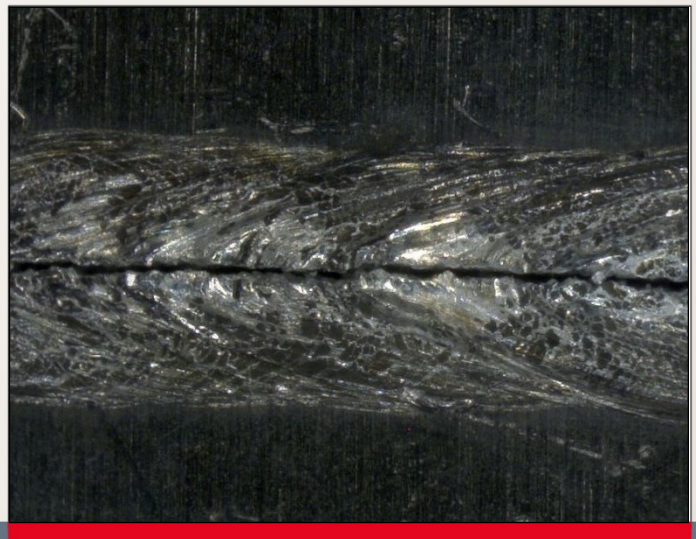


Tim Radel

Laserstrahlschweißen von
Aluminiumlegierungen mit
Schwingungsüberlagerung



Radel, Tim – Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen mit Schwingungsüberlagerung

Strahltechnik Band 69, BIAS Verlag, 2020.

Herausgeber der Reihe: F. Vollertsen, R. Bergmann

ISBN 978-3-933762-63-4

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt.

Alle Rechte, auch die der Übersetzung, des Nachdrucks und der Vervielfältigung des Buches oder Teilen daraus, bleiben vorbehalten.

Kein Teil des Werks darf ohne schriftliche Genehmigung des Verlags in irgendeiner Form (Fotokopie, Mikrofilm oder andere Verfahren), auch nicht für Zwecke der Unterrichtsgestaltung – mit Ausnahme der in den §§ 53, 54 URG ausdrücklich genannten Sonderfällen – reproduziert oder unter Verwendung elektronischer Systeme verarbeitet, vervielfältigt oder verbreitet werden.

BIAS Verlag, Bremen, 2020

Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen mit Schwingungsüberlagerung

Vom Fachbereich Produktionstechnik
der
UNIVERSITÄT BREMEN

zur Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
genehmigte

Dissertation
von
M.Sc. Tim Radel

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Frank Vollertsen (Universität Bremen)

Prof. Dr.-Ing. Ludger Overmeyer (Gottfried Wilhelm Leibniz Universität Hannover)

Tag der mündlichen Prüfung: 24.01.2020

Radel, Tim:

Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen mit Schwingungsüberlagerung
Strahltechnik, Bd. 69, Bremen; BIAS Verlag, 2020. Hrsg.: F. Vollertsen, R. Bergmann

Zugl.: Bremen, Univ., Diss., 2020.

ISBN 978-3-933762-63-4

Schlüsselwörter: Fügen, Gefügestruktur, Heißrisse, Seigerungen.

Die Heißrisssvermeidung ist eine der größten Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen vieler technisch relevanter Aluminiumlegierungen. Mit dem Ansatz der Schwingungsüberlagerung beim Laserstrahl-tiefschweißen von Aluminiumlegierungen wurde im Rahmen der Arbeit das Ziel verfolgt die Nahteigenschaften durch ein feinkörnigeres Gefüge zu verbessern und die Heißrisanfälligkeit zu vermindern. Dazu wurde eine gerichtete Schwingung während des Schweißens aufgebracht und das resultierende Schweißnahtgefüge charakterisiert. Die Ergebnisse zeigen, dass der Übergang von stängelförmig dendritischen zu gleichachsigen dendritischen Körnern unterstützt wird sowie dass die Heißrisanfälligkeit prinzipiell auch ohne eine erkennbare Kornfeinung reduziert werden kann. Die heißrisreduzierende Wirkung wurde auf eine Vermeidung von niedrigschmelzenden Phasen in der zuletzt erstarrenden Nahtmitte zurückgeführt.

Mechanical manipulation of solidification during laser welding of aluminum alloys

Keywords: joining, grain structure, hot cracking, segregation

Hot cracking is one of the main issues in laser welding of many aluminum alloys. This study contributes to identify the influence of applied vibrations during laser beam welding of aluminum on the resulting grain structure and hot cracking susceptibility. The results show that applied vibration can lead to a transition from columnar dendritic to equiaxed dendritic grains. Further, the hot cracking susceptibility can be reduced while the grain size and structure were not affected. The avoidance of low melting phase compositions in the seam center is the main factor regarding the reduction of the hot cracking susceptibility.

Vorwort

Diese Arbeit entstand neben meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter und Gruppenleiter am BIAS – Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH.

Meinen besonderen Dank möchte ich Professor Dr.-Ing. habil. Frank Vollertsen aussprechen, der als Betreuer der Doktorarbeit und Institutsleiter am BIAS die Erstellung dieser Arbeit stets unterstützte und förderte. Die konstruktiven Diskussionen haben mich bei der wissenschaftlichen Arbeit stets inspiriert und motiviert. Zudem haben die hervorragenden Arbeitsbedingungen am BIAS die Umsetzung dieser Arbeit erst möglich gemacht.

Für die Übernahme des Koreferates gilt mein herzlicher Dank Professor Prof. Dr.-Ing. Ludger Overmeyer (Gottfried Wilhelm Leibniz Universität Hannover), Frau Prof. Dr.-Ing. Maren Petersen (Universität Bremen), Herrn Dr.-Ing. Simon Jahn (Günter-Köhler-Institut für Fügetechnik und Werkstoffprüfung), Frau Annika Bohlen (Universität Bremen) und Herrn Florian Schadewald (Universität Bremen) danke ich für die Mitarbeit im Prüfungsausschuss des Promotionskolloquiums.

Meinen heutigen sowie ehemaligen Kolleginnen und Kollegen am BIAS sowie meinen ehemaligen Studierenden danke ich für die Unterstützung bei der Durchführung und Auswertung der umfangreichen experimentellen Untersuchungen. Besonders möchte ich zudem bei Stefan Veenas für die zahlreichen fachlichen Diskussionen danken.

Der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) danke ich für die Förderung des zugrunde liegenden Forschungsprojektes, in dem die wesentlichen Ergebnisse dieser Arbeit entstanden sind.

Abschließend möchte ich mich bei meinen Freunden und meiner Familie für die Unterstützung während der Erstellung dieser Arbeit danken.

Bremen, April 2020

Tim Radel

Inhaltsverzeichnis

Verzeichnis verwendeter Abkürzungen und Symbole	vii
1 Einleitung	1
2 Stand der Forschung	2
2.1 Erstarrung von Schweißnähten	2
2.1.1 Thermische Einflüsse	2
2.1.2 Metallurgische Einflüsse	4
2.2 Prozessengänzen beim Schweißen von Aluminiumlegierungen.....	5
2.2.1 Heißrisse	5
2.2.2 Poren.....	8
2.3 Mechanische Beeinflussung erstarrender Schmelzen.....	10
2.3.1 Kategorisierung	10
2.3.2 Wirkmechanismen der Kornfeinung	11
2.3.3 Anwendung bei Schmelzschweißprozessen	12
2.4 Fazit	15
3 Zielsetzung.....	16
4 Materialien und Methoden	17
4.1 Werkstoffe	17
4.2 Versuchseinrichtungen und -durchführung	17
4.2.1 Laserstrahl-tiefschweißprozess	17
4.2.2 Werkstückanregung	18
4.2.3 Identifikation des Kornfeinungsmechanismus	21
4.2.4 Thermische Einflüsse	24
4.2.5 Heißrisstest	25
4.3 Schweißnahtcharakterisierung.....	26
4.3.1 Metallographische Analyse	26
4.3.2 Bestimmung der Heißrislänge.....	27
4.3.3 Thermische Analyse	28
4.3.4 Energiedispersive Röntgenspektroskopie.....	28

4.3.5	Wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie	29
4.3.6	Röntgen-Computertomographie	30
5	Ergebnisse	32
5.1	Gefügeausbildung.....	32
5.1.1	Schweißnahtgefüge.....	32
5.1.2	Thermisch-metallurgische Einflüsse	36
5.1.3	Kornwachstumsgeschwindigkeit.....	39
5.1.4	Kornfeinungsmechanismus	39
5.2	Heißbrissanfälligkeit.....	40
5.2.1	Heißbrissanteil.....	40
5.2.2	Schweißnahtgefüge.....	42
5.2.3	Kornwachstumsgeschwindigkeit.....	43
5.2.4	Makroseigerungen	44
5.2.5	Mikroseigerungen.....	46
5.2.6	Thermische Analyse	48
5.3	Geometrische Prozessungänzen	49
5.4	Poren.....	50
6	Gefügebeeinflussung	54
7	Reduzierung der Heißbrissanfälligkeit	61
8	Zusammenfassung.....	68
	Literaturverzeichnis.....	69
	Veröffentlichungsliste	79
	Studentische Arbeiten	82
	Anhang	83
	Reihe Strahltechnik im BIAS Verlag	84

Verzeichnis verwendeter Abkürzungen und Symbole

Symbol / Abkürzung	Einheit	Beschreibung
Al	-	Aluminium
a _a	m/s ²	Beschleunigung am Punkt a
a _b	m/s ²	Beschleunigung am Punkt b
a _c	m/s ²	Beschleunigung am Punkt c
a _{max}	m/s ²	maximalen Beschleunigung
BSE	-	Rückstreuelektronen (engl.: backscattered electrons)
BTR	K	Heißbrisskritischer Temperaturbereich
c	m/s	Schallgeschwindigkeit
CET	-	Übergang von stängelförmigen zu gleichachsigen Körnern (engl.: columnar to equiaxed transition)
Cr	-	Chrom
CSC	-	Rissanfälligkeitskoeffizient (engl. crack susceptibility coefficient)
Cu	-	Kupfer
cw	-	Dauerstrichbetrieb (engl.: continuous wave)
d	µm	Dicke des Dendritenarms
DSC	-	Dynamisches Differenzkalorimeter (engl.: differential scanning calorimetry)
dT/dt	K/s	Zeitlicher Temperaturgradient
EDX	-	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
EN ₀	keV	Beschleunigungsenergie
EN _c	keV	kritischen Beschleunigungsenergie
f	kHz	Anregungsfrequenz
f _a	mm s ⁻¹	Frequenz-Amplituden-Produkt
f _a	kHz	Frequenz am Punkt a
f _b	kHz	Frequenz am Punkt b
f _c	kHz	Frequenz am Punkt c
f _{min}	Hz	Minimale Frequenz
f _{max}	kHz	Maximalen Frequenz
Fe	-	Eisen
F _{nom}	N	Nominale Kraft
f _s	-	Feststoffanteil
G	K/mm	Örtlicher Temperaturgradient
HCI	-	Heißbrissanfälligkeit (engl.: hot cracking index)
HCS	-	Heißbrissanfälligkeitsindex (engl.: hot cracking susceptibility)
I	W/cm ²	Schallintensität
K _s	N/m	Federkonstante
L	µm	Länge des Dendritenarms
l _k	-	Kumulierter Risslängenanteil
l _N	mm	Nahtlänge
l _{R,i}	mm	Einzelrisslänge

m_A	kg	Atommasse
m	kg	Bewegte Masse
Mg	-	Magnesium
MIG	-	Metall-Inertgas Schweißen
Mn	-	Mangan
MSG	-	Metall-Schutzgas Schweißen
R	mm/s	Erstarrungsgeschwindigkeit
REM	-	Rasterelektronenmikroskop
R_m	kN/m^2	Zugfestigkeit
S	N/m^2	Biegespannung
s	μm	Amplitude
s_{max}	μm	Maximale Amplitude
Si	-	Silizium
SK	μm	Korngröße
T	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur
t_{coh}	s	Zeit der Kohärenz
t_{cr}	s	Zeit in der die Nachspeisung kleiner ist als die Schrumpfung
Ti	-	Titan
t_K	s	Kornwachstumsdauer
t_r	s	Heißbrissunkritische Zeit
t_v	s	Heißbrisskritische Zeit
t_x	s	Zeit bei der der Feststoffanteil x Gew.-% beträgt
W	-	Wechselwirkungstiefe
WDX	-	Wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie
WEZ	-	Wärmeeinflusszone
WIG	-	Wolfram Inertgas Schweißen
Yb:YAG	-	Ytterbium-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat
Z	-	Ordnungszahl
Zn	-	Zink
α	$^{\circ}$	Winkel zwischen der Schweißrichtung und der Schmelzflächennormalen
η	mNs/m^2	Dynamische Viskosität
ρ	kg/m^3	Dichte

1 Einleitung

Die Notwendigkeit effizient mit vorhandenen Ressourcen zu wirtschaften und den CO₂-Ausstoß zu reduzieren treibt die Entwicklung von Leichtbaukonzepten und Werkstoffen unter anderem im Kraftfahrzeugbau voran. Neben Stählen stellen Aluminiumlegierungen dabei eine entscheidende Rolle dar. Als bekanntes Beispiel für die Verwendung von Aluminium in der Großserienproduktion sei an dieser Stelle der Ford F-150 erwähnt, welcher bei einer Jahresproduktion von ca. 900.000 Fahrzeugen etwa 450 kg Aluminium pro Fahrzeug enthält. Zur Realisierung derartiger Leichtbaukonzepte werden dazu geeignete Fügeverfahren benötigt. Hochleistungslaser bieten dabei die Möglichkeit schmale und tiefe Schweißnähte mit hoher Schweißgeschwindigkeit bei hohem Automatisierungsgrad zu erzeugen. Das dabei entstehende Primärgefüge ist in der Regel gekennzeichnet durch große und gerichtete Körner, welches insbesondere bei einigen Aluminiumlegierungen kritisch bezüglich der Heißrissanfälligkeit ist. Zur Reduzierung der Heißrissanfälligkeit werden in der Regel Schweißzusatzwerkstoffe verwendet wodurch jedoch die technologischen Vorteile des Laserstrahlschweißens nicht vollständig genutzt werden können. Somit besteht der Bedarf nach alternativen Maßnahmen zur Vermeidung von Heißrissen.

Das bei der Erstarrung einer Schmelze entstehende Primärgefüge kann neben metallurgischen und thermischen Maßnahmen auch mechanisch beeinflusst werden. Die älteste rückdatierbare Beschreibung einer mechanischen Beeinflussung der Erstarrung wird auf das Jahr 1868 datiert. Heutzutage ist die Schwingungsüberlagerung eine etablierte und kommerziell verfügbare Methode in der Gießereitechnik, um die Gefügeausbildung und somit die resultierende Gefügestruktur in positiver Weise zu beeinflussen. Neben der Gießereitechnik sind im Stand der Forschung ebenfalls positive Einflüsse auf die Nahteigenschaften für unterschiedliche Schweißprozesse gezeigt. Die beim Laserstrahlschweißen aufgrund der vergleichsweise hohen Schweißgeschwindigkeiten vorliegenden Erstarrungsbedingungen unterscheiden sich dabei signifikant von Schmelzschweißprozessen mit niedrigeren Schweißgeschwindigkeiten, sodass eine Übertragung der Erkenntnisse auf Laserstrahlschweißprozesse nicht ohne Weiteres möglich ist.

In dieser Arbeit wird mit dem Ansatz der Schwingungsüberlagerung beim Laserstrahl-tiefschweißen von Aluminiumlegierungen das Gesamtziel verfolgt, die Nahteigenschaften durch ein feinkörnigeres Gefüge zu verbessern und die Heißrissanfälligkeit zu vermindern.

2 Stand der Forschung

2.1 Erstarrung von Schweißnähten

2.1.1 Thermische Einflüsse

Die Phasenumwandlung vom flüssigen in den festen Zustand wird als Primärkristallisation bezeichnet. Das bei der Erstarrung von Schweißnähten entstehende Gefüge heißt demzufolge Primärgefüge. Die Kristallisation besteht aus den beiden Teilvorgängen Keimbildung und Kristallwachstum. Die Keimbildung kann prinzipiell homogen oder heterogen erfolgen. Die homogene Keimbildung beschreibt die Keimbildung ohne artfremde Oberflächen oder fremde Keime. In Metallen technischer Reinheit sind in der Regel genügend artfremde Oberflächen vorhanden, sodass eine heterogene Keimbildung stattfindet [Bar12]. Die dabei entstehende Anzahl an Keimen hängt somit von den Keimbildungsbedingungen ab.

Die sich bei der Erstarrung ausbildende Gefügestruktur hängt neben der chemischen Zusammensetzung der Schmelze von dem örtlichen Temperaturgradienten G und der Erstarrungsgeschwindigkeit R ab. Die Erstarrungsgeschwindigkeit ist dabei die Geschwindigkeit, mit der die fest-flüssig Grenzfläche fortschreitet. Die Gefügemorphologie kann dabei

eben (engl.: planar), zellenförmig (engl.: cellular), stängelförmig dendritisch (engl.: columnar dendritic) sowie gleichachsiger dendritisch (engl.: equiaxed dendritic) ausgebildet werden [Kou03]. Die Gefügemorphologie wird durch das Verhältnis G/R bestimmt, das Produkt $G \cdot R$ hingegen bestimmt die Größe der Struktur, **Bild 2.1.** Der

Zusammenhang zwischen dem örtlichen Temperaturgradienten G , der Erstarrungsgeschwindigkeit R und der Abkühlrate dT/dt ergibt sich gemäß **Gleichung 2.1.**

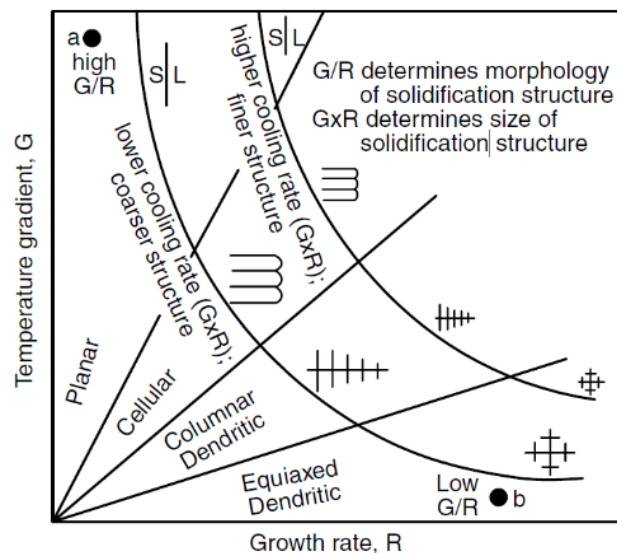


Bild 2.1: Einfluss des Temperaturgradienten G und der Erstarrungs- bzw. Kristallwachstumsgeschwindigkeit R auf die Gefügebildung hinsichtlich Größe und Morphologie [Kou03]

$$\frac{dT}{dt} = G \cdot R \quad (2.1)$$

Der Übergang von stängelförmig dendritisch zu gleichachsiger dendritisch wird dabei als CET (engl.: columnar to equiaxed transition) bezeichnet. Für die Ausbildung von gleichachsiger dendritischen Körnern muss somit das Verhältnis G/R kleiner als der Grenzwert $(G/R)_{CET}$ sein. Beim WIG-Schweißen (Wolfram Inertgas) von Aluminiumlegierungen ergeben sich folgende Grenzwerte für den Übergang zu gleichachsiger dendritischen Körnern, **Tabelle 2.1**.

Tabelle 2.1: Thermische Erstarrungsbedingungen zum CET beim WIG-Schweißen von Aluminium [Sch14]

Legierung	1050A		6082		
	Schweißgeschw.	8 mm/s	10 mm/s	6 mm/s	8 mm/s
$(G/R)_{CET}$	8,3 Ks/mm ²	7,1 Ks/mm ²	8,8 Ks/mm ²	7,1 Ks/mm ²	6,6 Ks/mm ²

Innerhalb einer Schweißnaht liegen keine konstanten Erstarrungsbedingungen vor, **Bild 2.2**. Die Erstarrungsgeschwindigkeit R ergibt sich dabei, wie in **Bild 2.2** erkennbar, gemäß **Gleichung 2.2**, wobei v der Schweißgeschwindigkeit entspricht und α dem Winkel zwischen der Schweißrichtung und der Schmelzflächennormalen [Kou03].

$$R = v \cdot \cos \alpha \quad (2.2)$$

Demnach geht die Erstarrungsgeschwindigkeit an der Schmelzlinie gegen Null und steigt in Richtung der Schweißnahtmitte auf einen Wert bis kleiner gleich der Schweißgeschwindigkeit, **Bild 2.2**. Bei geringen Schweißgeschwindigkeiten und somit elliptisch ausgebildeten Schmelzbädern beträgt der Winkel α in der Nahtmitte 0° , und die Erstarrungsgeschwindigkeit wird somit gleich der Schweißgeschwindigkeit [Dav89]. Dahingegen bleibt bei hohen Schweißgeschwindigkeiten mit tropfenförmigen Schmelzbädern der Winkel α größer als 0° und somit die Erstarrungsgeschwindigkeit in der Nahtmitte kleiner als die Schweißgeschwindigkeit [Dav89]. Der Temperaturgradient ist in der Schweißnahtmitte minimal und an der Schmelzlinie maximal. Für das Verhältnis G/R , welches die Gefügemorphologie bestimmt, ergibt sich damit, dass dies in der Schweißnahtmitte kleiner ist als an

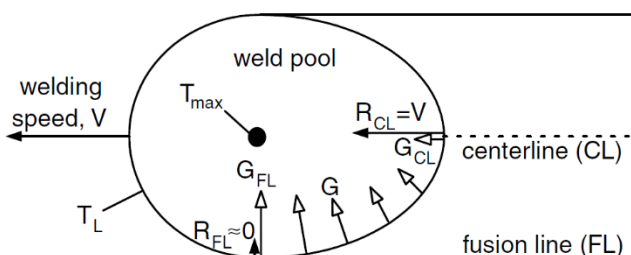


Bild 2.2: Verlauf des Temperaturgradienten und der Erstarrungsgeschwindigkeit entlang der Schmelzlinie [Kou03]

der Schmelzlinie, und dort somit eher gleichachsig dendritische Körner ausgebildet werden als an der Schmelzlinie [Kou03].

Die Erstarrung des Schmelzbades beginnt an der Schmelzlinie, wo die Schmelze im direkten Kontakt mit dem festen bzw. teilaufgeschmolzenen Grundwerkstoff ist. Die Schmelze und der umliegende Grundwerkstoff haben dabei eine ähnliche bzw. beim Schweißen ohne Zusatzwerkstoff die nominell gleiche Zusammensetzung, sodass der Grundwerkstoff ideal benetzt werden kann und somit die Körner in Richtung der an der Schmelzlinie vorliegenden Körner wachsen [Dav89]. Dieses Wachstum wird als epitaxiales Wachstum bezeichnet und kennzeichnet sich darin, dass Korngrenzen nicht notwendigerweise parallel zur Schmelzlinie vorliegen, sowie Körner von dem teilaufgeschmolzenen Bereich in die Schmelze gewachsen sind [Dav89]. Die weiteren Körner wachsen im sogenannten „competitive growth“, wobei die in der Nahtmitte gleichachsig dendritisch wachsenden Körner das Wachstum der stängelförmig dendritischen Körner unterdrücken können.

Eine thermische Erstarrungsbeeinflussung zielt darauf ab die Erstarrungsbedingungen durch Beeinflussung der Temperaturgradienten in positiver Weise zu beeinflussen. Die Heißrisseignung der heißrissempfindlichen Aluminiumlegierung EN AW-6082 kann bei dem gepulsten Laserstrahlschweißen durch Pulsformung [Wit15] sowie durch Überlagerung mit einem Diodenlaser [Bie17] deutlich reduziert werden. Der Anteil an gleichachsigen dendritischen Körnern in der Schweißnahtmitte beim Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung AA6061-T6 kann ebenfalls durch eine Verringerung des Temperaturgradienten mittels Strahloszillation gesteigert werden, wobei es dabei ebenfalls zu strömungsbedingtem Abbruch von Dendriten kommen kann [Wan16].

2.1.2 Metallurgische Einflüsse

Die resultierende Kornstruktur hängt neben den thermischen Erstarrungsbedingungen ebenfalls signifikant von den metallurgischen Erstarrungsbedingungen ab. Diese werden hauptsächlich durch die Faktoren der Unterkühlung und der Anzahl an Keimen beschrieben. Die Anzahl an Keimen kann durch die Zugabe von sogenannten Kornfeinungsmitteln gezielt gesteigert werden. Durch die Zugabe von Titandiborid (TiB_2) konnte beim Laserstrahlschweißen der heißrissempfindlichen Aluminiumlegierung EN AW-6082 die Korngröße reduziert und damit die Heißrisseanfälligkeit verringert werden [Tan14]. Die Unterkühlung setzt sich prinzipiell aus der konstitutionellen Unterkühlung, der kinetischen Unterkühlung, der thermischen

Unterkühlung und der Unterkühlung durch Krümmung zusammen, wobei die konstitutionelle Unterkühlung in der Regel den größten Anteil ausmacht [Dav89].

Der zuerst erstarrende Anteil der Schmelze erstarrt mit einer Zusammensetzung gemäß dem Verteilungskoeffizienten bzw. dem Verlauf der Solidus- und Liquiduslinie im Phasendiagramm. Somit steigt der Anteil an Legierungselementen in der Schmelze an. Diese angereicherte Schmelze weist daraufhin eine Temperatur kleiner der nominellen Liquidustemperatur auf, dies wird als konstitutionelle Unterkühlung bezeichnet. Die an der Schmelzfront auftretenden Anreicherungen niedrig schmelzender Legierungselemente in Richtung der zuletzt erstarrenden Schweißnahtmitte werden Makroseigerungen genannt und können zu einer gesteigerten Heißrissanfälligkeit führen [Dav89]. Bei dendritisch erstarrenden Legierungen kommt es bei der Erstarrung zu unterschiedlichen Zusammensetzungen innerhalb der Körner, welche als Kristall- bzw. Mikro-seigerungen bezeichnet werden. Diese beeinflussen ebenfalls signifikant die Heißrissanfälligkeit beim Schweißen [Gao17]. Bei hohen Abkühlraten sind Seigerungen in der Regel weniger stark ausgeprägt als bei niedrigeren Abkühlraten, da die Zusammensetzung der Schmelze an der Fest-Flüssig-Grenzfläche weiter von einer Gleichgewichtserstarrung entfernt ist [Dav89]. Für die bei einer Schweißnaht vorliegenden Erstarrungsbedingungen einer Legierung wird angenommen, dass an der Fest-Flüssig-Grenzfläche keine Diffusion in dem Festkörper, nur begrenzte Diffusion und keine Konvektion in der Schmelze stattfindet [Dav89].

2.2 Prozessengängen beim Schweißen von Aluminiumlegierungen

2.2.1 Heißrisse

Ein Heißriss entsteht, wenn die Restschmelze zwischen den Erstarrungsgrenzen aufgrund von schrumpfung induzierten oder extern aufgebrachten Spannungen während der finalen Phase der Erstarrung aufgetrennt wird (siehe z. B. [Lip15]). Die Heißrisse können nur unterhalb der Kohärenztemperatur¹ entstehen, da die Querspannungen vorher nicht übertragen werden können [Cro11]. Anhand des Entstehungsortes werden Heißrisse unterteilt in Erstarrungsrisse im Schweißgut, Risse in dem teilaufgeschmolzenen Bereich der Wärmeeinflusszone (WEZ) und Wiederaufschmelzrisse in unteren Lagen mehrlagig geschweißter Verbindungen

¹ Die Kohärenztemperatur ist definiert als die Temperatur, bei der die wachsenden Dendriten einander erstmals berühren [Cha95].

[Lip15]. Bei Schweißverbindungen auftretende Risse zählen gemäß DIN EN ISO 13919-2:2001-12 – bis auf Mikrorisse und Endkraterisse in der niedrigsten Bewertungsgruppe D – zu den kritischen und somit nicht zulässigen Schweißnahtfehlern [DIN01]. Daher ist ein Verständnis der dabei wirkenden Mechanismen erforderlich, um eine prozesssichere Heißrissvermeidung zu erzielen. Im Kontext dieser Arbeit wird der Begriff Heißriss für die bei der Erstarrung einer Schweißnaht im Schweißgut auftretenden Risse verwendet. Die im Bereich der teilweise aufgeschmolzenen Zone entstehenden Heißrisse sowie Wiederaufschmelzrisse werden nicht betrachtet.

Heißrisse sind ein komplexes Phänomen, welches maßgeblich aus dem Zusammenspiel der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes, den thermischen Schweißbedingungen und den mechanischen (Spann-) Bedingungen beeinflusst wird [Cro05]. Somit stehen primär diese Einflussfaktoren als Stellschrauben zur Reduzierung der Heißrissanfälligkeit zur Verfügung. Die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes bestimmt im Zusammenspiel mit den thermischen Schweißbedingungen die resultierende Gefügestruktur (vgl. **Abschnitt 2.1**). Die Heißrissanfälligkeit hängt von der Gefügestruktur [Kou85] und Korngröße ab und sinkt prinzipiell mit sinkender Korngröße [Nak95]. Somit können kornfeinende Elemente wie z. B. Titandiborid (TiB_2) eingesetzt werden, um die Heißrissanfälligkeit zu reduzieren, wie für die Aluminiumlegierung EN AW-6082 für Laserstrahl-tiefschweißen [Tan14] und WIG-Schweißen [Sch12] gezeigt wurde. Dieser Ansatz basiert auf der Erhöhung der Keimzahl, welche die heterogene Keimbildung fördert. Zum anderen kann die chemische Zusammensetzung der Schmelze variiert werden, und somit können kritische Konzentrationen durch das Zulegieren von Legierungselementen wie z. B. Silizium und Magnesium vermieden werden. Die Zuführung der Legierungselemente kann typischerweise durch draht- oder pulverförmige Schweißzusatzwerkstoffe sowie durch Beschichtungen erfolgen [Wel13]. Die chemische Zusammensetzung hat jedoch ebenfalls einen unmittelbaren Einfluss auf die mechanischen und chemischen Eigenschaften der Schweißnaht. Die Heißrissbildung kann bei Verwendung des Schweißzusatzwerkstoffs AlSi5 sowie AlSi12 in der Regel verhindert werden, die Festigkeit der Schweißverbindung wird dabei durch die Siliziumzugabe jedoch prinzipiell deutlich reduziert.

Durch die Bildung niedrigschmelzender Eutektika an Korngrenzen sind insbesondere die aushärtbaren Aluminiumlegierungen AlCuMg (2xxx), AlMgSi (6xxx), AlZnMg (7xxx) und AlZnMgCu (7xxx) heißrissanfällig [Mue54]. Die bei AlMgSi -Legierungen (6xxx Legierungen) auftretenden niedrig schmelzenden eutektischen

Phasen sind z. B. Al-Mg₂Si, Al-Si, Al-Mg₂Si-Fe-Mg₃Si₆Al₈-Si, Al-Mg₂Si(CrFe)₄Si₄Al₁₃-Si, Al-CuAl₂-Mg₂Si, Al-Cu₂Mg₈Si₆Al₅-CuAl₂-Si [Zha08], deren Schmelztemperaturen im Bereich von 513 °C bis 594 °C liegen [Mon76]. Die BTR (brittle temperature range) beschreibt das Temperaturintervall, in dem eine Legierung gemäß des Ansatzes von Prokhorov heißbrissanfällig ist [Pro68]. Dieses beträgt 124 K bei der Legierung EN AW-6082 [Liu06] und ist somit auch deutlich größer als das Erstarrungsintervall (65 K) der Legierung. Dies wird zum einen auf die nicht Gleichgewichtserstarrung und zum anderen auf niedrigschmelzende eutektisch erstarrende Phasen zurückgeführt [Nak95]. An der Heißbrissoberfläche konnten erhöhte Anteile an Kupfer, Eisen und Magnesium durch Mikroseigerungen an den Korngrenzen identifiziert werden [Zha08].

Neben den metallurgischen, thermischen und mechanischen Einflussfaktoren kann die Schmelzbadströmung einen Einfluss auf die Heißbrissanfälligkeit haben. Die Richtung der aufgrund der Marangonikraft wirkenden Komponente der Schmelzbadströmung hängt von dem Vorzeichen des Oberflächenspannungsgradienten ab. Diese Schmelzbadströmung kann sich positiv sowie negativ auf die Nachspeisung² und somit auf die Heißbrissanfälligkeit auswirken [Hol92]. Gemäß dem Model von Feurer können Heißrisse nur entstehen, wenn die Nachspeisung kleiner oder gleich der Schrumpfung ist [Feu77]. Zudem zeigten die Untersuchungen von Schaefer et al., dass eine Variation der Fokuslage beim Laserstrahl-tiefschweißen von -1,4 mm zu -2,1 mm einen signifikanten Einfluss auf die Schmelzbadströmung [Sch17] und ebenfalls auf das Heißbrissverhalten haben kann [Sch15].

Zur Beschreibung der Heißbrissanfälligkeit bzw. der Bewertung von Maßnahmen zur Reduzierung der Heißbrissanfälligkeit existieren verschiedene Modelle bzw. Bewertungskriterien. Die Modelle unterscheiden sich grundsätzlich in dem dabei zugrunde liegenden Mechanismus der Rissinitiierung. Gemäß der Übersichtsdarstellung in [Con13] lassen sich die Mechanismen klassifizieren nach kritischer Spannung, kritischer Dehnung, kritischer Dehnrage, kritische Dehnungsakkumulation sowie dem Zusammenspiel zwischen Schrumpfung und Nachspeisung. Der Rissanfälligkeitskoeffizient CSC (engl. crack susceptibility coefficient) beschreibt das Verhältnis der Zeit t_v , in der sich die Schmelze im heißbrisskritischen Zustand befindet,

² Die Nachspeisung bezeichnet das Fließen von Schmelze entgegen der Erstarrungsrichtung zur Kompensation der Schrumpfung [Cro05].

verglichen mit der Zeit t_r im unkritischen Zustand, in dem eine Nachspeisung stattfinden kann [Cly79]:

$$CSC = \frac{t_v}{t_r} = \frac{t_{99} - t_{90}}{t_{90} - t_{40}} \quad (2.3)$$

Die beiden Zustände werden dabei über den Feststoffanteil definiert. Dabei ist t_x die Zeit bei dem jeweiligen Feststoffanteil x in Gew.-% [Cly79].

