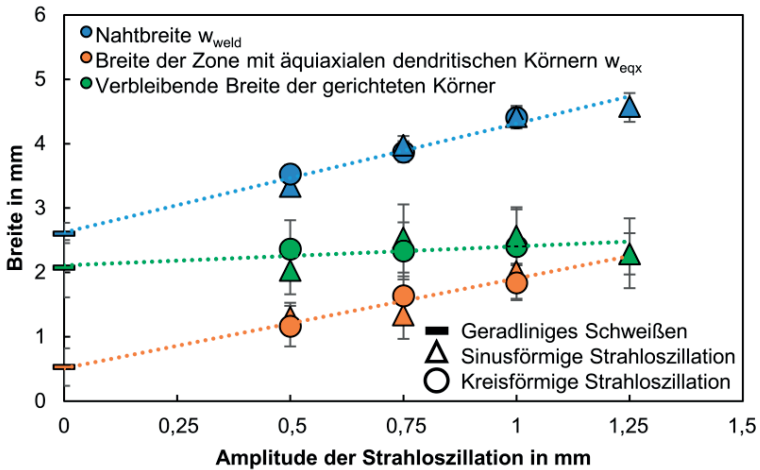


Bild 6.3: Einfluss des Musters und der Amplitude der Strahloszillation auf die Nahtbreite, auf die Breite der Zone mit äquiaxialen dendritischen Körnern und auf die verbleibende Breite der gerichteten Körner. Die Schweißgeschwindigkeit betrug bei allen Schweißnähten 4 m/min, der Strahldurchmesser 290 μm und die Frequenz der Oszillation 100 Hz (aus der vom Autor verfassten Veröffentlichung [97]). (Detaillierte Auflistung der Parameter und Ergebnisse in Anhang A.2)

Der Einfluss des geometrischen Musters der beiden betrachteten Strahloszillationen erweist sich als vernachlässigbar. Sinusförmige und kreisförmige Strahloszillationsmuster mit gleicher Amplitude führen zu vergleichbaren Ergebnissen, obwohl unterschiedliche Laserleistungen angewendet wurden (vgl. Anhang A.2). Den wesentlichen Einfluss übt die Amplitude des Oszillationsmusters aus. Wie erwartet, nimmt die Nahtbreite w_{weld} mit zunehmender Amplitude der Oszillation zu. Neben der Nahtbreite nimmt aber auch die Breite der Zone mit äquiaxialen dendritischen Körnern im gleichen Maße zu, während die Breite der Zone mit gerichteten Dendriten vergleichsweise unbeeinflusst bleibt. Das zeigt, dass es mit der Amplitude der Strahloszillation möglich ist, die Breite w_{eqx} direkt zu beeinflussen. Nach Gleichung (3.3) hat das eine proportionale Vergrößerung der Anzahl der Korngrenzen N_{GB} zu Folge und führt somit nach den Ergebnissen aus Bild 3.6 zu einer Erhöhung der kritischen Dehnrate $\dot{\epsilon}_{crit}$ für die Bildung von Heißrissen, also zu einer Erhöhung des Heißrisswiderstandes der Schweißnaht. Die Erhöhung der tiefenspezifischen Leistung P_{Depth} durch die Strahloszillation ist in diesem Fall gleichbedeutend mit einer Erhöhung der

tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} . Das hat nach dem in Kapitel 5 vorgestellten Modell für das geradlinige Schweißen ebenfalls eine Erhöhung des Heißrisswiderstandes der Schweißnaht zur Folge.

Zur Prüfung der Hypothese, dass eine Erhöhung von E_{Depth} mittels Strahloszillation den Heißrisswiderstand erhöht, wurde das Laserstrahlschweißen mit Strahloszillation mit dem in Kapitel 3 vorgestellten Experiment untersucht. Die Ergebnisse dieser Versuche sind in Bild 6.4 als Funktion der tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} dargestellt. Die Anzahl der Korngrenzen N_{GB} wird mit den blauen Datenpunkten über die linke blaue Ordinate und die kritische Dehnrate $\dot{\epsilon}_{crit}$ wird mit den orangefarbenen Datenpunkten über die rechte orange Ordinate dargestellt. Untersucht wurden Durchschweißungen in zwei 1,2 mm dicken AA6016 Blechen die mit einem Strahldurchmesser von 280 μm und einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 4$ m/min bei einer sinusförmigen Strahloszillation mit einer Frequenz von 100 Hz und einer Amplitude von 0,5 mm (Dreiecke), 0,75 mm (Kreise) und 0,9 mm (Quadrate) geschweißt wurden. Die Laserleistung wurde mit der Oszillationsamplitude erhöht, um ein vollständiges Durchschweißen der Bleche sicherzustellen. Die Datenpunkte der kritischen Dehnraten stellen den Mittelwert aus 15 ermittelten Werten dar, wobei in fünf unterschiedlichen Schweißnähten drei Messungen durchgeführt wurden. Die Länge der Fehlerbalken beschreibt den Bereich zwischen den minimalen und maximalen ermittelten Werten.

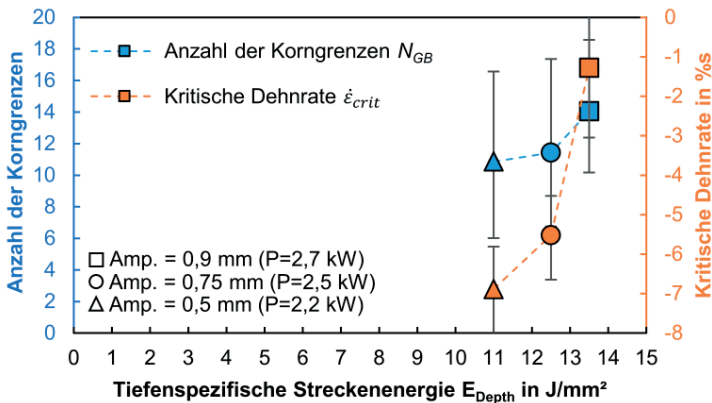


Bild 6.4: Anzahl der Korngrenzen (blau) und kritische Dehnraten (orange) beim Laserstrahlschweißen mit örtlicher Strahloszillation bei einer effektiven Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min mit einem Strahldurchmesser von 280 μm .

Bild 6.4 zeigt, dass sowohl die Anzahl der Korngrenzen (blau) als auch die kritischen Dehnrate (orange) mit der tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} ansteigt. Hierbei muss berücksichtigt werden, dass in Bild 6.4 die Erhöhung der tiefenspezifischen Streckenenergie mit der Erhöhung der Oszillationsamplitude verknüpft ist. Die örtliche Strahloszillation ist somit eine Prozessstrategie, mit der sowohl Kornstruktur als auch Heißrisswiderstand einer Schweißnaht eingestellt werden können.

6.1.2 Optimierung hinsichtlich der Feinheit der Kornstruktur

Wie in Abschnitt 4.2.2 beschrieben, erfordert die Verringerung der Korngröße eine Verringerung der tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} . Um gleichzeitig die zuverlässige Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur zu erreichen, darf die tiefenspezifische Leistung P_{Depth} jedoch nicht unter den mit Gleichung (4.13) berechneten Schwellenwert $P_{Depth,eqx}$ reduziert werden. Gemäß Gleichung (4.25) ist die Schweißgeschwindigkeit v der einzige verbleibende Parameter, um die tiefenspezifische Streckenenergie E_{Depth} zu reduzieren und eine Verfeinerung der äquiaxialen dendritischen Kornstruktur zu erhalten.

Die derzeit beobachtete Leistungssteigerung der kontinuierlich weiterentwickelten Laserstrahlquellen [115] bietet die Lösung für diese gegensätzlichen Ziele. Laserleistungen von mehr als 10 kW ermöglichen das Schweißen mittlerer Schweißnahtiefen ($s \approx 2,5$ mm) mit Strahldurchmessern von mehr als 600 μm und Schweißgeschwindigkeiten über 30 m/min [8]. Das führt zu vergleichsweise hohen Werten der tiefenspezifischen Leistung bei niedrigen tiefenspezifischen Streckenenergien [8].

Der Querschnitt einer in AA6016 geschweißten Naht mit einer Schweißgeschwindigkeit von 3 m/min, einem Strahldurchmesser von 560 μm und einer Laserleistung von 3,2 kW wird in Bild 6.5 mit dem Querschnitt einer in AA6016 geschweißten Schweißnaht mit einer Schweißgeschwindigkeit von 30 m/min, einem Strahldurchmesser von 630 μm und einer Laserleistung von 16 kW verglichen. Die Schweißnaht rechts in Bild 6.5 weist an ihrer Mittellinie sehr kleine äquiaxiale dendritische Körner mit einem mittleren Durchmesser von etwa 50_{-3}^{+15} μm auf, was mehr als 35% kleiner ist als die durchschnittliche Korngröße von herkömmlichen Laserstrahlschweißnähten, deren Größe in Bild 4.11 gezeigt wird.

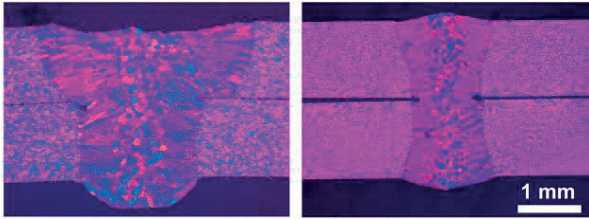


Bild 6.5: Querschnitte von Schweißnähten in AA6016, die mit einer Geschwindigkeit von 3 m/min, einem Strahldurchmesser von 560 μm und einer Laserleistung von 3,2 kW (links) und einer Geschwindigkeit von 30 m/min, einem Strahldurchmesser von 630 μm und einer Laserleistung von 16 kW (rechts) geschweißt wurden.

Nach [28,37,38] führt eine solche Kornfeinung zu einem erhöhtem Heißrisswiderstand. Allerdings muss entsprechend der Ergebnisse in Kapitel 5 auch eine möglichst breite Zone mit äquiauxialen dendritischen Körnern vorliegen um eine möglichst hohe Anzahl an Korngrenzen zu erhalten und somit einen möglichst hohen Widerstand gegen die Bildung von Nahtmitrissen. Das ist bei niedrigen Streckenenergien nach Gleichung (5.12) aber nicht der Fall. Die niedrige tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} bei hohen Schweißgeschwindigkeiten führt entsprechend Bild 5.4 zu einer Reduzierung des Heißrisswiderstandes trotz maximaler Kornfeinung in der Nahtmitte. In [8,116] wurde allerdings nachgewiesen, dass solche hohen Schweißgeschwindigkeiten bei kleiner tiefenspezifischen Streckenenergie E_{Depth} zu einer wesentlichen Reduzierung der thermomechanischen Belastung der Naht führen. Entsprechend Bild 1.10 hat das eine signifikante Reduzierung des Risikos der Nahtmittrissbildung zur Folge. Die kritischen Randabstandsbereiche für eine Nahtmittrissbildung beim Laserstrahlschweißen von AA6016 Blechen mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten sind durch die roten Balken in Bild 6.6 dargestellt.