Eine Zusammenführung des Schrumpfung- und Nachspeisungskonzepts von Feurer mit dem CSC führt zu dem Heißrissanfälligkeitsindex HCS (engl.: hot cracking susceptibility) von Katgerman [Kat82] zu:

$$HCS = \frac{t_v}{t_r} = \frac{t_{99} - t_{cr}}{t_{cr} - t_{coh}} \quad (2.4)$$

Dabei ist t_{cr} die Zeit, in der die Nachspeisung geringer ist als die Schrumpfung, und t_{coh} die Zeit, bei der die Kohärenz der Schmelze erreicht wird.

Gemäß dem Model in [Kou15] lässt sich die Heißrissanfälligkeit HCI (engl.: hot cracking index) durch die Änderung der Temperatur dT bei Änderung des Feststoffanteils $d(f_s)$ in der letzten Phase der Erstarrung und somit einem Feststoffgehalt von $(f_s)^{1/2} \approx 1$ beschreiben durch:

$$HCI = |dT/d(f_s^{1/2})| \quad (2.5)$$

Dabei stehen höhere Werte des HCI für eine höhere Heißrissanfälligkeit [Kou15]. Es zeigte sich dabei eine gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Heißrissanfälligkeiten der Aluminiumlegierungssysteme Al-Cu, Al-Mg-Si sowie der Wirkung von Al-Si Schweißzusatzwerkstoff [Kou15].

Die unterschiedlichen Indizes gleichen sich darin, dass primär der Feststoffanteil und die dazugehörige Zeit bzw. Temperatur zur Beschreibung der Heißrissanfälligkeit verwendet werden. Für weitere Bewertungskriterien sei an dieser Stelle auf die Übersichtsdarstellung in [Con13] verwiesen.

2.2.2 Poren

In einer Schweißnaht vorhandene Poren können einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben. Daher ist die zulässige Menge und Abmessungen der Poren in der DIN EN ISO 13919-2:2001-12 vorgegeben. Je nach Ursache müssen dabei unterschiedliche Maßnahmen zur Reduzierung der Porosität getroffen werden. Poren in Schweißnähten werden nach ihrem Entstehungsmechanismus in metallurgische Poren und Prozessporen unterschieden. Metallurgische Poren beim Schweißen von Aluminium und Aluminiumlegierungen entstehen aufgrund der um den Faktor 20

geringeren Löslichkeit von Wasserstoff im festen Aluminium verglichen mit der Schmelze [Sch02]. Der Wasserstoff wird aufgrund mangelnder Löslichkeit bei der Abkühlung ausgeschieden und bleibt als Pore zurück, sofern diese nicht vor der Erstarrung über die Oberfläche entweichen kann [Mes04]. Die ausgeschiedenen Gasblasen steigen aufgrund der Auftriebskraft auf, wobei die Bewegung der Gasblasen durch die Schmelzbadströmung zusätzlich beeinflusst wird [Mes04]. Die Hauptquellen des Wasserstoffs sind der Schweißzusatzwerkstoff, das Schutzgas sowie der Grundwerkstoff. Auf dem Grundwerkstoff sowie Schweißzusatzwerkstoff sind Rückstände von z. B. Schmierstoffen aus dem Herstellungsprozess sowie wasserstoffhaltige Oxidschichten auf der Oberfläche die Quelle von Wasserstoff. Wasserstoff aus der umgebenden Atmosphäre kann zudem in das Schutzgas gelangen [Sch09].

Des Weiteren können prozessbedingte Ursachen zu Poren, den sogenannten Prozessporen, führen. Beim Laserstrahl-tiefschweißen liegt ein hochdynamisches System, bestehend aus dem Keyhole und dem Schmelzbad, vor. Die experimentell bestimmten Keyholefrequenzen liegen, gemäß der Zusammenfassung in [Vol17], vorwiegend im Bereich von 1 kHz bis 15 kHz, wobei ein Großteil der Keyholefrequenzen im Bereich von 1 kHz bis 4 kHz angegeben werden. Der Durchmesser des Keyholes ergibt sich dabei vereinfacht aus einem dynamischen Kräftegleichgewicht zwischen dem Dampfdruck des Keyholes und der Oberflächenspannung des Schmelzbades. Somit können sowohl das hochdynamische Keyhole als auch das Schmelzbad einen kurzzeitigen Zusammenbruch des Keyholes – den sogenannten Keyholekollaps – bewirken. Ein Kollaps des Keyholes kann dazu führen, dass Gas in das Schmelzbad gelangt und als Pore in der Schweißnaht verbleibt [Zha03]. In Poren wurde das verwendete Schutzgas sowie Partikel von im Prozess verdampften Legierungselementen identifiziert [Mat00]. Neben einem vollständigen Keyholekollaps werden auch Schwankungen in der Keyholetiefe als Ursache für Poren angesehen [Pan14]. Die Dynamik des Schmelzbades kann einen Keyholekollaps initiieren und somit ebenfalls zu Prozessporen führen [Mat00]. Mittels einer zeitlichen Laserleistungsmodulation kann die Prozessdynamik reduziert werden, das Keyhole durch Aufbringen einer Schwingung stabilisiert und somit die Porenbildung vermieden werden [Ott07]. Dabei wurden unterschiedliche Modulationsfrequenzen als geeignet zur Reduzierung der Porosität identifiziert, u. a. 16 Hz [Kaw03], 100 Hz [Mat98], 125 Hz [Bla10], 250 Hz [Bla10], 500 Hz [Bla10]. Die Verwendung der Schmelzbad-eigenfrequenz wird in [Kaw03] als geeignete Frequenz angesehen. Die Ergebnisse in [Bla10] zeigen, dass auch andere Frequenzen einen positiven Einfluss haben können.

Eine Verwendung der Eigenfrequenz des Keyholes soll aufgrund der geringen Dämpfung vermieden werden [Gei08].

Prozess- und metallurgische Poren unterscheiden sich in der Größe. Es konnte beim Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung AA5182 und AA5754 gezeigt werden, dass im Wärmeleitungsregime wasserstoffbedingte Mikroporen mit Durchmessern im Bereich von einigen Mikrometern entstehen [Pas99]. Die schnelle Erstarrungsgeschwindigkeit beim Laserstrahlschweißen begrenzt das Wachstum und somit die maximale Größe der wasserstoffbedingten Mikroporen. Bei erhöhter Laserleistung, unter sonst identischen Bedingungen, können dabei im Tiefschweißregime zusätzlich Makroporen mit einem Durchmesser größer 0,2 mm entstehen, welche auf ein instabiles Keyhole zurückgeführt wurden [Pas99]. Der Anteil an Makroporen zeigt dabei, wie zu erwarten, keine Abhängigkeit von dem Wasserstoffgehalt im Schutzgas [Pas99].

2.3 Mechanische Beeinflussung erstarrender Schmelzen

2.3.1 Kategorisierung

Die erstarrende Schmelze kann auf unterschiedliche Arten beeinflusst werden, wobei dabei unterschiedliche Mechanismen dominieren können. Die Erstarrungsbeeinflussung kann bezüglich des Anregungsortes, der Temperatur, der Frequenz sowie der Anregungsrichtung in Bezug auf Schmelzschweißverfahren kategorisiert werden, **Tabelle 2.2**.

Tabelle 2.2: Klassifizierung der Anregungsarten in Bezug auf Schmelzschweißverfahren

Ort der Anregung	Temperatur	Frequenz	Anregungsrichtung
Werkstückanregung [Kuo08]	Oberhalb der Liquidustemperatur [Wan14]	Frequenzspektrum <ul style="list-style-type: none"> • Monofrequent [Kal18] • breitbandig [Aok05] 	Richtungsart <ul style="list-style-type: none"> • gerichtet [For18] • ungerichtet [Ger15]
direkte Schmelzbadanregung <ul style="list-style-type: none"> • magnetisch [Mat78] • mechanisch [Yua16] 	Zwischen Liquidustemperatur und Solidustemperatur [Wan14]	Relative Frequenz <ul style="list-style-type: none"> • resonant [Hsi12] • über resonant [Hus11] • unter resonant [Tam18] 	Dimensionen <ul style="list-style-type: none"> • eindimensional [Tew93] • mehrdimensional [Zhe18]
indirekte Schmelzbadanregung <ul style="list-style-type: none"> • oszillierender Lichtbogen [Siv07] • oszillierende Elektrode [Sun09] 		Absolute Frequenz <ul style="list-style-type: none"> • Ultraschall ($f \geq 20$ kHz) [He06] • Hörschall (20 Hz $< f < 20$ kHz) [Mun99] • Infraschall ($f \leq 20$ Hz) [Hus11] 	

Grundlegend unterscheiden sich dabei die Anregung des Werkstücks sowie die Anregung des Schmelzbads. Die Anregung des Schmelzbads kann entweder direkt, z. B. durch elektromagnetische Felder, oder indirekt, z. B. durch Anregung des Lichtbogens, der Tropfen oder der Elektrode, erfolgen.

2.3.2 Wirkmechanismen der Kornfeinung

Die Schwingungsüberlagerung wird primär im Bereich der Gießereitechnik angewendet, um eine Kornfeinung zu erzielen und somit die mechanischen Eigenschaften des Gusswerkstücks zu verbessern. Somit werden im Folgenden primär die Wirkmechanismen auf Grundlage der Erkenntnisse im Bereich der Gießereitechnik dargestellt, wobei die dort vorhandenen Erstarrungsbedingungen insbesondere bezüglich der zeitlichen und örtlichen Temperaturgradienten sowie der Kornwachstumsgeschwindigkeit signifikant von denen bei Schweißprozessen abweichen können.

Die entstehende Gefügestruktur hängt signifikant von den Keimbildungs- und Keimwachstumsbedingungen ab, welche durch die Schwingungsüberlagerung verändert werden können. Für die heterogene Keimbildung ist die Anzahl an festen Partikeln von besonderer Bedeutung, welche durch Dendritenabbruch und Kornausbruch aus dem teilaufgeschmolzenen Bereich erhöht werden kann [Kou03]. Diese fragmentierten Partikel können dann entweder in kühleren Regionen als Keime dienen oder werden in heißeren Regionen aufgeschmolzen [Nam15]. Als dominierende Ursache für das Abbrechen von Dendriten oder Dendritenarmen durch mechanische Anregung wird die Biegebelastung und nicht die Scherbelastung oder Wiederaufschmelzungen angesehen [Cam81]. Der Wirkmechanismus der Kornfeinung liegt gemäß der Theorie von Hellawell et al. primär in der Verteilung der Dendritenfragmente und nicht im Dendritenabbruch selbst [Hel97]. Dabei wird angenommen, dass bereits ohne Schwingungsüberlagerung genügend Dendritenfragmente in der erstarrenden Schmelze vorhanden sind. Schmelzeströmungen, bedingt durch Dichteunterschiede in dem teilerstarten Bereich, werden als Ursache für den Dendritenabbruch bei nicht beeinflussten Gießprozessen angesehen [Ruv07].

Die Wirksamkeit der Kornfeinung hängt von den verwendeten Anregungsbedingungen ab. Campbell konnte durch einen Vergleich der in der Literatur verfügbaren experimentellen Ergebnisse für Gießprozesse mit den Theorien der Scherung von Dendriten, dem Biegen von Dendriten und dem Wiederaufschmelzen von Dendriten, nachweisen, dass das Produkt aus Anregungsfrequenz und Amplitude die Wirksamkeit der Kornfeinung beschreibt [Cam81]. Dabei stellte sich heraus, dass die benötigten Spannungen bzw. Energien für Scherung und Wiederaufschmelzung nicht ausreichen. Die experimentellen Daten passen hingegen sehr gut zu den berechneten Grenzwerten der Biegung. Dabei ergibt sich aus einem vereinfachten Kräftegleichgewicht am Dendritenarm bei laminarer Strömung eine Biegespannung S in der Wurzel zu **Gleichung 2.6** [Cam81].

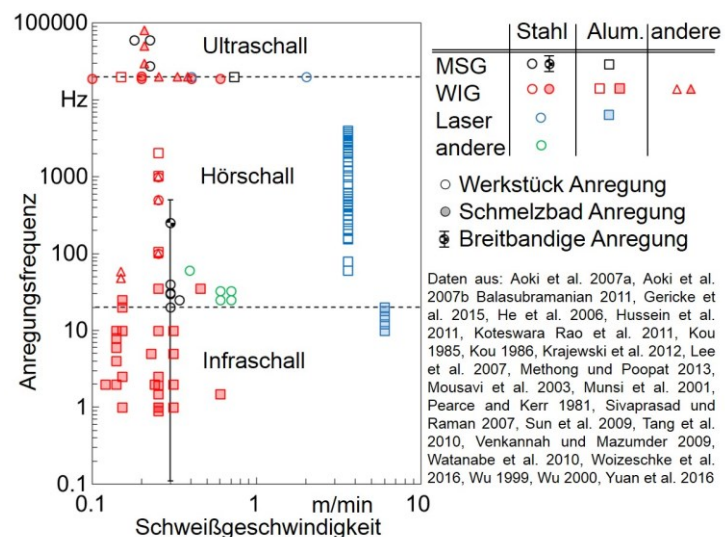
$$S = \frac{80 \pi \cdot \eta \cdot L^2 \cdot f \cdot s}{d^3} \quad (2.6)$$

Dabei entspricht η der dynamischen Viskosität, L der Länge des Dendritenarms, f der Anregungsfrequenz, s der Amplitude und d der Dicke des Dendritenarms. Die dabei untersuchten Parameter reichen über mehrere Größenordnungen bezüglich der Anregungsfrequenz (ungefähr 10^0 Hz bis 10^5 Hz) und Amplituden (ungefähr 10^{-2} m bis 10^{-7} m). Als geeigneterer Bereich für die Kornfeinung wurde dabei der Frequenz-Amplituden-Bereich ab 3 mm s^{-1} identifiziert, wobei ab $0,1 \text{ mm s}^{-1}$ erste Kornfeinungseffekte möglich sind [Cam81].

Bezüglich der Temperaturbereiche wurde festgestellt, dass keine Kornfeinung auftritt, wenn eine Ultraschallbehandlung bereits oberhalb der Liquidustemperatur beendet wurde [Wan14]. Daraus wurde geschlossen, dass die Benetzung von Partikeln nicht durch die Ultraschallbehandlung beeinflusst wird [Wan14]. Des Weiteren wurde gezeigt, dass der Einfluss von Vibrationen und Schock auf die erstarrende Schmelze nur in der unmittelbaren Nähe der fest-flüssig Grenzfläche wirken [Fen00].

2.3.3 Anwendung bei Schmelzschweißprozessen

Die Schwingungsüberlagerung kann prinzipiell zu einer Kosten- und Zeitersparnis bei Schmelzschweißverfahren führen, wenn dadurch auf weitere Nachbehandlungsschritte [Kra12], oder auf die Verwendung von Schweißzusatzwerkstoff verzichtet werden kann. In wissenschaftlichen Untersuchungen wurde die Schwingungsüberlagerung während des Schweißens bereits bei unterschiedlichen Schmelzschweißverfahren und Werkstoffen, mit dem Ziel die



Radel 2016

BIAS ID 162859

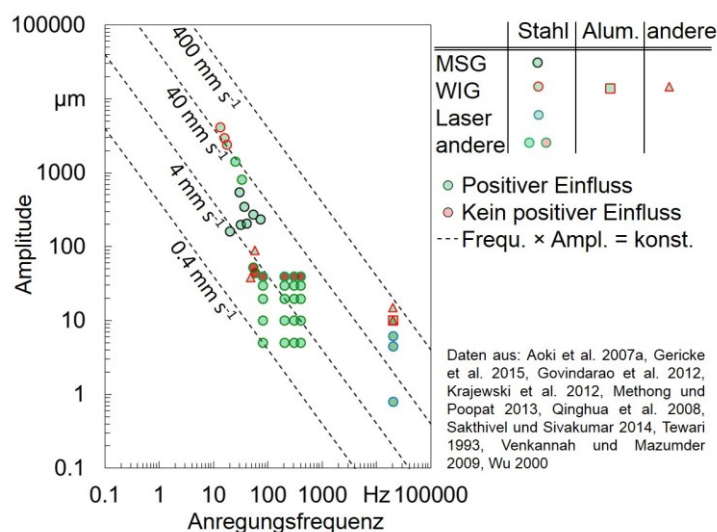
Bild 2.3: Überblick über Schmelzschweißprozesse mit externer Beeinflussung. Der Ort der Anregung wird dabei zwischen Werkstück und Schmelzbadanregung kategorisiert, wobei die Schmelzbadanregung direkt oder indirekt erfolgen kann. Die Prozesskategorie MSG beinhaltet MIG und MAG, die Materialkategorien beinhalten die Legierungen.

Eigenschaften der Schweißverbindung zu beeinflussen, untersucht, **Bild 2.3**.

Dabei wurden verschiedene positive Veränderungen der Schweißnahteigenschaften festgestellt. In den Arbeiten von [Tew93b], [Sin12], [Tew99], [Wat10] konnte übereinstimmend eine Erhöhung der Zugfestigkeit durch Kornfeinung festgestellt werden, wohingegen in [Hus11] die Erhöhung der Zugfestigkeit auf eine feinere Verteilung von Verunreinigungen zurückgeführt wird. Weitere positive Effekte sind die Reduzierung der Porosität [Kra12], des Verzugs [Xu07], [Qin08], geringere Eigenspannungen [Aok07] und eine höhere Zähigkeit [Ger15]. Dabei ist festzustellen, dass bisher wenige Untersuchungen bei vergleichsweise hohen Schweißgeschwindigkeiten existieren.

Ein Überblick über die verwendeten Anregungsfrequenzen und Amplituden bei Schmelzschweißprozessen mit monofrequenter Werkstückanregung ist in **Bild 2.4** gegeben. Die dabei untersuchten Nahteigenschaften sind sehr unterschiedlich, unter anderem mechanische Eigenschaften [Tew93b], Porosität [Kra12], Eigenspannungen [Aok07] und Kornfeinung [Ger15]. Dabei ist es möglich, dass einzelne Eigenschaftsänderungen auf eine Kornfeinung zurückzuführen sind, diese jedoch nicht der primäre Untersuchungsgegenstand war. Innerhalb dieser Daten kann kein Zusammenhang zwischen den verwendeten Frequenzen, Amplituden sowie dem Frequenz-Amplituden-Produkt und dem Einfluss auf die Nahteigenschaften festgestellt werden. Die Anzahl der veröffentlichten Ergebnisse ohne positiven Einfluss auf die Schweißnahteigenschaften ist gering.

Eine Schwingungsüberlagerung beim Laserstrahl-tiefschweißen der Aluminiumlegierung EN AW-5083 mit Frequenzen zwischen 60 Hz und 4 kHz kann prinzipiell zu einer Kornfeinung führen [Woi17]. Als Untergrenze für die Kornfeinung beim WIG-Schweißen der Aluminium-Kupferlegierung AA2219 wurde ein Frequenz-Amplituden Produkt von 19 mm s^{-1} identifiziert [McI05]. Dieser Grenzwert ist höher, verglichen mit dem



Radel 2017

BIAS ID 171320

Bild 2.4: Übersicht über Schmelzschweißprozesse mit monofrequenter Werkstückanregung. Die Prozesskategorie MSG beinhaltet MIG und MAG, die Materialkategorien beinhalten die Legierungen.

Grenzwert für Gießprozesse. Die dabei untersuchten Frequenzen waren 25 Hz, 50 Hz und 75 Hz [McI05]. Als Mechanismus für die Kornfeinung wurde beim WIG-Schweißen der Aluminiumlegierung AA 7004 [Pea81] sowie AA 7020 [Mou03] mit magnetischem Rühren der Kornausbruch aus dem teilaufgeschmolzenem Bereich identifiziert. Neben der Beeinflussung der Erstarrung durch Keimmultiplikation kann ebenfalls das Temperaturfeld durch die Vibrationen beeinflusst werden. Eine schnellere Abkühlung aufgrund von erzwungener Konvektion konnte als signifikanter Bestandteil für die Kornfeinung beim Unterpulverschweißen [Ger15] sowie Elektrodenschweißen identifiziert [Sin17] werden.

Neben der Kornfeinung wird in der Literatur ebenfalls eine Kornvergrößerung durch Vibrationen beschrieben. Beim Laserstrahlbeschichten des Edelstahl SS316L wurden verglichen mit der Referenz 5 % größere Körner bei vertikaler Vibration und 7 % größere Körner bei dreidimensionaler Vibration festgestellt [Zhe18]. Beim WIG-Punktschweißen der Nickellegierung Inconel 690 wurde eine Kornvergrößerung bei vertikaler Anregung festgestellt, wohingegen bei horizontaler Anregung eine Kornfeinung auftrat [Kuo08]. Die Kornvergrößerung wurde dabei auf ein verändertes Temperaturfeld innerhalb der Schmelze zurückgeführt. Zur Kornfeinung wurde eine Anregung senkrecht zur Dendritenwachstumsrichtung empfohlen [Kuo08]. Eine Verringerung der Zugfestigkeit wurde beim WIG-Schweißen der Nickellegierung Inconel 690 festgesellt, da die zyklische Belastung zu Ermüdungserscheinungen führte [Wu99]. Beim vibrationsunterstützten Unterpulverschweißen von Stahl konnte kein positiver Einfluss auf die Zugfestigkeit festgestellt werden, obwohl die Schweißnähte eine feinere Kornstruktur aufwiesen [Qin08].

In [Kra12] konnte eine Reduzierung der Porosität beim WIG- und MIG- (Metall-Inertgas) Schweißen der Aluminiumlegierung AA2017A unter Verwendung von Ultraschall mit einer Frequenz von 20 kHz festgestellt werden. Dies ist beachtlich unter Berücksichtigung der Tatsache, dass dabei ebenfalls eine Verschlechterung der Schutzgasabdeckung identifiziert wurde. Des Weiteren konnte in [Kim95] die Reduzierung von Prozessporen beim gepulsten Laserstrahl-tiefschweißen der Aluminiumlegierungen AA5020, AA6061 und AA5982 durch Ultraschallunterstützung nachgewiesen werden. Beim Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung AA6082 mit Ultraschallunterstützung konnte eine Beeinflussung der örtlichen Porenverteilung festgestellt werden, wobei die Gesamtmenge nicht reduziert wurde [Not18].

Die Heißrissanfälligkeit beim WIG-Schweißen der heißrissanfälligen Aluminiumlegierung AA7075 wurde mittels des selbstbeanspruchten Houldcroft Test bei einer Anregungsfrequenz von 100 Hz, 1025 Hz und 2050 Hz mit unbekannter

Amplitude bei einer Schweißgeschwindigkeit von 4.2 mm/s untersucht [Bal11a]. Die Ergebnisse zeigen, dass die Heißrisslänge bei einer Anregungsfrequenz von 1025 Hz und 2050 Hz im Vergleich zur Referenzprobe aufgrund einer Kornfeinung reduziert werden konnte [Bal11a]. Die Heißrisslänge bei 100 Hz Anregungsfrequenz war länger verglichen mit der Referenzprobe. Vergleichbare Ergebnisse zeigten dazu analoge Untersuchungen mit der Legierung AA2014 [Bal11b]. Des Weiteren wurde durch Ultraschallunterstützung beim WIG-Schweißen einer Nickelbasislegierung eine reduzierte Heißrissanfälligkeit durch Kornfeinung und reduzierte Seigerungen festgestellt [Tha18]. Dabei konnte kein Einfluss der Ultraschallanwendung auf das Erstarrungsintervall sowie den eutektischen Anteil in der finalen Phase der Erstarrung identifiziert werden [Tha18]. Ebenfalls wurde eine reduzierte Risslänge beim Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung 6061 festgestellt [Kim95]. Dabei wurde anhand von Härtemessungen eine homogenere Verteilung der Legierungselemente vermutet.

Für weitere Informationen zur Schwingungsüberlagerung bei Schmelzschweißverfahren sei an dieser Stelle auf die Übersichtsdarstellungen in [Kai15] und [Jos16] verwiesen.

2.4 Fazit

Zur vollständigen Nutzung der technologischen Vorteile des Laserstrahlschweißens von Aluminiumlegierungen bedarf es einer Methodik das Erstarrungsgefüge zu beeinflussen, ohne dabei auf die Verwendung von Schweißzusatzwerkstoffen angewiesen zu sein. Im Stand der Forschung wurden positive Veränderungen der Nahteigenschaften durch eine Schwingungsüberlagerung für unterschiedliche Schmelzschweißprozesse bei vorwiegend geringen Schweißgeschwindigkeiten gezeigt. Dabei ist bisher nicht geklärt, unter welchen Bedingungen eine Beeinflussung des Erstarrungsgefüges sowie eine Reduzierung der Heißrissanfälligkeit beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen erreicht werden kann, und welche Mechanismen dabei eine dominierende Rolle spielen. Zudem ist nicht bekannt, inwieweit es dabei zu ungewollten Prozessbeeinflussungen wie z. B. Kornvergrößerung oder zu Nahtungängen wie z. B. eine erhöhte Porosität kommen kann.

3 Zielsetzung

Diese Arbeit hat das Ziel, die dominierenden Wirkmechanismen einer Schwingungsüberlagerung während des Laserstrahltiefschweißens von Aluminiumlegierungen auf die Gefügebildung bei der Schweißnahtstarrung zu identifizieren. Damit wird das Gesamtziel verfolgt, die Gebrauchseigenschaften der Naht zu verbessern und die Heißrissanfälligkeit zu reduzieren. Zur experimentellen Untersuchung wird eine gerichtete Schwingung während des Laserstrahltiefschweißens aufgebracht und das resultierende Schweißnahtgefüge charakterisiert, um Rückschlüsse auf die Wechselwirkung zwischen dem erstarrenden Schweißnahtgefüge und der eingebrachten Schwingung zu ziehen. Zum einen soll identifiziert werden, unter welchen Bedingungen eine Beeinflussung des Gefüges möglich ist, und zum anderen ob in dem vorliegenden Regime die Beeinflussung primär auf die mechanisch-metallurgischen Einflüsse (Keimbildungsbedingungen und Seigerungen) zurückgeführt werden kann, oder ob die thermisch-metallurgischen Einflüsse (Kornwachstumsbedingungen) ebenfalls eine entscheidende Rolle spielen. Im Rahmen des Gesamtziels wird ein möglicher Einfluss der Schwingungsüberlagerung auf die Bildung von Nahtungängen betrachtet.

4 Materialien und Methoden

4.1 Werkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die nicht aushärtbare Aluminiumknetlegierung EN AW-5083 (AlMg4,5Mn) im Werkstoffzustand H111 (geglüht und geringfügig kaltverfestigt) und die aushärtbare Aluminiumknetlegierung EN AW-6082 (AlSi1MgMn) im Werkstoffzustand T6 (lösungsgeglüht und warmausgelagert) verwendet. Die enthaltenen Legierungsbestandteile gemäß der Abnahmeprüfzeugnisse sind in **Tabelle 4.1** gegeben. Die Probengeometrie bei der Legierung EN AW-5083 betrug 60 mm x 50 mm x 5 mm sowie 88 mm x 50 mm x 3 mm bei der Legierung EN AW-6082.

Tabelle 4.1: Gehalte der Legierungs- und Begleitelemente der verwendeten Werkstoffe in Gew.-%

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
EN AW-5083	0,16	0,33	0,04	0,48	4,5	0,08	0,01	0,02	Balance
EN AW-6082	0,9	0,42	0,08	0,42	0,8	0,02	0,05	0,03	Balance

4.2 Versuchseinrichtungen und -durchführung

4.2.1 Laserstrahl-tiefschweißprozess

Als Strahlquelle wurde ein Multi-mode Yb:YAG (Ytterbium-dotierter: Yttrium-Aluminium-Granat) Laser (Typ TruDisk 12002, Trumpf) mit scheibenförmigem laseraktivem Medium verwendet. Dieser Laser emittiert im Dauerstrichbetrieb (cw – continuous wave) bei einer Wellenlänge von 1030 nm mit einem Strahlparameterprodukt von 8 mm mrad. Die Strahlführung erfolgte mit einer Lichtleitfaser mit einem Faserkerndurchmesser von 200 µm. Zur Strahlformung wurde eine Bearbeitungsoptik (Typ BEO D70, Trumpf) verwendet, welche eine Kollimationslinse und eine Fokussierlinse mit jeweils 200 mm Brennweite enthielt. Daraus resultiert ein nomineller Fokusbereich von 200 µm. Die Fokussierung lag 2,5 mm unter der Werkstückoberfläche. Argon 4.8 (entspricht einer minimalen Reinheit von 99,998 %) wurde als Schutzgas zugeführt. Die Schweißnähte wurden als durchgeschweißte Blindschweißnähte in der Schweißposition PA ausgeführt. Die Schweißnaht wurde linear ausgeführt. Die Relativbewegung zwischen Bearbeitungsoptik und Werkstück wurde durch eine bewegte Bearbeitungsoptik und einem stationären Werkstück realisiert. Die Bewegung der Bearbeitungsoptik erfolgte durch ein Handhabungssystem mit drei translatorischen Achsen. Die Walzausrichtung

war stets quer zur Prozessrichtung. Um unterschiedliche Erstarrungsbedingungen zu erhalten, wurden Schweißgeschwindigkeiten von 2 m/min, 4 m/min und 6 m/min verwendet und die Laserleistung derart angepasst, dass ein sicheres Durchschweißen auf voller Nahtlänge erreicht wurde. Die Schweißgeschwindigkeiten wurden ausgewählt, um unterschiedliche Erstarrungsbedingungen in einem Geschwindigkeitsregime zu erhalten, welches typisch für das Laserstrahlschweißen der verwendeten Legierungen und Blechdicken ist [Cao03]. Jeder Schweißparametersatz wurde mindestens drei Mal durchgeführt.

4.2.2 Werkstückanregung

Zur gerichteten Anregung des Werkstücks während des Schweißens wurde ein elektromagnetischer Shaker (V406, LDS - Ling Dynamic Systems) eingesetzt, **Bild 4.1**. Damit konnte ein breites Frequenzspektrum mit unterschiedlichen Amplituden ohne Begrenzung der Einschaltdauer untersucht werden. Ein elektromagnetischer Shaker enthält eine Spule, einen Permanentmagneten und eine bewegliche Armatur und wandelt damit elektrische in mechanische Energie [McC08]. Das Steuersignal wurde mit einem digitalen Funktionsgenerator (HM8150, Hameg instruments) erzeugt. Ein Leistungsverstärker (PA500L, LDS - Ling Dynamic Systems) verstärkte das Steuersignal, welches in einer eindimensionalen Bewegung der Armatur des elektromagnetischen Shakers resultierte. Die Masse der Armatur betrug 0,2 kg.

Zur Durchführung der Schweißversuche wurde eine Spannvorrichtung auf der Armatur montiert, welche die Proben an vier Punkten spannt. Die Bewegung der Probe erfolgte parallel zur Strahlachse bzw. senkrecht zur Probenoberfläche. Diese Anregungsrichtung wurde gewählt, da diese gemäß [Kuo08] am effektivsten ist. Zur Charakterisierung der Anregung wurde ein Beschleunigungssensor (8714B500, Kistler) in der Mitte der Probe montiert. Die Masse des Beschleunigungssensors betrug 4,2 g. Der Beschleunigungssensor nutzt das piezoelektrische Messprinzip auf Basis von Scherspannungen nach dem IEPE (Integrated Electronics Piezo Electric) Industriestandard. Ein Kuppler (5118B2, Kistler) wurde als Konstantstromquelle



Bild 4.1: Versuchsaufbau zum Laserstrahlschweißen mit Schwingungsüberlagerung

für den Beschleunigungs-sensor und zur Separierung des Messsignals verwendet. Der Kuppler beinhaltet einen Hochpassfilter mit einer Grenzfrequenz von 0,03 Hz. Zur Messung und Speicherung der Signale wurde ein Transientenrekorder (2580P, Gould Nicolet) mit einer Messfrequenz von 200 kHz bei einer Messdauer von 1,25 s verwendet.