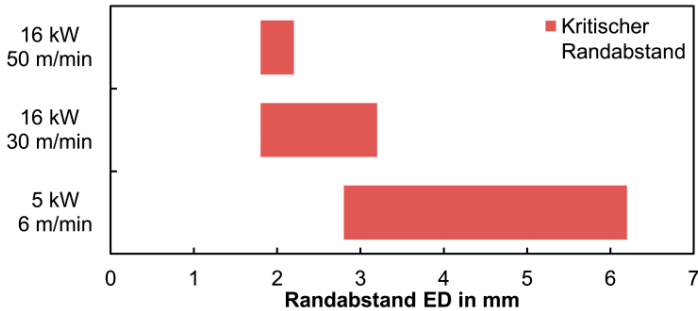


Bild 6.6: Kritische Randabstände, die zur Bildung von Nahtmittentrissen führen beim Schweißen mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten (aus der vom Autor verfassten Veröffentlichung [8])

Bild 6.6 zeigt, dass beim Schweißen mit einer Geschwindigkeit von $v = 30$ m/min ein deutlich schmalere kritischer Randbereich vorliegt als beim Schweißen mit der konventionellen Geschwindigkeit $v = 6$ m/min. Wie bereits mit Bild 6.5 gezeigt, führen die 16 kW Leistung hierbei zu einer Durchschweißung mit einer P_{Depth} welche für die Bildung einer äquiaxialen Kornstruktur ausreichend ist. Durch die Erhöhung der Geschwindigkeit auf $v = 50$ m/min sind die 16 kW Laserleistung immer noch für die Bildung einer äquiaxialen Kornstruktur ausreichend aber nicht mehr für das vollständige Durchschweißen der beiden Blechproben. Das führt zu einer weiteren Reduzierung der thermomechanischen Belastung der Naht und dadurch zu einer weiteren Reduzierung des kritischen Randbereiches.

Das steigende Leistungsangebot der verfügbaren Strahlquellen ermöglicht die Reduzierung der eingebrachten Energie durch die Umsetzung sehr hoher Schweißgeschwindigkeiten. Diese Prozessstrategie führt zu einer ausgeprägten Kornfeinung in der Nahtmitte und reduziert das Risiko der Nahtmittentrissbildung durch eine Reduzierung der thermomechanischen Belastung.

6.2 Dynamische Beeinflussung der Kornstruktur⁸

Statische Prozessparameter führen im quasi-stationären Zustand zur Bildung einer gleichbleibenden Kornstruktur innerhalb der gesamte Schweißnahtstrecke. Wie in Kapitel 1 beschrieben, liegen hierdurch kontinuierliche Nahtmittenkorn Grenzen vor, an denen sich Nahtmittentrissen fortpflanzen können (vgl. Bild 1.7). Die gleichbleibende Kornstruktur ist also eine Ursache für die Ausbreitung kontinuierlicher Nahtmittentrissen in Randnähe. Zur Vermeidung der Propagation von Nahtmittentrissen wird deshalb im Folgenden die Kornstruktur in der Nahtmitte periodisch verändert. Hierzu wird die tiefenspezifische Leistung P_{Depth} (blaue Kurve) während des Schweißprozesses entsprechend Bild 6.7 so moduliert, dass sie den nach Gleichung (4.13) berechneten Schwellenwert $P_{Depth,eqx}$ (horizontale grüne Linie) für die Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur periodisch erreicht. Das hellgrüne Streuband stellt den Wertebereich dar, der sich aus der Unsicherheit bei der Wahl des kritischen Verhältnisses $G/R_{eqx} \cong 3_{-0,5}^{+0,5} Ks/mm^2$ ergibt. Die Ortskoordinate x_A hat ihren Ursprung am Nahtanfang.

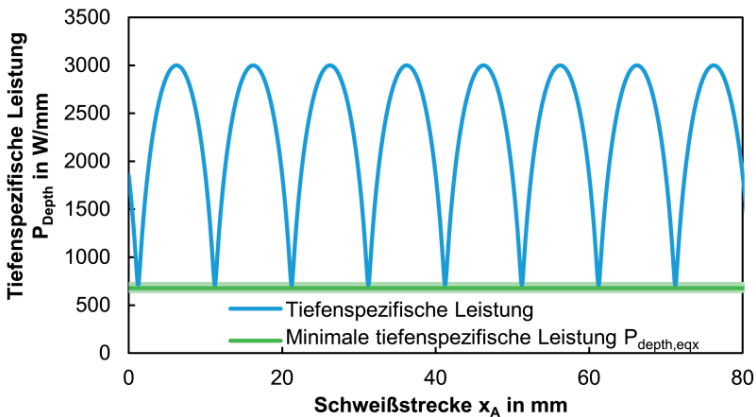


Bild 6.7: Lokale Modulation der der tiefenspezifischen Leistung P_{Depth} .

⁸ Die Ausführungen in diesem Kapitel basieren auf der vom Autor verfassten Veröffentlichung [117].

Um die in Bild 6.7 dargestellte Modulation der tiefspezifischen Leistung umzusetzen wurde die Schweißgeschwindigkeit v entlang der Schweißnaht sinusförmig moduliert. Die Laserleistung P wurde mit einer sinusförmigen Modulation mit gleicher Periode und Phase an die Schweißgeschwindigkeit angepasst, sodass entlang der gesamten Schweißstrecke eine vollständige Durchschweißung von zwei AA6016 Blechen mit einer Dicke von jeweils 1,2 mm gewährleistet ist.

Darüber hinaus ist es vorteilhaft, den Strahldurchmesser auf der Oberfläche der Probe mit der gleichen Periode und Phase anzupassen, so dass bei der maximalen Leistung und Geschwindigkeit ein maximaler Strahldurchmesser vorhanden ist. Ein großer Strahldurchmesser führt zu einem größeren Durchmesser der Dampfkapillare während der Phasen hoher Geschwindigkeit. Das stabilisiert die Kapillare und reduziert die Bildung von Spritzern und Poren bei hohen Schweißgeschwindigkeiten [2]. Ein kleiner Strahldurchmesser führt zu einer erhöhten Intensität. Hierdurch wird weniger Laserleistung benötigt, um in den Phasen niedriger Geschwindigkeit eine vollständige Durchschweißung zu gewährleisten. Das ermöglicht eine weitere Reduzierung der tiefspezifischen Leistung während der Phasen mit geringer Schweißgeschwindigkeit.

Die Modulation der einzelnen Schweißparameter ist in Bild 6.8 als Funktion der Schweißstrecke x_A dargestellt. Die Laserleistung (orange Kurve), die Schweißgeschwindigkeit (blaue Kurve) und der Strahldurchmesser (schwarze Kurve) werden im Bereich $25 \text{ mm} < x_A < 60 \text{ mm}$ dargestellt. Die Laserleistung wurde zwischen 1,7 kW und 7,2 kW, die Schweißgeschwindigkeit zwischen 1 m/min und 9 m/min und der Strahldurchmesser zwischen $324 \mu\text{m}$ und $602 \mu\text{m}$ durch Defokussieren moduliert. Daraus resultiert eine effektive Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min und eine durchschnittliche Laserleistung von 4,45 kW.

Da die Periode der Modulation 10 mm beträgt ändern sich bei einer 80 mm langen Schweißnaht die Erstarrungsbedingungen achtmal. Der Strahldurchmesser auf der Oberfläche der Probe wurde durch eine sinusförmige Modulation der Fokusposition des Strahls über der Werkstückoberfläche moduliert. Der kleinste Durchmesser der Modulation war der Fokusdurchmesser des Strahls mit $324 \mu\text{m}$. Der größte Strahldurchmesser von $602 \mu\text{m}$ wurde durch ein Verschieben der Fokusposition auf 8,5 mm über der Oberfläche der Probe erzeugt.

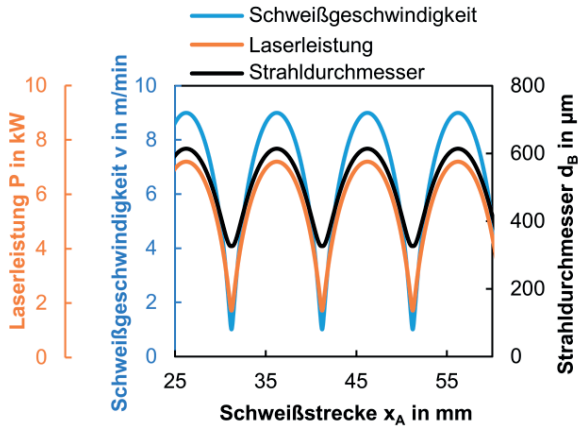


Bild 6.8: Sinusförmige Modulation der einzelnen Prozessparameter über die Schweißstrecke hinweg zur lokalen Modulation der tiefspezifischen Leistung P_{Depth} . [117]

Bild 6.9 zeigt die Flachschnitte der Schweißstrecke zwischen $x_A = 25$ mm und $x_A = 60$ mm der resultierenden Nähte in den Randabständen $ED = 4$ mm (a), $ED = 5$ mm (b) und $ED = 6$ mm (c). Bei allen Schweißnähten war die Vorschubrichtung des Laserstrahls von links nach rechts.

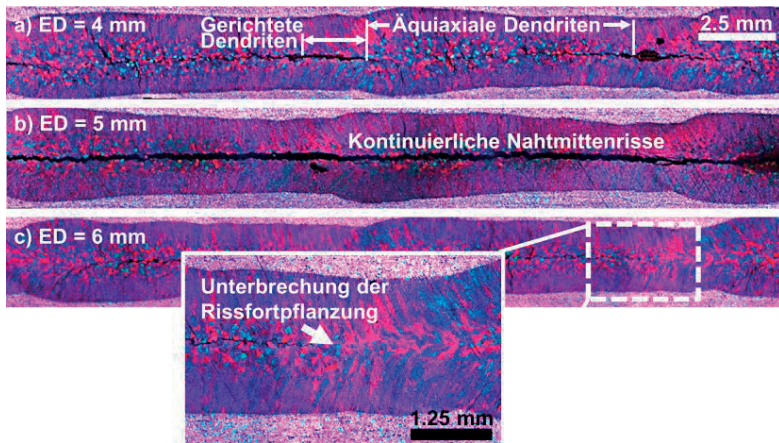


Bild 6.9: Flachschnitt von Schweißnähten, die mit lokaler Modulation der tiefspezifischen Leistung in einem Randabstand von $ED = 4$ mm (a), $ED = 5$ mm (b) und $ED = 6$ mm (c) geschweißt wurden. [117]

Die in Bild 6.9 abgebildeten Flachschnitte der resultierenden Schweißnähte zeigen eine periodische Veränderung der Art der Kornstruktur. In den Bereichen, die mit hoher tiefenspezifischer Leistung geschweißt wurden, dominieren erwartungsgemäß äquiaxiale dendritische Körner entlang der Nahtmittellinie. In diesen Abschnitten bilden sich Nahtmittenrisse, die sich entlang des Verlaufs der Korngrenzen zwischen den äquiaxialen dendritischen Körnern an der Mittellinie der Schweißnaht ausbreiten. Durch das periodische Absenken der tiefenspezifischen Leistung P_{Depth} auf den Schwellenwert $P_{Depth,eqx}$ bilden sich an den betreffenden Stellen keine äquiaxialen dendritischen Körner. An diesen Stellen liegen ausschließlich gerichtete Körner vor und es kommt zu einer lokalen Unterbrechung der Nahtmittenkorngrenze. Beim Schweißen in einem Randabstand von $ED = 4$ mm (Bild 6.9a) und $ED = 6$ mm (Bild 6.9c) enden die Nahtmittenrisse an diesen Stellen (vergrößerte Darstellung von Bild 6.9c). Die Ausbreitung der Nahtmittenrisse wurde durch die Unterbrechung der kontinuierlichen Nahtmittenkorngrenze erfolgreich verhindert.