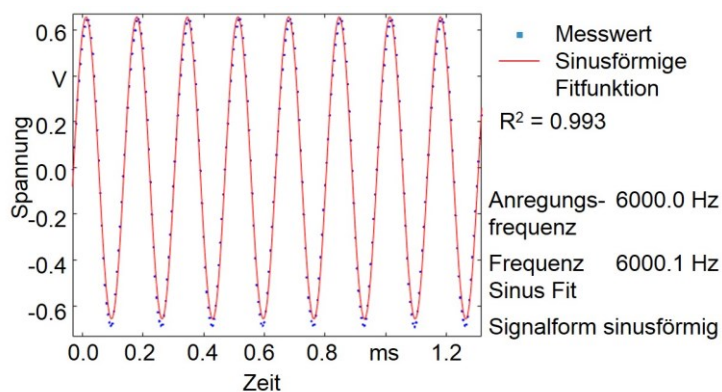


Bild 4.2: Sinusförmige Fitfunktion der Messwerte des Beschleunigungssensors

Die vom Beschleunigungssensor gemessenen Messwerte wurden durch eine sinusförmige Fitfunktion beschrieben. In **Bild 4.2** sind exemplarisch die gemessenen Werte des Beschleunigungssensors sowie die sinusförmige Fitfunktion bei einer Anregungsfrequenz von 6000 Hz dargestellt. Die Frequenz der Fitfunktion beträgt 6000,1 Hz und das Bestimmtheitsmaß 0,993. Das hohe Bestimmtheitsmaß zeigt, dass die Beschleunigung als harmonische Sinusfunktion betrachtet werden kann. Hiermit wurde ebenfalls gezeigt, dass die Spannvorrichtung steif genug ausgelegt ist, um die Bewegung des Shakers auf die Probe zu übertragen. Die Amplitude s der Schwingung wurde daher aus der maximalen Beschleunigung a_{\max} der Fitfunktion sowie der Frequenz f der Fitfunktion in **Bild 4.2** und analog dazu für alle weiteren Anregungsbedingungen gemäß **Gleichung 4.1** bestimmt.

$$s = \frac{a_{\max}}{(2 \cdot \pi \cdot f)^2} \quad (4.1)$$

Das Frequenz-Amplituden-Produkt wurde aus der gemäß **Gleichung 4.1** berechneten Amplitude s und der Frequenz f zu **Gleichung 4.2** bestimmt.

$$fa = f \cdot s \quad (4.2)$$

Ein elektrodynamischer Shaker weist über seinen Frequenzbereich prinzipbedingt nicht dieselbe maximale Beschleunigung auf. Die maximale Beschleunigung wird je nach Frequenz und zu beschleunigender Masse durch den maximalen Hub, Kraft, Spannung oder den Strom begrenzt [Lan01]. Basierend auf den technischen Daten des elektrodynamischen Shakers werden die Frequenz und Amplitude für drei charakteristische Punkte, **Gleichung 4.3** bis **Gleichung 4.8** bestimmt [Lan01].

$$f_a = f_{min} \quad (4.3)$$

$$a_a = 2 (\pi f_{min})^2 s_{max} \quad (4.4)$$

$$f_b = \frac{\sqrt{\frac{K_s}{m}}}{2\pi} \quad (4.5)$$

$$a_b = \frac{F_{nom}}{m} \quad (4.6)$$

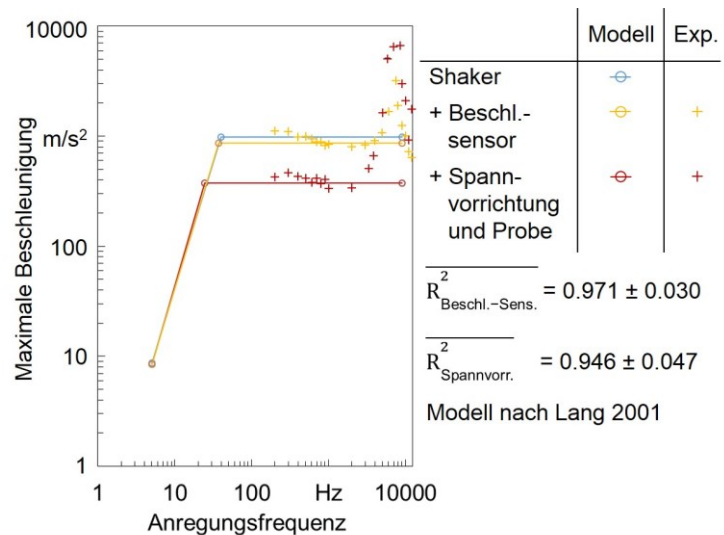
$$f_c = f_{max} \quad (4.7)$$

$$a_c = \frac{F_{nom}}{m} \quad (4.8)$$

Mit der minimalen Frequenz f_{min} , der maximalen Frequenz f_{max} , der maximalen Amplitude s_{max} , der Federkonstante K_s , der bewegten Masse m , der nominalen Kraft F_{nom} . Diese Punkte werden mittels Geraden in der doppellogarithmischen Darstellung miteinander verbunden, um die maximale Beschleunigung in Abhängigkeit der Frequenz abzuschätzen. Die aus den begrenzenden Faktoren

theoretisch maximal mögliche Beschleunigung in Abhängigkeit der verwendeten Masse ist gemäß dem analytischen Modell nach Lang und Snyder in **Bild 4.3** dargestellt.

Die experimentell ermittelten maximalen Beschleunigungen können insbesondere bei höheren Frequenzen deutlich höher sein als die durch das Modell erwarteten Beschleunigungen. Dies ist auf die Eigenfrequenz des elektrodynamischen Shakers von 9 kHz zurückzuführen, welche in dem Modell nicht berücksichtigt ist [Lan01]. Dennoch können mittels des Modells grundlegende Begrenzungen bei zusätzlichen Massen abgeschätzt werden. Es zeigt sich, dass die gemessenen maximalen Beschleunigungen sowohl für das Zusatzgewicht des montierten Beschleunigungssensors als auch mit montierter Spannvorrichtung und Probe mit den erwarteten Werten über einen großen Bereich übereinstimmen.

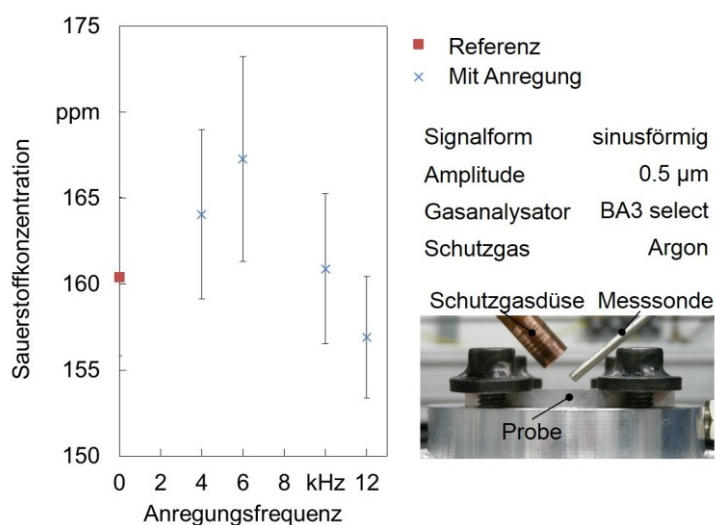


Radel 2019

BIAS ID 190394

Bild 4.3: Maximale Beschleunigungen des elektromagnetischen Shakers in Abhängigkeit der Frequenz und Masse

Bei den Schweißversuchen wurde der elektro-mechanische Shaker vor dem eigentlichen Schweißprozess gestartet, so dass die Einschwingvorgänge bereits vor dem Beginn des Schweißens abgeschlossen sind. Der elektro-mechanische Shaker wurde unmittelbar nach dem Laserstrahl ausgestellt, um eine mögliche Beeinflussung nach dem Schweißen zu vermeiden.



Radel 2019

BIAS ID 181993

Bild 4.4: Sauerstoffkonzentration in Abhängigkeit der Anregungsfrequenz

Die verwendete Schwingungsüberlagerung ist somit eine gerichtete, monofrequente Werkstückanregung im Bereich des Hörschalls. Da es sich um eine kontinuierlich erstarrende Schweißnaht handelt, lässt sich die Zuordnung zu der Temperatur nur derart beschreiben, dass die Beeinflussung bereits oberhalb der Liquidustemperatur wirkt und auch unterhalb der Solidustemperatur noch wirkt (vgl. Klassifizierung in **Tabelle 2.2**).

Zur Messung des Einflusses der Schwingungen auf die Qualität der Schutzgasabdeckung wurde der Restsauerstoffgehalt mit einem Gasanalysator (BA3 select, Bühler Technologies) bestimmt. Die Messung des Restsauerstoffgehalts erfolgte ohne Schweißprozess. Der gemessene mittlere Sauerstoffgehalt im Schutzgas sowie die Messposition sind in **Bild 4.4** gegeben. Verglichen mit der Referenz steigt die mittlere Sauerstoffkonzentration maximal um 5 %.

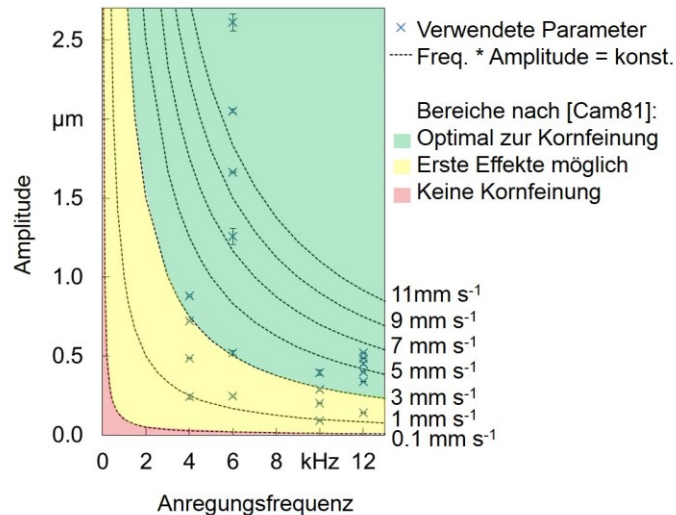
4.2.3 Identifikation des Kornfeinungsmechanismus

Parameter

Zur Untersuchung der Kornfeinung wurde die Legierung EN AW-5083 verwendet. Die Wirksamkeit der Kornfeinung hängt gemäß dem Stand der Forschung von den verwendeten Anregungsbedingungen ab, vgl. **Abschnitt 2.3**. Die in **Bild 4.5** dargestellten Frequenzen und Amplituden wurden bezüglich der Wirksamkeit auf die Kornfeinung beim Laserstrahl-tiefschweißen untersucht. Die gestrichelten Linien repräsentieren konstante Frequenz-Amplituden-Produkte. Die gemäß **Gleichung 4.2**

berechneten Frequenz-Amplituden-Produkte liegen im Bereich von $0,91 \text{ mm s}^{-1}$ und $15,67 \text{ mm s}^{-1}$. Die Farben zeigen die Bereiche gemäß den von Campbell ermittelten Grenzwerten: Optimal zur Kornfeinung (Grün), mögliche erste Effekte (Gelb) und keine Kornfeinung (rot).

Zur Klärung der Frage, ob es sich bei den Anregungsfrequenzen in Bezug auf die Eigenfrequenz des Schmelzbades um unter, über, oder resonante Anregungsfrequenzen handelt, wurde der Schweißprozess mit einer Hochgeschwindigkeitskamera (Phantom VEO410L, Vision Research Inc.) aufgezeichnet und die im Prozess vorliegende Eigenfrequenz des Schmelzbades anhand der



Radel 2017

BIAS ID 171322

Bild 4.5: Verwendete Anregungsparameter zur Untersuchung der Kornfeinung

lokalen Schmelzbadbewegung bestimmt. Zur Prozessbeleuchtung wurde dabei ein gepulster Diodenlaser (Cavilux HF, Cavitar Ltd.) mit einer Wellenlänge von $810 \text{ nm} \pm 10 \text{ nm}$ synchron zur Hochgeschwindigkeitskamera verwendet. Ein Bandpassfilter mit einem transmissiven Wellenlängenbereich von $800 \text{ nm} \pm 20 \text{ nm}$ wurde verwendet, um einen Großteil der optischen Prozessemissionen herauszufiltern.

Die in der Schmelze vorliegende Schallintensität I gibt Auskunft darüber, ob Kavitationsblasen im Prozess entstehen können. Die Schallintensität in der Schmelze ergibt sich dabei gemäß [Esk98] zu **Gleichung 4.9**.

$$I = \frac{1}{2} \rho \cdot c \cdot (2 \cdot \pi \cdot f \cdot s)^2 \quad (4.9)$$

Wobei ρ die Dichte der Schmelze und c die Schallgeschwindigkeit in der Schmelze ist. Mit $\rho = 2500 \text{ kg/m}^3$ und $c = 1300 \text{ m/s}$, den Anregungsfrequenzen und Amplituden aus **Bild 4.5** ergibt sich bei den Versuchen die maximale Intensität bei einer Anregungsfrequenz von 6 kHz mit einer Amplitude von $2,6 \text{ µm}$ zu $1,57 \text{ W/cm}^2$. Diese maximale Intensität ist deutlich geringer als der Grenzwert für Kavitationsblasen in Aluminium mit 80 W/cm^2 . Somit sind für die vorliegenden Bedingungen keine Kavitationsblasen zu erwarten und werden im Folgenden nicht in Betracht gezogen.

Mechanismus

Zur Identifikation der bei der Kornfeinung wirkenden Mechanismen wurde die von Kou und Le [Kou86] entwickelte Methode der Vorschweißung verwendet. Dabei wird eine Vorschweißung durchgeführt, bei der primär stängelförmig dendritische Körner ausgebildet werden. Anschließend wird die zu untersuchende Testschweißnaht durchgeführt, welche zentrisch zur Vorschweißung angeordnet ist, in die Vorschweißung hineinragt und deren Schmelzlinie im Bereich der stängelförmig dendritischen Körner liegt, **Bild 4.6**.

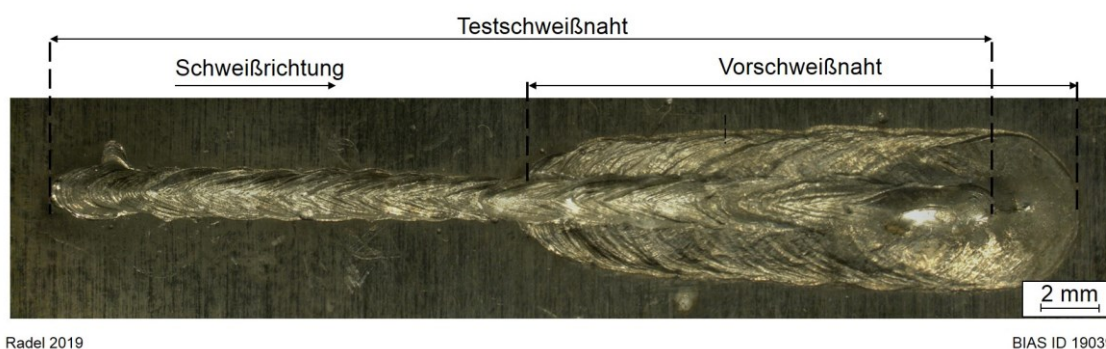


Bild 4.6: Methode der Vorschweißung nach [Kou86]

Sofern die in der Nahtmitte vorliegenden gleichachsiger dendritisch ausgebildeten Körner in der Testschweißnaht im Bereich der Vorschweißung nicht ausgebildet sind, handelt es sich um den Mechanismus des Kornausbruchs. Dies liegt darin begründet, dass die Wahrscheinlichkeit für einen Kornausbruch der stängelförmigen Körner im teilaufgeschmolzenen Bereich sehr gering ist und diese somit nicht zur Keimbildung zur Verfügung stehen [Kou86]. Sofern die Kornfeinung weiterhin existiert, liegt der zugrunde liegende Mechanismus in der Dendritenfragmentierung oder der heterogenen Keimbildung. Zur Separierung dieser Mechanismen wird die Vorschweißung mehrfach durchgeführt, mit dem Ziel, die zur heterogenen Keimbildung vorhandenen und benötigten hochschmelzenden Partikel zu lösen. Demnach handelt es sich um den Mechanismus der Dendritenfragmentierung sofern in der Testschweißung weiterhin eine Kornfeinung auftritt [Kou86]. Im Rahmen dieser Arbeit wurden einfache sowie dreifache Vorschweißungen verwendet. Die Vorschweißungen erfolgten ebenfalls als Tiefschweißprozess. Bei dreifacher Vorschweißung wurde die zweite Schweißnaht in entgegengesetzter Richtung geschweißt. Die Testschweißnaht erfolgte nach vollständiger Abkühlung der Vorschweißnähte. Die Analyse des Gefüges erfolgte anhand von Flachschliffen.

Anregungsperioden pro Korn

Die Anzahl an Anregungsperioden, die ein wachsendes Korn erfährt, wurde anhand der mittleren Kornwachstumsdauer überschlägig bestimmt. Die mittlere Wachstumsdauer eines Kornes ergibt sich durch die Korngröße s_K und der Erstarrungsgeschwindigkeit R zu:

$$t_K = \frac{s_K}{R} \quad (4.10)$$

Die mittlere Korngröße der Referenzschweißnähte wurde mit dem Kreisschnittverfahren [Voo84] mit drei konzentrischen Kreisen mit einem Durchmesser von 214 μm , 374 μm und 534 μm an vier Positionen in der Schweißnahtmitte bestimmt. Durch Nutzung dieser Methode ergibt sich bei den Schweißnähten ein Mittelwert der Korngröße unabhängig davon, ob diese gleichachsige dendritisch oder stängelförmig dendritisch ausgebildet sind. Die Erstarrungsgeschwindigkeit R hängt von der Schweißgeschwindigkeit v sowie dem Winkel α zwischen der Schweißrichtung und Erstarrungsrichtung ab, vgl. **Gleichung 2.2**. Für diese Abschätzung wurde die maximale Erstarrungsgeschwindigkeit im Schmelzbad gewählt und somit die Erstarrungsgeschwindigkeit in der Schweißnahtmitte betrachtet.

Die Anzahl an Anregungsperioden n , die ein wachsendes Korn erfährt, ergibt sich mit der Anregungsfrequenz f zu:

$$n = t_K \cdot f \quad (4.11)$$

4.2.4 Thermische Einflüsse

Zur Bestimmung des Einflusses der Schwingungsüberlagerung auf das Temperaturfeld beim Schweißen wurden Thermoelemente vom Typ K mit einem Inconelmantel verwendet, **Bild 4.7**. Der

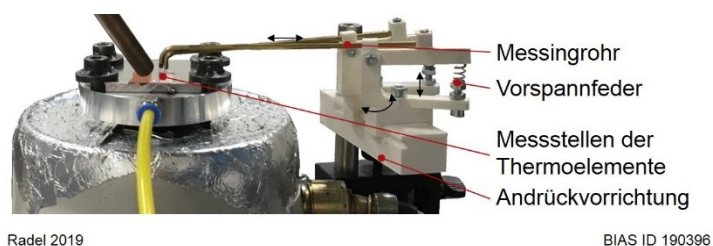


Bild 4.7: Temperaturmessung mittels Thermoelemente

Durchmesser der Thermoelemente betrug 0,25 mm. Ein Datenlogger (DAQ 3000, Omega) wurde mit einer Aufnahme­frequenz von 2000 Hz verwendet. Die beim Laserstrahl­tiefschweißen im Schmelzbad vorliegenden Temperaturen lassen sich in der benötigten örtlichen und zeitlichen Auflösung experimentell nicht oder nur sehr schwer erfassen. Aus diesem Grund wurden Messungen am Grundwerkstoff nahe der

Schmelzlinie durchgeführt. Der Abstand der Messposition der Thermoelemente zur Schweißnahtmitte betrug 1,7 mm und 4,7 mm. Zur Positionierung wurden Bohrlöcher mit einem Durchmesser von 0,3 mm und einer Tiefe von 0,3 mm verwendet. Über eine Vorrichtung wurden die Thermoelemente auf das Werkstück gedrückt.

Mittels der in **Abschnitt 4.2.3** beschriebenen Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Schweißprozesses wurde die Schmelzbadlänge gemessen. Dazu wurde das vordere und hintere Ende des tropfenförmigen Schmelzbades verwendet. Es wurden jeweils fünf Messungen pro Schweißnaht durchgeführt. Eine Messung der Schmelzbadlänge ist exemplarisch in **Bild 4.8** gegeben.

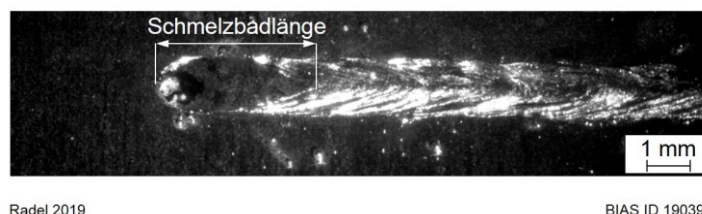


Bild 4.8: Messung der Schmelzbadlänge in Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen

4.2.5 Heißrisstest

Zur Untersuchung der Heißrisanfälligkeit wurde das kantennahe Schweißen der Legierung EN AW-6082 als selbstbeanspruchter Heißrisstest verwendet, **Bild 4.9**. Dieser selbstbeanspruchte Heißrisstest wurde gewählt, da der Versuchsaufbau mit einem elektromechanischen Shaker nur sehr begrenzt dazu geeignet ist, externe Kräfte aufzunehmen, sowie zusätzliche Massen die möglichen Beschleunigungen begrenzen (vgl. **Bild 4.3**). Dabei wurden durchgeschweißte Blindschweißnähte bei einem Randabstand von $7,28 \text{ mm} \pm 0,17 \text{ mm}$ ausgeführt. Die Kante wurde plan gefräst, um diese zur Positionierung zu nutzen. Die Schweißnaht beginnt direkt an der Blechkante. Die dabei verwendeten Anregungsfrequenzen und Amplituden sind in **Bild 4.9** dargestellt.

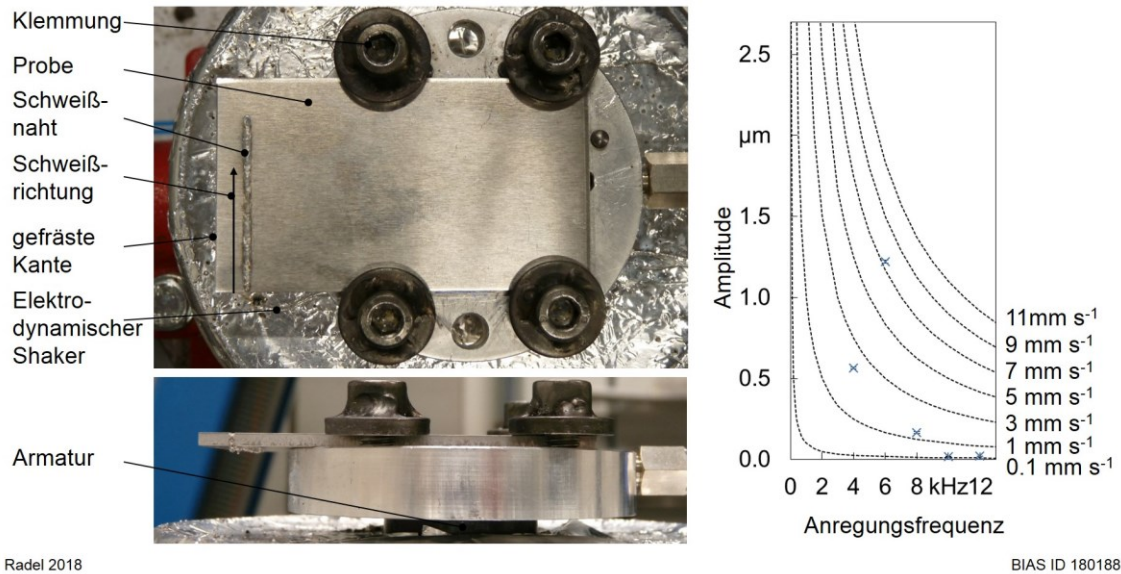


Bild 4.9: Draufsicht und Seitenansicht der Spannvorrichtung zum kantennahen Schweißen und die dabei verwendeten Anregungsparameter

4.3 Schweißnahtcharakterisierung

4.3.1 Metallographische Analyse

Die Analyse des Gefüges erfolgte anhand von metallographischen Schliffen im Präparationsverfahren nach Barker. Dazu wurden Querschliffe sowie Flachschliffe entnommen, nass geschliffen mit Siliziumkarbid Schleifpapier bei einer Körnung bis zu P1200 und mit Diamantsuspension ($3\ \mu\text{m}$ Partikelgröße) sowie Aluminiumoxidpolitur ($0,04\ \mu\text{m}$ Partikelgröße) poliert. Die Schliffe wurden elektrolytisch mit Tetrafluoroborsäure geätzt und unter polarisiertem Licht mit einem Lichtmikroskop (Axio Imager A1m, Zeiss) aufgenommen.

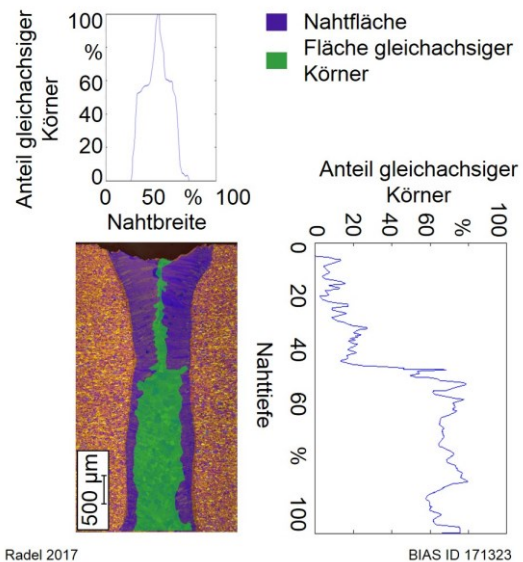


Bild 4.10: Charakterisierung der Flächenanteile gleichachsiger Körner und deren Verteilung im Querschliff

Gemäß McCartney's Definition der Kornfeinung als gewollte Unterdrückung des stängeligen Gefüges [McC89] wurde der prozentuale Anteil der gleichachsigen

dendritisch ausgebildeten Körner innerhalb der Schweißnaht bestimmt und als Kenngröße zur Beschreibung der Kornfeinung verwendet.

Dazu wurde die Fläche der gleichachsiger dendritisch ausgebildeten Körner und die Nahtfläche bestimmt, **Bild 4.10**. Anhand der Nahtfläche und der Fläche der gleichachsigen Körner wurde ebenfalls die Verteilung der gleichachsigen Körner entlang der Nahtbreite und Nahttiefe bestimmt. Da jede Schweißnaht in der Form variiert, wird der Anteil gleichachsiger Körner auf die normierte Nahttiefe und Nahtbreite bezogen. Des Weiteren wurde in den Querschliffen die Wurzelüberhöhung und Nahtunterwölbung gemäß DIN EN ISO 13919-2:2001-12 ausgewertet.

Der Winkel α zwischen den stängelförmigen dendritischen Körnern und der Schweißrichtung wurde anhand von Flachschliffen in der Schweißnahtmitte bestimmt. Die Flachschliffe erfolgten präparationsbedingt ungefähr 0,4 mm unterhalb der Blechoberfläche. Dabei wurden jeweils 10 Winkel in einem Schliffbild gemessen. In **Bild 4.11** ist die Messung exemplarisch für zwei Körner dargestellt. Anhand der gemessenen Winkel und der Schweißgeschwindigkeit wurde die Kornwachstumsgeschwindigkeit gemäß **Gleichung 2.2** bestimmt.

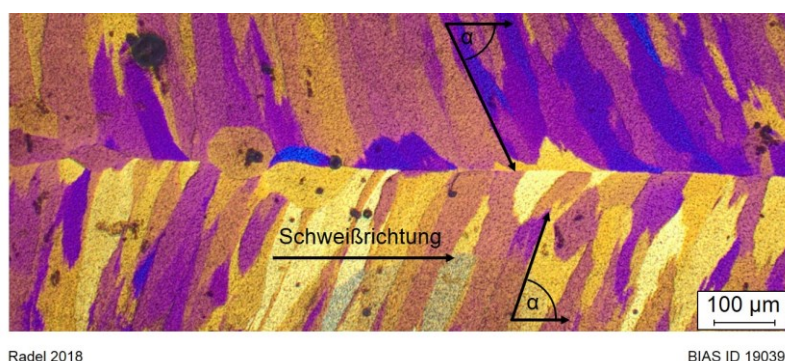


Bild 4.11: Schweißnaht im Flachschliff zur Messung der Winkel zwischen den Körnern und der Schweißrichtung

4.3.2 Bestimmung der Heißrisslänge

Die Länge der Heißrisse $l_{R,i}$ und die Gesamtnahtlänge l_N wurde mit einem Digitalmikroskop (VHX-1000, Keyence) an der Oberseite mit 40 facher Vergrößerung (Objektiv VH-Z20UR, Keyence) gemessen. Gemäß [Mat82] können über die Risslänge im selbstbeanspruchten Heißrisstest Rückschlüsse über die vorliegende Heißrisanfälligkeit getroffen werden. Der kumulierte Nahtmittenrissanteil l_k wurde gemäß **Gleichung 4.12** berechnet.

$$l_k = \frac{\sum l_{R,i}}{l_N} \quad (4.12)$$

Zur Prüfung, ob die Heißrisse an der Nahtoberfläche mit dem Digitalmikroskop korrekt erkannt wurden, wurde zusätzlich eine Farbeindringprüfung an den Schweißnähten durchgeführt, um die Messergebnisse der Risslängen abzusichern. Die verwendete Farbeindringprüfung wurde nach [DIN97] durchgeführt.

4.3.3 Thermische Analyse

Zur Analyse des thermischen Verhaltens des Schweißguts wurden Messungen mit einem dynamischen Differenzkalorimeter (DSC 3+, Mettler Toledo) durchgeführt. Für die Messungen wurde eine Aufheizrate von 10 K/min verwendet. Als interne

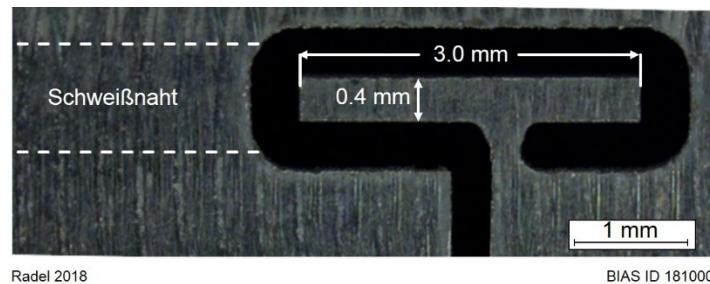


Bild 4.12: Entnahme der DSC Proben aus der Schweißnahtmitte durch Funkenerodieren nach dem Fräsen

Referenz wurde Reinaluminium mit einer Reinheit von 99,99 % verwendet. Während der Messzyklen wurde Stickstoff mit einer Durchflussrate von 30 ml/min zugeführt. Für die DSC Messungen wurde Schweißgut aus der Schweißnahtmitte entnommen, **Bild 4.12**. Dazu wurden 0,5 mm spanend mittels Fräsen von der Nahtober- und Nahtunterseite abgetragen, um plane Auflageflächen sowie konstante Massen zu erhalten. Anschließend wurden die Teststücke aus der Nahtmitte bezogen auf die Breite mittels Funkenerosion herausgetrennt. Die Abmessung der Probenstücke betrug 0,4 mm x 3,0 mm x 2,0 mm (Breite x Länge x Tiefe) und entsprach somit einer Probenmasse von $5,42 \text{ mg} \pm 0,04 \text{ mg}$. Die Probenentnahme erfolgte hinter dem Heißriss. Nicht geschweißter Grundwerkstoff wurde als Vergleich untersucht. Die Auswertung der Wärmeströme erfolgte normiert auf die Probenmasse.

4.3.4 Energiedispersive Röntgenspektroskopie

Der Anteil der Legierungselemente Silizium, Magnesium, Mangan und Eisen wurde in und neben den Mikroseigerungen der Schweißnähte mittels Energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) (Quantax, Bruker Nano) punktförmig in einem Rasterelektronenmikroskop (EVO MA-10, Carl Zeiss Microscopy) (REM) bei 5200-facher Vergrößerung im Flachschliff quantifiziert. Die Bestimmung der Messpositionen für die EDX-Messungen der Mikroseigerungen erfolgte anhand von Aufnahmen mit dem Rückstreuungselektronen Detektor (engl.: backscattered electrons, BSE). Dabei werden

relative Dichteunterschiede in unterschiedlichen Grauwerten wiedergegeben, wobei hellere Grauwerte einer höheren Dichte zuzuordnen sind.

Es wurden jeweils zehn Messpunkte auf den Mikroseigerungen (hell graue Bereiche in **Bild 4.13**) und daneben (dunkel graue Bereiche in **Bild 4.13**) an jeweils drei Positionen in der Nahtmitte und somit nahe des

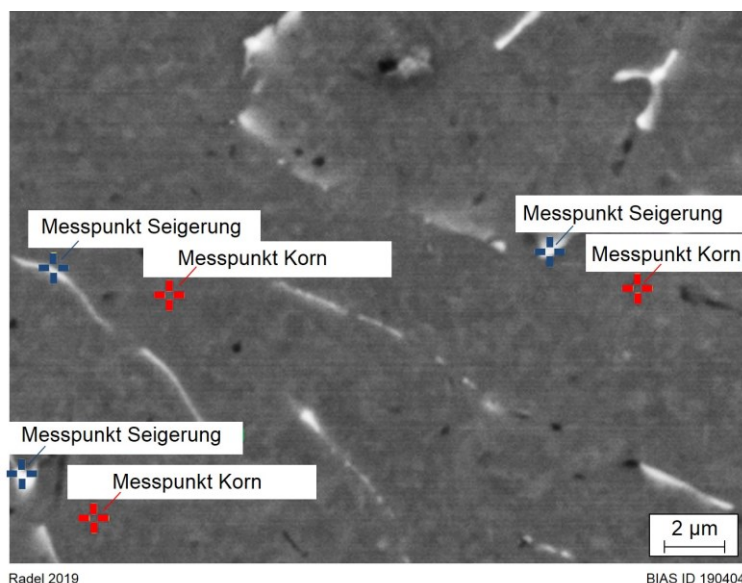


Bild 4.13: Quantifizierung der Legierungsgehalte der Mikroseigerungen sowie der daneben liegenden Kornbereiche mittels EDX Punktmessungen

Nahtmittenrisses ausgewertet. Die Beschleunigungsspannung des Elektronenstrahls betrug 15 kV, um eine ausreichend hohe Anregungsenergie von mindestens der doppelten kritischen Beschleunigungsenergie EN_C gemäß [Egg05] für Eisen zu erreichen. Die Wechselwirkungstiefe W ergibt sich dabei überschlägig zu [Cas60]

$$W = 0,033 (EN_0^{1,7} - EN_C^{1,7}) \frac{m_A}{\rho \cdot Z} \quad (4.13)$$

Mit der Beschleunigungsenergie EN_0 , der kritischen Beschleunigungsenergie EN_C ($K\alpha$ 1,486 keV [EDA19]), der Atommasse m_A (26,982 g/mol [EDA19]) und der Ordnungszahl Z (13 [EDA19]) ergibt sich die überschlägige Eindringtiefe zu 2,5 µm.

4.3.5 Wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie

Die örtliche Verteilung der Legierungselemente Silizium und Magnesium in den Schweißnähten wurde mittels wellenlängendispersiver Röntgenspektroskopie (WDX) (JXA-8200, Jeol) im Flachschliff quantifiziert. Die Beschleunigungsspannung des Elektronenstrahls betrug 15 kV. Die Eindringtiefe ist damit identisch zu den EDX Messungen.

Zur Charakterisierung der Makroseigerungen wurden 500 x 500 Messpunkte mit einem Abstand von 2 μm verwendet, welche somit die halbe Schweißnahtbreite in der Draufsicht abdecken. Der mittlere Legierungsgehalt wurde in sechs Bereichen bestimmt, **Bild 4.14**. Der erste Bereich beginnt angrenzend an die Nahtmitte bzw. dem Nahtmittenriss. Zur Referenz wurde ein weiterer Bereich in der Wärmeeinflusszone neben der Schmelzlinie ausgewertet. Jeder Bereich hat eine Größe von 100 μm x 1000 μm .

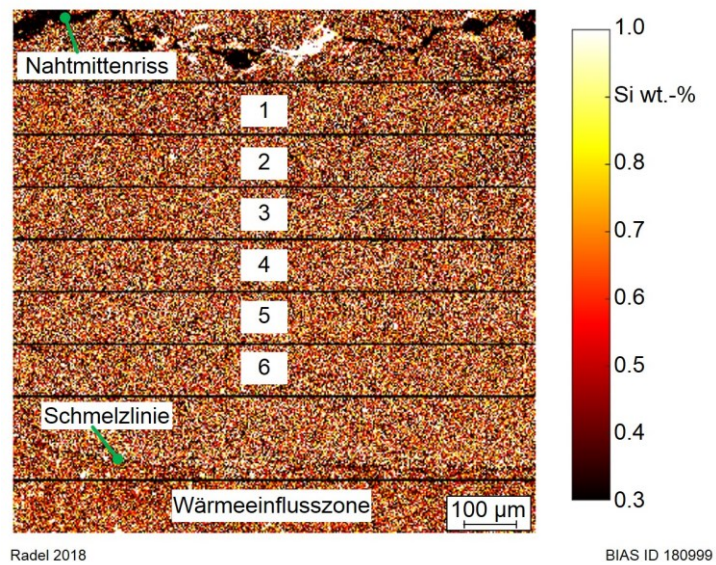


Bild 4.14: Bestimmung der mittleren Legierungsbestandteile innerhalb der Naht anhand der WDX Messungen

4.3.6 Röntgen-Computertomographie

Die Anzahl und Größe der Poren in der Schweißnaht wurde im Röntgen-Computertomographen (v|tome|x m 240 „research edition“ pxSD09, GE Sensing & Inspection Technologies) mittels 3D Röntgendurchstrahlungsmessung bei einer Spannung von 120 kV bestimmt. Die Proben wurden dazu auf eine Größe von 20 mm*10 mm*5 mm geschnitten. Die untersuchte Nahtlänge beträgt 20 mm. Die Auflösung der Messung beträgt 20 μm^3 . Eine Messung ist exemplarisch in **Bild 4.15** dargestellt. Die Unterscheidung

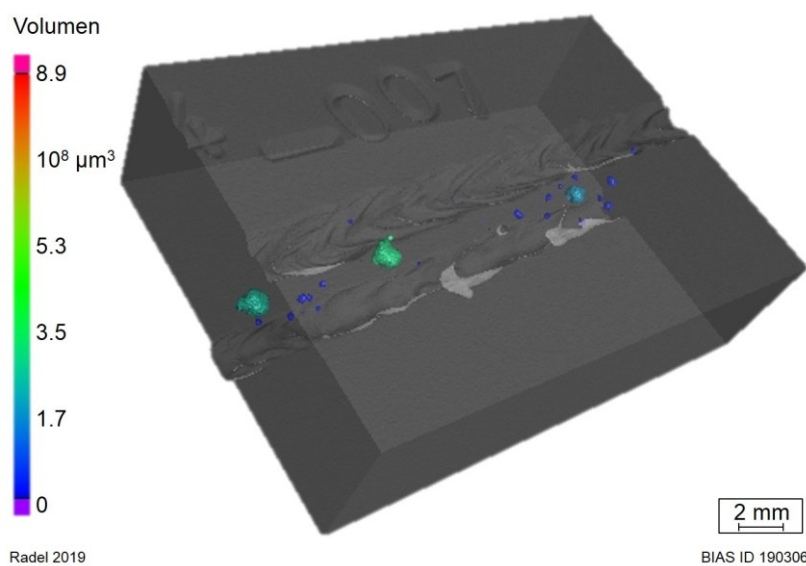


Bild 4.15: Röntgen – Computertomographie Messung der Schweißnaht mit dem Porenvolumen in Falschfarbendarstellung

von keyholebedingten Prozessporen und wasserstoffbedingten metallurgischen Poren erfolgte anhand der Porengröße. Gemäß [Pas99] können Poren mit einem Durchmesser größer 0,2 mm als keyholebedingte Prozessporen angesehen werden. Die Unterscheidung im Rahmen der Arbeit erfolgte bei dem dazugehörigen Volumen von 0,0042 mm³ unter der Annahme einer kugelförmigen Pore.

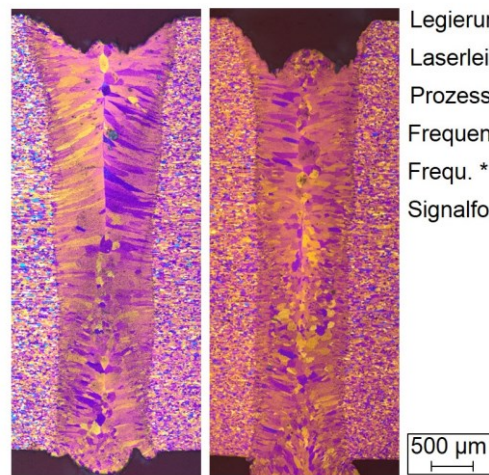
5 Ergebnisse

5.1 Gefügeausbildung

5.1.1 Schweißnahtgefüge

In **Bild 5.1** sind exemplarisch die Gefügestrukturen einer Schweißnaht mit Schwingungsüberlagerung sowie einer Referenzprobe in den mittels Barker-Verfahren präparierten Querschliffen dargestellt. Bei beiden Schweißnähten ist eine Nahtunterwölbung an der Oberseite und eine Wurzelüberhöhung zu erkennen. Diese Art der Nahtimperfektionen sowie

a) Referenz Schweißnaht b) Mit Schwingungsüberlagerung



Legierung	EN AW-5083
Laserleistung	3.75 kW
Prozessgeschw.	4 m/min
Frequenz	10 kHz
Frequ. * Ampl.	2.87 mm s ⁻¹
Signalform	sinusförmig

Radel 2017

BIAS ID 172265

Bild 5.1: Querschliff einer Referenzschweißnaht sowie einer Schweißnaht mit Schwingungsüberlagerung

Poren sind typisch für das Schweißen von Aluminiumlegierungen und werden in **Abschnitt 5.3** und **Abschnitt 5.4** betrachtet.

Bei der Schweißnaht mit Schwingungsüberlagerung sind im Vergleich zur Referenzprobe deutlich kleinere Körner ausgebildet. Des Weiteren besteht die Schweißnaht primär aus gleichachsigen dendritischen Körnern, wohingegen die Referenzprobe primär aus stängeligen dendritischen Körnern besteht. Bei der Referenzprobe sind nur vereinzelt gleichachsig dendritische Körner nahe der Schweißnahtmitte vorzufinden. Die vorliegenden Gefügestrukturen zeigen, dass die Schwingungsüberlagerung während des Laserstrahl-tiefschweißens von Aluminiumlegierungen die resultierende Gefügestruktur beeinflussen kann. Bei der Schweißnaht mit Schwingungsüberlagerung sowie der Referenzschweißnaht wachsen die teilaufgeschmolzenen Körner an der Schmelzlinie bei der Erstarrung der Schmelze in Richtung Nahtmitte, **Bild 5.2**. Das Schweißnahtgefüge in unmittelbarer Nähe der Schmelzlinie wird dabei durch die Schwingungsüberlagerung nicht signifikant beeinflusst.

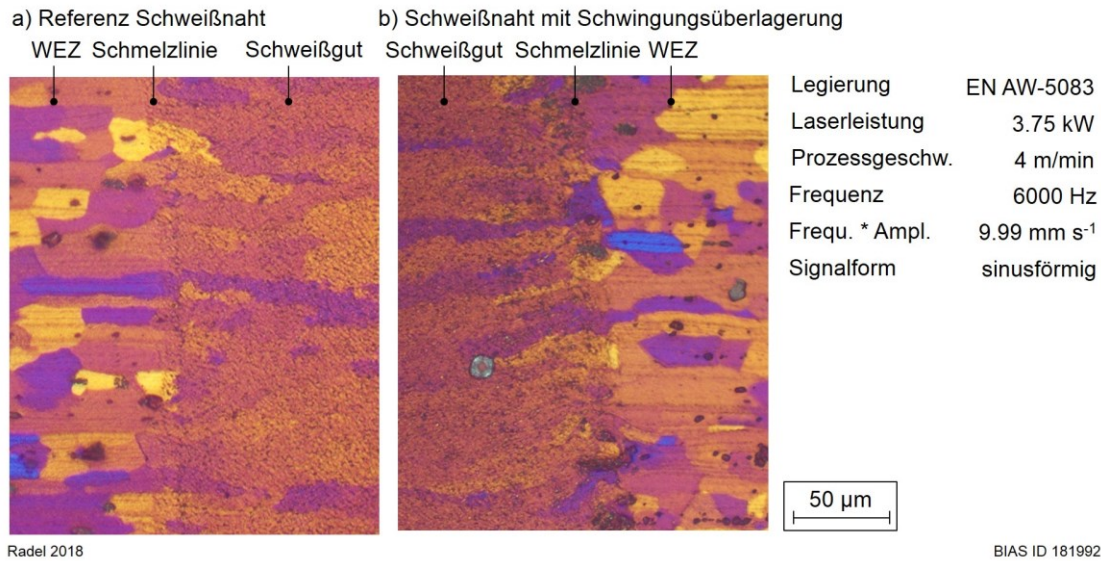
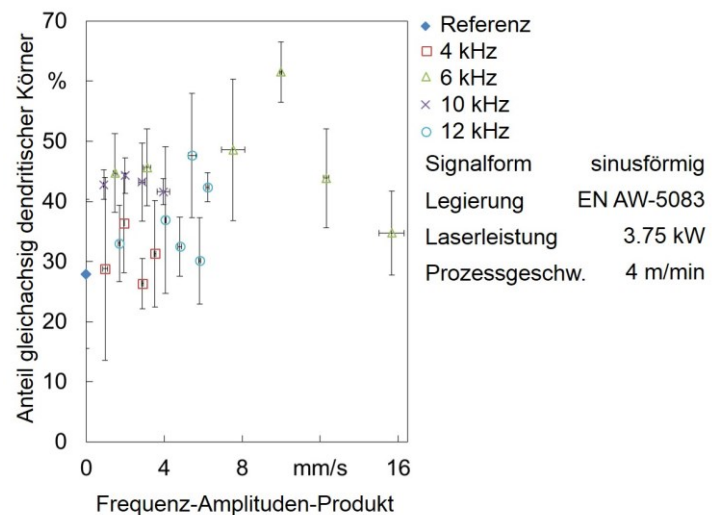


Bild 5.2: Gefüge im Bereich der Schmelzlinie der Referenzschweißnaht und der Schweißnaht mit Schwingungsüberlagerung

Der mittlere Anteil an gleichachsigen dendritischen Körnern beträgt 28 % bei den Referenzschweißnähten und liegt zwischen 26 % und 62 % bei den Schweißnähten mit Schwingungsüberlagerung, **Bild 5.3**. Insgesamt kann der Anteil an gleichachsigen dendritischen Körnern verglichen mit den Referenzschweißnähten als erhöht beschrieben werden. Der Anteil gleichachsiger dendritischer Körner zeigt keine klare Tendenz bezüglich des Frequenz-Amplitudenprodukts. Des Weiteren ist kein eindeutiger Trend bezüglich der Anregungsfrequenz festzustellen. Tendenziell weisen die Schweißnähte bei Anregungsfrequenzen von 6 kHz und 10 kHz den größten Anteil gleichachsiger dendritischer Körner auf, wobei die Standardabweichung bei einer Anregungsfrequenz von 10 kHz am kleinsten ist. Bei einer Anregungsfrequenz von 4 kHz ist der Unterschied zu den Referenzschweißnähten gering. Dies gilt ebenfalls für eine Anregungsfrequenz von 12 kHz, wobei dort bei einzelnen Frequenz-Amplituden-Produkten deutlich erhöhte Anteile gleichachsiger dendritischer Körner vorliegen.



Radel 2017

BIAS ID 171325

Bild 5.3: Anteil an gleichachsigen dendritischen Körnern in Abhängigkeit des Frequenz-Amplitudenprodukts. Berechnung des Frequenz-Amplitudenprodukts gemäß **Gleichung 4.2**.

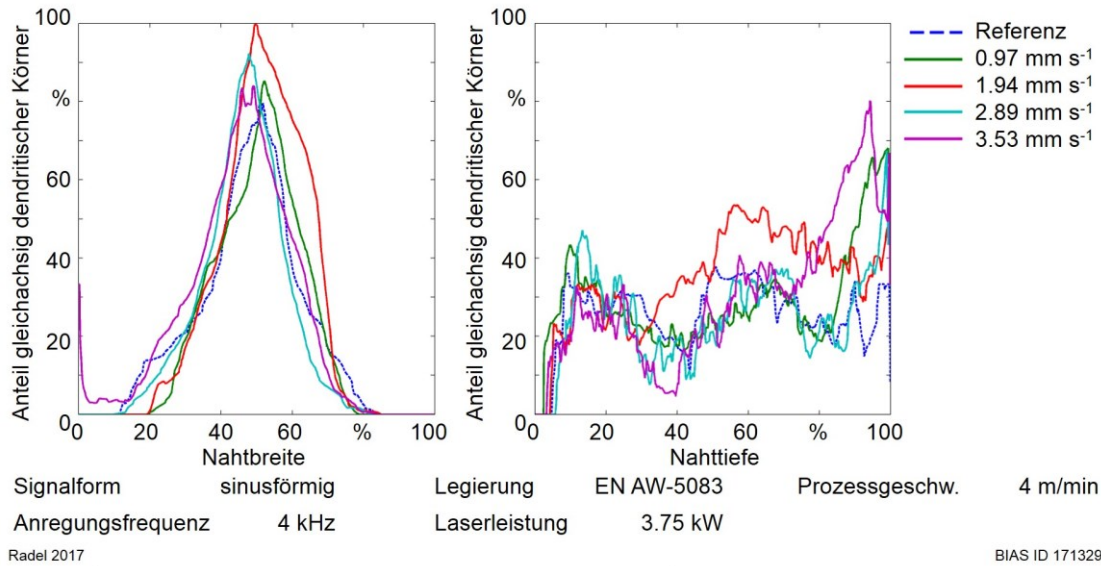


Bild 5.4: Verteilung der gleichachsig dendritischen Körner innerhalb der Naht bei einer Anregungsfrequenz von 4 kHz

Die örtliche Verteilung der gleichachsig dendritischen Körner innerhalb der Schweißnaht ist jeweils für eine Anregungsfrequenz von 4 kHz, 6 kHz, 10 kHz, und 12 kHz in **Bild 5.4**, **Bild 5.5**, **Bild 5.6** und **Bild 5.7** gegeben. Der Anteil gleichachsiger dendritischer Körner steigt in der Nahtmitte bezogen auf die Breite im Vergleich zu den Referenzschweißnähten an. Dies ist bei allen untersuchten Anregungsfrequenzen festzustellen. In der Nahtmitte steigt der Anteil gleichachsig dendritischer Körner auf bis zu 100 %. Der Anteil gleichachsig dendritischer Körner steigt, bezogen auf die Schweißnahttiefe, insbesondere im unteren Bereich der Schweißnaht an. Dies ist insbesondere bei Anregungsfrequenzen von 6 kHz und 10 kHz deutlich zu erkennen, **Bild 5.5** und **Bild 5.6**, da dort der Anteil gleichachsig dendritischer Körner am stärksten erhöht ist (vgl. **Bild 5.3**).

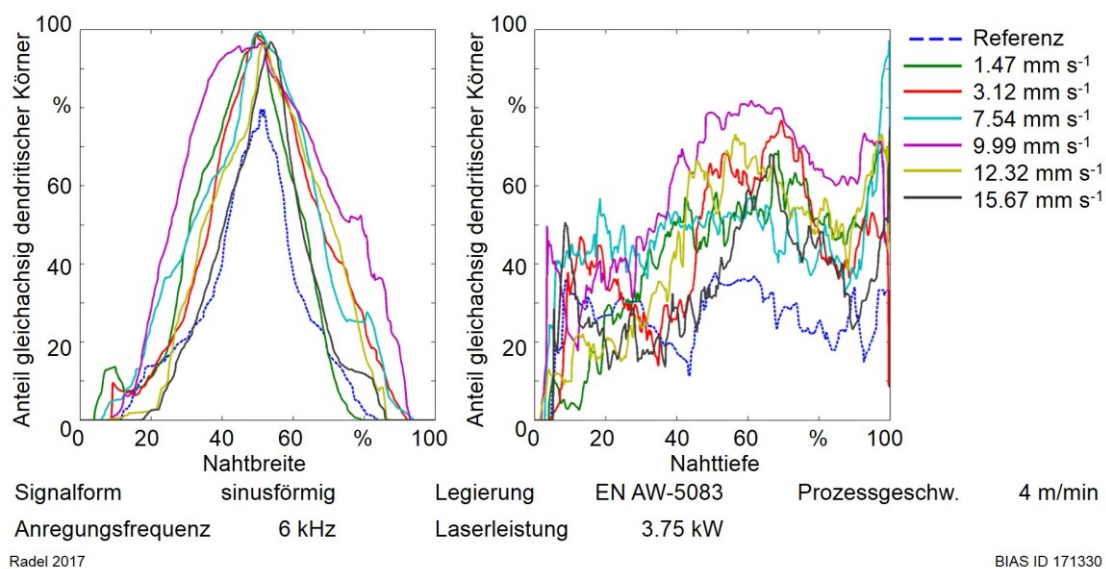


Bild 5.5: Verteilung der gleichachsig dendritischen Körner innerhalb der Naht bei einer Anregungsfrequenz von 6 kHz

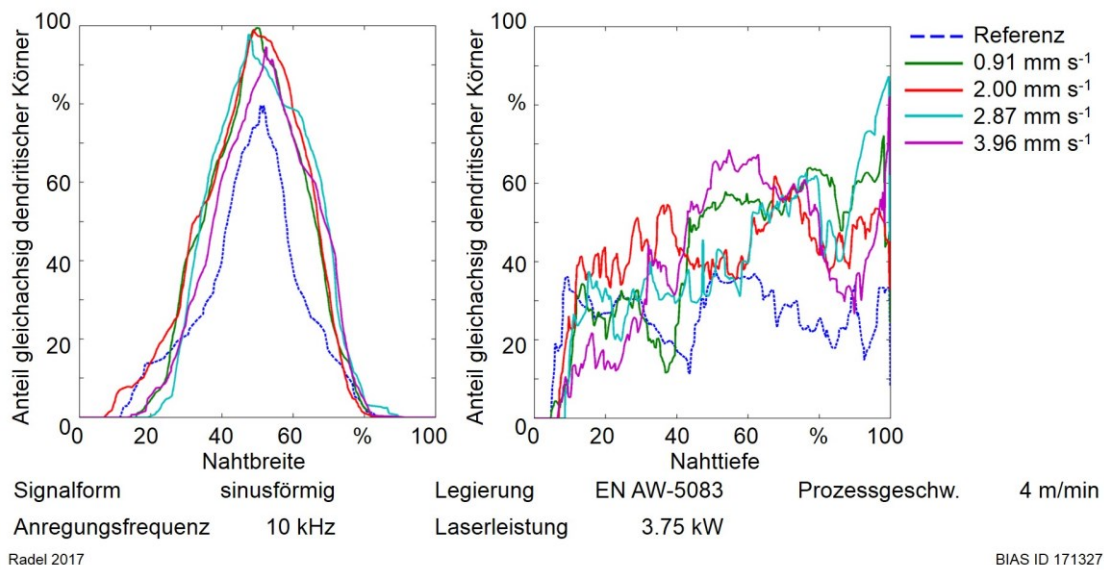


Bild 5.6: Verteilung der gleichachsig dendritischen Körner innerhalb der Naht bei einer Anregungsfrequenz von 10 kHz

In den oberen 40 % der Schweißnahttiefe kann teilweise keine oder nur eine geringe Erhöhung des Anteils gleichachsig dendritischer Körner verglichen mit den Referenzschweißnähten festgestellt werden.

Die Auswertung der Bewegung des Schmelzbades der Referenzschweißnähte in Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zeigt eine Eigenfrequenz des Schmelzbades von 561 Hz. Die verwendeten Anregungsfrequenzen zwischen 4 kHz und 12 kHz sind demnach deutlich höher als die Eigenfrequenz des Schmelzbades. Die oben gezeigte

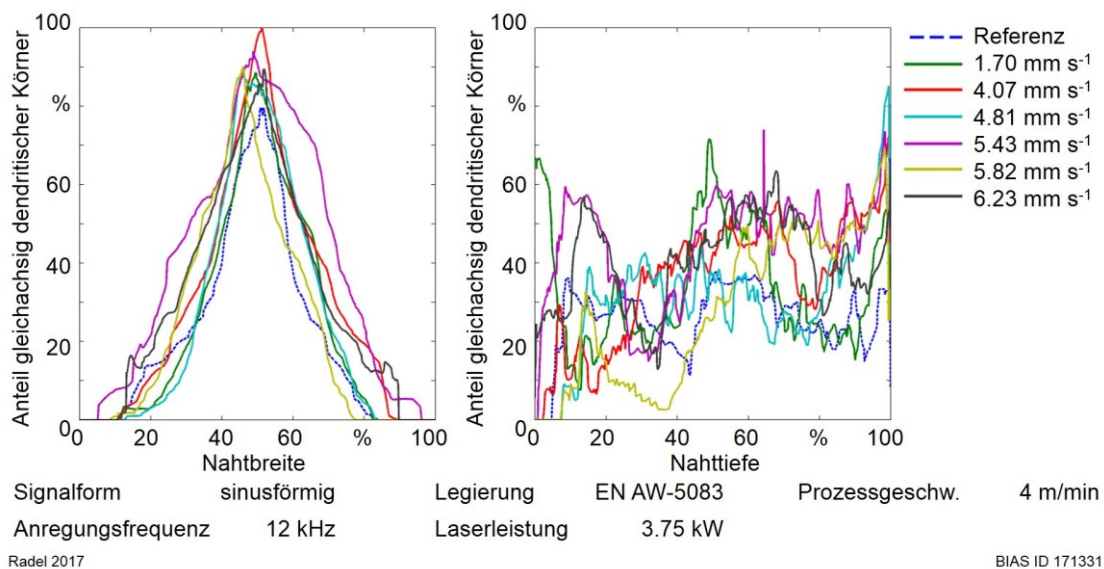


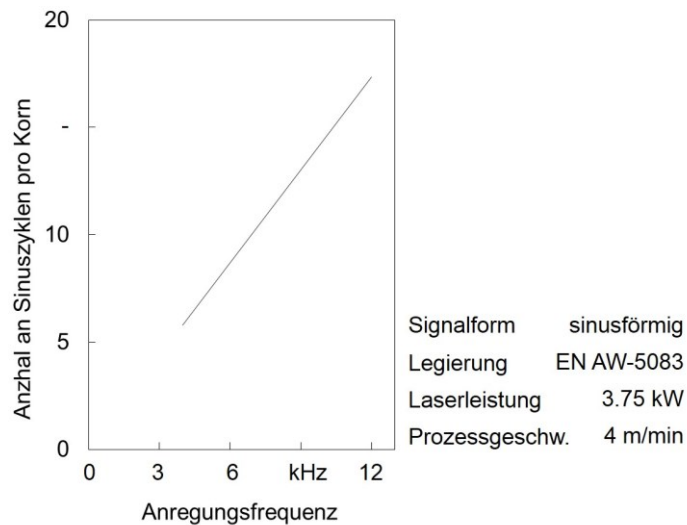
Bild 5.7: Verteilung der gleichachsig dendritischen Körner innerhalb der Naht bei einer Anregungsfrequenz von 12 kHz

Beeinflussung des Schweißnahtgefüges ist somit bezogen auf das Schmelzbad über resonant (vgl. **Tabelle 2.2**).

Aus dem mittleren Winkel zwischen den gewachsenen Körnern und der Schweißrichtung, der mittleren Korngröße der Referenzschweißnaht, der Schweißgeschwindigkeit

und den in **Abschnitt 4.2.3** beschriebenen Annahmen wurde die Anzahl an

Anregungszyklen, die ein wachsendes Korn erfährt, gemäß **Gleichung 4.11** abgeschätzt, **Bild 5.8**. Die Anzahl an Anregungszyklen, die ein wachsendes Korn unter den gegebenen Schweißbedingungen erfährt, liegt zwischen 5,8 und 17,4 im untersuchten Frequenz-bereich von 4 kHz bis 12 kHz.



Radel 2018

BIAS ID 181989

Bild 5.8: Anzahl an Anregungszyklen die ein wachsendes Korn während der Erstarrung erfährt

5.1.2 Thermisch-metallurgische Einflüsse

Neben den mechanisch-metallurgischen Einflüssen wurde untersucht, inwieweit eine Beeinflussung der thermisch-metallurgischen Bedingungen durch die Schwingungsüberlagerung stattfindet. Die sich bei der Erstarrung ausbildende Gefügestruktur hängt neben den Kornbildungsbedingungen signifikant von den Kornwachstumsbedingungen ab. Die Kornwachstumsbedingungen werden dabei primär vom Temperaturfeld und der Erstarrungsgeschwindigkeit definiert. Zur Klärung der Frage, inwieweit die mechanischen Schwingungen das thermische Erstarrungsverhalten beeinflussen, wurden Temperaturmessungen mit Thermoelementen neben der Schweißnaht durchgeführt. In **Bild 5.9** sind die Temperatur-Zeit-Verläufe bei einer Messposition im Abstand von $1,72 \pm 0,06$ mm zur Schweißnahtmitte dargestellt.

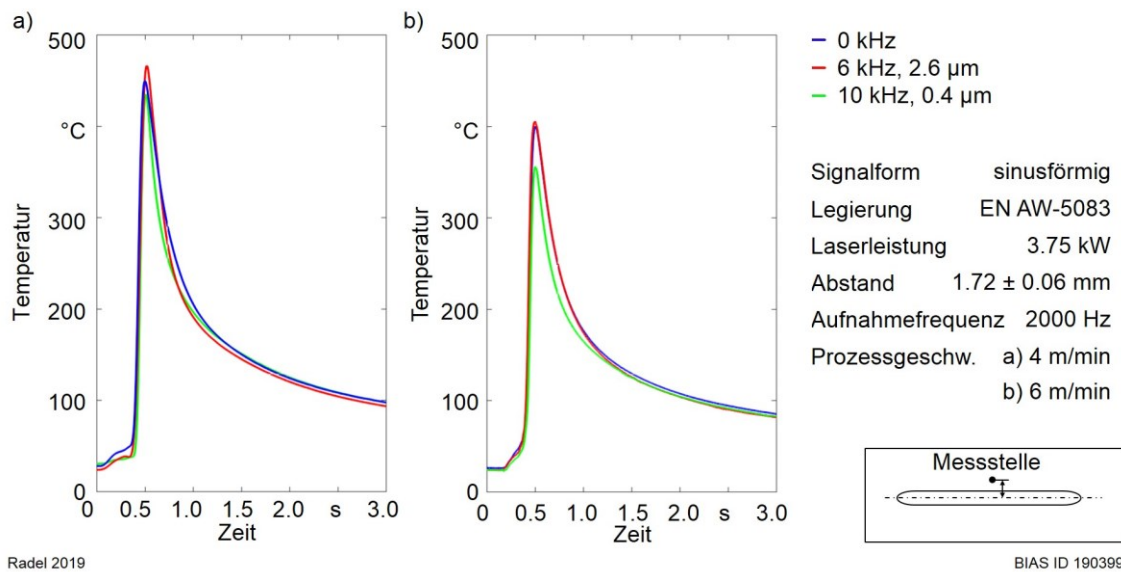


Bild 5.9: Temperatur-Zeitverlauf in Abhängigkeit der Anregungsfrequenz und Schweißgeschwindigkeit

Bei beiden untersuchten Prozessgeschwindigkeiten liegt die gemessene Maximaltemperatur der Referenzschweißungen zwischen der gemessenen Maximaltemperatur der Schweißnähte, welche mit Schwingungsüberlagerung bei einer Anregungsfrequenz von 6 kHz und 10 kHz geschweißt wurden. Die Abkühlung der Referenzschweißnaht erfolgt dabei langsamer als bei den Schweißnähten mit Schwingungsüberlagerung.

Die dabei auftretenden Maximaltemperaturen sowie zeitliche Temperaturgradienten sind zusammenfassend mit einer weiteren Messposition im Abstand von 4,7 mm zur Schweißnahtmitte in **Bild 5.10** dargestellt. Dabei konnte kein signifikanter Einfluss der eingebrachten Schwingungen auf die gemessene Maximaltemperatur identifiziert werden. Der zeitliche Temperaturgradient steigt durch die Schwingungen leicht an.

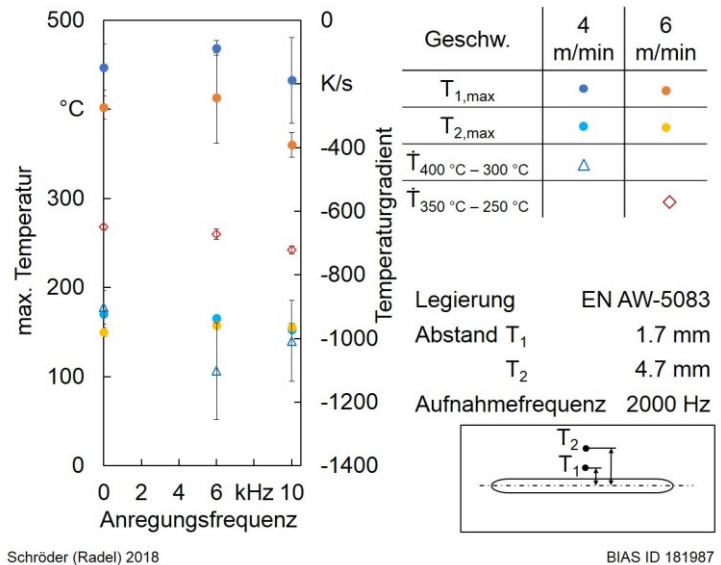
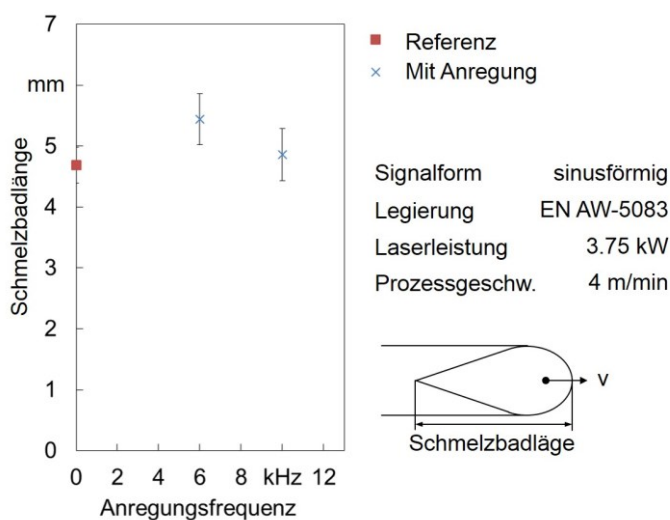


Bild 5.10: Maximale Temperaturen und Temperaturgradienten

Die im Prozess mittels Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen gemessenen Schmelzbadlängen sind in **Bild 5.11** dargestellt. Das bei einer Anregungsfrequenz von 6 kHz vorliegende Schmelzbad ist dabei länger als das Schmelzbad der Referenzschweißnaht. Bei einer Anregungsfrequenz von 10 kHz ist kein signifikanter Unterschied im Vergleich zur Referenz zu erkennen.