Beim modulierten Schweißen in einem Randabstand von $ED = 5$ mm (Bild 6.9b) hat sich der Nahtmittenriss weiter ausgebreitet, obwohl sich die Art der Kornstruktur periodisch verändert hat.

In Bild 6.10 wird der konventionelle statische Schweißprozess mit der gleichen mittleren Laserleistung $P = 4,45$ kW und der gleichen effektiven Schweißgeschwindigkeit $v = 5$ m/min, d.h. mit der gleichen mittleren Streckenenergie, dem modulierten Schweißprozess gegenübergestellt. Die vollständig ausgefüllten roten Balken kennzeichnen die Randabstände in denen kontinuierliche Nahtmittenrisse auftraten. Die rot schraffierten Balken kennzeichnen die Randabstände, in denen periodisch unterbrochene Nahtmittenrisse auftraten.

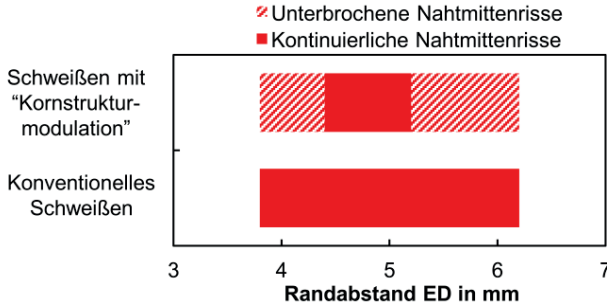


Bild 6.10: Vergleich der kritischen Randabstände für die Bildung von kontinuierlichen Nahtmittenrissen beim Schweißen mit einer mittleren Laserleistung von $P = 4,45 \text{ kW}$ und einer effektiven Schweißgeschwindigkeit von $v = 5 \text{ m/min}$ mit konventioneller Prozessführung und mit Modulation der tiefenspezifischen Leistung.[117]

Bei konventionellen Schweißnähten mit konstanter Schweißgeschwindigkeit, Laserleistung und Strahldurchmesser treten kontinuierliche Nahtmittenrisse in Randabständen von $ED = 4 \text{ mm}$ bis $ED = 6 \text{ mm}$ auf. Die periodische Modulation der tiefenspezifischen Leistung P_{Depth} führt zu einer signifikanten Reduzierung des Bereichs der kritischen Randabstände für kontinuierliche Nahtmittenrisse. Beim Schweißen mit „Kornstrukturmodulation“ konnten kontinuierliche Nahtmittenrisse nur bei einem Randabstand von $ED = 5 \text{ mm}$ nachgewiesen werden. Das ist eine signifikante Verbesserung gegenüber den mit statischen Parametern erzeugten Schweißnähten.

7 Zusammenfassung

Beim Laserstrahlschweißen hochfester Aluminiumlegierungen bilden sich kontinuierliche Nahtmittenrisse, wenn während der Erstarrung die Belastung der Schweißnaht ihren Heißrisswiderstand überschreitet. Die Belastung resultiert hierbei aus thermomechanischen Phänomenen, die wesentlich durch die Einspannsituation beeinflusst werden. Der Heißrisswiderstand resultiert aus metallurgischen Phänomenen, die wesentlich durch den Werkstoff und die Erstarrungsvorgänge beeinflusst werden. Die Schweißparameter beeinflussen über das Temperaturfeld sowohl die Thermomechanik und somit die Belastung der Naht als auch die Erstarrungsvorgänge und somit die Kornstruktur der Naht, die einen signifikanten Einfluss auf den Heißrisswiderstand hat.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde der übergreifende Zusammenhang zwischen Schweißparameter, Kornstruktur und Heißrisswiderstand sowohl experimentell untersucht als auch anhand analytischer Gleichungen beschrieben, mit dem Ziel, den Heißrisswiderstand von Laserstrahlschweißnähten allein durch die Prozessführung und ohne spezielle Legierungen oder Zusatzwerkstoffe zu erhöhen.

Hierzu wurden im ersten Schritt sowohl Dehnungen als auch Dehnraten, die bei der Bildung von Nahtmittenrisen auf Laserstrahlschweißnähte wirken, mittels digitaler Bildkorrelation experimentell ermittelt. Es zeigte sich, dass zur Vermeidung einer Nahtmittenrisbildung in konventionellen Aluminiumlegierungen der 6000er Werkstoffgruppe die Erstarrungszone der Schweißnaht mit negativen Dehnraten, also auf Druck, belastet werden muss. Ist dieser Druck nicht ausreichend, oder treten sogar positive (zugartige) Dehnraten auf, bildet sich ein Nahtmittenriss. Wächst dieser Nahtmittenriss, entwickeln sich sehr hohe positive Dehnraten, die seine Ausbreitung weiter fördern.

Mit einer speziellen Probengeometrie wurde die thermomechanische Belastung der Erstarrungszone graduell reduziert während sich ein Nahtmittenriss ausbreitet. Liegt

eine ausreichend niedrige Dehnrate vor, endet die Ausbreitung des Nahtmittenrisses. Diese Dehnrate wurde mittels digitaler Bildkorrelation gemessen und als kritische Dehnrate definiert, mit welcher der Heißrisswiderstand einer Schweißnaht quantifiziert werden konnte. Durch das Schweißen mit unterschiedlichen Parametern wurden unterschiedliche Kornstrukturen erzeugt und metallografisch analysiert. Die Ergebnisse der Versuche zeigen, dass die kritische Dehnrate mit der Anzahl der Korngrenzen über die Breite der resultierenden Naht proportional ansteigt.

Basierend auf der Lösung der zweidimensionalen Wärmeleitungsgleichung wurden explizite analytische Gleichungen abgeleitet, die den Einfluss der Schweißparameter auf die Kornstruktur von Laserstrahlschweißnähten in Aluminiumlegierungen beschreiben. Die Gleichungen zeigen, dass für die Bildung einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur eine minimale Leistung pro Schweißnahttiefe aufgebracht werden muss, was auch durch eine minimal nötige Péclet-Zahl beschrieben werden kann. Die Experimente validieren die Berechnungen durch einen sprunghaften Anstieg des Anteiles äquiaxialer dendritischer Körner im Bereich der berechneten minimal notwendigen Leistung pro Schweißtiefe. Hierdurch wurde ein Schwellenverhalten erkannt, welches das instationäre Erstarrungsverhalten von Laserstrahlschweißnähten erklärt, die innerhalb dieses Regimes geschweißt werden. Die hergeleiteten Gleichungen zeigen außerdem, dass die Streckenenergie pro Schweißnahttiefe die Abkühlrate bei der Erstarrung beeinflusst. In den Experimenten zeigte sich dieser Zusammenhang durch den linearen Anstieg der mittleren Korngröße mit steigender tiefenspezifischen Streckenenergie.

Das Modell zur Beschreibung des Einflusses der Prozessparameter auf die Kornstruktur der Naht wurde anschließend mit dem RDG-Kriterium von Rappaz kombiniert, welches die Heißrissbildung anhand von fluidmechanischen Druckbilanzen an den Korngrenzen beschreibt. Dieses kombinierte Modell ermöglicht erstmals die explizite analytische Beschreibung des Einflusses der Schweißparameter auf die kritischen Dehnraten für die Bildung von Heißrissen. Die berechneten kritischen Dehnraten stimmen mit den experimentellen Ergebnissen, die mittels digitaler Bildkorrelation gemessen wurden, innerhalb der gemessenen Streuung überein.

Mit den Gleichungen wurde die tiefenspezifische Streckenenergie als Schlüsselparameter für die Beeinflussung des Heißrisswiderstandes von Schweißnähten identi-

fiziert. Die Berechnungen und die experimentellen Ergebnisse zeigen, dass die tiefenspezifische Streckenenergie erhöht werden muss, um die kritische Dehnrate und somit den Heißrisswiderstand einer Laserstrahlschweißnaht zu erhöhen.

Die hergeleiteten Modelle sind ein wertvolles Werkzeug für die Optimierung von Schweißprozessen. Die Anwendung der Modelle erklärt, warum sich sehr hohe Schweißgeschwindigkeiten oder örtliche Strahloszillation vorteilhaft auf die Kornstruktur auswirken und zu einer erfolgreichen Reduzierung der Heißrissbildung führen. Außerdem wurde aus den Modellen eine periodische Modulation der tiefenspezifischen Leistung abgeleitet, um gezielt eine periodische Veränderung der lokalen Kornstruktur herbeizuführen. Dies führt zu einer periodischen Unterbrechung der Nahtmittenrissausbreitung und somit zu einer signifikanten Reduzierung der Heißrissbildung in Randnähe.

Literaturverzeichnis

- [1] ECKSTEIN, L. ET AL.: *Aluminium-Potenzial als Karosseriewerkstoff für Elektrofahrzeuge*. *Lightweight Design* **5**(2012) Nr.3, S.20–25.
- [2] LEITERMANN, W. & RUDLAFF, T.: *Aluminium im PKW-Karosseriebau-Die Alternative mit Zukunft*. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik: Entwicklung, Fertigung, Prüfung, Eigenschaften und Anwendungen technischer Werkstoffe* **30**(1999) Nr.11, S.703–706.
- [3] RIBOLLA, A., DAMOULIS, G. L. & BATALHA, G. F.: *The use of Nd: YAG laser weld for large scale volume assembly of automotive body in white*. *Journal of Materials Processing Technology* **164**(2005), S.1120–1127.
- [4] CHRYSSOLOURIS, G., PAPA KOSTAS, N. & MAVRIKIOS, D.: *A perspective on manufacturing strategy: Produce more with less*. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* **1**(2008) Nr.1, S.45–52.
- [5] TSOUKANTAS, G. ET AL.: *On optical design limitations of generalized two-mirror remote beam delivery laser systems: The case of remote welding*. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **32**(2007) Nr.9-10, S.932–941.
- [6] ZHAO, H., WHITE, D. R. & DEBROY, T.: *Current issues and problems in laser welding of automotive aluminium alloys*. *International Materials Reviews* **44**(1999) Nr.6, S.238–266.
- [7] DAUSINGER, F., BERGER, P. & HÜGEL, H.: *Laser welding of aluminum alloys: Problems, approaches for improvement and applications*. In: *Proceedings of ICALEO 2002*, S.287255.

-
- [8] HAGENLOCHER, C. ET AL.: *Benefits of very high feed rates for laser beam welding of AlMgSi aluminum alloy*. Journal of Laser Applications **30**(2018) Nr.1, S.12015.
- [9] DREZET, J.-M. & ALLEHEAUX, D.: *Application of the Rappaz-Drezet-Gremaud Hot Tearing Criterion to Welding of Aluminium Alloys*. In: Böllinghaus, Th et al.(Hrsg.): Hot Cracking Phenomena in Welds II, 2008, S.19–38.
- [10] WELLER, D. ET AL.: *Remote laser welding of multi-alloy aluminium at close-edge position*. Physics Procedia **41**(2013), S.164–168.
- [11] STRITT, P. & WELLER, D.: *Temperature and Stress Behavior During Close-Edge Laser Welding*. Laser Technik Journal **11**(2014) Nr.3, S.54–56.
- [12] STRITT, P.: *Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Remote-Laserstrahlschweißen von AlMgSi 6016*. Inst. f. Strahlwerkzeuge, Universität Stuttgart, Dissertation, 2016.
- [13] PLOSHIKHIN, V., PRIKHODOVSKY, A. & ZOCH, H. W.: *Zum Mechanismus der Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen*. Härterei-Technische Mitteilungen **58**(2003) Nr.6, S.357–362.
- [14] HILBINGER, R. M.: *Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage*. Universität Bayreuth, Dissertation, 2000.
- [15] BORLAND, J. C.: *Generalized theory of super solidus cracking in welds (and castings)*. Brit. Welding Journal(1960) Nr.7, S.508–512.
- [16] PELLINI, W. S.: *Strain Theory of Hot Tearing*. Foundry **80**(1952) Nr.11, S.125–199.
- [17] ARATA, Y. & MATSUDA, F. E. A.: *Solidification crack susceptibility of aluminium alloy weld metals (Report I): Characteristics of Ductility Curves during Solidification by Means of the Trans-Varestraint Test*. Transactions of JWRI **5**(1976) Nr.2, S.53–67.

-
- [18] SCHUSTER, J.: *Heißrisse in Schweißverbindungen: Entstehung, Nachweis und Vermeidung*. DVS-Verlag GmbH, Technische Universität Chemnitz, Habilitationsschrift, 2009.
- [19] SCHEIL, E.: *Bemerkungen zur Schichtkristallbildung*. Zeitschrift für Metallkunde **34**(1942) Nr.9, S.70–72.
- [20] FARUP, I., DREZET, J.-M. & RAPPAPAZ, M.: *In Situ observation of Hot Tearing Formation in succinonitrile-Acetone*. Acta Materialia **49**(2001) Nr.7, S.1261–1269.
- [21] POISEUILLE, J. L.: *Recherches expérimentales sur le mouvement des liquides dans les tubes de très-petits diamètres*. Imprimerie Royale, 1844.
- [22] HAGEN, G.: *Ueber die Bewegung des Wassers in engen cylindrischen Röhren*. Annalen der Physik **122**(1839) Nr.3, S.423–442.
- [23] RAPPAPAZ, M., DREZET, J.-M. & GERMAUD, M.: *A New Hot-Tearing Criterion*. Metallurgical and Materials Transactions A **30**(1999) Nr.2, S.449–455.
- [24] GRANDFIELD, J. F., DAVIDSON, C. J. & TAYLOR, J. A.: *Application of a new hot tearing analysis to horizontal direct chill cast magnesium alloy AZ91*. Continuous Casting(2000), S.205–210.
- [25] NIYAMA, E. ET AL.: *Method of shrinkage prediction and its application to steel castings practice*. Int. Cast Met. J **7**(1982) Nr.3, S.52–63.
- [26] FEURER, U.: *Mathematisches Modell der Warmrissneigung von binären Aluminiumlegierungen*. Giessereiforschung **28**(1976) Nr.2, S.75–80.
- [27] WELLER, D. ET AL.: *Influence of the solidification path of AlMgSi aluminum alloys on the critical strain rate during remote laser beam welding*. Science and Technology of Welding and Joining **25**(2020) Nr.2, S.101–105.
- [28] TANG, Z. & VOLLERTSEN, F.: *Influence of grain refinement on hot cracking in laser welding of aluminum*. Welding in the World **58**(2014) Nr.3, S.355–366.

-
- [29] KOU, S.: *Welding Metallurgy*, Auflage 2, Hoboken: John Wiley & Sons, 2003.
- [30] KURZ, W. & FISHER, D. J. D.: *Fundamentals of Solidification*. Trans Tech Publications, 1986.
- [31] HUNT, J. D.: *Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic*. Materials Science and Engineering **65**(1984) Nr.1, S.75–83.
- [32] BARKER, L. J.: *Revealing the grain structure of common aluminum alloy metallographic specimens*. Trans. ASM **42**(1950), S.347.
- [33] CONIGLIO, N. & CROSS, C. E.: *Mechanisms for solidification crack initiation and growth in aluminum welding*. Metallurgical and Materials Transactions A **40**(2009) Nr.11, S.2718–2728.
- [34] WEIßBACH, W.: *Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*, Wiesbaden: Friedr. Vieweg & Sohn Verlag, 2007.
- [35] FUJITA, H. & TABATA, T.: *The effect of grain size and deformation substructure on mechanical properties of polycrystalline aluminum*. Acta metallurgica **21**(1973) Nr.4, S.355–365.
- [36] WYRZYKOWSKI, J. W. & GRABSKI, M. W.: *The Hall-Petch relation in aluminium and its dependence on the grain boundary structure*. Philosophical Magazine A **53**(1986) Nr.4, S.505–520.
- [37] SCHEMPP, P. ET AL.: *Influence of Ti and B additions on grain size and weldability of aluminium alloy 6082*. Welding in the World **56**(2012) Nr.9-10, S.95–104.
- [38] SCHEMPP, P. ET AL.: *Influence of solute content and solidification parameters on grain refinement of aluminum weld metal*. Metallurgical and Materials Transactions A **44**(2013) Nr.7, S.3198–3210.

-
- [39] CROSS, C. E.: *On the Origin of Weld Solidification Cracking*. In: Böllinghaus, T. & Herold, H.(Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds I*, 2005, S.3–13.
- [40] PLOSHIKHIN, V. ET AL.: *Integrated mechanical-metallurgical approach to modeling of solidification cracking in welds*. In: *Hot Cracking Phenomena in Welds I*, Berlin: Springer Verlag (2005), S.223–244.
- [41] PLOSHIKHIN, V. E. A.: *Influence of the weld metal chemical composition on the solidification cracking susceptibility of AA6056-T4 alloy*. *Welding in the World* **50**(2006) Nr.11-12, S.46–50.
- [42] CONIGLIO, N. ET AL.: *Defining a critical weld dilution to avoid solidification cracking in aluminum*. *Welding Journal* **87**(2008) Nr.8, S.237–247.
- [43] WEBERPALS, J.-P., BÖHM, D. & MÜLLER, S.: *Laser Beam Remote Welding of Aluminium Hang-On Parts*. EALA 2015
- [44] CICALA, E. ET AL.: *Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding-operating parameters and their effects*. *Materials Science and Engineering A* **395**(2005) Nr.1-2, S.1–9.
- [45] WANG, J. ET AL.: *Statistical analysis of process parameters to eliminate hot cracking of fiber laser welded aluminum alloy*. *Optics & Laser Technology* **66**(2015), S.15–21.
- [46] ZHANG, Y. ET AL.: *Investigation on the effects of parameters on hot cracking and tensile shear strength of overlap joint in laser welding dissimilar Al alloys*. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **86**(2016) Nr.9-12, S.2895–2904.
- [47] HOLZER, M. ET AL.: *Change of hot cracking susceptibility in welding of high strength aluminum alloy AA 7075*. *Physics Procedia* **83**(2016), S.463–471.
- [48] PLOSHIKHIN, V., PRIHODOVSKY, A. & ILIN, A.: *Experimental investigation of the hot cracking mechanism in welds on the microscopic scale*. *Frontiers of Materials Science* **5**(2011) Nr.2, S.135.

- [49] WEI, H. ET AL.: *Thermomechanical numerical analysis of hot cracking during laser welding of 6XXX aluminum alloys*. Journal of Laser Applications **28**(2016) Nr.2, S.22405.
- [50] STRITT, P. ET AL.: *New hot cracking criterion for laser welding in close-edge position*. In: Proceedings of ICALEO 2012.
- [51] LANGRIEGER, H. ET AL.: *Thermomechanical analysis of the formation of hot cracks in remote laser welded aluminium fillet welds*. Journal of Laser Applications **28**(2016) Nr.2.
- [52] ROSENTHAL, D.: *The Theory of Moving Sources of Heat and Its Application of Metal Treatments*. Transactions of ASME **68**(1946), S.849–866.
- [53] HAGENLOCHER, C. ET AL.: *Strain Signatures Associated to the Formation of Hot Cracks During Laser Beam Welding of Aluminum Alloys*. Optics and Lasers in Engineering **100**(2018), S.131–140.
- [54] WEI, Y. H. ET AL.: *Three-dimensional numerical simulation of weld solidification cracking*. Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. **13**(2005) Nr.3, S.437–454.
- [55] ZACHARIA, T.: *Dynamic stresses in weld metal hot cracking*. Welding Journal **73**(1994) Nr.7, S.164–172.
- [56] GOLLNOW, C.: *Beitrag zur Ermittlung vorrangig konstruktiver Einflussgrößen auf die Heißrissinitiierung an geschweißten Bauteilen*. Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Otto-von-Guericke-Universität, Dissertation, 2015 (Reihe: BAM-Dissertationsreihe, Band 139).
- [57] GOLLNOW, C. & KANNENGIEBER, T.: *Hot cracking analysis using in situ digital image correlation technique*. Welding in the World **57**(2013) Nr.3, S.277–284.
- [58] QUIROZ, V., GUMENYUK, A. & RETHMEIER, M.: *Investigation of hot cracking susceptibility of laser welds with controlled tensile weldability test*. Journal of strain analysis **47**(2012) Nr.8, S.587–599.