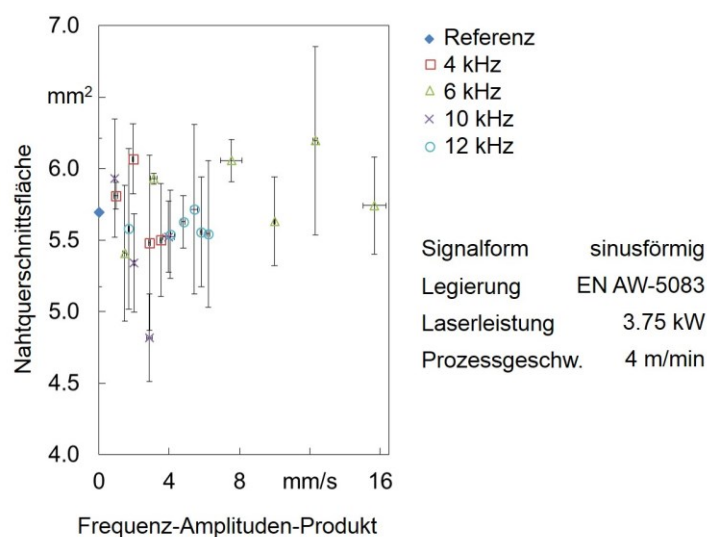


Radel 2019

BIAS ID 190391

Bild 5.11: Einfluss der Schwingungsüberlagerung auf die Schmelzbadlänge

Die im Querschliff der Schweißnaht bestimmten Nahtquerschnittsflächen geben Aufschluss über die Lage der Schmelzlinie und sind in **Bild 5.12** gegeben. Die Nahtquerschnittsflächen der Schweißnähte mit Schwingungsüberlagerung liegen nahezu vollständig im Bereich der Standardabweichung der Referenzschweißnähte. Bezüglich der verwendeten Anregungsfrequenzen sowie Frequenz-Amplituden-Produkte lässt sich kein Trend erkennen.



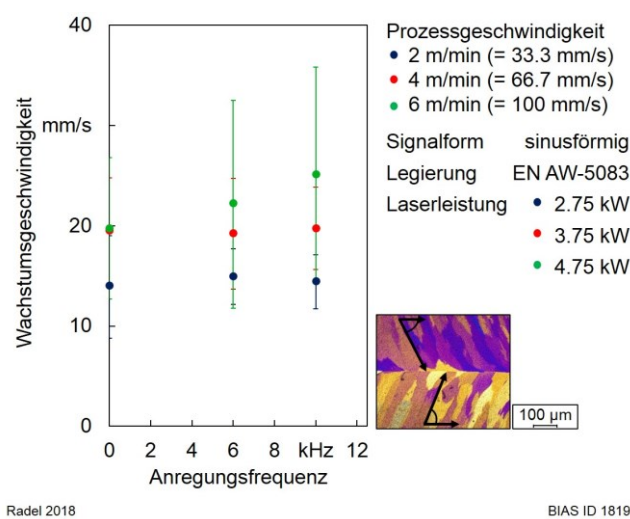
Radel 2019

BIAS ID 190398

Bild 5.12: Nahtquerschnittsfläche in Abhängigkeit der Anregungsbedingungen

5.1.3 Kornwachstumsgeschwindigkeit

In Flachschliffen wurden die Winkel zwischen den stängelförmigen dendritischen Körnern und der Schweißrichtung gemessen und daraus die Kornwachstumsgeschwindigkeiten berechnet. Der Winkel zwischen den stängelförmigen dendritischen Körnern und der Schweißrichtung wurde bei einer Schweißgeschwindigkeit von 2 m/min und 4 m/min nicht signifikant



Radel 2018

BIAS ID 181988

Bild 5.13: Einfluss der mechanischen Schwingungen auf die Kornwachstumsgeschwindigkeit

durch die Schwingungsüberlagerung beeinflusst. Demzufolge wurden die dazugehörigen Wachstumsgeschwindigkeiten durch die Schwingungen ebenfalls nicht signifikant beeinflusst, **Bild 5.13**. Bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min ist die Wachstumsgeschwindigkeit der Schweißnähte mit Schwingungsüberlagerung im Vergleich zur Referenz erhöht. Die Wachstumsgeschwindigkeiten sind unter allen gemessenen Bedingungen deutlich kleiner als die Schweißgeschwindigkeit.

5.1.4 Kornfeinungsmechanismus

Zur Identifikation, der bei der Kornfeinung beim Laserstrahl-tiefschweißen mit eingebrachten Schwingungen wirkenden Mechanismen, wurde die von Kou und Le [Kou86] entwickelte Methode der Vorschweißung durchgeführt. Damit ist es möglich, zwischen Kornausbruch, Dendritenfragmentierung und heterogener Keimbildung zu separieren. **Bild 5.14a** zeigt das Gefüge der Testschweißnaht im Flachschliff.

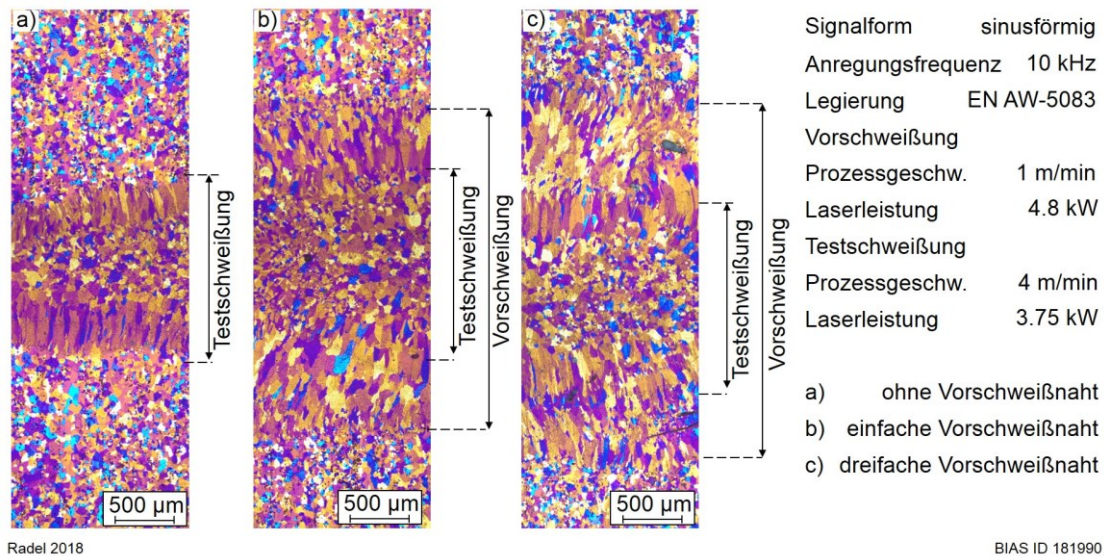


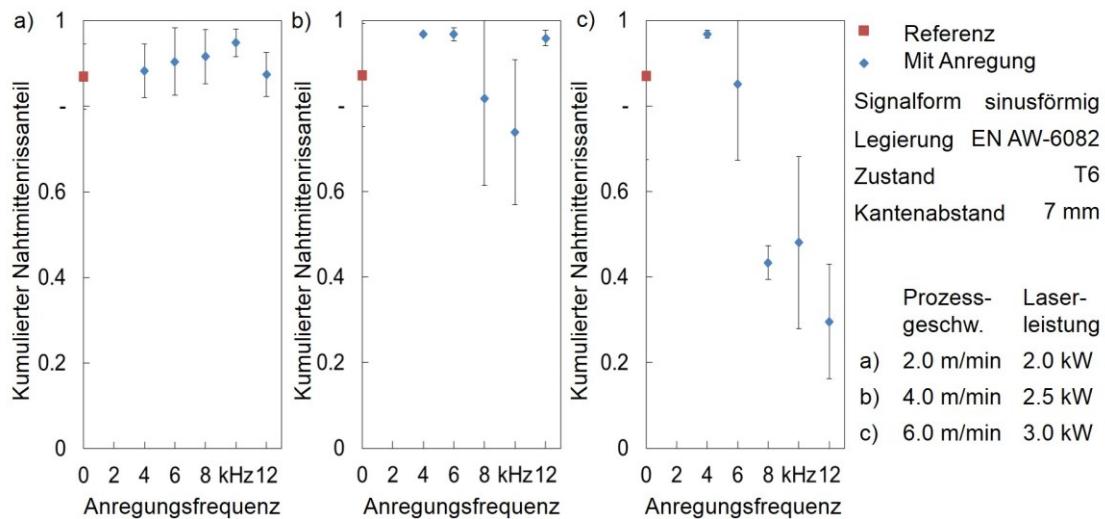
Bild 5.14: Gefügestruktur im Flachschliff zur Identifizierung des Kornfeinungsmechanismus bei a) der Testschweißung b) einer Kombination aus Vorschweißung und einfacher Testschweißung und c) der Testschweißung und dreifacher Vorschweißung

Dabei sind in der Nahtmitte gleichachsige dendritische Körner ausgebildet. **Bild 5.14b** zeigt das Gefüge der Kombination aus einer Vorschweißung und der Testschweißung. Die Vorschweißung führte dabei primär zu stängelförmig dendritischen Körnern. Die anschließende Testschweißung weist in der Nahtmitte ebenfalls gleichachsige dendritische Körner auf. Die Testschweißung bei dreifacher Vorschweißung weist ebenfalls gleichachsige dendritische Körner in der Nahtmitte auf, **Bild 5.14c**.

5.2 Heißrissanfälligkeit

5.2.1 Heißrissanteil

Der kumulierte Nahtmittentrissanteil, der durch kantennahes Schweißen selbstbeanspruchten Schweißnähte, ist in **Bild 5.15** gegeben. Die Nahtmittentrisslänge wird bei 2 m/min Schweißgeschwindigkeit durch die Schwingungsüberlagerung nicht reduziert. Bei 4 m/min Schweißgeschwindigkeit konnte eine leichte Reduzierung der Risslänge bei Anregungsfrequenzen von 8 kHz und 10 kHz festgestellt werden. Im Falle der Referenzschweißnähte ohne Schwingungsüberlagerung bei 6 m/min Schweißgeschwindigkeit beträgt der kumulierte Risslängenteil $0,87 \pm 0,19$ und wird bei Anregungsfrequenzen zwischen 8 kHz und 12 kHz signifikant reduziert. Die Rissinitiierung wird dabei nicht vermieden und somit keine vollständige Rissvermeidung erreicht.



Radel 2018

BIAS ID 181001

Bild 5.15: Kumulierte Nahtmittentrisslänge in Abhängigkeit der Anregungsbedingungen für eine Schweißgeschwindigkeit von a) 2 m/min, b) 4 m/min und c) 6 m/min

Eine Referenzschweißnaht und eine Schweißnaht mit einer Anregungsfrequenz von 12 kHz bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min sind in der Draufsicht in **Bild 5.16** gegeben. Die dargestellte Referenzschweißnaht hat eine Nahtmittentrisslänge von 41,6 mm bei einer Schweißnahtlänge von 43,2 mm. Dabei ist nur der hintere Bereich des Endkraters nicht gerissen. Der Riss weist an der Oberfläche eine deutlich sichtbare Breite auf. Die Schweißnaht mit Schwingungsüberlagerung bei 12 kHz hat eine deutlich reduzierte Risslänge sowie eine geringere Breite des Risses an der Oberfläche.

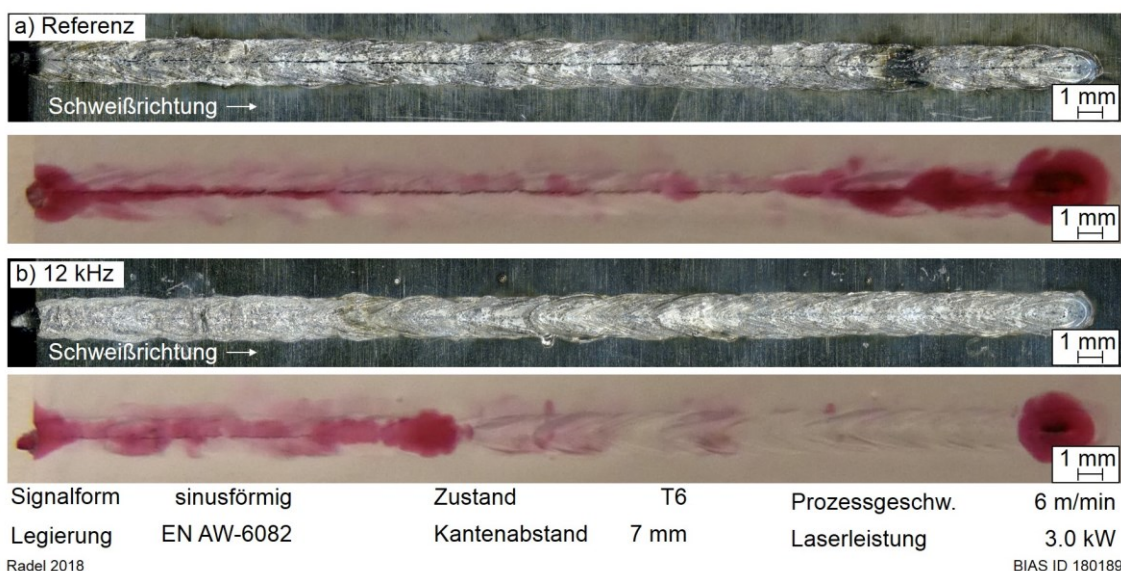


Bild 5.16: Draufsicht auf Nahtoberfläche und die Oberfläche nach der Farbeindringprüfung a) Referenzschweißnaht b) mit Schwingungsüberlagerung bei einer Anregungsfrequenz von 12 kHz

5.2.2 Schweißnahtgefüge

Die Aufnahme der Rissoberfläche mit dem Sekundärelektronendetektor im Rasterelektronenmikroskop zeigt Körner und Dendriten mit abgerundeten frei erstarrten Oberflächen aufgrund einer Materialtrennung im flüssigen Zustand, **Bild 5.17**. Somit handelt es sich bei dem vorliegenden Riss wie erwartet um einen Heißriss.

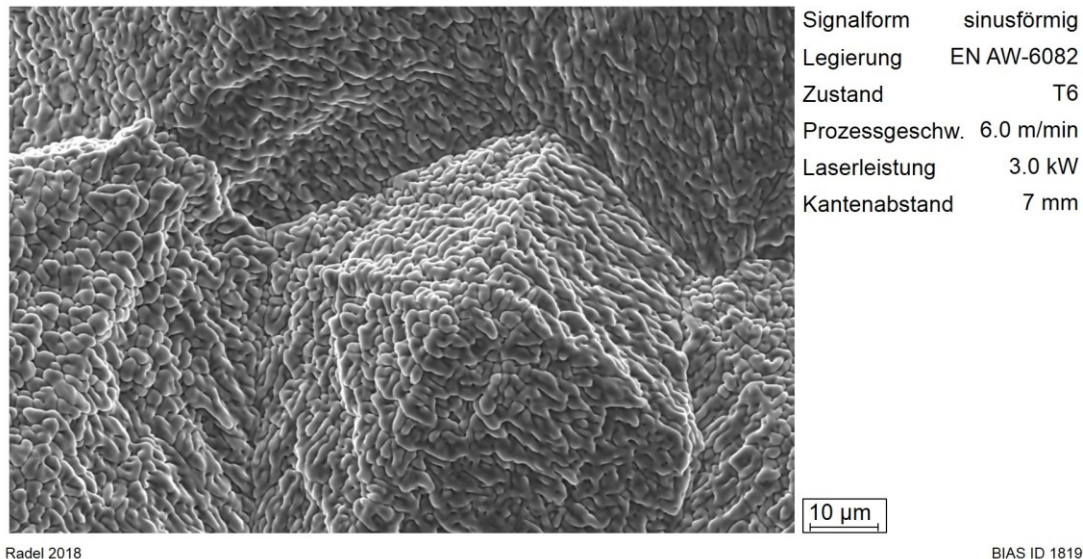


Bild 5.17: Sekundärelektronenaufnahme im Rasterelektronenmikroskop der Rissoberfläche

Die Gefügestruktur der Schweißnähte bei 6 m/min Schweißgeschwindigkeit ist in **Bild 5.18** in der Draufsicht und im Querschnitt für die Referenzschweißnaht sowie die Schweißnähte mit signifikant reduzierter Heißrisslänge bei einer Anregungsfrequenz von 10 kHz und 12 kHz gegeben. Die Schweißnähte weisen eine vergleichbare Gefügestruktur auf. Stängelige dendritische Körner sind von der Schmelzlinie in Richtung Nahtmitte gewachsen. In der Schweißnahtmitte sind kleine gleichachsige dendritische Körner in den drei gezeigten Schweißnähten ausgebildet. Der Anteil an gleichachsigen dendritischen Körnern beträgt 20 % für die Referenzschweißnaht, 17 % bei 10 kHz und 25 % bei 12 kHz Anregungsfrequenz. Es kann insgesamt keine signifikante Kornfeinung sowie keine Erhöhung des Anteils gleichachsiger dendritischer Körner für die hier gewählten Anregungsbedingungen erkannt werden.

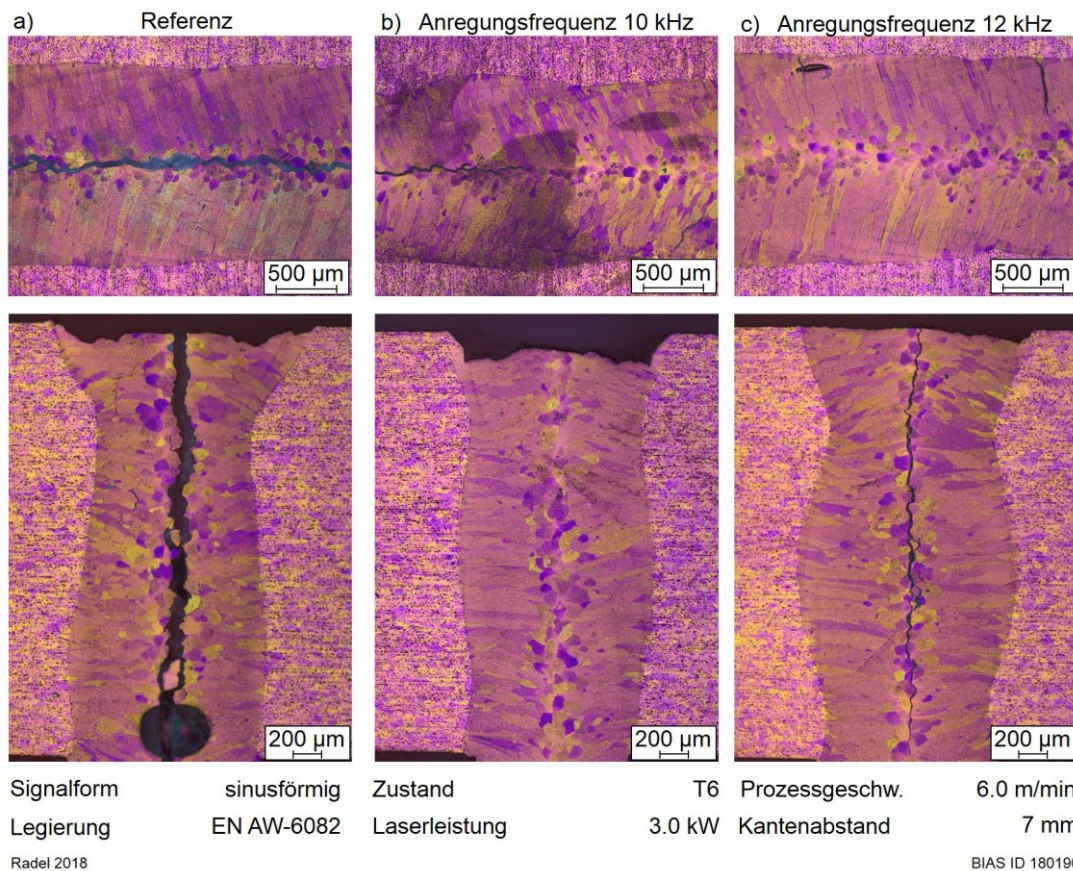
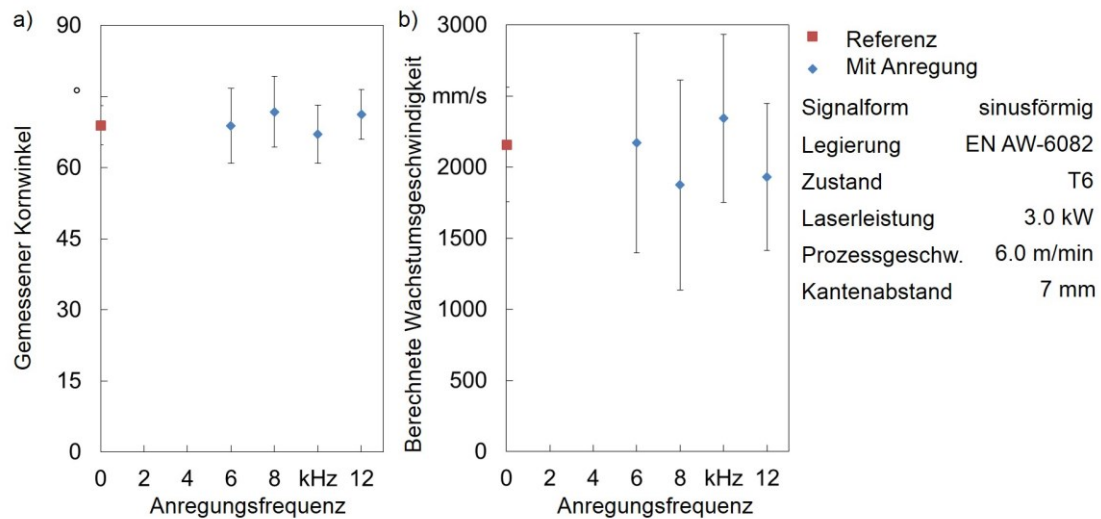


Bild 5.18: Draufsicht und Querschliffe der a) Referenzschweißnaht, b) mit Schwingungsüberlagerung bei einer Anregungsfrequenz von 10 kHz und c) 12 kHz. Draufsicht präparationsbedingt ungefähr 0,4 mm unterhalb der Blechoberfläche. Hinweis: Die Tatsache, ob ein Heißriss in den Flach- und Querschliffen zu sehen ist, gibt keine Information über die Gesamtrisslänge bzw. das Vorhandensein von Heißrissen.

5.2.3 Kornwachstumsgeschwindigkeit

Der Winkel zwischen den stängelförmig dendritischen Körnern und der Schweißrichtung, welcher die lokale Erstarrungsgeschwindigkeit bestimmt, ändert sich nicht signifikant durch die Schwingungsüberlagerung **Bild 5.19a**. Demzufolge sind die daraus berechneten Erstarrungsgeschwindigkeiten ebenfalls nicht signifikant beeinflusst, **Bild 5.19b**.



Radel 2018

BIAS ID 181002

Bild 5.19: a) Winkel zwischen Körnern und Schweißrichtung b) berechnete Wachstumsgeschwindigkeit der Körner

5.2.4 Makroseigerungen

Die mittels WDX bestimmte Verteilung der Magnesium- und Siliziumgehalte im Flachschliff der Schweißnähte sind in **Bild 5.20** gegeben. In den Verteilungen können innerhalb der Schweißnaht optisch keine Auffälligkeiten identifiziert werden. Der Bereich der Schweißnaht unterscheidet sich dabei zur angrenzenden Wärmeeinflusszone. Die daraus bestimmten mittleren Magnesium- und Siliziumkonzentrationen sind in **Bild 5.21** in Abhängigkeit der Entfernung zur Nahtmitte sowie für die Wärmeeinflusszone dargestellt. Der mittlere Silizium- und Magnesiumgehalt steigt von der Nahtmitte zur Schmelzlinie an, wobei der Anstieg im Bereich kleiner 0,1 Gew.-% liegt. Verglichen mit der Wärmeeinflusszone ist der mittlere Magnesiumgehalt reduziert. Lokal sind insbesondere bei Silizium ebenfalls auch höhere mittlere Konzentrationen verglichen mit der Wärmeeinflusszone vorzufinden.

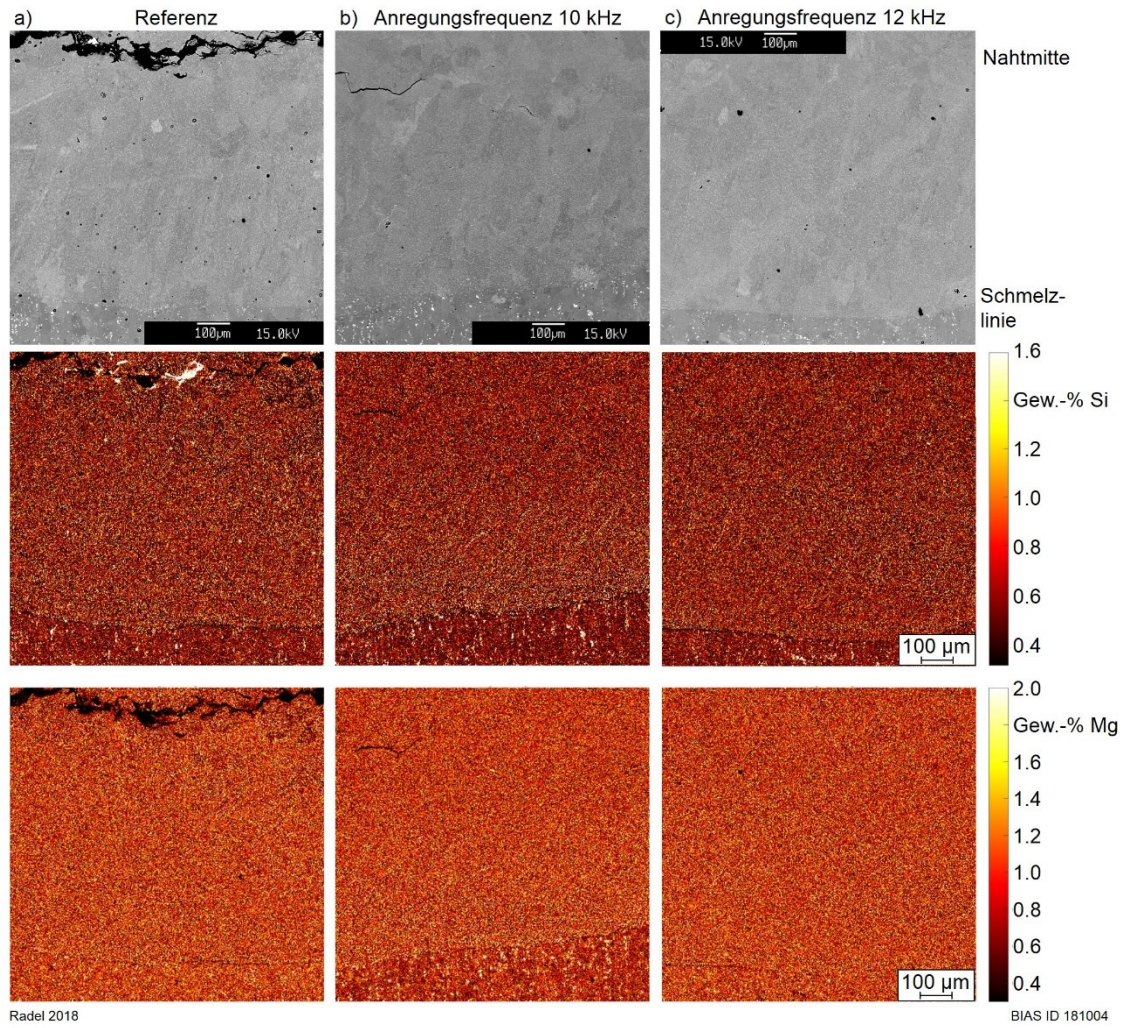
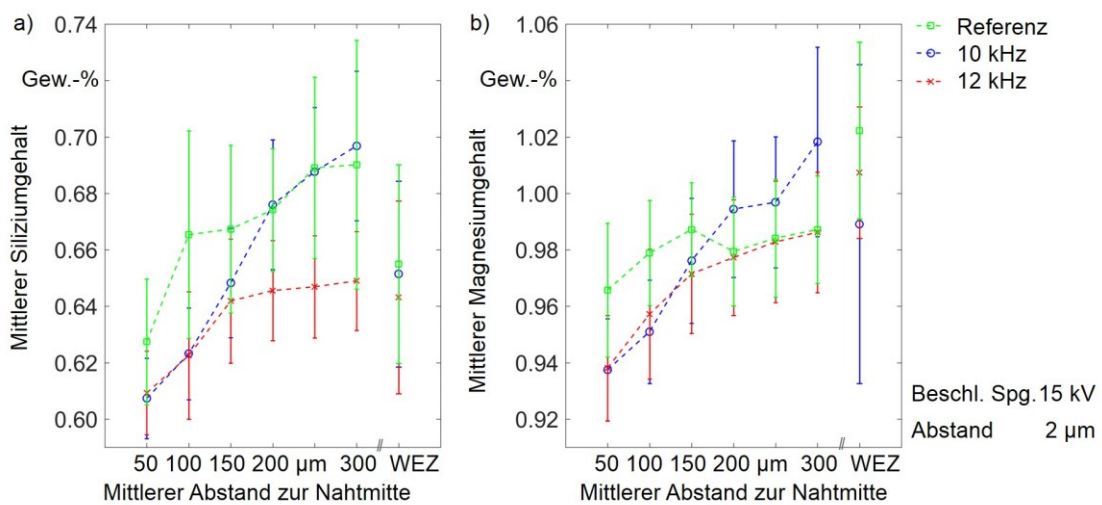


Bild 5.20: Silizium- und Magnesiumverteilung in der Draufsicht a) Referenzschweißnaht, b) mit Schwingungsüberlagerung bei einer Anregungsfrequenz von 10 kHz und c) 12 kHz.



Radel 2018

BIAS ID 181005

Bild 5.21: Mittlerer Legierungselementgehalt in Abhängigkeit des Abstands zur Nahtmitte sowie in der Wärmeeinflusszone a) für Silizium und b) Magnesium

5.2.5 Mikroseigerungen

Die bei einer Schweißgeschwindigkeit von 2 m/min vorliegenden Gefüge mit Mikroseigerungen sind in **Bild 5.22** in Form von BSE Aufnahmen dargestellt. Hellere Bereiche stehen dabei für eine höhere Dichte. Bezüglich der Form und Größe der Mikroseigerungen lässt sich dabei kein deutlicher Einfluss der Schwingungsüberlagerung erkennen.

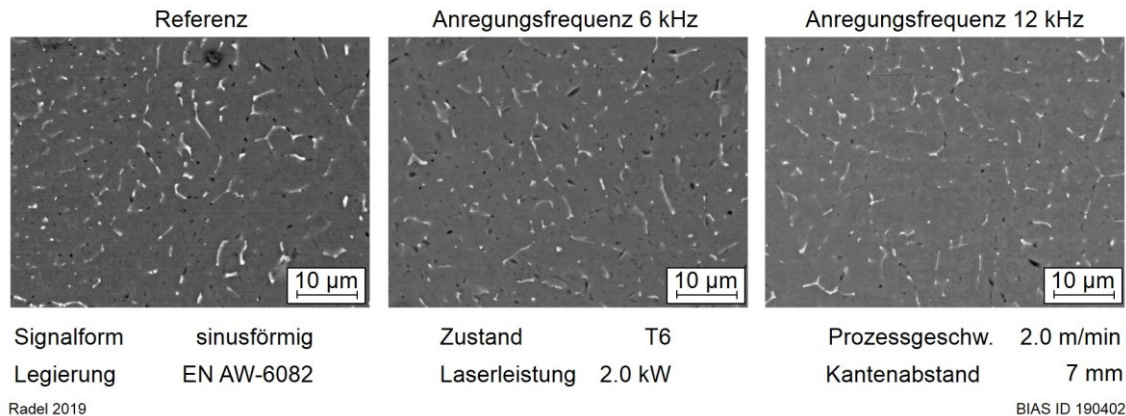


Bild 5.22: BSE Aufnahme des Gefüges mit Mikroseigerungen bei einer Schweißgeschwindigkeit von 2 m/min für Schweißnähte mit Schwingungsüberlagerung bei einer Anregungsfrequenz von 6 kHz und 12 kHz sowie einer Referenzschweißnaht

Das bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min vorliegende Gefüge mit Mikroseigerungen ist in **Bild 5.23** dargestellt. Im Vergleich zu den Mikroseigerungen bei 2 m/min Schweißgeschwindigkeit liegen deutlich feiner verteilte Mikroseigerungen vor. Tendenziell scheinen bei den mit Schwingungsüberlagerung geschweißten Nähten feiner verteilte Mikroseigerungen vorzuliegen als bei der Referenzschweißnaht.