-
- [59] HAGENLOCHER, C. ET AL.: *Space and time resolved determination of thermomechanical deformation adjacent to the solidification zone during hot crack formation in laser welding*. In: Proceedings of ICALEO 2016.
- [60] LUO, P.-F., CHAO, Y. J. & SUTTON, M. A.: *Application of stereo vision to three-dimensional deformation analyses in fracture experiments*. Optical engineering **33**(1994) Nr.3, S.981–990.
- [61] SUTTON, M. A. ET AL.: *Advances in Two-Dimensional and Three-Dimensional Computer Vision*. In: Rastogi, P.K.(Hrsg.): Photomechanics, Topics Appl. Phys **77**, 2000, S.323–372.
- [62] BING PAN ET AL.: *Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review*. Meas. Sci. Technol. **20**(2009) Nr.6, S.62001.
- [63] GOM: *Gesellschaft fuer optische Messsysteme mbH, Braunschweig, Germany*.
- [64] PROKHOROV, N. N. & JAKUSHIN, B. F.: *Theorie und Verfahren zur Bestimmung der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen*. Schweißtechnik(1968) Nr.18, S.8–11.
- [65] CHIHOSKI, R. A.: *Expansion and stress around aluminum weld puddles*. Welding Journal(1979) Nr.58, S.263–276.
- [66] HAGENLOCHER, C. ET AL.: *Reduction of the Hot Cracking Susceptibility of Laser Beam Welds in AlMgSi Alloys by Increasing the Amount of Grain Boundaries*. Science and Technology of Welding and Joining **24**(2019) Nr.4, S.313–319.
- [67] BRACCINI, M. ET AL.: *Relation between the mushy zone rheology and hot tearing phenomena in Al-Cu alloys*. In: Sahm, P.R., Hansen, P.N. & Conley, J.G.(Hrsg.): Modeling of casting, welding, and advanced solidification processes **IX**, 2000, S.18–24.

- [68] CONIGLIO, N. & CROSS, C. E.: *Initiation and growth mechanisms for weld solidification cracking*. International Materials Reviews **58**(2013) Nr.7, S.375–397.
- [69] STRITT, P. ET AL.: *The effect of Laser welding parameters on the grain structure distribution in the resultant weld*. In: Proceedings of ICALEO 2016.
- [70] SCHEMPP, P. ET AL.: *Solidification of GTA aluminum weld metal: Part I—Grain morphology dependent upon alloy composition and grain refiner content*. Weld. J **93**(2014), 53S–59S.
- [71] WELLER, D. ET AL.: *Self-restraint hot cracking test for aluminum alloys using digital image correlation*. Procedia CIRP **74**(2018), S.430–433.
- [72] DIN EN ISO 643, September 2017 *Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße*.
- [73] RYKALIN, N. N. & FRITZSCHE, C.: *Berechnung der Wärmevergänge beim Schweißen*, Berlin: Verlag Technik, 1957.
- [74] KUTSUNA, M., SHIDO, K. & OKADA, T.: *Fan shaped cracking test of aluminum alloys in laser welding*. In: First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing (2003), S.230–235.
- [75] SEP 1220-3, 2011-08 *Testing and Documentation Guideline for the Joinability of thin sheet of steel - Part 3: Laser beam welding*.
- [76] TAMURA, H. ET AL.: *Cracking Study of Aluminum Alloys by the Variable Tensile Strain Hot Cracking Test*. Transactions of the Japan Welding Society **8**(1977) Nr.2, S.143–149.
- [77] ARATA, Y. & MATSUDA, F. E. A.: *Solidification crack susceptibility of aluminium alloy weld metals (Report II): Effect of Straining Rate on Cracking Threshold in Weld Metal during Solidification*. Transactions of JWRI **6**(1977) Nr.1, S.53–67.

-
- [78] HAGENLOCHER, C. ET AL.: *Explicit analytical expressions for the influence of welding parameters on the grain structure of laser beam welds in aluminium alloys*. *Materials & Design* **174**(2019), S.107791.
- [79] BURDEN, M. H. & HUNT, J. D.: *Cellular and dendritic growth. II*. *Journal of Crystal Growth* **22**(1974) Nr.2, S.109–116.
- [80] ZHANG, J. ET AL.: *Equilibrium pseudobinary Al-Mg₂Si phase diagram*. *Materials science and technology* **17**(2001) Nr.5, S.494–496.
- [81] KURZ, W. & TRIVEDI, R.: *Modern solidification theory applied to welding*. ASM International, Materials Park, OH (United States) (1996)
- [82] RAPPAZ, M. & DANTZIG, J. A.: *Solidification*. EPFL Press, 2009.
- [83] LIU, S. ET AL.: *Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure*. *Optics & Laser Technology* **94**(2017), S.59–67.
- [84] YANG, Z. ET AL.: *Three dimensional Monte Carlo simulation of grain growth during GTA welding of titanium*. *Acta Materialia* **48**(2000) Nr.20, S.4813–4825.
- [85] DAVID, S. A., BABU, S. S. & VITEK, J. M.: *Welding: Solidification and Microstructure*. *JOM Journal of the Minerals* **55**(2003) Nr.6, S.14–20.
- [86] WEI, H. L., ELMER, J. W. & DEBROY, T.: *Crystal growth during keyhole mode laser welding*. *Acta Materialia* **133**(2017), S.10–20.
- [87] KOU, S. & LE, Y.: *Welding parameters and the grain structure of weld metal—A thermodynamic consideration*. *Metallurgical Transactions A* **19**(1988) Nr.4, S.1075–1082.
- [88] SCHEMP, P. & RETHMEIER, M.: *Understanding grain refinement in aluminium welding*. *Welding in the World* **59**(2015) Nr.6, S.767–784.

- [89] SCHEMP, P. ET AL.: *Influence of alloy and solidification parameters on grain refinement in aluminum weld metal due to inoculation*. In: Trends in welding research. Proc. 9th International Conference, ASM International, Materials Park OH, USA (2013), S.98–107.
- [90] SWIFT-HOOK, D. & GICK, A.: *Penetration Welding with Lasers*. Welding Journal **52**(1973), S.492–499.
- [91] GOUFFÉ, A.: *Corrections d'ouverture des corps-noirs artificiels compte tenu des diffusions multiples internes*. Revue D'Optique Théorique et Instrumentale **24**(1945) Nr.1-3, S.1–10.
- [92] DAUSINGER, F.: *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozesseffizienz*. Teubner, Universität Stuttgart, Habilitationsschrift.
- [93] STEFAN MÜLLER-LUFFT: *Temperatur- und wellenlängenabhängige Absorption von Aluminium- und Aluminiumlegierungen*. Universität Stuttgart, Diplomarbeit, 1994.
- [94] KAMMER, C.: *Aluminium-Taschenbuch: Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*, Auflage 15, Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 1995.
- [95] HELLER, K. ET AL.: *Analytical description of the surface temperature for the characterization of laser welding processes*. International Journal of Heat and Mass Transfer **106**(2017), S.958–969.
- [96] WATSON, G. N.: *A treatise on the theory of Bessel functions*. Cambridge university press, 1995.
- [97] HAGENLOCHER, C. ET AL.: *Optimization of the Solidification Conditions by means of Beam Oscillation during Laser Beam Welding of Aluminum*. Materials & Design **160**(2018), S.1178–1185.
- [98] TOULOUKIAN, Y. S. & DEWITT, D. P.: *Thermal radiative properties: Non-metallic solids*, 1972.

-
- [99] GRAF, T. ET AL.: *Analytical expressions for the threshold of deep-penetration laser welding*. Laser Physics Letters **12**(2015) Nr.5, S.56002.
- [100] HÜGEL, H. & GRAF, T.: *Laser in der Fertigung: Grundlagen der Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren*, Auflage 3, Stuttgart: Springer-Vieweg, 2014.
- [101] HAGENLOCHER, C. ET AL.: *Analytical Description of the Influence of the Welding Parameters on the Hot Cracking Susceptibility of Laser Beam Welds in Aluminum Alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A **50**(2019) Nr.11, S.5174–5180.
- [102] GRASSO, P.-D., DREZET, J.-M. & RAPPAZ, M.: *Hot tear formation and coalescence observations in organic alloys*. Journal of Metals - electronic edition(2002).
- [103] CHAI, G. ET AL.: *Dendrite coherency during equiaxed solidification in binary aluminum alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A **26**(1995) Nr.4, S.965–970.
- [104] VERNEDE, S., JARRY, P. & RAPPAZ, M.: *A granular model of equiaxed mushy zones: Formation of a coherent solid and localization of feeding*. Acta Materialia **54**(2006) Nr.15, S.4023–4034.
- [105] BAKIR, N., GUMENYUK, A. & RETHMEIER, M.: *Investigation of solidification cracking susceptibility during laser beam welding using an in-situ observation technique*. Science and Technology of Welding and Joining **23**(2018) Nr.3, S.234–240.
- [106] BAKIR, N. ET AL.: *Development of a novel optical measurement technique to investigate the hot cracking susceptibility during laser beam welding*. Welding in the World **63**(2019) Nr.2, S.435–441.
- [107] RAPPAZ, M. ET AL.: *How does Coalescence of Dendrite Arms or Grains influence Hot Tearing*. In: Granger, D.A. & Han, Q. Chu, M. G.(Hrsg.): Proc. of TMS, 2004, S.179–190.

-
- [108] KOZENY, J.: *Ueber kapillare Leitung des Wassers im Boden*. Royal Academy of Science, Vienna, Proc. Class I **136**(1927), S.271–306.
- [109] CARMAN, P. C.: *Fluid flow through granular beds*. Trans. Inst. Chem. Eng. **15**(1937), S.150–166.
- [110] ANDERSSON, J.-O. ET AL.: *Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science*. Calphad **26**(2002) Nr.2, S.273–312.
- [111] MAGNUSSON, T. & ARNBERG, L.: *Density and solidification shrinkage of hypoeutectic aluminum-silicon alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A **32**(2001) Nr.10, S.2605–2613.
- [112] ASSAEL, M. J. ET AL.: *Reference data for the density and viscosity of liquid aluminum and liquid iron*. Journal of physical and chemical reference data **35**(2006) Nr.1, S.285–300.
- [113] SOMMER, M. ET AL.: *Advantages of laser beam oscillation for remote welding of aluminum closely above the deep-penetration welding threshold*. Journal of Laser Applications **29**(2017) Nr.1, S.12001–12005.
- [114] WANG, L. ET AL.: *Effect of beam oscillating pattern on weld characterization of laser welding of AA6061-T6 aluminum alloy*. Materials & Design **108**(2016), S.707–717.
- [115] LUBIN, P.: *A roadmap to interstellar flight*. arXiv preprint arXiv:1604.01356(2016).
- [116] FETZER, F., HAGENLOCHER, C. & WEBER, R.: *High Power, High Speed, High Quality: Advantages of laser beam welding of aluminum sheets at 16 kW of laser power and feed rates up to 50 m/min*. Laser Technik Journal **15**(2018) Nr.3, S.28–31.
- [117] HAGENLOCHER, C. ET AL.: *Modulation of the local grain structure in laser beam welds to inhibit the propagation of centerline hot cracks*. Procedia CIRP **74**(2018), S.434–437.

Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Strahlwerkzeuge an der Universität Stuttgart. An dieser Stelle möchte ich all jenen danken, die mich beim Erstellen dieser Arbeit unterstützten und mir diese Arbeit ermöglichten.

An erster Stelle möchte ich meinem Doktorvater Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf danken für die stetige Unterstützung und die zahlreichen Anregungen, welche maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Bei Herrn Prof. Dr. rer. nat. Siegfried Schmauder bedanke ich mich für die Unterstützung und für die Übernahme des Mitberichts.

Herrn PD Dr. phil. nat. Ruedi Weber möchte ich herzlich danken für die Freiheit die er mir bei der Erstellung dieser Arbeit gewährte und für die zahlreichen Diskussionen die zu einer stetigen Weiterentwicklung meiner Arbeit führten.