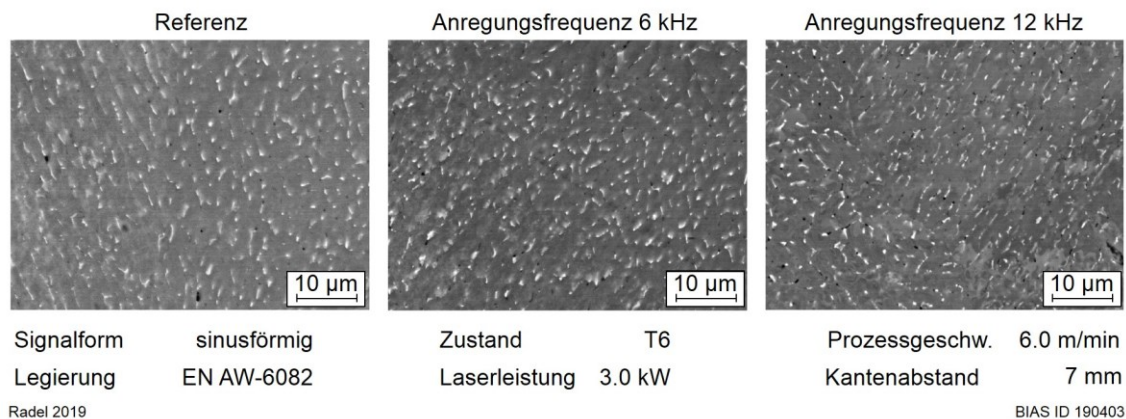
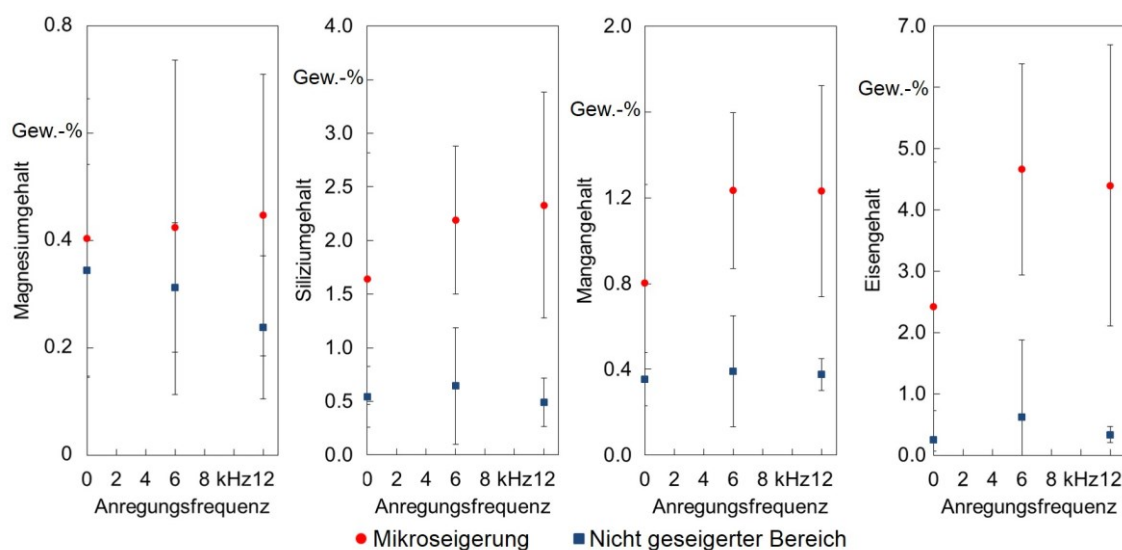


Bild 5.23: BSE Aufnahme des Gefüges mit Mikroseigerungen bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min für Schweißnähte mit Schwingungsüberlagerung bei einer Anregungsfrequenz von 6 kHz und 12 kHz sowie einer Referenzschweißnaht

Die mittels EDX quantifizierten Elementkonzentrationen³ der Mikroseigerungen sowie des danebenliegenden Gefüges sind für eine Schweißgeschwindigkeit von 2 m/min in **Bild 5.24** gegeben. Dabei ist zu erkennen, dass der Mittelwert der gemessenen Legierungsbestandteile Silizium, Mangan und Eisen innerhalb der Mikroseigerungen bei den mit Schwingungsüberlagerung geschweißten Proben erhöht ist. Dies ist bei dem Begleitelement Eisen am stärksten ausgeprägt. Hierbei ist kein Unterschied zwischen den Anregungsfrequenzen 6 kHz und 12 kHz zu erkennen.



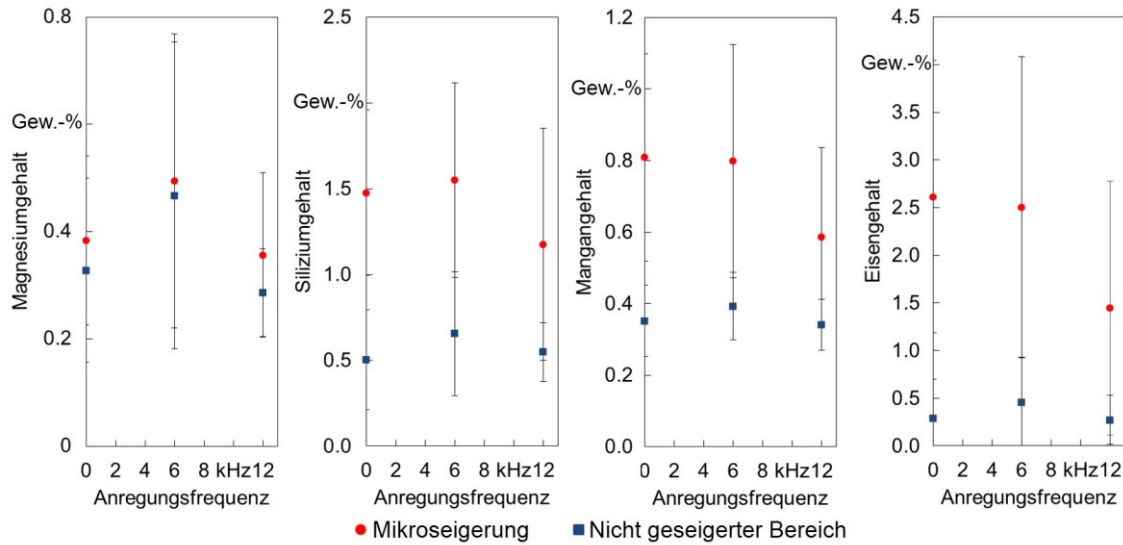
Radel 2019

BIAS ID 190400

Bild 5.24: Gehalte der Legierungselemente Magnesium, Silizium und Mangan sowie dem Begleitelement Eisen der Mikroseigerungen sowie der Körner bei einer Schweißgeschwindigkeit von 2 m/min

Die quantifizierten Elementkonzentrationen der Mikroseigerungen sowie des danebenliegenden Gefüges sind für eine Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min in **Bild 5.25** gegeben. Die mittleren Silizium-, Mangan- und Eisengehalte der Mikroseigerungen bei Schweißnähten mit einer Anregungsfrequenz von 6 kHz sind vergleichbar mit denen der Referenzschweißnaht. Bei den mit einer Anregungsfrequenz von 12 kHz geschweißten Proben sind im Mittel geringere Elementgehalte vorzufinden. Der Eisengehalt in den Mikroseigerungen ist dabei um 1 Gew.-% reduziert.

³ Die gemessenen Mikroseigerungen (vgl. **Bild 5.22** und **Bild 5.23**) sind sehr wahrscheinlich kleiner als die Eindringtiefe der Anregungsbirne von bis zu 2,5 μm (vgl. **Abschnitt 4.3.4**), sodass die gemessenen Elementgehalte ebenfalls Anteile aus dem angrenzenden nicht geseigerten Bereich enthalten können. Somit sind die Gehalte bevorzugt untereinander bei ungefähr gleicher Größe und somit gleicher Schweißgeschwindigkeit zu vergleichen.



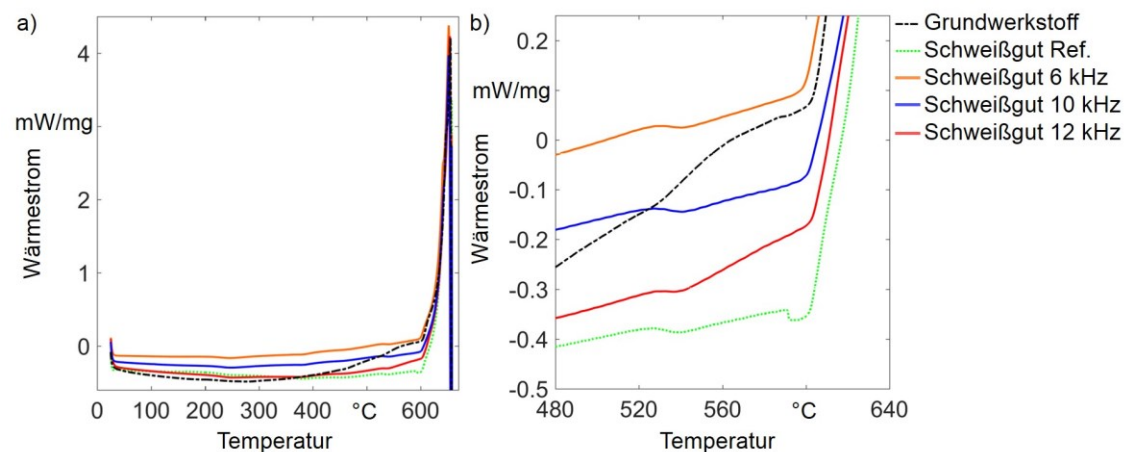
Radel 2019

BIAS ID 190401

Bild 5.25: Gehalte der Legierungselemente Magnesium, Silizium, Mangan und Eisen der Mikrosegierungen sowie der Körner bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min

5.2.6 Thermische Analyse

Die Ergebnisse der DSC-Aufheizkurven des Grundmaterials sowie des mittennahen Schweißguts sind in **Bild 5.26** gegeben. Der Temperaturbereich von 480 °C bis 630 °C ist im Detail in **Bild 5.26 b** dargestellt. Der maximale endotherme Wärmefluss des Grundmaterials liegt bei 655 °C und bei der Referenzschweißnaht bei 652,6 °C, **Bild 5.26 a**. Für die mit Schwingungsüberlagerung geschweißten Nähte liegen die Maxima zwischen 652 °C und 653,6 °C. Somit ist die Temperatur des maximalen endothermen Wärmeflusses der untersuchten Schweißnähte geringer als die des Grundwerkstoffs. Der Grundwerkstoff zeigt im Temperaturbereich von 500 °C bis



Signalform	sinusförmig	Zustand	T6	Prozessgeschw.	6.0 m/min
Legierung	EN AW-6082	Laserleistung	3.0 kW	Kantenabstand	7 mm

Radel 2018

BIAS ID 181003

Bild 5.26: DSC-Aufheizkurven des mittennahen Schweißguts und b) Detailansicht im Temperaturbereich von 480 °C bis 630 °C

600 °C als einzige Probe keinen endothermen Peak. Die Referenzschweißnaht zeigt zwei signifikante endotherme Peaks bei 527 °C und bei 591 °C. Die mit Schwingungsüberlagerung bei 6 kHz, 10 kHz und 12 kHz geschweißten Proben zeigen jeweils eine Abweichung in endotherme Richtung zwischen 527 °C und 531 °, aber ein weiterer endothermer Peak existiert nicht. Somit zeigen die Schweißnähte mit Schwingungsüberlagerung vergleichbare Verläufe, welche nicht unmittelbar von der Anregungsfrequenz abhängen, sich aber bezüglich des thermischen Verhaltens deutlich von der Referenzschweißnaht und dem Grundwerkstoff unterscheiden.

5.3 Geometrische Prozessengänzen

Zur Nutzung der Schwingungsüberlagerung ist es unabdingbar, dass daraus keine kritischen Nachteile resultieren. Somit werden im folgenden Prozessengänzen betrachtet, um zu prüfen, ob und unter welchen Bedingungen mögliche Nachteile auftreten. Die in den Querschliffen ermittelte Nahtunterwölbung ist in **Bild 5.27** gegeben. Die Referenzprobe liegt dabei in

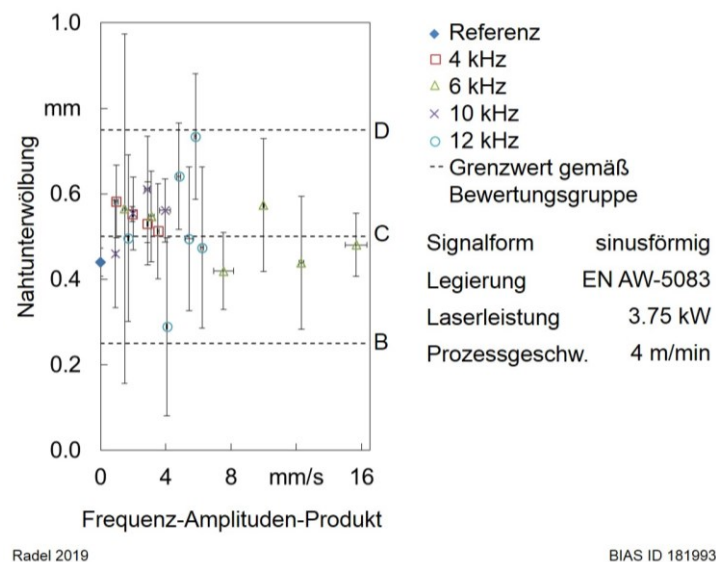
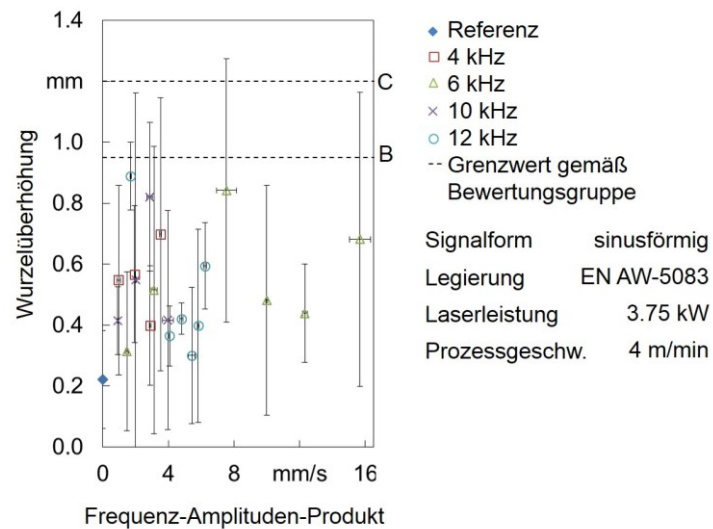


Bild 5.27: Nahtunterwölbung in Abhängigkeit des Frequenz-Amplituden-Produkts

der Bewertungsgruppe C gemäß DIN EN ISO 13919-2. Bei Verwendung der Schwingungsüberlagerung ist die Nahtunterwölbung tendenziell größer, wobei diese größtenteils in der Bewertungsgruppe D liegen. Bezüglich der Anregungsfrequenz sowie des Frequenz-Amplitudenproduktes können keine direkten Zusammenhänge identifiziert werden.

In **Bild 5.28** ist die Wurzelüberhöhung der Schweißnähte dargestellt. Im Mittel liegen diese in der Bewertungsgruppe B wobei die Schweißnähte mit Schwingungsüberlagerung eine größere Wurzelüberhöhung aufweisen als die Referenzschweißnähte. Bezüglich der verwendeten Anregungsfrequenzen und Frequenz-Amplitudenprodukte lässt sich ebenfalls kein Trend identifizieren.

Zusammengefasst sind die Nahtunterwölbung sowie der Wurzeldurchhang bei den Schweißnähten mit Schwingungsüberlagerung stärker ausgeprägt als bei den Referenzschweißnähten. Dabei ist jeweils kein deutlicher Zusammenhang zu dem Frequenz-Amplituden-Produkt gegeben, aus denen sich zu bevorzugende bzw. zu vermeidende Zustände ableiten lassen könnten.



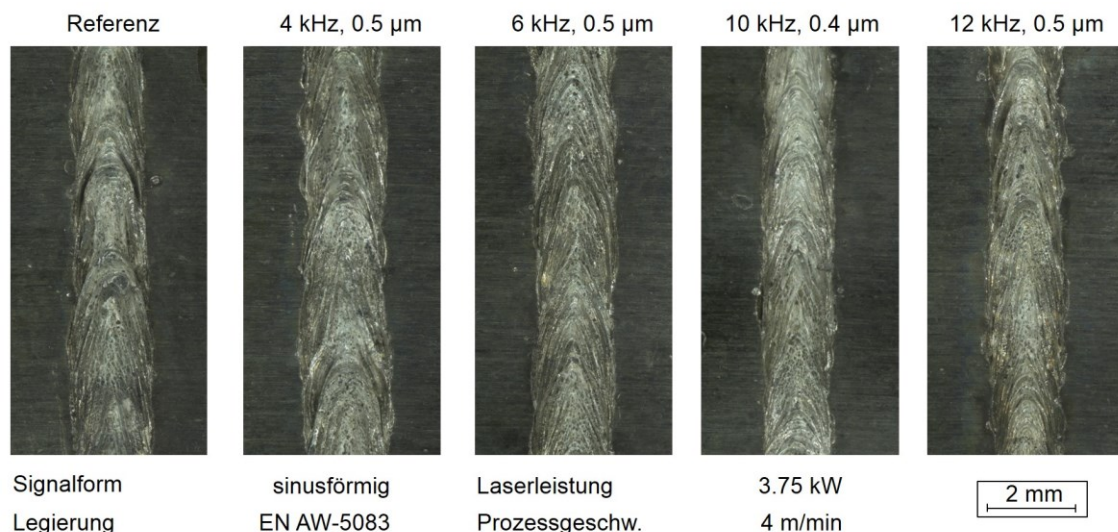
Radel 2019

BIAS ID 181994

Bild 5.28: Wurzelüberhöhung in Abhängigkeit des Frequenz-Amplituden-Produkts

5.4 Poren

In **Bild 5.29** sind Schweißnähte der Legierung EN AW-5083 in der Draufsicht dargestellt. Die Schweißnähte unterscheiden sich in der verwendeten Anregungsfrequenz, wobei bis auf bei 10 kHz eine konstante Amplitude von $0,5 \mu\text{m}$ gewählt wurde. Bei der Anregungsfrequenz 10 kHz wurde aufgrund technischer Limitierungen eine Amplitude von $0,4 \mu\text{m}$ verwendet. Die Schweißnähte weisen eine für Laserstrahl-tiefschweißnähte typisch ausgeprägte Schuppung der Oberraupe auf. Dabei lässt sich optisch kein deutlicher Unterschied bezüglich der Oberraupe zwischen der Referenzschweißnaht sowie den mit Schwingungsüberlagerung bei

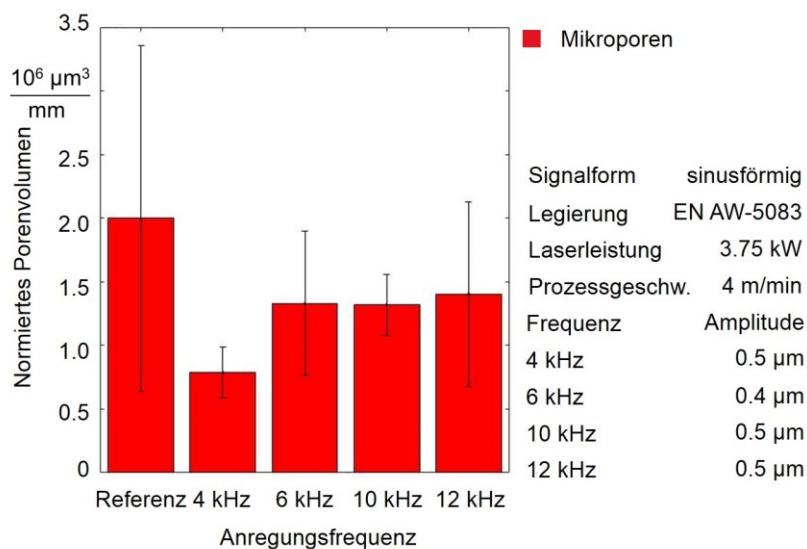


Radel 2019

BIAS ID 190397

Bild 5.29: Draufsicht auf die Referenzschweißnaht sowie die Schweißnähte mit Schwingungsüberlagerung

unterschiedlichen Anregungsfrequenzen ausgeführten Schweißnähten identifizieren. Eine Verfärbung der Oberraupe, die auf eine verringerte Schutzgasqualität bei den mit Schwingungsüberlagerung geschweißten Nähten hinweisen könnte, ist ebenfalls nicht zu erkennen.



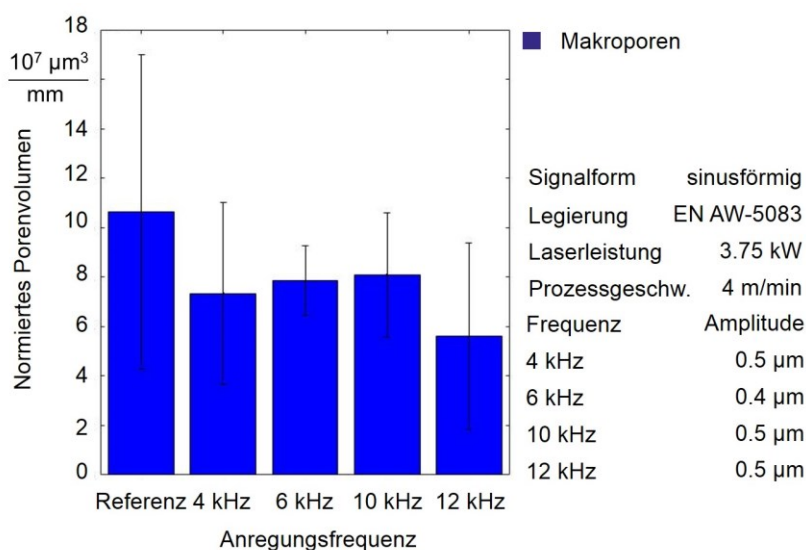
Radel 2019

BIAS ID 190302

Bild 5.30: Normiertes Mikroporenvolumen für die Referenzschweißnaht sowie Schweißnähte mit Schwingungsüberlagerung

Das mittels Röntgen-Computertomographie ermittelte Mikroporenvolumen normiert auf einen Millimeter Schweißnahtlänge ist in **Bild 5.30** gegeben. Dabei ist kein negativer Einfluss der Schwingungsüberlagerung zu erkennen. Im Mittel weisen die Schweißnähte mit Schwingungsüberlagerung tendenziell ein geringeres Mikroporenvolumen auf, welches jedoch im Bereich der Standardabweichung der Referenzschweißnähte liegt. Die Standardabweichung der Referenzschweißnähte ist dabei besonders groß.

Analog dazu ist das normierte Makroporenvolumen in **Bild 5.31** gegeben. Bei den Makroporenvolumen ist ebenfalls kein negativer Einfluss der Schwingungsüberlagerung zu erkennen.



Radel 2019

BIAS ID 190303

Bild 5.31: Normiertes Makroporenvolumen für die Referenzschweißnaht sowie Schweißnähte mit Schwingungsüberlagerung

Die Verteilung der Porengrößen der Mikroporen ist in **Bild 5.32** dargestellt.

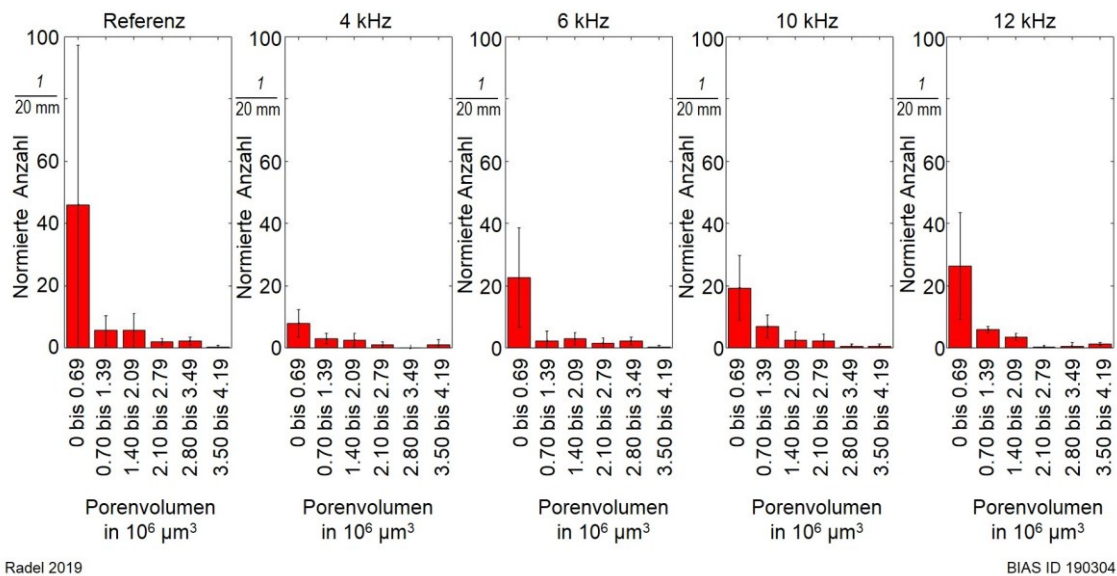


Bild 5.32: Histogramm der Größenverteilung der Mikroporen

Die Schweißnähte weisen die meisten Mikroporen in der kleinsten Größenkategorie auf. Analog zu dem Mikroporenvolumen ist auch die Anzahl der Mikroporen bei der Referenzschweißnaht am größten und bei einer Anregungsfrequenz von 4 kHz am geringsten.

Die Größenverteilung der Makroporen ist in **Bild 5.33** im Histogramm dargestellt. Hierbei ist zu erkennen, dass die maximale Einzelporengröße der mit Schwingungsüberlagerung geschweißten Proben reduziert wird. Dies ist bei einer Anregungsfrequenz von 12 kHz am stärksten ausgeprägt. Die größte detektierte

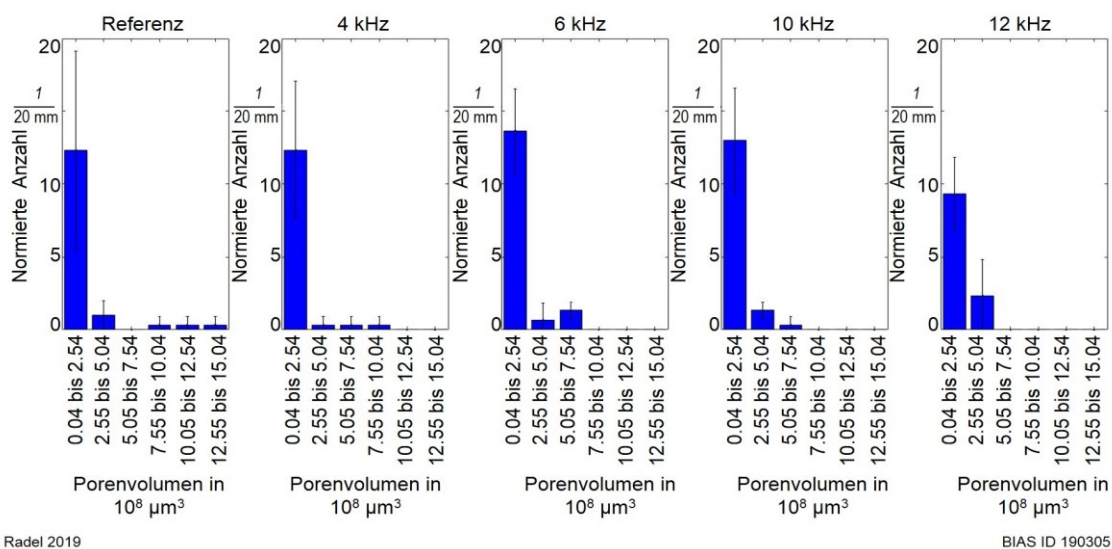


Bild 5.33: Histogramm der Größenverteilung der Makroporen

Einzel-pore bei einer Anregungsfrequenz von 12 kHz hat ein Volumen von $4,4 \times 10^8 \mu\text{m}^3$ und bei den Referenzschweißnähten $14,6 \times 10^8 \mu\text{m}^3$. Die insgesamt größte Einzel-pore der mit Schwingungsüberlagerung geschweißten Proben wurde bei einer Anregungsfrequenz von 4 kHz mit einem Volumen von $9,9 \times 10^8 \mu\text{m}^3$ festgestellt.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die Schwingungsüberlagerung bezüglich der wasserstoffbedingten Mikroporen und der prozessbedingten Makroporen bei den untersuchten Bedingungen zu keinen kritischen Zuständen führt, die zu vermeiden wären. Somit wird für die vorliegenden Bedingungen gefolgert, dass die Größenordnung, in der die Schutzgasabdeckung beeinflusst wird, nicht signifikant die Bildung von wasserstoffbedingten Mikroporen beeinflusst. Zudem konnten keine Indizien für eine destabilisierende Wirkung auf das Keyhole und somit die keyholebedingte Porenbildung identifiziert werden.

6 Gefügebeeinflussung

In diesem Kapitel soll der Mechanismus der Kornfeinung identifiziert werden und somit die Grundlagen einer neuen Methodik zur Beeinflussung des Schweißnahtgefüges geschaffen werden.

Zur Klärung der Frage, ob die Kornfeinung bzw. die CET aufgrund von Kornausbruch, Dendritenfragmentierung und heterogener Keimbildung stattfindet, wurde die Methode der Vorschweißung nach [Kou86] durchgeführt. Dabei sind in der Nahtmitte gleichachsig dendritische Körner in der Testschweißung, in der Testschweißung bei einfacher Vorschweißung und ebenfalls bei dreifacher Vorschweißung ausgebildet, **Bild 5.14**. Die Tatsache, dass die Testschweißung in Kombination mit der Vorschweißung ebenfalls gleichachsig dendritische Körner in der Nahtmitte ausgebildet hat, spricht gegen den Mechanismus der Kornfeinung durch Kornausbruch. Dies beruht nach [Kou86] auf der Tatsache, dass die Wahrscheinlichkeit eines Kornausbruchs der stängelförmig dendritischen Körner der Vorschweißung, aufgrund ihrer Größe und damit besseren Anbindung zu benachbarten Körnern, deutlich reduziert wird, und diese somit nicht als Keime zur Kornfeinung zur Verfügung stehen. Bei der wiederholten Aufschmelzung des Werkstoffs bei der dreifachen Vorschweißung reduziert sich die Anzahl hochschmelzender Partikel zur heterogenen Keimbildung. Die Reduzierung der Anzahl an hochschmelzenden Partikeln hängt dabei signifikant von den vorhandenen Legierungselementen ab. Die in [Kou03] verwendete Aluminium-Magnesium-Silizium Legierung AA 6061 beinhaltet 0,043 Gew.-% Titan und die Aluminium-Kupfer Legierung AA2219 beinhaltet 0,06 Gew.-% Titan. Die vorliegende Aluminium-Magnesium Legierung EN AW-5083 beinhaltet 0,02 Gew.-% Titan, sodass vergleichbare hochschmelzende Titanaluminide zu erwarten sind. Da die Testschweißung weiterhin kleine stängelförmig dendritische Körner in der Nahtmitte aufweist, kann die heterogene Keimbildung als Mechanismus ausgeschlossen werden. Somit handelt es sich gemäß den Testmethoden bei den vorliegenden Bedingungen um den Mechanismus der Dendritenfragmentierung.

Zur weiteren Prüfung der These der Dendritenfragmentierung wurde der Einfluss der Schwingungsüberlagerung auf die thermischen Erstarrungsbedingungen geprüft. Aus den Ergebnissen der Temperaturmessungen und der Erstarrungsgeschwindigkeiten lässt sich ableiten, dass die Kornwachstumsbedingungen durch die mechanischen Schwingungen nur geringfügig beeinflusst werden. Die Auswertung der aufgeschmolzenen Nahtquerschnittfläche (vgl. **Bild 5.12**) zeigt keinen Einfluss der Schwingungsüberlagerung auf die Nahtquerschnittfläche. Somit ist die Prozesseffizienz,

welche als Produkt der Absorptionseffizienz und der thermischen Effizienz definiert ist [Dau95], ebenfalls durch die Schwingungsüberlagerung nicht beeinflusst. Demnach sind entweder die Absorption und die thermischen Verluste unbeeinflusst oder in gegensätzlicher Richtung beeinflusst. Die Ergebnisse der Temperaturmessungen lassen darauf schließen, dass keine besonders signifikante Beeinflussung der thermischen Verluste vorliegt. Dies unterscheidet die vorliegenden Bedingungen von denen in [Ala15], bei denen deutlich höhere konvektive Verluste beim ultraschallunterstützten Laserstrahlumschmelzen identifiziert wurden, welche zu deutlich kleineren aufgeschmolzenen Bereichen führten. Die Auswertung der Schmelzbadlänge zeigt, dass diese durch die Schwingungsüberlagerung größer werden kann. Dies ist ein Indiz für eine homogenere Temperaturverteilung im Schmelzbad. Bei einer Anregungsfrequenz von 10 kHz ist der Anteil gleichachsiger dendritischer Körner deutlich erhöht (vgl. **Bild 5.3.**), wobei die Schmelzbadlänge nicht beeinflusst wird **Bild 5.11**. Daraus lässt sich ableiten, dass die veränderte Schmelzbadlänge bzw. die veränderte Temperaturverteilung im Schmelzbad nicht ausschlaggebend für die Gefügebeeinflussung ist. Dies zeigt, dass die Einflüsse der Schwingungsüberlagerung auf die thermischen Kornwachstumsbedingungen eine untergeordnete Rolle spielen und bestärkt somit die These, dass die durch die Schwingungsüberlagerung veränderten Keimbildungsbedingungen primär für den Übergang von stängelförmig dendritischen zu gleichachsigen dendritischen Körnern verantwortlich sind.