Besonderer Dank gilt auch meinen Kollegen am IFSW, die mich nicht nur fachlich unterstützten, sondern auch für eine sehr gute Stimmung im Arbeitsalltag sorgten. Für die fortwährende Unterstützung bedanke ich mich in chronologischer Reihen besonders bei meiner Gruppe: Dr. Peter Stritt, Dr. Andreas Heider, Daniel Weller, Meiko Boley, Michael Jarwitz, Florian Fetzer, Michael Sawannia, Artur Leis, Jannik Lind, Jonas Wagner und Eveline Reinheimer. Bei den Kollegen der Mikro-Gruppe möchte ich mich vor allem bei Thomas Arnold, Sebastian Faas, Daniel Förster, Daniel Holder und Manuel Henn für die tollen Erlebnisse bedanken. Außerdem möchte ich mich bei allen Studenten bedanken, die im Rahmen einer studentischen Arbeit oder als Hiwi wertvolle Beiträge zu meiner Arbeit geleistet haben.

Mein Dank gilt auch meinen Großeltern, meinen Eltern und meiner Schwester, die durch ihre Unterstützung und meine Erziehung die Grundlage für das Gelingen dieser Arbeit gelegt haben. Besonders bedanken möchte ich mich bei meiner Frau Lena für ihre Entbehrungen und für ihre Toleranz gegenüber meinem Arbeitsalltag im wissenschaftlichen Umfeld.

A Anhang: Tabellarische Darstellung der Versuchsp Parameter und Ergebnisse

A.1 Kritische Dehnraten

Material		Schweißparameter				Ergebnis	
Geschweißte Legierungen (oberes Blech / unteres Blech)	Hersteller	Schweißgeschwindigkeit in m/min	Leistung des Laserstrahls in kW		Tiefenspezifische Streckenergie bei $\rho_{abs} = 0.8$ in J/mm ²		
	Norm der Legierung	Strahldurchmesser in μm	Anzahl Korngrenzen N_{GB}		Kritische Dehnrate in %/s		
	Blechdicke in mm (top/bottom)						
	Si in wt. %						
	Mg in wt. %						
	Ti in wt. %						
6016X / 6016X	Constellium	3	3,2	560	21,3	$16^{+4,11}_{-2,39}$ $-1,0^{+1,07}_{-1,21}$	
6016X / 6016X	Constellium	6	4,3	560	14,3	$11,6^{+4,11}_{-2,39}$ $-3,3^{+2,2}_{-1,2}$	
6016X / 6016X	Constellium	9	6,2	560	13,8	$13,6^{+1,41}_{-1,89}$ $-3,4^{+0,8}_{-1,1}$	
Surfalex® / Surfalex®	Constellium	3	3,2	560	21,3	$14,78^{+3,08}_{-2,34}$ $-0,58^{+1,28}_{-0,85}$	
Surfalex® / Surfalex®	Constellium	6	4	560	13,33	$11,88^{+2,73}_{-3,45}$ $-3,69^{+1,26}_{-1,73}$	

A.1 Kritische Dehnraten

Material		Schweißparameter				Ergebnis	
Geschweißte Legierungen (oberes Blech / unteres Blech)	Hersteller	Surfalex® / Surfalex®	Constellium	6016X / For- malex® Remote	6016X / For- malex® Remote	6016X / For- malex® Remote	6016X / For- malex® Remote
	Norm der Legierung	AA 6016	AA 6016	Constellium	Constellium	Constellium	Constellium
	Blechkicke in mm (top/bottom)	1,2 / 1,2	1,2 / 1,2	1,2 / 1,2	1,2 / 1,2	1,2 / 1,2	1,2 / 1,2
	Si in wt. %	0,9	0,9	2,75	2,75	2,75	2,75
	Mg in wt. %	0,4	0,4	0,3	0,3	0,3	0,3
	Ti in wt. %	0,02	0,02	0,08	0,08	0,08	0,08
	Schweißgeschwindigkeit in m/min	9	9	3	6	9	3
	Leistung des Laserstrahls in kW	5,6	5,6	3	4,2	6,2	3
	Strahldurchmesser in µm	560	560	560	560	560	560
	Tiefenspezifische Streckenergie bei pabs = 0.8 in J/mm ²	12,44	12,44	20	14,33	13,78	20
	Anzahl Korngrenzen N _{GB}	12,66 ^{+1,59} -1,55	12,66 ^{+1,59} -1,55	Keine Riss-ent- stehung	17,35 ^{+2,68} -2,73	20,36 ^{+0,18} -0,18	17,35 ^{+2,68} -2,73
	Kritische Dehnrate in %/s	-4,02 ^{+2,06} -2,18	-4,02 ^{+2,06} -2,18		+0,41 ^{+2,1} -1,51	+0,5 ^{+1,83} -2,49	+0,41 ^{+2,1} -1,51
6016X / 6016X	Constellium	6,93 ^{+4,86} -4,11	6,93 ^{+4,86} -4,11				6,93 ^{+4,86} -4,11
	AA 6016						
	1,2 / 1,2						
	1,1						
	0,4						
	0,02						
	3						
	1,8						
	280						
	12						
	6,93 ^{+4,86} -4,11						6,93 ^{+4,86} -4,11
	-6,11 ^{+1,35} -1,37						-6,11 ^{+1,35} -1,37

A.1 Kritische Dehnraten

Material		Schweißparameter				Ergebnis					
Geschweißte Legierungen (oberes Blech / unteres Blech)	Hersteller	Blechdicke in mm (top/bottom)	Si in wt. %	Mg in wt. %	Ti in wt. %	Schweißgeschwindigkeit in m/min	Leistung des Laserstrahls in kW	Strahl Durchmesser in μm	Tiefenspezifische Streckenergie bei $\rho_{\text{abs}} = 0.8 \text{ in } \text{J}/\text{mm}^2$	Anzahl Korngrenzen N_{GB}	Kritische Dehnrate in %/s
Ac200/ Ac200	Novelis	AA 6016 1,0 / 1,0	1,3	0,3	0,02	4	3	560	18	13,28 ^{+1,98} -1,13	-1,42 ^{+0,61} -0,52
Ac200/ Ac200	Novelis	AA 6016 1,0 / 1,0	1,3	0,3	0,02	6	3,8	560	15,2	11,64 ^{+2,56} -2,3	-2,32 ^{+1,73} -0,92
Ac200/ Ac200	Novelis	AA 6016 1,0 / 1,0	1,3	0,3	0,02	9	5,4	560	14,4	11,43 ^{+1,0} -1,34	-4,52 ^{+1,09} -1,74

A.2 Kornstrukturen

Schweißparameter				Ergebnis			
Strahlendurchmesser in μm	50			50			2280 ⁺⁴⁰ ₋₂₀
Schweißgeschwindigkeit in m/min	1			3			N/A
Leistung des Laserstrahls in kW	0,835			1,25			0
Strahloszillationsmuster Amplitude in mm / Freq. in Hz	keine			keine			N/A
Schweißnahttiefe/Blechdicke in mm	2,4			2,4			0
Werkstoff	6016X			6016X			N/A
Tiefenspezifische Leistung bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in W/mm	347,9			520,8			N/A
Tiefenspezifische Streckenenergie bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in J/mm ²	20,9			10,4			N/A
Breite der Schweißnaht in μm				1770 ⁺²⁰ ₋₃₀			N/A
Temperaturgradient in K/mm				N/A			0
Breite der äquaxialen Zone in mm				0			N/A
Mittlere Korngröße in μm				N/A			N/A
	50			50			2807 ⁺²⁰⁷ ₋₁₆₃
	0,5			0,5			N/A
	0,382			0,73			0
	keine			keine			N/A
	1,2			2,4			0
	6016X			6016X			N/A
	318,3			2,58,3			N/A
	38,2			62,0			N/A
	2723 ⁺¹¹³ ₋₁₆₇			2663 ⁺²³³ ₋₂₃₇			N/A
	N/A			N/A			0
	0			0			N/A
	N/A			N/A			N/A

A.2 Kornstrukturen

Schweißparameter		Ergebnis	
Strahldurchmesser in μm	50	Breite der Schweißnaht in μm	1987 ⁺¹⁷ ₋₃₃
Schweißgeschwindigkeit in m/min	1	Temperaturgradient in K/mm	N/A
Leistung des Laserstrahls in kW	0,447	Breite der äquaxialen Zone in mm	0
Strahloszillationsmuster	keine	Mittlere Korngröße in μm	N/A
Amplitude in mm / Freq. in Hz	1,2		
Schweißnahttiefe/Blechdicke in mm	6016X		
Werkstoff	6016X		
Tiefenspezifische Leistung bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in W/mm	372,5		
Tiefenspezifische Streckenenergie bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in J/mm ²	22,4		
	50		977 ⁺⁷ ₋₃
	3		N/A
	0,51		0
	keine		N/A
	1,2		
	6016X		
	425,0		
	8,5		
	50		1303 ⁺¹³ ₋₇
	2		N/A
	0,489		0
	keine		N/A
	1,2		
	6016X		
	407,5		
	12,2		
	100		3187 ⁺¹⁷ ₋₁₃
	1		N/A
	1		0
	keine		N/A
	2,4		
	6016X		
	416,7		
	25,0		
	100		2147 ⁺⁷⁷ ₋₈₃
	3		N/A
	1,5		290 ⁺⁴⁵⁰ ₋₂₉₀
	keine		N/A
	2,4		
	6016X		
	625,0		
	12,5		

A.2 Kornstrukturen

Schweißparameter				Ergebnis			
Strahlendurchmesser in μm	100	100	100	100	100	3370 ⁺¹⁰⁰ ₋₅₀	Breite der Schweißnaht in μm
Schweißgeschwindigkeit in m/min	0,5	6	6	3	1	N/A	Temperaturgradient in K/mm
Leistung des Laserstrahls in kW	0,8	1,7	0,8	0,6	0,5	0	Breite der äquaxialen Zone in mm
Strahloszillationsmuster Amplitude in mm / Freq. in Hz	keine	keine	keine	keine	keine	N/A	Mittlere Korngröße in μm
Schweißnahttiefe/Blechdicke in mm	2,4	2,4	1,2	1,2	1,2	182 ⁺²⁶³ ₋₁₈₂	
Werkstoff	6016X	6016X	6016X	6016X	6016X	N/A	
Tiefenspezifische Leistung bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in W/mm	333,3	708,3	666,7	500,0	416,7	N/A	
Tiefenspezifische Streckenenergie bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in J/mm ²	40,0	7,1	6,7	10,0	25,0	N/A	
						1207 ⁺¹⁰⁷ ₋₅₃	
						2073 ⁺¹³³ ₋₁₃₇	