Bei der These der Dendritenfragmentierung kann gemäß dem Stand der Forschung angenommen werden, dass die Wirksamkeit von den gewählten Anregungsfrequenzen und –amplituden abhängt. Dazu werden im Folgenden charakteristische Unterschiede im Schweißnahtgefüge auf Basis der Erstarrungstheorien erörtert. Es wird dabei die Hypothese geprüft, ob das im Bereich der Gießereitechnik geeignete Frequenz-Amplituden-Produkt ebenfalls zur Beschreibung der Wirkung der Schwingungsüberlagerung beim Laserstrahlschweißen geeignet ist. Bei der Erstarrung der Referenzschweißnaht beginnen die Körner an der Schmelzlinie in Richtung Nahtmitte zu wachsen, **Bild 5.2**. Da der Schmelze kein Schweißzusatzwerkstoff mit unterschiedlicher Legierung hinzugefügt wurde, kann aus energetischen Gründen von einem epitaxialen Wachstum ausgegangen werden [Dav89]. Die Erstarrungsgeschwindigkeit ist dabei an der Schmelzlinie minimal und der Temperaturgradient maximal (vgl. **Bild 2.2**), sodass, wie zu erwarten, stängelförmige dendritische Körner gebildet werden, **Bild 5.1**. Die folgenden Körner wachsen in dem sogenannten “competitive growth” [Kou03]. In der Nahtmitte wachsen gleichachsige dendritische Körner, welche primär durch heterogene Keimbildung aufgrund der konstitutionellen Unterkühlung entstehen [Gan80]. Die Bildung gleichachsiger

dendritischer Körner wird durch die in der Nahtmitte vorliegende maximale Erstarrungsgeschwindigkeit bei minimalem Temperaturgradienten ermöglicht (vgl. **Bild 2.2**). Diese gleichachsigen dendritischen Körner hindern die Ausbildung der stängelförmig dendritisch wachsenden Körner [Kou88]. Durch die Schwingungsüberlagerung steigt der Anteil an gleichachsigen dendritischen Körnern in der Schweißnaht deutlich an und hemmt somit das Wachstum der stängelförmigen Körner, **Bild 5.3**. Somit führt die Schwingungsüberlagerung beim Laserstrahl-tiefschweißen der Aluminium-Magnesiumlegierung EN AW-5083 zum Übergang von stängelförmig dendritisch zu gleichachsigen dendritischen Körnern (CET). Dieses Ergebnis deckt sich mit den Ergebnissen beim WIG-Schweißen von Aluminium-Kupferlegierungen [McI05]. Der Übergang von stängelförmig dendritisch zu gleichachsigen dendritischen Körnern ist ein weiterer Indikator für eine erhöhte Anzahl an festen Keimen (z. B. abgebrochene Körner oder Dendriten) in der Schmelze, welche zum Dominieren der gleichachsigen dendritischen Körner führt. Somit kann gefolgert werden, dass feste Keime unter den Bedingungen des Laserstrahl-tiefschweißens von Aluminiumlegierungen im festen Zustand verbleiben können und damit eine erhöhte Anzahl an Keimen zum Keimwachstum zur Verfügung steht. Das Laserstrahl-tiefschweißen von Aluminiumlegierungen zeichnet sich typischerweise durch eine signifikant überhitzte Schmelze und vergleichsweise hohe lokale Temperaturgradienten aus. Aufgrund dieser Charakteristika ist die Wahrscheinlichkeit des Aufschmelzens von festen Partikeln beim Laserstrahl-tiefschweißen von Aluminiumlegierungen höher als bei Lichtbogenschweißprozessen sowie bei Gießprozessen.

Das Schweißnahtgefüge in unmittelbarer Nähe der Schmelzlinie (vgl. **Bild 5.2**) und die resultierende Verteilung der gleichachsigen dendritischen Körner nahe der Schmelzlinie (vgl. **Bild 5.4**, **Bild 5.5**, **Bild 5.6** und **Bild 5.7**) zeigen keinen Einfluss der Schwingungsüberlagerung zu Beginn der Erstarrung. Mit dem Mechanismus der Dendritenfragmentierung geht einher, dass zunächst Dendriten bzw. sekundäre Dendritenarme ausgebildet werden müssen, damit diese abbrechen und als Keime dienen können. In Konsequenz daraus ist eine Beeinflussung des Schweißnahtgefüges zu Beginn der Erstarrung an der Schmelzlinie bei diesem Mechanismus sehr unwahrscheinlich. Dies bestärkt zum einen die These der Dendritenfragmentierung und entkräftet die These des Kornausbruchs bei dem eine Beeinflussung insbesondere nahe der Schmelzlinie zu erwarten gewesen wäre. In der vorliegenden kontinuierlichen Schweißnaht könnten fragmentierte Partikel theoretisch auch von anderen Bereichen der Schmelze an den Schweißnahttrand transportiert werden. Die Wahrscheinlichkeit, dass fragmentierte Dendriten vom hinteren Teil des Schmelzbades in Richtung des vorderen

Bereichs (dort wo die Erstarrung am Schweißnahttrand beginnt) gelangen, ist gering, da diese in wärmeren Bereichen des Schmelzbades wieder aufschmelzen würden [Nam15].

Die Kornstruktur ist entlang der Nahttiefe unterschiedlich ausgebildet, **Bild 5.4**. Die Erstarrungsbedingungen hängen dabei hinsichtlich folgender zwei Faktoren von der Schweißnahttiefe ab: die thermischen Bedingungen bezüglich des örtlichen Temperaturgradienten und der Erstarrungsgeschwindigkeit sowie der geometrischen Wechselwirkung der erstarrenden Schmelze mit der mechanischen Anregung. Die Körner in der gesamten Schweißnahttiefe wachsen annähernd rechtwinklig zur nahezu vertikal verlaufenden Schmelzlinie, **Bild 5.1**. Die eindimensionale Anregung ist somit nahezu senkrecht zur Dendritenwachstumsrichtung, welche gemäß [Kuo08] die geeignetste Anregungsrichtung zur Kornfeinung ist. Der Winkel zwischen den Körnern und der eindimensionalen Anregung ist nicht signifikant von der Tiefe abhängig. Es scheint somit kein bevorzugter Bereich für die Keimmultiplikation gemäß der Theorie der Dendritenfragmentierung durch Scherung oder Biegung zu existieren. Dies unterscheidet die hier vorliegenden Schweißnähte von denen in [Woi17], bei denen eine weniger effiziente Kornfeinung im oberen Bereich der eher v-förmigen Schweißnähte festgestellt wurde.

Die Ergebnisse zeigen sowohl bei den Referenzschweißnähten sowie bei denen mit Schwingungsüberlagerung geschweißten Nähten einen höheren Anteil gleichachsiger dendritischer Körner im unteren Bereich der Schweißnaht. Somit scheinen im unteren Bereich die bevorzugten thermischen Bedingungen zur Bildung gleichachsiger dendritischer Körner vorzuliegen. Kleinere Körner und ein erhöhter Anteil gleichachsiger dendritischer Körner im unteren Bereich der Naht wurden auch beim Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung AA8090 festgestellt, welche ebenfalls durch bevorzugte thermische und strömungstechnische Bedingungen erklärt werden [Whi93]. Im Falle der Schwingungsüberlagerung erhöht sich der Anteil gleichachsiger dendritischer Körner insbesondere im unteren Teil der Naht. Somit existiert eine Ortsabhängigkeit der Kornfeinung beim Laserstrahlschweißen in dem Frequenz-Amplituden-Bereich, der für Gießprozesse als optimal angesehen wird. Dabei wird davon ausgegangen, dass die Ortsabhängigkeit der Erhöhung des Anteils gleichachsiger dendritischer Körner primär auf die bevorzugten thermischen Erstarrungsbedingungen zurückzuführen ist.

Vibrationen und Schock beeinflussen die erstarrende Schmelze nur in der unmittelbaren Nähe der fest-flüssig Grenzfläche [Fen00]. Somit würde eine zu geringe Anregungsfrequenz als Ursache für eine nicht gleichmäßige Beeinflussung der erstarrenden Schmelze in Frage kommen. Um die Wechselwirkung der erstarrenden

Schmelze mit der Schwingungsüberlagerung zu verstehen, wurde die Anzahl an Anregungsperioden, die ein wachsendes Korn erfährt, abgeschätzt, **Bild 5.8**. Aufgrund der Tatsache, dass ein wachsendes Korn mehr als eine vollständige Anregungsperiode bei allen gewählten Anregungsfrequenzen (4 kHz bis 12 kHz) erfährt, ist dies ein Indikator dafür, dass die gewählten Anregungsfrequenzen prinzipiell hoch genug sind, um die Bedingungen einer gleichmäßigen Kornfeinung (basierend auf [Fen00]), bei den vorliegenden Erstarrungsgeschwindigkeiten, zu erfüllen. Somit kann der gewählte Frequenzbereich die Abweichungen von dem erwarteten Verhalten, dass die Kornfeinung mit steigendem Frequenz-Amplitudenprodukt stärker ausgebildet ist, nicht erklären. Die Hypothese, dass das Frequenz-Amplitudenprodukt die Wirksamkeit der Kornfeinung beim Lasertrahltiefschweißen von Aluminiumlegierungen beschreiben kann, kann somit für die vorliegenden Bedingungen (untersuchte Frequenz-Amplituden-Produkte zwischen $0,91 \text{ mm s}^{-1}$ und $15,67 \text{ mm s}^{-1}$, vgl. **Bild 5.3**) nicht bestätigt werden. Dies deckt sich dahingehend mit den Ergebnissen in [Woi17] wobei Anregungsfrequenzen zwischen 60 Hz und 4 kHz bei Amplituden bis zu $257 \mu\text{m}$ verwendet wurden und die resultierende Korngröße in dem Untersuchungsbereich keinen direkten Zusammenhang zur Frequenz-Amplituden-Produkt zeigt. McInerney et al. bestimmten ein Frequenz-Amplituden-Produkt von 19 mm s^{-1} als unteren Grenzwert zur Kornfeinung beim WIG-Schweißen der Aluminiumlegierung AA2219 [McI05]. Dieser Grenzwert ist höher als die im Rahmen dieser Untersuchung verwendeten Frequenz-Amplituden-Produkte. Dennoch konnte eine Kornfeinung auch deutlich unter dem für das WIG-Schweißen der Aluminiumlegierung AA2219 genannten unteren Grenzwert festgestellt werden. Zusammengefasst zeigt der Vergleich der charakteristischen Unterschiede im Schweißnahtgefüge, dass die Schwingungsüberlagerung zum Übergang von stängelförmig dendritisch zu gleichachsiger dendritischen Körnern führt, wobei die Beeinflussung primär in der Schweißnahtmitte stattfindet. Dies bestärkt die These der Dendritenfragmentierung bei der eine Beeinflussung der Erstarrung an der Schmelzlinie unwahrscheinlich ist. Ein deutlicher Zusammenhang zwischen dem Frequenz-Amplituden-Produkt und der resultierenden Kornstruktur konnte nicht festgestellt werden.

Anhand einer Abschätzung der am Dendriten wirkenden Biegespannungen wird im Folgenden geprüft, ob die These der Dendritenfragmentierung unter den verwendeten Schwingungsbedingungen aus mechanischer Sicht plausibel ist. Dazu wurden die in [Cam81] durchgeführten Abschätzungen bezüglich der wirkenden Biegespannungen an die hier vorliegenden Bedingungen (Länge und Dicke der Dendriten, Anregungsfrequenz, -amplitude und Materialeigenschaften) adaptiert. Die in der Wurzel des Dendriten wirkende Biegespannung bei laminarer Strömung wurde gemäß

Gleichung 2.6 berechnet. Dabei wird angenommen, dass der Grundwerkstoff und somit die daran wachsenden Dendriten mit der Anregungsfrequenz und -amplitude schwingen, die Schmelze aufgrund ihrer Trägheit dieser Bewegung nicht folgen kann, und somit eine Differenz entsteht. Des Weiteren wird angenommen, dass bei einer Reynolds-Zahl kleiner 10 eine laminare Strömung vorliegt [Cam81]. Die Reynolds-Zahl ergibt sich per Definition und Einsetzen der Geschwindigkeit v zu **Gleichung 6.1**.

$$Re = \frac{v \cdot \rho \cdot d}{\eta} = \frac{2 \pi \cdot \rho \cdot d \cdot s}{\eta} \quad (6.1)$$

Dabei entspricht ρ der Dichte, d der Dicke des Dendritenarms, η der dynamischen Viskosität und s der Amplitude.

In **Tabelle 6.1** sind die für die Berechnung der Biegespannung und der Reynolds-Zahl verwendeten Werte angegeben. Dabei handelt es sich um experimentelle Ergebnisgrößen, Materialkennwerte aus der Literatur und den verwendeten Schwingungsbedingungen. Einsetzen der Werte aus **Tabelle 6.1** in **Gleichung 6.1** liefert die Strichpunktlinien in **Bild 6.1**. Die Strichpunktlinien stellen eine Reynolds-Zahl von 10 dar und somit die Grenze der laminaren Strömung. Dabei zeigt sich, dass bei allen verwendeten Anregungsfrequenzen und -amplituden Reynolds-Zahlen kleiner 10 vorliegen und somit von einer laminaren Strömung ausgegangen werden kann. Somit kann **Gleichung 2.1** zur Berechnung der Biegespannungen für die verwendeten Schwingungsbedingungen verwendet werden.

Tabelle 6.1: Experimentelle Ergebnisgrößen, Materialkennwerte und verwendete Schwingungsbedingungen zur Berechnung der Biegespannungen

	Symbol	Wert	Gültigkeit	Quelle
Dynamische Viskosität	η	1,3 mNsm ⁻²	Flüssiges Aluminium	[Cam81]
Dicke des Dendritenarms	d	1 μ m; 2 μ m	Abschätzung anhand von Querschliffen	-
Länge zu Breitenverhältnis	L/d	2,5 bis 10	Abschätzung anhand von Querschliffen	-
Anregungsfrequenz	f	4 kHz bis 12 kHz	Verwendete Parameter	Bild 4.5
Amplitude	s	0,09 μ m bis 2,6 μ m	Verwendete Parameter	Bild 4.5
Dichte	ρ	2500 kgm ⁻³	Flüssiges Aluminium	[Cam81]
Zugfestigkeit	R_m	3,5 kNm ⁻²	AA5456 (Al -6 % Mg) bei 560 °C	[Esk04]

Die durchgängigen, gestrichelten und gepunkteten Linien in **Bild 6.1** ergeben sich durch Einsetzen der Werte aus **Tabelle 6.1** in **Gleichung 2.1**. Die durchgängigen, gestrichelten und gepunkteten Linien im Diagramm markieren die Stelle, an der die wirkenden Biegespannungen gleich der Festigkeit sind. Die verwendeten Anregungsfrequenzen und -amplituden sind als gelbe Punkte dargestellt. Schwingungsbedingungen auf der rechten Seite der Linie führen zu einem überschreiten

der Festigkeit. Unter den getroffenen Annahmen übersteigen die Biegespannungen für alle gewählten Anregungsbedingungen die Festigkeiten bei 1 μm und 2 μm dicken Dendriten mit einem Längen zu Breitenverhältnis von 5 und 10. Bei einem sehr geringen Längen zu Breitenverhältnis von 2,5 wird die Festigkeit nicht mehr bei allen Anregungsparametern überschritten. Insgesamt lässt sich aus der Abschätzung festhalten, dass die durch die Strömung wirkenden Biegespannungen die Festigkeiten bei gängigen Längen zu Breitenverhältnissen überschreiten können und somit eine

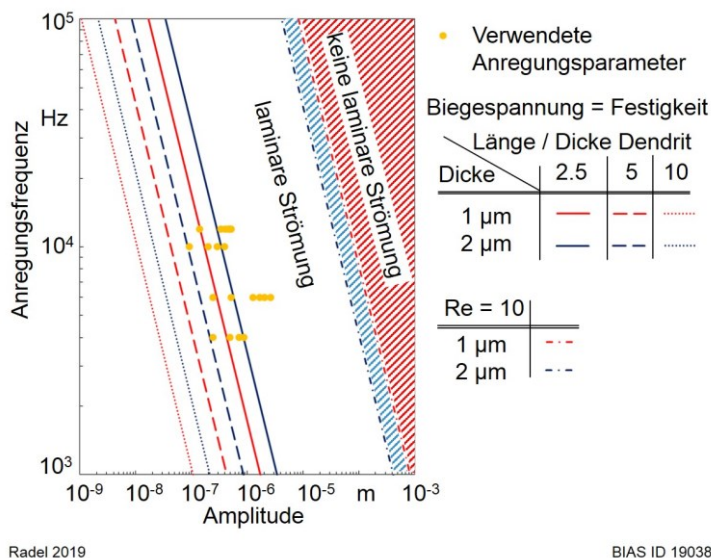


Bild 6.1: Biegespannung im Dendritenarm in Abhängigkeit der Frequenz und Amplitude

Fragmentierung der wachsenden Dendriten durch Biegung prinzipiell plausibel erscheint. Somit ist dies ein weiteres Indiz dafür, dass der Einfluss der Schwingungsüberlagerung auf den CET auf die mechanisch-metallurgische Beeinflussung durch Dendritenfragmentierung zurückzuführen ist.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die Schwingungsüberlagerung den Übergang von stängelförmig dendritischen zu gleichachsigen dendritischen Körnern (CET) beim Laserstrahl-tiefschweißen unterstützt. Die vorliegenden Untersuchungen zeigen, dass die Dendritenfragmentierung der dominierende mechanisch-metallurgische Wirkmechanismus ist. Die Hypothese, dass das in der Gießereitechnik zur Beschreibung der Kornfeinung verwendete Frequenz-Amplituden-Produkt auch für Laserstrahl-tiefschweißen verwendet werden kann, konnte nicht bestätigt werden. Ein signifikanter Einfluss der Schwingungsüberlagerung auf die thermischen Erstarrungsbedingungen sowie die Kornwachstumsgeschwindigkeit konnte nicht identifiziert werden. Die Beeinflussung der Gefügestruktur konnte primär auf die mechanisch-metallurgische Wirkung zurückgeführt werden.

7 Reduzierung der Heißrissanfälligkeit

Zur Zielerreichung soll im folgenden Kapitel der dominierende Wirkmechanismus der Schwingungsüberlagerung auf die Heißrissanfälligkeit identifiziert werden. Damit wird die Grundlage für eine Methode der Heißrissvermeidung geschaffen, bei der dem Schmelzbad keine Legierungselemente zugeführt werden müssen und ebenfalls keine Druckspannungen induziert werden müssen.

Bei 6 m/min Schweißgeschwindigkeit wird die Nahtmittenrisslänge durch die Schwingungsüberlagerung bei Anregungsfrequenzen zwischen 8 kHz und 12 kHz signifikant reduziert. Eine vollständige Heißrissvermeidung und somit eine Vermeidung der Rissinitiierung ist unter den im selbstbeanspruchenden Heißrisstest vorliegenden Bedingungen nicht gegeben, **Bild 5.15c**. Bezogen auf den Stand der Forschung wäre eine verringerte Heißrissanfälligkeit insbesondere durch eine Kornfeinung oder eine signifikant veränderte Kornstruktur zu erwarten. Die Ergebnisse zeigen jedoch, dass die Heißrisslänge reduziert werden kann, ohne dass eine Kornfeinung oder andere signifikante Änderung der Gefügestruktur (Anteil gleichachsiger Körner und Winkel zwischen stängelförmigen dendritischen Körnern und Schweißrichtung) auftritt, **Bild 5.18**. Im Vergleich zu der Legierung EN AW-5083 ist eine Kornfeinung bei der Legierung EN AW-6082 aufgrund der geringeren Menge an Legierungselementen schwieriger. Der identifizierte positive Effekt auf das Heißrissverhalten bzw. die reduzierte Risslänge durch die Schwingungsüberlagerung kann demnach durch die Gefügestruktur nicht erklärt werden.

Die Verteilung der Legierungselemente vor dem Schweißen kann aufgrund des Lösungsglühens im Werkstoffzustand T6 als homogen angesehen werden. Anhand der in den Schweißnähten vorliegenden mittleren Silizium- und Magnesiumgehalte können keine Makroseigerungen der Hauptlegierungselemente Magnesium und Silizium von der Schmelzlinie zur Schweißnahtmitte erkannt werden. Dies kann gemäß [Dav89] auf die beim Laserstrahlschweißen vorliegenden hohen Abkühlgeschwindigkeiten zurückgeführt werden, bei denen makroskopische Seigererungseffekte in der Regel nicht so stark ausgeprägt sind. Des Weiteren ist der vorliegende Schweißprozess mit kontinuierlichem Energieeintrag weniger anfällig für Makroseigerungen als Schweißprozesse, bei denen sich aufgrund eines diskontinuierlichen Energieeintrags (z. B. WIG-Schweißen mit niederfrequenten Pulsen) die Fortschrittgeschwindigkeit der Erstarrungsfront periodisch ändert [Li17]. Der Einfluss der Schwingungsüberlagerung auf die Heißrissanfälligkeit kann somit nicht auf eine Beeinflussung der

Makroseigerungen zurückgeführt werden und diese somit als dominierender Wirkmechanismus ausgeschlossen werden.

Die Mikroseigerungen im Gefüge der Referenzschweißnähte weisen erhöhte Gehalte an Magnesium, Silizium, Mangan und Eisen auf. Vergleichbare Mikroseigerungen wurden ebenfalls beim Laserstrahlschweißen der Legierung AA6061 (1,03 % Mg, 0,57 % Si, 0,42 % Fe) [Kat99] identifiziert. Insbesondere Eisen und Silizium weisen einen geringen Verteilungskoeffizienten auf und neigen somit zu Seigerungen bei der Schweißnahterstarrung [Kat99]. Der Vergleich der kumulierten Nahtmittenrissanteile (**Bild 5.15**) und der Elementgehalte der Mikroseigerungen (**Bild 5.24** und **Bild 5.25**) zeigt einen deutlichen Zusammenhang zwischen dem Heißrissverhalten und den Mikroseigerungen. Der kumulierte Nahtmittenrissanteil wird bei einer Schweißgeschwindigkeit von 2 m/min durch die Schwingungsüberlagerung bei keiner der untersuchten Anregungsfrequenzen reduziert. Die dabei im Gefüge vorliegenden Mikroseigerungen weisen, verglichen mit den Mikroseigerungen der Referenzschweißungen, erhöhte Legierungs- und Begleitelementgehalte auf. Bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min und einer Anregungsfrequenz von 6 kHz konnte ebenfalls keine Reduzierung des kumulierten Nahtmittenrissanteils identifiziert werden. Die dabei in den Mikroseigerungen vorliegenden Legierungs- und Begleitelementgehalte sind vergleichbar mit denen der Referenzschweißnaht bei gleicher Schweißgeschwindigkeit. Der kumulierte Nahtmittenrissanteil bei einer Anregungsfrequenz von 12 kHz und 6 m/min Schweißgeschwindigkeit ist deutlich reduziert. Die Elementgehalte, der dabei im Gefüge vorliegenden Mikroseigerungen, sind ebenfalls deutlich reduziert. Die Eindringtiefe der EDX-Messungen ist wahrscheinlich größer als die Mikroseigerungen (vgl. **Abschnitt 5.2.5**). Die Messwerte der Elementkonzentrationen geben somit zum Teil auch den angrenzenden Bereich wieder. Demnach würde auch eine feinere Verteilung der Mikroseigerungen zu geringeren Elementkonzentrationen in den EDX-Messungen führen. Die Experimente zeigen zum einen, wie aus dem Stand der Forschung erwartet, einen deutlichen Zusammenhang zwischen Mikroseigerungen und der Heißrissanfälligkeit. Zum anderen konnte erstmalig für das Laserstrahl-tiefschweißen von Aluminiumlegierungen ein Zusammenhang zwischen Mikroseigerungen und der Schwingungsüberlagerung identifiziert werden. Bei der Schweißnahterstarrung wird generell angenommen, dass keine Diffusion in der festen Phase und nur begrenzte Diffusion und keine Konvektion in der flüssigen Phase an der fest-flüssig Grenzfläche stattfindet [Dav89]. Dabei steigt der Legierungsgehalt bei der Erstarrung in der Schmelze an der fest-flüssig Grenzfläche auf einen Wert bis maximal der Ausgangskonzentration geteilt durch den Verteilungskoeffizienten an und sinkt mit steigendem Abstand zur fest-flüssig

Grenzfläche auf die Ausgangskonzentration ab [Dav89]. Die Schwingungsüberlagerung könnte insbesondere die Konvektion in der Schmelze an der fest-flüssig Grenzfläche beeinflussen. Durch eine Durchmischung bzw. homogenen Verteilung der angereicherten Schmelze kann somit die Zusammensetzung bei der Erstarrung beeinflusst werden und somit Einfluss auf die Mikroseigerungen genommen werden. Eine derartige Beeinflussung wurde bei Schweißprozessen bisher nur in Zusammenhang mit Ultraschallunterstützung und dabei vorhandenen Kavitätsblasen gezeigt [Tha18]. Des Weiteren ist bereits bekannt, dass die Breite des mit Legierungselementen angereicherten Bereichs durch eine Schwingungsüberlagerung reduziert werden kann [Cam81], wodurch ebenfalls die Mikroseigerungen reduziert werden [Tha18]. Zusammenfassend konnte geklärt werden, dass die Schwingungsüberlagerung die vorliegenden Mikroseigerungen verändern kann, wodurch deren heißrissbegünstigende Wirkung reduziert werden kann. Die Beeinflussung der Mikroseigerungen durch die Schwingungsüberlagerung lässt sich dabei durch die in der Literatur beschriebenen Effekte erklären, wobei dies erstmalig für das Laserstrahl-tiefschweißen von Aluminiumlegierungen experimentell nachgewiesen wurde.

Die Entnahme des Probenmaterials für die DSC Messungen musste aus technischen Gründen hinter dem Heißriss erfolgen, vgl. **Abschnitt 4.3.3**. Dabei wird angenommen, dass das Gefüge dort vergleichbar mit beim Heißriss vorliegenden Gefüge ist. Diese Annahme basiert darauf, dass der Heißriss in der finalen Phase der Erstarrung entsteht und die Gefügeausbildung somit bereits größtenteils abgeschlossen ist. Die Ergebnisse der DSC Analyse zeigen eine reduzierte Temperatur, bei der der maximale endotherme Wärmefluss der geschweißten Proben auftritt im Vergleich zu dem Grundwerkstoff. Dies deutet auf eine reduzierte Liquidustemperatur hin. Die Aufheizkurven weisen endotherme Peaks⁴ zwischen 527 °C und 531 °C bei allen geschweißten Proben auf, welche auf niedrigschmelzende Phasenbestandteile hinweisen. Diese niedrigschmelzenden Phasenbestandteile liegen bei den Messungen des ungeschweißten Grundwerkstoffs im lösungsgeglühten und warmausgelagerten Werkstoffzustand T6 nicht vor und sind somit ein Resultat des Schweiß- bzw. Erstarrungsprozesses, **Bild 5.26**. Der Vergleich der Referenzschweißnaht mit den Schweißnähten mit Schwingungsüberlagerung zeigt, dass der zweite endotherme Peak bei 591 °C bei den Schweißnähten mit Schwingungsüberlagerung nicht auftritt. Während der

⁴ Die Temperaturen, bei denen Minima und Maxima mittels DSC gemessen werden, hängen unter anderem von der Aufheizgeschwindigkeit der Messung ab. Die Proben wurden mit identischer Aufheizrate analysiert, sodass eine Vergleichbarkeit untereinander gegeben ist.

Schweißnahterstarrung einer 6xxx bzw. AlMgSi Legierung können verschiedene niedrigschmelzende Eutektika ausgebildet werden [Zha08]. Basierend auf der Temperatur des endothermen Peaks in den DSC Kurven bei 591 °C könnte es sich um eine Al-Mg₂Si Phase handeln, welche eine eutektische Schmelztemperatur von 595 °C aufweist [Mon76]. Dies ist ein Indiz dafür, dass die Schwingungsüberlagerung die Phasenzusammensetzung in der zuletzt erstarrenden Schweißnahtmitte und somit das Erstarrungsverhalten durch die Vermeidung von niedrigschmelzenden Phasen beeinflusst, welches sich mit den Ergebnissen der Mikroseigerungen deckt. Die Vermeidung niedrigschmelzender Phasen trägt wiederum dazu bei, die Heißrissanneigung zu reduzieren [Zha08]. Gemäß dem Ansatz von Prokhorov kann die heißrissreduzierende Wirkung durch eine Verringerung des BTR beschrieben werden, welche in diesem Fall durch die Vermeidung niedrig schmelzender Phasen gegeben ist.

Die Vermeidung niedrig schmelzender Phasen geht ebenfalls damit einher, dass der Feststoffanteil als Funktion der Temperatur beeinflusst wird. Diese beiden Faktoren sind Bestandteil der gängigen Heißrissanfälligkeitskriterien wie z. B. dem HCI, dem CSC und dem HCS, siehe **Abschnitt 2.2.1**. Der Feststoffanteil als Funktion der Temperatur wird dabei in der Regel mittels entsprechender Software wie Pandat oder PanAluminum auf Basis der Scheil-Gleichung in Abhängigkeit der Legierungselemente berechnet [Kou15]. Da die Schwingungsüberlagerung die insgesamt vorliegende chemische Zusammensetzung der Legierung nicht beeinflusst, lässt sich der Einfluss auf den Feststoffanteil nicht einfach berechnen. Die während der Erstarrung vorliegenden Feststoffanteile in Abhängigkeit der Temperatur lassen sich experimentell ebenfalls nicht oder nur sehr schwer erfassen, sodass eine quantitative Beschreibung des Einflusses der Schwingungsüberlagerung mittels der gängigen Heißrissanfälligkeitsindizes derzeit nicht möglich ist. Qualitativ betrachtet ist anhand der oben genannten Heißrissanfälligkeitskriterien eine reduzierte Heißrissanfälligkeit durch die Vermeidung niedrig schmelzender Phasen zu erwarten, da somit im heißrisskritischen Bereich ein höherer Feststoffanteil vorliegt bzw. die Zeit, in der die Schmelze heißrisskritisch ist, reduziert wird.

Die Schwingungsüberlagerung führt in den bei 2 m/min Schweißgeschwindigkeit vorliegenden thermischen, mechanischen und metallurgischen Bedingungen zu keiner signifikanten Reduzierung der Nahtmittenrisslänge. Die Heißrissanfälligkeit wird dabei aufgrund des mangelnden Einflusses der Schwingungsüberlagerung auf die Mikroseigerungen nicht beeinflusst. Insgesamt sind bei der niedrigsten untersuchten Schweißgeschwindigkeit von 2 m/min die am stärksten ausgeprägten Seigerungen zu erwarten, da die Erstarrung dabei einer Gleichgewichtserstarrung am nächsten kommt

[Dav89]. Dies zeigt sich ebenfalls in den experimentellen Ergebnissen, **Bild 5.22** und **Bild 5.23**. Demnach ist es möglich, dass die Wirkung der Schwingungsüberlagerung nicht ausreichend ist, um derart stark ausgeprägte Seigerungen positiv zu beeinflussen. Zudem zeigen die Ergebnisse, dass die Heißrissanfälligkeit bei den Anregungsfrequenzen 8 kHz, 10 kHz und 12 kHz reduziert werden kann, wohingegen bei den Anregungsfrequenzen 4 kHz und 6 kHz kein positiver Einfluss identifiziert werden konnte.

Als Fazit zur Wirkung der Schwingungsüberlagerung auf die Heißrissanfälligkeit wird festgehalten, dass Makroseigerungen der Hauptlegierungselemente Silizium und Magnesium nicht identifiziert wurden, sodass diese als Ursache ausgeschlossen werden konnten. Die Ausbildung der Mikroseeigerungen wird durch die Schwingungsüberlagerung beeinflusst, wodurch deren heißrissbegünstigende Wirkung reduziert werden kann. In der zuletzt erstarrenden Nahtmitte wurde eine Vermeidung von niedrigschmelzenden Phasen identifiziert, welche heißrisshemmend wirkt.

Im Folgenden soll die Schwingungsüberlagerung bezüglich ihrer Wirksamkeit zur Kornfeinung und Heißrissvermeidung qualitativ in den Stand der Forschung eingeordnet werden. Dazu folgt ein Vergleich mit der Zugabe von kornfeinend wirkenden Elementen wie z. B. Titan, Scandium oder Zirkonium, der Zugabe von Keimbildnern wie z. B. Titandiborid, sowie einer metallurgischen Heißrissvermeidung mittels Silizium.

Insbesondere die Zugabe von heterogenen Keimbildnern auf Titanbasis zur Kornfeinung ist eine sehr wirksame Methode der Kornfeinung von Aluminiumlegierungen [Cam11] und somit zur Heißrissvermeidung. Beim Laserstrahl-tiefschweißen der Aluminiumlegierung AA5083 sowie AA6082 wurde bei einer Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min ein vollständig gleichachsiger dendritisches Gefüge bei der Zugabe von 0,23 Gew.-% sowie 0,4 Gew.-% Titandiborid erzielt [Tan14]. Die Körner haben dabei eine mittlere Korngröße von ca. 25 µm. Bei dem Vergleich ist zu beachten, dass die Schweißnähte in [Tan14] sich aufgrund einer Strahloszillation in ihrer Form auch bei gleicher Schweißgeschwindigkeit zu den hier vorliegenden Schweißnähten deutlich unterscheiden. Beim Laserstrahlschweißen mit Schwingungsüberlagerung wurden maximal 62 % gleichachsiger dendritische Körner ausgebildet, **Bild 5.3**. Somit ist der erzielte Anteil gleichachsiger dendritischer Körner bei der Schwingungsüberlagerung im untersuchten Parameterbereich geringer als bei der Zugabe von Kornfeinungsmitteln auf Titandiborid Basis. Im technologischen Vergleich ist zu beachten, dass die Kornfeinungsmittel dem Schweißprozess in Form von Draht oder Pulver zugeführt werden müssen. Dabei ist drahtförmiger Schweißzusatzwerkstoff

mit Titandiborid für ausgewählte Legierungen, jedoch nicht für alle gängigen Legierungen kommerziell verfügbar. Die Legierungselemente Bor, Scandium [Mou99], Titan [Yun89] und Zirkonium [Yun89] sind sehr wirksam zur Kornfeinung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen. Gemäß [Sch13] besteht die Herausforderung für eine gezielte Anwendung darin, dass in den Normen für Schweißzusatzwerkstoffe [DIN04] und [AWS97] die Legierungsgehalte für Titan, Bor und Zirkonium nicht oder nur unzureichend präzise definiert sind. Zudem existieren Schweißaufgaben, bei denen eine Zuführung von Schweißzusatzwerkstoff aus Gründen der Zugänglichkeit nicht möglich ist oder aus technischer Sicht nur unter besonderen Aufwänden möglich ist, wie z. B. das Remote-Laserstrahlschweißen sowie das Laserstrahlschweißen von Mikrobautteilen oder Folien. Beim Remote-Laserstrahlschweißen könnten die technologischen Vorteile der hohen Positioniergeschwindigkeiten der Scannersysteme bei Verwendung von Schweißzusatzdraht nicht vollständig genutzt werden. Die Schwingungsüberlagerung könnte dabei eine Alternative zu dem Ansatz der Prädepositionierung von Schweißzusatzwerkstoff mittels Beschichtungen sein. Beim Laserstrahlschweißen von Mikrobautteilen oder Folien sind für die Handhabung des Schweißzusatzwerkstoffs hohe Positionieraufwände notwendig, welche die dabei erzielbaren Schweißgeschwindigkeiten in der Regel begrenzen würden. Zudem ist die Auswahl an drahtförmigen Schweißzusatzwerkstoffen mit für den Mikrobereich passenden Durchmessern deutlich begrenzt.