A.2 Kornstrukturen

Schweißparameter			Ergebnis		
Strahldurchmesser in μm	100	200	200	200	280
Schweißgeschwindigkeit in m/min	0,5	1	3	6	1
Leistung des Laserstrahls in kW	0,45	1,3	1,7	2,7	1,25
Strahloszillationsmuster Amplitude in mm / Freq. in Hz	keine	keine	keine	keine	keine
Schweißnahttiefe/Blechedicke in mm	1,2	2,4	2,4	2,4	2,4
Werkstoff	6016X	6016X	6016X	6016X	6016X
Tiefenspezifische Leistung bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in W/mm	375,0	541,7	708,3	1125,0	520,8
Tiefenspezifische Streckenenergie bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in J/mm ²	45,0	32,5	14,2	11,3	31,3
Breite der Schweißnaht in μm	2903 ⁺¹⁵³ ₋₂₀₇	2934 ⁺¹⁰⁵ ₋₁₁₄	1623 ⁺¹¹⁶ ₋₇₆	1097 ⁺¹⁰¹ ₋₁₁₁	3587 ⁺⁷⁸ ₋₅₇
Temperaturgradient in K/mm	N/A	105 ⁺¹⁸ ₋₂₂	67 ⁺⁰ ₋₀	72 ⁺² ₋₁	N/A
Breite der äquialen Zone in mm	0	0	121 ⁺⁵⁶⁷ ₋₁₂₁	465 ⁺¹⁶⁶ ₋₂₄₃	0
Mittlere Korngröße in μm	N/A	93 ⁺¹² ₋₁₇	63 ⁺⁴ ₋₃	52 ⁺⁷ ₋₅	N/A

A.2 Kornstrukturen

Schweißparameter		Ergebnis	
Strahlendurchmesser in μm	280	290	290
Schweißgeschwindigkeit in m/min	3	4	4
Leistung des Laserstrahls in kW	1,8	1,8	2,1
Strahloszillationsmuster Amplitude in mm / Freq. in Hz	keine	keine	keine
Schweißnahttiefe/Blechdicke in mm	2,4	2,4	2,8
Werkstoff	6016X	6016X	6016X
Tiefenspezifische Leistung bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in W/mm	750,0	750,0	750,0
Tiefenspezifische Streckenergie bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in J/mm ²	15,0	11,3	11,3
Breite der Schweißnaht in μm	237 ⁺⁶⁸ ₋₆₁	260 ⁺¹⁴⁴ ₋₁₆₉	2928 ⁺¹³¹ ₋₁₆₇
Temperaturgradient in K/mm	N/A	92 ⁺⁶ ₋₅	87 ⁺³ ₋₃
Breite der äquaxialen Zone in mm	706 ⁺⁵⁵⁶ ₋₇₀₆	410 ⁺⁴¹⁰ ₋₄₁₀	510 ⁺⁴¹⁰ ₋₄₁₀
Mittlere Korngröße in μm	N/A	89 ⁺² ₋₄	71 ⁺³ ₋₄
400	2757 ⁺⁴⁹⁹ ₋₁₇₂	2824 ⁺¹¹⁸ ₋₁₆₇	2824 ⁺¹¹⁸ ₋₁₆₇
3	83 ⁺¹ ₋₁	104 ⁺¹⁹ ₋₁₁	104 ⁺¹⁹ ₋₁₁
2,7	1216 ⁺³⁶⁵ ₋₃₁₂	585 ⁺³⁴⁵ ₋₃₄₅	585 ⁺³⁴⁵ ₋₃₄₅
keine	89 ⁺¹⁰ ₋₆	104 ⁺¹⁹ ₋₁₁	104 ⁺¹⁹ ₋₁₁
2,4			
6016X			
1125,0			
22,5			

A.2 Kornstrukturen

Schweißparameter		Ergebnis	
Strahldurchmesser in μm	400	400	1846 ⁺¹⁵⁸ ₋₁₄₃
Schweißgeschwindigkeit in m/min	6	9	110 ⁺⁵ ₋₃
Leistung des Laserstrahls in kW	3,3	4,5	758 ⁺¹⁴⁵ ₋₁₄₁
Strahloszillationsmuster	keine	keine	77 ⁺⁸ ₋₆
Amplitude in mm / Freq. in Hz	2,4	2,4	
Schweißnahttiefe/Blechdicke in mm	6016X	6016X	
Werkstoff			
Tiefenspezifische Leistung bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in W/mm	1375,0	1875,0	
Tiefenspezifische Streckenenergie bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in J/mm ²	13,8	12,5	
Breite der Schweißnaht in μm		999 ⁺⁵⁰ ₋₂₀	
Temperaturgradient in K/mm		999 ⁺⁶³ ₋₁₈₂	
Breite der äquialen Zone in mm		725 ⁺²³⁸ ₋₁₂₈	
Mittlere Korngröße in μm		52 ⁺⁵ ₋₅	
	560	560	3125 ⁺⁸³ ₋₇₅
	3	3	N/A
	3,2	3,2	1183 ⁺⁵⁵ ₋₆₀
	keine	keine	79 ⁺¹¹ ₋₁₄
	2,4	2,4	
	6016X	6016X	
	1791,7	1791,7	
	17,9	17,9	
	2558 ⁺³¹ ₋₂₈	2558 ⁺³¹ ₋₂₈	
	N/A	N/A	
	947 ⁺¹⁰⁵ ₋₆₅	947 ⁺¹⁰⁵ ₋₆₅	
	89 ⁺⁷ ₋₁₀	89 ⁺⁷ ₋₁₀	
	560	560	2576 ⁺²⁵ ₋₁₃
	9	9	N/A
	6,2	6,2	1015 ⁺⁴² ₋₃₃
	keine	keine	84 ⁺¹² ₋₆
	2,4	2,4	
	6016X	6016X	
	2583,3	2583,3	
	17,2	17,2	
	2576 ⁺²⁵ ₋₁₃	2576 ⁺²⁵ ₋₁₃	
	N/A	N/A	
	1015 ⁺⁴² ₋₃₃	1015 ⁺⁴² ₋₃₃	
	84 ⁺¹² ₋₆	84 ⁺¹² ₋₆	

A.2 Kornstrukturen

Schweißparameter				Ergebnis			
Strahlendurchmesser in μm	560	560	560	560	560	3141 ⁺¹⁵⁸ ₋₁₄₅	Breite der Schweißnaht in μm
Schweißgeschwindigkeit in m/min	3	6	9	4	6	N/A	Temperaturgradient in K/mm
Leistung des Laserstrahls in kW	3,2	4	5,6	3	4	1379 ⁺³³⁷ ₋₃₁₈	Breite der äquialen Zone in mm
Strahloszillationsmuster Amplitude in mm / Freq. in Hz	keine	keine	keine	keine	keine	85 ⁺⁹ ₋₈	Mittlere Korngröße in μm
Schweißnahttiefe/Blechdicke in mm	2,4	2,4	2,4	2	2,4		
Werkstoff	Surfalex	Surfalex	Surfalex	Ac200	Surfalex		
Tiefenspezifische Leistung bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in W/mm	1333,3	1666,7	2333,3	1500,0	1666,7		
Tiefenspezifische Streckenenergie bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in J/mm ²	26,7	16,7	15,6	22,5	16,7		
						2573 ⁺⁶⁵ ₋₅₀	
						2229 ⁺¹⁸⁴ ₋₁₁₄	
						2831 ⁺⁵⁴ ₋₅₃	
						N/A	
						1418 ⁺¹⁰⁴ ₋₁₃₃	
						75 ⁺³ ₋₅	
						2596 ⁺¹⁹ ₋₉	
						N/A	
						1368 ⁺¹⁵³ ₋₁₇₆	
						80 ⁺⁸ ₋₉	
						74 ⁺⁶ ₋₆	
						81 ⁺¹² ₋₅	

A.2 Kornstrukturen

Schweißparameter				Ergebnis			
Strahldurchmesser in μm	560	560	560	560	560	560	Breite der Schweißnaht in μm
Schweißgeschwindigkeit in m/min	9	4	6	9	3	3	Temperaturgradient in K/mm
Leistung des Laserstrahls in kW	5,4	3,2	4	5,6	3,3	3,3	Breite der äquialen Zone in mm
Strahloszillationsmuster Amplitude in mm / Freq. in Hz	keine	keine	keine	keine	keine	keine	Mittlere Korngröße in μm
Schweißnahttiefe/Blechdicke in mm	2	2	2	2	2,4	2,4	
Werkstoff	Ac200	Ac170	Ac170	Ac170	6016X	6016X	
Tiefenspezifische Leistung bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in W/mm	2700,0	1600,0	2000,0	2800,0	1375,0	1375,0	
Tiefenspezifische Streckenergie bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in J/mm ²	18,0	24,0	20,0	18,7	27,5	27,5	
	2802 ⁺³² ₋₂₄	2874 ⁺⁷⁷ ₋₅₂	2614 ⁺⁴⁴ ₋₅₃	2753 ⁺⁹⁴ ₋₅₉	3134 ⁺⁶⁸ ₋₁₁₉	3134 ⁺⁶⁸ ₋₁₁₉	
	N/A	N/A	N/A	N/A	52 ⁺⁵ ₋₇	52 ⁺⁵ ₋₇	
	1457 ⁺⁴⁸ ₋₁₈₄	1252 ⁺²¹³ ₋₂₁₆	1071 ⁺³⁷ ₋₆₉	1309 ⁺⁷⁸ ₋₉₇	1088 ⁺⁴² ₋₁₈₃	1088 ⁺⁴² ₋₁₈₃	
	80 ⁺⁴ ₋₄	71 ⁺⁵ ₋₃	82 ⁺⁰ ₋₀	81 ⁺⁴ ₋₃	114 ⁺¹⁵ ₋₁₆	114 ⁺¹⁵ ₋₁₆	

A.2 Kornstrukturen

Schweißparameter				Ergebnis			
Strahlendurchmesser in μm	600	600	630	290	290	3869 ⁺¹⁵⁷ ₋₁₇₀	3869 ⁺¹⁵⁷ ₋₁₇₀
Schweißgeschwindigkeit in m/min	6	9	30	4	4	89 ⁺¹⁵ ₋₁₃	89 ⁺¹⁵ ₋₁₃
Leistung des Laserstrahls in kW	4,3	7,1	16	2,4	2,4	1335 ⁺³⁶⁵ ₋₃₆₅	1335 ⁺³⁶⁵ ₋₃₆₅
Strahloszillationsmuster	keine	keine	keine	Sinus 0,5 / 100	Sinus 0,5 / 100		
Amplitude in mm / Freq. in Hz				2,4	2,4		
Schweißnahttiefe/Blechdicke in mm	2,4	2,4	2,4	6016X	6016X		
Werkstoff	6016X	6016X	6016X	6016X	6016X		
Tiefenspezifische Leistung bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in W/mm	1791,7	2958,3	6666,7	1000,0	1000,0		
Tiefenspezifische Streckenenergie bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in J/mm ²	17,9	19,7	13,3	15,0	15,0		
Breite der Schweißnaht in μm	2395 ⁺⁷⁷ ₋₇₁	2723 ⁺⁵⁶ ₋₆₁	N/A	3330 ⁺¹³¹ ₋₁₄₄	3330 ⁺¹³¹ ₋₁₄₄		
Temperaturgradient in K/mm	94 ⁺¹ ₋₂	N/A	N/A	93 ⁺⁷ ₋₈	93 ⁺⁷ ₋₈		
Breite der äquialen Zone in mm	656 ⁺¹⁰⁴ ₋₆₉	1193 ⁺⁹⁸ ₋₁₄₁	N/A	1305 ⁺²²⁵ ₋₂₂₅	1305 ⁺²²⁵ ₋₂₂₅		
Mittlere Korngröße in μm	85 ⁺⁵ ₋₃	74 ⁺⁵ ₋₄	53 ⁺³ ₋₂	86 ⁺⁸ ₋₉	86 ⁺⁸ ₋₉		

A.2 Kornstrukturen

Schweißparameter				Ergebnis			
Strahldurchmesser in μm	290	290	290	290	290	290	Breite der Schweißnaht in μm
Schweißgeschwindigkeit in m/min	4	4	4	4	4	4	Temperaturgradient in K/mm
Leistung des Laserstrahls in kW	2,4	3,3	3,3	3,3	3,3	3	Breite der äquialen Zone in mm
Strahlszillationsmuster	Sinus	Sinus	Sinus	Sinus	Sinus	Sinus	Mittlere Korngröße in μm
Amplitude in mm / Freq. in Hz	0,5 / 100	1,25 / 100	1 / 100	1 / 100	1 / 100	0,75 / 100	
Schweißnahttiefe/Blechdicke in mm	2,3	2,2	2,9	2,9	2,3	2,9	
Werkstoff	6016X	6016X	6016X	6016X	6016X	6016X	
Tiefenspezifische Leistung bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in W/mm	1043,5	1500,0	1137,9	1304,3	1034,5	15,5	
Tiefenspezifische Streckenenergie bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in J/mm ²	15,7	22,5	17,1	19,6	15,5	15,5	
	3529 ⁺¹³¹ ₋₁₄₄	4575 ⁺²³⁵ ₋₂₀₉	4627 ⁺¹⁷⁰ ₋₁₈₃	4418 ⁺¹⁸³ ₋₁₇₀	4209 ⁺¹⁵⁷ ₋₁₇₀	4209 ⁺¹⁵⁷ ₋₁₇₀	
	91 ⁺³ ₋₂	85 ⁺¹ ₋₂	67 ⁺¹ ₋₂	93 ⁺³ ₋₆	69 ⁺¹¹ ₋₆	69 ⁺¹¹ ₋₆	
	1165 ⁺³¹⁵ ₋₃₁₅	2290 ⁺³²⁰ ₋₃₂₀	2180 ⁺³⁹⁰ ₋₃₉₀	2015 ⁺⁴²⁵ ₋₄₂₅	1960 ⁺²⁹⁰ ₋₂₉₀	1960 ⁺²⁹⁰ ₋₂₉₀	
	83 ⁺⁴ ₋₄	116 ⁺⁶ ₋₈	112 ⁺⁶ ₋₂	105 ⁺⁶ ₋₆	124 ⁺⁵ ₋₈	124 ⁺⁵ ₋₈	

A.2 Kornstrukturen

Schweißparameter		Ergebnis	
Strahlendurchmesser in μm	290	290	290
Schweißgeschwindigkeit in m/min	4	4	4
Leistung des Laserstrahls in kW	3,9	3,6	3,3
Strahloszillationsmuster	Sinus	Sinus	Sinus
Amplitude in mm / Freq. in Hz	1 / 100	1 / 100	0,75 / 100
Schweißnahttiefe/Blechdicke in mm	2,9	2,6	2,9
Werkstoff	6016X	6016X	6016X
Tiefenspezifische Leistung bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in W/mm	1344,8	1384,6	1137,9
Tiefenspezifische Streckenenergie bei $\eta_{\text{abs}} = 0,8$ in J/mm ²	20,2	20,8	17,1
Breite der Schweißnaht in μm	4667 ⁺¹⁵⁷ ₋₁₇₀	4405 ⁺¹⁴⁴ ₋₁₅₇	4196 ⁺¹³¹ ₋₁₅₇
Temperaturgradient in K/mm	36 ⁺³ ₋₃	65 ⁺¹⁹ ₋₁₃	44 ⁺⁵ ₋₃
Breite der äquialen Zone in mm	1485 ⁺³⁶⁵ ₋₃₆₅	1840 ⁺²⁷⁰ ₋₂₇₀	1705 ⁺³²⁵ ₋₃₂₅
Mittlere Korngröße in μm	111 ⁺⁸ ₋₇	102 ⁺² ₋₃	104 ⁺⁴ ₋₃
		106 ⁺¹¹ ₋₉	102 ⁺¹¹ ₋₈
		1130 ⁺⁴⁰⁰ ₋₄₀₀	3634 ⁺¹¹⁷ ₋₁₄₄
		77 ⁺² ₋₂	73 ⁺¹ ₋₁
		6016X	6016X
		1111,1	14,5
		16,7	14,5

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

Zoske, Uwe

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

Gorritz, Michael

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

Mohr, Ursula

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

Rudlaff, Thomas

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

Borik, Stefan

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

Paul, Rüdiger

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

Wahl, Roland

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

Frederking, Klaus-Dieter

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

Grünewald, Karin M.

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

Shen, Jialin

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

Arnold, Johannes M.

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

Holzwarth, Achim

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

Dausinger, Friedrich

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

Meiners, Eckhard

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

Beck, Markus

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

Breining, Klaus

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

Griebsch, Jürgen

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

Krepulat, Walter

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

Xiao, Min

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

Glumann, Christiane

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

Gross, Herbert

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

Rapp, Jürgen

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

Wittig, Klaus

Theoretische Methoden und experimentelle Verfahren zur Charakterisierung von Hochleistungslaserstrahlung
1996, 198 Seiten, ISBN 3-519-06227-8

Grünenwald, Bernd

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

Lee, Jae-Hoon

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

Albinus, Uwe N. W.

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

Wiedmaier, Matthias

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

Bloehs, Wolfgang

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

Bea, Martin

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

Stöhr, Michael

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

Platz, Wilfried

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

Schaller, Markus K. R.

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

Hack, Rüdiger

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

Krupka, René

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

Pfeiffer, Wolfgang

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

Volz, Robert

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

Bartelt-Berger, Lars

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

Müller-Hummel, Peter

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

Rohde, Hansjörg

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

Huonker, Martin

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

Callies, Gert

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

Schubert, Michael E.

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

Kern, Markus

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

Raiber, Armin

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

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

Schittenhelm, Henrik

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

Stewen, Christian

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

Schmitz, Christian

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

Karszewski, Martin

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

Chang, Chin-Lung

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

Haag, Matthias

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

Bahn Müller, Jochen

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

Schellhorn, Martin Carl Johannes

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

Angstenberger, Birgit

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

Bachhofer, Andreas

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

Breitschwerdt, Sven

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

Mochmann, Gunter

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

Herrmann, Andreas

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

Mästle, Rüdiger

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

Voß, Andreas

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

Müller, Matthias G.

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

Abeln, Tobias

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

Erhard, Steffen

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

Contag, Karsten

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

Krastel, Klaus

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

Staud, Jürgen

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

Schinzel, Cornelius M.

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

Sebastian, Michael

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

Lücke, Bernd

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

Hohenberger, Bernd

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

Jasper, Knut

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

Heimerdinger, Christoph

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

Christoph Fleig

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

Joachim Radtke

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

Michael Brandner

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

Reinhard Winkler

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

Helmut Kindler

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

Andreas Ruf

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

Guido Hergenhan

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

Klaus Goth

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

Armin Strauch

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

Thomas Wawra

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

Michael Honer

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

Thomas Herzinger

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

Reiner Heigl

Herstellung von Randschichten auf Aluminium-
gusslegierungen mittels Laserstrahlung
2004, 173 Seiten, ISBN 3-8316-0460-6

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

Thomas Fuhrich

Marangoni-effekt beim Laserstrahl-tiefschweißen von Stahl

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

Daniel Müller

Pulsenergiestabilität bei regenerativen Kurzpuls-verstärkern im Scheibenlaserdesign

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

Jiancun Gao

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

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

Wolfgang Gref

Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokusmatrixtechnik

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

Michael Weikert

Oberflächenstrukturieren mit ultrakurzen Laser-pulsen

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

Julian Sigel

Lasergenerieren metallischer Bauteile mit vari-ablem Laserstrahldurchmesser in modularen Fert-igungssystemen

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

Andreas Ruß

Schweißen mit dem Scheibenlaser-Potentiale der guten Fokussierbarkeit

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

Gabriele Seibold

Absorption technischer Oberflächen in der La-sermaterialbearbeitung

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

Dirk Lindenau

Magnetisch beeinflusstes Laserstrahlschweißen

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

Jens Walter

Gesetzmäßigkeiten beim Lasergenerieren als Basis für die Prozesssteuerung und -regelung

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

Heiko Ridderbusch

Longitudinal angeregte passiv gütegeschaltete Laserzündkerze

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

Markus Leimser

Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigen-schaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen

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

Mikhail Larionov

Kontakterion und Charakterisierung von Kristal-len für Scheibenlaser

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

Jürgen Müller-Borhanian

Kamerabasierte In-Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen

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

Andreas Letsch

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

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

Thomas Kübler

Modellierung und Simulation des Halbleiterschei-benlasers

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

Günter Ambrosy

Nutzung elektromagnetischer Volumenkräfte beim Laserstrahlschweißen

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

Agnes Ott

Oberflächenmodifikation von Aluminiumlegierun-gen mit Laserstrahlung: Prozessverständnis und Schichtcharakterisierung

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

Detlef Breiting

Gasphaseneinflüsse beim Abtragen und Bohren mit ultrakurz gepulster Laserstrahlung

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

Dmitrij Walter

Online-Qualitätssicherung beim Bohren mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung

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

Jan-Philipp Weberpals

Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserstrahlschweißen

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

Angelika Beyertt

Yb:KYW regenerativer Verstärker für ultrakurze Pulse

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

Christian Stolzenburg

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

Svent-Simon Beyertt

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

Sonja Kittel

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

Andrey Andreev

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

Christian Föhl

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

Andreas Josef Birnesser

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

Christoph Neugebauer

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

Andreas Dauner

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

Axel Heß

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

Christian Gehrke

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

David Schindhelm

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

Tilman Froschmeier-Hanss

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

Moritz Vogel

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

Andreas Michalowski

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

Georg Stöppler

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

Patrick Mucha

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

Claus-Dieter Reiniger

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

Andreas Leitz

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

Peter Stritt

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

Katrin Sarah Wentsch

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

Jan-Philipp Negel

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

Christian Freitag

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

Andreas Popp

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

Karin Heller

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

Stefan Piehler

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

Felix Abt

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

Volker Rominger

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

Thomas Rataj

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

Michael Diez

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

Andreas Heider

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

Marcel Schäfer

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

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

Forschungsberichte des IFSW ab 2019 erschienen im utzverlag, München

Tom Dietrich

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

Martin Rumpel

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

Michael Eckerle

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

Martin Stubenvoll

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

Christian Hagenlocher

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