Ein weiterer technologischer Vorteil ergibt sich dadurch, dass die mechanischen und chemischen Eigenschaften der Schweißverbindung nicht durch zulegierte Elemente beeinflusst werden. Insbesondere die Zugabe von Silizium z. B. in Form von AlSi5 oder AlSi12 Schweißzusatzwerkstoff wirkt heißrisshemmend, wobei dabei in der Regel geringere Festigkeiten sowie Korrosionsbeständigkeiten zu erwarten sind, sodass je nach Belastungskollektiv, die Verwendung von Schweißzusatzwerkstoff mit Silizium als Hauptlegierungselement zur Heißrissvermeidung nicht immer möglich ist.

Zusammenfassend ergeben sich aus technologischer Sicht mögliche Vorteile der Schwingungsüberlagerung zur Heißrissvermeidung dort, wo:

- die Verwendung von Schweißzusatzwerkstoff technisch nicht möglich ist
- aus wirtschaftlichen Gründen auf konventionelle Schweißzusatzwerkstoffe sowie Schweißzusatzwerkstoffe mit zusätzlichen Kornfeinungsmitteln verzichtet werden soll
- entsprechende Legierungen mit Kornfeinungsmitteln kommerziell nicht verfügbar sind

- die in den konventionellen Schweißzusatzwerkstoffen vorhandenen, kornfeinend wirkenden Legierungselemente bezüglich ihrer Elementgehalte nicht ausreichend genau in den Normen definiert sind.

8 Zusammenfassung

Ziel dieser Arbeit war das Bereitstellen und Schaffen eines umfassenden Verständnisses über den Einfluss einer Schwingungsüberlagerung auf den Erstarrungsprozess beim Laserstrahl-tiefschweißen von Aluminiumlegierungen. Zur Erreichung des Zieles wurde eine gerichtete Schwingung während des Laserstrahl-tiefschweißens aufgebracht und der Einfluss auf den Übergang von stängelförmig dendritischen zu gleichachsig dendritischen Körnern, die Heißrissanfälligkeit sowie das Auftreten von Poren und geometrischen Prozessungen untersucht, um Rückschlüsse auf die Wechselwirkung zwischen der erstarrenden Schweißnaht und der eingebrachten Schwingung zu ziehen.

Im Rahmen der Arbeit wurde gezeigt, dass die Schwingungsüberlagerung während des Laserstrahl-tiefschweißens der Aluminiumlegierung EN AW-5083 den Übergang von stängelförmig dendritischen zu gleichachsig dendritischen Körnern (CET) unterstützt. Die vorliegenden Untersuchungen zeigen, dass die Dendritenfragmentierung der dominierende mechanisch-metallurgische Wirkmechanismus ist. Dabei konnte kein direkter Zusammenhang zwischen dem Anteil gleichachsiger dendritischer Körner und dem Frequenz-Amplituden-Produkt identifiziert werden. Somit konnte die Hypothese, dass das in der Gießereitechnik zur Beschreibung der Kornfeinung verwendete Frequenz-Amplituden-Produkt auch für Laserstrahl-tiefschweißen verwendet werden kann, nicht bestätigt werden. Die thermischen Erstarrungsbedingungen sowie die Kornwachstumsgeschwindigkeit werden durch die Schwingungsüberlagerung nicht signifikant beeinflusst. Die Beeinflussung der Gefügestruktur konnte primär auf die mechanisch-metallurgische Wirkung zurückgeführt werden.

Die Heißrisslänge kann beim Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung EN AW-6082 prinzipiell ohne eine erkennbare Kornfeinung oder Änderung der Korngröße und -orientierung durch die Schwingungsüberlagerung deutlich reduziert werden. Die heißrissreduzierende Wirkung der eingebrachten Schwingungen wurde auf eine Vermeidung von niedrigschmelzenden Phasen in der zuletzt erstarrenden Nahtmitte zurückgeführt. Makroseigerungen der Hauptlegierungselemente Silizium und Magnesium wurden dabei nicht identifiziert, sodass diese als Ursache ausgeschlossen werden konnten. Die Schwingungsüberlagerung verändert die vorliegenden Mikro-seigerungen, wodurch deren heißrissbegünstigende Wirkung reduziert werden kann.

In der vorliegenden Arbeit wurde somit die Grundlage einer neuen Methode zur Verbesserung der Nahtigenschaften und zur Reduzierung der Heißrissanfälligkeit geschaffen. Diese bietet technologische Vorteile insbesondere dort, wo aus technischen oder wirtschaftlichen Gründen auf die Zuführung von Schweißzusatzwerkstoffen verzichtet werden soll.

Literaturverzeichnis

- [Ala15] Alavi, S. H.; Harimkar, S. P.: Melt expulsion during ultrasonic vibration-assisted laser surface processing of austenitic stainless steel. *Ultrasonics* 59 (2015) 21–30
- [Al-18] Al-Ezzi, S.; Quan, G.; Elrayah, A.: The Mechanism of Ultrasonic Vibration on Grain Refining and Degassing in GTA Spot Welding of Copper Joints. *Materials* 11 (2018) 737
- [Aok05] Aoki, S.; Nishimura, T.; Hiroi, T.: Reduction method for residual stress of welded joint using random vibration. *Nuclear Engineering and Design* 235 (2005) 1441–1445
- [Aok07] Aoki, S.; Nishimura, T.; Hiroi, T.; Hirai, S.: Reduction method for residual stress of welded joint using harmonic vibrational load. *Nuclear Engineering and Design* 237 (2007) 206–212
- [AWS97] AWS A5.10/A5.10M.: Specification for Bare Aluminum and Aluminum-Alloy Welding Electrodes and Rods, American Welding Society. 2007.
- [Bal11a] Balasubramanian, K.; Kesavan, D.; Balusamy, V.: Studies on the effect of vibration on hot cracking and Grain size in AA7075 Aluminum alloy Welding. *International Journal of Engineering Science and Technology* 3 (2011) 681–686
- [Bal11b] Balasubramanian, K.; Kesavan, D.; Balusamy, V.: Studies on the effect of vibratory treatment on reduction of solidification cracking in AA2014 aluminum alloys. *Rev. Metall.* 108 (2011) 89–94
- [Bar12] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: *Werkstoffkunde*. Springer-Verlag (2012)
- [Bie17] Bielenin, M.; Bergmann, J. P.: Using a Diode Laser Superposition to Prevent Solidification Cracking in Pulsed Laser Beam Welding. *Proc. of the 36th Intern. Congress on Applications of Laser & Electro-Optics (ICALEO 2017) Atlanta GA USA (2017)*. Paper 401
- [Bla10] Blackburn, J. E.; Allen, C. M.; Hilton, P. A.; Li, L.; Hoque, M. I.; Khan, A. H.: Modulated Nd : YAG laser welding of Ti–6Al–4V. *Science and Technology of Welding and Joining* 15 (2010) 433–439

- [Cam81] Campbell, J.: Effects of vibration during solidification. *International Metals Reviews* 26 (1981) 71–108
- [Cam11] Campbell, J.: *Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes. Metallurgy, Techniques and Design* 2 (2011) 244
- [Cao03] Cao, X.; Wallace, W.; Poon, C.; Immarigeon, J.-P.: Research and Progress in Laser Welding of Wrought Aluminum Alloys. I. Laser Welding Processes. *Materials and Manufacturing Processes* 18 (2003) 1–22
- [Cas60] Castaing, R.: Electron probe microanalysis. *Advances in electronics and electron physics* (1960) 317–386
- [Cha95] Chai, G.; Bäckerud, L.; RØlland, T.; Arnberg, L.: Dendrite coherency during equiaxed solidification in binary aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A* 26 (1995) 965–970
- [Cly79] Clyne, T. W.; Davies, G. J.: Comparison between Experimental Data and Theoretical Predictions relating to Dependence of Solidification Cracking on Composition. *TMS Proc. Int. Conf. Solidification-Sheffield* (1979) 275–278
- [Con13] Coniglio, N.; Cross, C. E.: Initiation and growth mechanisms for weld solidification cracking. *International Materials Reviews* 58 (2013) 375–397
- [Cro05] Cross, C. E.: On the Origin of Weld Solidification Cracking. Böllinghaus, T.; Herold, H. (Eds.). *Hot Cracking Phenomena in Welds* (2005) 3–18
- [Cro11] Cross, C. E.; Coniglio, N.; Schempp, P.; Mousavi, M.: Critical Conditions for Weld Solidification Crack Growth. Böllinghaus, Thomas; Lippold, John; Cross, Carl Edward. *Hot Cracking Phenomena in Welds III* (2011) 25–41
- [Dau95] Dausinger, F.: *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozesseffizienz. Habilitation, Universität Stuttgart, BG Teubner, Stuttgart* (1995)
- [Dav89] David, S. A.; Vitek, J. M.: Correlation between solidification parameters and weld microstructures. *International Materials Reviews* 34 (1989) 213–245
- [DIN01] DIN EN ISO 13919-2.: *Schweißen – Elektronenstrahl- und Laserstrahl-Schweißverbindungen; Richtlinie für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten – Teil 2: Aluminium und seine schweißgeeigneten Legierungen.* 2001.

- [DIN04] DIN EN ISO 18273.: Welding consumables–Wire electrodes, wires and rods for welding of aluminium and aluminium alloys–Classification. 2004.
- [DIN97] DIN EN ISO 571-1.: Zerstörungsfreie Eindringprüfung–Teil 1: Allgemeine Grundlagen. 1997.
- [EDA19] EDAX.: EDAX Periodic Table of Elements. Url <http://www.edax.com/literature/periodic.aspx>; Abrufdatum 22.02.2019 (2019)
- [Egg05] Eggert, F.: Standardfreie Elektronenstrahl-Mikroanalyse. Books on Demand Norderstedt (2005)
- [Esk04] Eskin, D. G.; Suyitno; Katgerman, L.: Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys. *Progress in Materials Science* 49 (2004) 629–711
- [Esk98] Eskin, G. I.: Ultrasonic treatment of light alloy melts. CRC Press (1998)
- [Fen00] Feng-Quan, W.; Xiao-Ling, H.: The influence of vibration & shock on the crystal growth during solidification. *Journal of Materials Science* 35 (2000) 1907–1910
- [Feu77] Feurer, U.: Quality control of engineering alloys and the role of metals science. Delft University of Technology, Delft, The Netherlands (1977) 131–145
- [For09] Foroozmehr, E.; Lin, D.; Kovacevic, R.: Application of vibration in the laser powder deposition process. *Journal of Manufacturing Processes* 11 (2009) 38–44
- [Gan80] Ganaha, T.; Pearce, B. P.; Kerr, H. W.: Grain structures in aluminum alloy GTA welds. *Metallurgical Transactions A* 11 A (1980) 1351–1359
- [Gao17] Gao, H.; Agarwal, G.; Amirthalingam, M.; Hermans, M. J. M.: Hot cracking investigation during laser welding of high-strength steels with multi-scale modelling approach. *Science and Technology of Welding and Joining* 23 (2017) 287–294
- [Gei08] Geiger, M.; Kägeler, C.; Schmidt, M.: High-power laser welding of contaminated steel sheets. *Production Engineering* 2 (2008) 235–240
- [Ger15] Gericke, A.; Banaschik, R.; Henkel, K.-M.: Zähigkeitserhöhung durch Schmelzbadvibration UP-geschweißter Feinkornbaustähle. *DVS Berichte* 315 (2015) 695–700

- [He06] He, L.-B.; Li, L.-M.; Hao, H.-W.; Wu, M.-S.; Zhou, R.-L.: Grain refinement and high performance of titanium alloy joint using arc-ultrasonic gas tungsten arc welding. *Science and Technology of Welding and Joining* 11 (2006) 72–74
- [Hel97] Hellawell, A.; Liu, S.; Lu, S. Z.: Dendrite fragmentation and the effects of fluid flow in castings. *JOM* 49 (1997) 18–20
- [Hol92] Holt, M.; Olson, D.L.; Cross, C. E.: Interfacial tension driven fluid flow model for hot cracking. *Scripta Metallurgica et Materialia* 26 (1992) 1119–1124
- [Hsi13] Hsieh, C.-C.; Lai, C.-H.; Wu, W.: Effect of vibration on microstructures and mechanical properties of 304 stainless steel GTA welds. *Metals and Materials International* 19 (2013) 835–844
- [Hus11] Hussein, A. R.; Jail, N. A. A.; Abu Talib, A. R.: Improvement of Mechanical Welding Properties by using Induced Harmonic Vibration. *Journal of Applied Sciences* 11 (2011) 348–353
- [Jos16] Jose, M. J.; Kumar, S. S.; Sharma, A.: Vibration assisted welding processes and their influence on quality of welds. *Science and Technology of Welding and Joining* 21 (2016) 243–258
- [Kai15] Kainth, M.; Gupta, D.: A review: Effect of vibrations on mechanical properties of welded joints. *International Journal of Mechanical Engineering* 2 (2015) 7–12
- [Kal16] Kalpana, J.; Srinivasa Rao, P.; Govinda Rao, P.: Effect of frequency on impact strength of dissimilar weldments produced with vibration. *International Journal of Chemical Sciences* 14 (2016) 1797–1804
- [Kat99] Katayama, S.; Matsunawa, A.; Kojima, K.: CO₂ laser weldability of aluminium alloys (Report 3). Metallurgical characteristics of laser welds. *Welding International* 13 (1999) 683–692
- [Kat82] Katgerman, L.: A Mathematical Model for Hot Cracking of Aluminum Alloys During D.C. Casting. *JOM* 34 (1982) 46–49
- [Kaw03] Kawaguchi, I.; Tsukamoto, S.; Honda, H.; Arakane, G.: Power modulation in deep penetration laser welding - Optimization of frequency and waveform to prevent the porosity. Proc. of the 2th Intern. Congress on Applications of Laser & Electro-Optics (ICALEO 2003) Florida, USA (2003) 1006

- [Kim95] Kim, J. S.; Watanabe, T.; Yoshida, Y.: Ultrasonic vibration aided laser welding of Al alloys: improvement of laser welding-quality. *Journal of Laser Applications* (1995) 38–46
- [Kou03] Kou, S.: *Welding metallurgy*. John Wiley & Sons (2003)
- [Kou15] Kou, S.: A criterion for cracking during solidification. *Acta Materialia* 88 (2015) 366–374
- [Kou85] Kou, S.; Le, Y.: Grain Structure and Solidification Cracking in Oscillated Arc Welds of 5052 Aluminum Alloy. *Metallurgical Transactions A* 36A (1985) 1345–1352
- [Kou86] Kou, S.; Le, Y.: Nucleation Mechanisms and Grain Refining of Weld Metal. *WELDING RESEARCH SUPPLEMENT* (1986) 305–313
- [Kou88] Kou, S.; Le, Y.: Welding parameters and the grain structure of weld metal — A thermodynamic consideration. *Metallurgical Transactions A* 19 (1988) 1075–1082
- [Kra12] Krajewski, A.; Włosiński, W.; Chmielewski, T.; Kołodziejczak, P.: Ultrasonic-vibration assisted arc-welding of aluminum alloys. *Bulletin of the Polish Academy of Sciences: Technical Sciences* 60 (2012) 841–852
- [Kuo08] Kuo, C.-W.; Yang, S.-M.; Chen, J.-H.; Lai, G.-H.; Wu, W.: Study of vibration welding mechanism. *Science and Technology of Welding and Joining* 13 (2008) 357–362
- [Lan01] Lang, G. F.; Snyder, D.: Understanding the Physics of Electrodynamic Shaker Performance. *Sound and vibration* 35 (2001) 24–33
- [Li17] Li, Q.; Wu, A.-p.; Li, Y.-j.; Wang, G.-q.; Qi, B.-j.; Yan, D.-y.; Xiong, L.-y.: Segregation in fusion weld of 2219 aluminum alloy and its influence on mechanical properties of weld. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 27 (2017) 258–271
- [Lip15] Lippold, J. C.: *Welding Metallurgy and Weldability*. John Wiley & Sons Inc Hoboken New Jersey (2015)
- [Mat78] Matsuda, F.; Nakagawa, H.; Nakata, K.; Ayani, R.: Effect of Electromagnetic Stirring on Weld Solidification Structure of Aluminum Alloys (Report I). *Transactions of JWRI* 7 (1978) 111–127
- [Mat82] Matsuda, F.; Nakata, K.: A New Test Specimen for Self-Restraint Solidification Crack Susceptibility Test of Electron-Beam Welding Bead:

- Fan-Shaped Cracking Test (Materials, Metallurgy & Weldability).
Transactions of JWRI 11 (1982) 87–94
- [Mat98] Matsunawa, A.; Kim, J.-D.; Seto, N.; Mizutani, M.; Katayama, S.:
Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding. *Journal of Laser
Applications* 10 (1998) 247–254
- [Mat00] Matsunawa, A.; Seto, N. Kim, J-D. Mizutani, M. Katayama, S.: Dynamics
of keyhole and molten pool in high-power CO₂ laser welding. *Proc. of SPIE
Vol. 3888. High-Power Lasers in Manufacturing*, (2000) 34–45
- [McC89] McCartney, D. G.: Grain refining of aluminium and its alloys using
inoculants. *International Materials Reviews* 34 (1989) 247–260
- [McC08] McConnell, K. G.; Varoto, P. S.: *Vibration testing*. John Wiley & Sons Inc
Hoboken, New Jersey (2008)
- [McI05] McInerney, T. J.; Madigan, R. B.; Xu, P.; Cross, C. E.: Achieving Grain
Refinement through weld pool Oscillation. *Trends In Welding Research:
Proceedings of the 7th International Conference*. ASM International (2005)
17–22
- [Mes04] Messler, R. W.: *Principles of welding*. Physik Textbook. Wiley-VCH
Weinheim (2004)
- [Mon76] Mondolfo, L. F.: *Aluminum alloy: structure and properties*. London: Butter
Worths. Boston Press (1976)
- [Mou99] Mousavi, M. G.; Cross, C. E.; Grong, Ø.: Effect of scandium and titanium–
boron on grain refinement and hot cracking of aluminium alloy 7108.
Science and Technology of Welding and Joining 4 (1999) 381–388
- [Mou03] Mousavi, M. G.; Hermans, M.J.M.; Richardson I.M.; den Ouden G.: Grain
refinement due to grain detachment in electromagnetically stirred AA 7020
welds. *Science and Technology of Welding and Joining* 8 (2003) 309–312
- [Mun99] Munsif, A.S.M.Y.; Waddell, A. J.; Walker, C. A.: Vibratory weld
conditioning - the effect of rigid body motion vibration during welding.
Strain 35 (1999) 139–143
- [Nak95] Nakata, K.; Matsuda, F.: Evaluations of ductility characteristics and
cracking susceptibility of Al alloys during welding. *Transactions of JWRI*
24 (1995) 83–94

- [Nam15] Nampoothiri, J.; Raj, B.; Ravi, K. R.: Role of Ultrasonic Treatment on Microstructural Evolution in A356/TiB2 In-Situ Composite. *Transactions of the Indian Institute of Metals* 68 (2015) 1101–1106
- [Not18] Nothdurft, S.; Ohrdes, H.; Twiefel, J.; Wallaschek, J.; Mildebrath, M. Maier, H. J.; Hassel, T.; Overmeyer, L.; Kaierle, S.: Influence of ultrasonic amplitude and position in the vibration distribution on the microstructure of a laser welded aluminum alloy (404). *Proc. of the 37th Intern. Congress on Applications of Laser & Electro-Optics (ICALEO 2018) Orlando, FL, USA* (2018)
- [Ott07] Otto A, G. M.: From basic research to industrial applications—new developments for laser beam welding. *Proceedings of the 4th international WLT-conference on lasers in manufacturing* (2007) 5–12
- [Pan14] Pang, S.; Chen, W.; Wang, W.: A Quantitative Model of Keyhole Instability Induced Porosity in Laser Welding of Titanium Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* 45 (2014) 2808–2818
- [Pas99] Pastor, M.; Zhao, H.; Martukanitz, R. P.; Debroy, T.: Porosity, underfill and magnesium lose during continuous wave Nd: YAG laser welding of thin plates of aluminum alloys 5182 and 5754. *Welding Journal-Including Welding Research Supplement* 78 (1999) 207-s–216-s
- [Pro68] Prokhorov, N.; Yakushin, B. F.; Prokhorov, N. N.: Theorie und Verfahren zum Bestimmen der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen. *Schweißtechnik* 18 (1968) 8–11
- [Qin08] Qinghua, L.; Ligong, C.; Chunzhen, N.: Effect of vibratory weld conditioning on welded valve properties. *Mechanics of Materials* 40 (2008) 565–574
- [Ruv07] Ruvalcaba, D.; Mathiesen, R. H.; Eskin, D. G.; Arnberg, L.; Katgerman, L.: In situ observations of dendritic fragmentation due to local solute-enrichment during directional solidification of an aluminum alloy. *Acta Materialia* 55 (2007) 4287–4292
- [Sch17] Schaefer, M.; Kessler, S.; Fetzer, F.; Graf, T.: Influence of the focal position on the melt flow during laser welding of steel. *Journal of Laser Applications* 29 (2017) Paper No. 012010
- [Sch15] Schaefer, M.; Speker, N.; Weber, R.; Harrer, T. Graf, T.: Analysing Hot Crack Formation in Laser Welding of Tempered Steel. *Lasers in*

- Manufacturing (LIM15), eds.: T. Graf, C. Emmelmann, L. Overmeyer, F. Vollertsen (2015). Paper No. 148
- [Sch13] Schempp, P.: Grain refinement in aluminium GTA welds (2013)
- [Sch12] Schempp, P.; Cross, C. E.; Schwenk, C.; Rethmeier, M.: Influence Of Ti And B Additions On Grain Size And Weldability Of Aluminium Alloy 6082. *Welding in the World* 56 (2012) 95–104
- [Sch14] Schempp, P., Cross, C. E., Pittner, A., Rethmeier, M.: Solidification of GTA Aluminum Weld Metal: Part 2 — Thermal Conditions and Model for Columnar-to-Equiaxed Transition. *Welding Journal* 93 (2014) 69–77
- [Sch02] Schoer, H.: Schweißen und Hartlöten von Aluminiumwerkstoffen. Fachbuchreihe Schweißtechnik 137. Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH Düsseldorf (2002)
- [Sch09] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens. Springer-Verlag s.l. (2009)
- [Sin12] Singh, J.; Kumar, G.; Garg, N.: Influence of vibrations in arc welding over mechanical properties and microstructure of butt-welded-joints. *International Journal of Science and Technology* 2 (2012) 31–50
- [Sin17] Singh, P.; Patel, D.; Prasad, S. B.: Investigation On The Effect Of Vibrations On Cooling Behavior And Mechanical Properties Of SMAW Butt Welded Joints. *U.P.B. Sci. Bull., Series D* 79 (2017) 137–146
- [Siv07] Sivaprasad, K.; Raman, S. G. S.: Influence of magnetic arc oscillation and current pulsing on fatigue behavior of alloy 718 TIG weldments. *Materials Science and Engineering: A* 448 (2007) 120–127
- [Sun09] Sun, Q. J.; Lin, S. B.; Yang, C. L.; Zhao, G. Q.: Penetration increase of AISI 304 using ultrasonic assisted tungsten inert gas welding. *Science and Technology of Welding and Joining* 14 (2009) 765–767
- [Tam18] Tamasgavabari, R.; Ebrahimi, A. R.; Abbasi, S. M.; Yazdipour, A. R.: The effect of harmonic vibration with a frequency below the resonant range on the mechanical properties of AA-5083-H321 aluminum alloy GMAW welded parts. *Materials Science and Engineering: A* 736 (2018) 248–257
- [Tan14] Tang, Z.: Heißrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scheibenlaser. *Strahltechnik* Bd. 53, eds.: F. Vollertsen, R. Bergmann. BIAS Verlag Bremen (2014)

- [Tew93a] Tewari, S. P.: Influence of vibration on grain size and degree of grain refinement in mild steel weldments. *Journal of Materials Research* 8 (1993) 2228–2230
- [Tew99] Tewari, S. P.: Effects of Transverse Oscillation on Tensile Properties of Mild Steel Weldments. *ISIJ international* 39 (1999) 570–574
- [Tew93b] Tewari, S. P.; Shanker, A.: Effects of longitudinal vibration on the mechanical properties of mild steel weldments. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B Journal of Engineering Manufacture* 207 (1993) 173–177
- [Tha18] Thavamani, R.; Balusamy, V.; Nampoothiri, J.; Subramanian, R.; Ravi, K. R.: Mitigation of hot cracking in Inconel 718 superalloy by ultrasonic vibration during gas tungsten arc welding. *Journal of Alloys and Compounds* 740 (2018) 870–878
- [Vol17] Volpp, J.: *Dynamik und Stabilität der Dampfkapillare beim Laserstrahl-tiefschweißen*. *Strahltechnik Bd. 63*, eds. F. Vollertsen, R. Bergmann. BIAS Verlag Bremen (2017)
- [Vol16] Volpp, J.; Srowig, J.; Vollertsen, F.: Spatters during Laser Deep Penetration Welding with a Bifocal Optic. *Advanced Materials Research* 1140 (2016) 123–129
- [Voo84] Voort, G. V.: *Metallography: principles and practice*. McGraw-Hill Book Company, 1984 (1984) 752
- [Wan14] Wang, G.; Dargusch, M. S.; Qian, M.; Eskin, D. G.; StJohn, D. H.: The role of ultrasonic treatment in refining the as-cast grain structure during the solidification of an Al–2Cu alloy. *Journal of Crystal Growth* 408 (2014) 119–124
- [Wan16] Wang, L.; Gao, M.; Zhang, C.; Zeng, X.: Effect of beam oscillating pattern on weld characterization of laser welding of AA6061-T6 aluminum alloy. *Materials & Design* 108 (2016) 707–717
- [Wat10] Watanabe, T.; Shiroki, M.; Yanagisawa, A.; Sasaki, T.: Improvement of mechanical properties of ferritic stainless steel weld metal by ultrasonic vibration. *Journal of Materials Processing Technology* 210 (2010) 1646–1651

- [Whi93] Whitaker, I. R.; McCartney, D. G.; Calder, N.; Steen, W. M.: Microstructural characterization of CO₂ laser welds in the Al-Li based alloy 8090. *Journal of Materials Science* 28 (1993) 5469–5478
- [Wit15] Witzendorff, P. von; Kaierle, S.; Suttmann, O.; Overmeyer, L.: Using pulse shaping to control temporal strain development and solidification cracking in pulsed laser welding of 6082 aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 225 (2015) 162–169
- [Woi17] Woizeschke, P.; Radel, T. Nicolay, P.; Vollertsen, F.: Laser Deep Penetration Welding of an Aluminum Alloy with Simultaneously Applied Vibrations. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing* 4 (2017) 1–12
- [Wu99] Wu, W.: Mechanical Behavior of vibration arc welded alloy 690. *Materials Transactions* 40 (1999) 1456–1460
- [Xu07] Xu, J.; Chen, L.; Ni, C.: Effect of vibratory weld conditioning on the residual stresses and distortion in multipass girth-butt welded pipes. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 84 (2007) 298–303
- [Yua16] Yuan, T.; Kou, S.; Luo, Z.: Grain refining by ultrasonic stirring of the weld pool. *Acta Materialia* 106 (2016) 144–154
- [Yun89] Yunjia, H.; Frost, R. H.; Olson, D.L.; Edwards, G. R.: Grain Refinement of Aluminum Weld Metal. *WELDING RESEARCH SUPPLEMENT* (1989) 280–289
- [Zha08] Zhang, J.; Weckman, D. C.; Zhou, Y.: Effects of Temporal Pulse Shaping on Cracking Susceptibility of 6061-T6 Aluminum Nd:YAG Laser Welds 87 (2008) 18–30
- [Zha03] Zhao, H.; DebRoy, T.: Macroporosity free aluminum alloy weldments through numerical simulation of keyhole mode laser welding. *Journal of Applied Physics* 93 (2003) 10089–10096
- [Zhe18] Zhehe, Y.; Yanbin, N.; Qunli, Z.; Xiaowen, Y.; Xijiang, L.; Jianhua, Y.: Effects of Multidimensional Vibration on laser cladding of SS316L alloy. *Proc. of the 37th Intern. Congress on Applications of Laser & Electro-Optics (ICALEO 2018) Orlando, FL, USA (2018). Paper #1603*

Veröffentlichungsliste

Stand 25.08.2019

In die Arbeit eingeflossene Beiträge in Zeitschriften mit peer review

Radel, T; Woizeschke, P

Reduction of hot cracking susceptibility during laser welding of aluminum by vibrations
Welding in the World 63, 3 (2019) 599-606, doi.org/10.1007/s40194-018-00680-2

Radel, T

Mechanical manipulation of solidification during laser beam welding of aluminum
Welding in the World 62, 1 (2018) 29-38, doi.org/10.1007/s40194-017-0530-1

Weitere Beiträge in Zeitschriften mit peer review

Gatzen, M; Woizeschke, P; Radel, T; Thomy, C; Vollertsen, F

Experimental and Numerical Investigation of an Overheated Aluminum Droplet
Wetting a Zinc-Coated Steel Surface
Metals 7, 12 (2017) 535, doi:10.3390/met7120535

Stein, S; Dobler, M; Radel, T; Strauß, M; Breitschwerdt, H; Hugger, F; Roth, S; Schmidt, M

Experimental and numerical investigations regarding laser drop on demand jetting of Cu
alloys
Production Engineering - Research and Development 11, 3 (2017) 275-284

Woizeschke, P; Radel, T; Nicolay, P; Vollertsen, F

Laser deep penetration welding of aluminum alloys with simultaneously applied
vibrations
Laser in Manufacturing and Materials Processing 4, 1 (2017) 1-12

Gatzen, M; Radel, T; Thomy, C; Vollertsen, F

Wetting and solidification characteristics of aluminium on zinc coated steel in laser
welding and brazing
Journal of Materials Processing Technology 238 (2016) 352-360

Gatzen, M; Radel, T; Thomy, C; Vollertsen, F

Wetting behaviour of eutectic Al-Si droplets on zinc coated steel substrates
Journal of Materials processing Technology 214 (2014) 123-131

Patente**Vollertsen, F; Woizeschke, P; Radel, T**

Verfahren zum strahlbasierten Löten, insbesondere Elektronenstrahl- und Laserstrahl-löten, von metallischen Grundwerkstoffen
Offenlegungsschrift DE 10 2017 100 497 A1 (2017)

Beiträge in Zeitschriften**Radel, T; Gatzen, M; Woizeschke, P; Thomy, C; Vollertsen, F**

Methoden zur Charakterisierung des Haftungs- und Benetzungsverhaltens bei Kurzzeitlötprozessen
Schweißen und Schneiden 69, 12 (2017) 826-828

Radel, T; Vollertsen, F

Flussmittelfreies Laserstrahl-löten von Aluminiumwerkstoffen durch die Verwendung lithiumhaltiger Aluminiumbasislotwerkstoffe
Schweißen und Schneiden 69, 5 (2017) 273-274

Radel, T; Vollertsen, F

Kornfeinung durch mechanische Erstarrungsmanipulation beim Laserstrahl-tiefschweißen
Schweißen und Schneiden 69, 4 (2017) 212

Radel, T; Vollertsen, F

Flussmittelfreies Laser-Plasma-Löten von Aluminiumlegierungen
Schweißen und Schneiden 67, 11 (2015) 686-687

Beiträge auf Konferenzen mit peer review**Radel, T**

Thermal impacts in vibration-assisted laser deep penetration welding of aluminum
Nordic Laser Materials Processing Conference (NOLAMP 16), eds.: M. Kristiansen, S. L. Villumsen. Physics Procedia 89 (2017) 131-138 (online)

Mittelstädt, C; Seefeld, T; Radel, T; Vollertsen, F

Novel approach to increase the energy-related process efficiency and performance of laser brazing
Proc. of th 9th International Conference on Photonic Technologies (LANE 2016).
Physics Procedia 83 (2016) 523-531

Gatzen, M; Radel, T; Thomy, C; Vollertsen, F

The role of zinc layer during wetting of aluminium on zinc-coated steel in laser brazing and welding

Proc. of the 8th International Conference on Photonic Technologies (LANE 2014)

Physics Procedia 56, eds.: M. Schmidt, F. Vollertsen, M. Merklein. Elsevier Amsterdam (2014) 730-739

Beiträge auf Konferenzen**Radel, T; Vollertsen, F**

Grain refinement in vibration-assisted laser welding of aluminum

Proc. of the 2nd Conf. On Light Materials - Science and Technology (LightMAT 2017) online

Radel, T; Woizeschke, P; Vollertsen, F

Keyhole brazing – an approach for energy efficient brazing by using the deep penetration effect

LÖT 2016. DVS Bericht Bd. 325, DVS Media GmbH, Düsseldorf (2016) 302-306

Radel, T; Woizeschke, P; Vollertsen, F

Material effects on the cathodic arc cleaning in laser-plasma processing of aluminum alloys

Löt 2016, DVS Berichte Bd. 325, DVS Media GmbH, Düsseldorf (2016) 90-95

Khazan, P; Radel, T; Woizeschke, P

Numerical simulation of the distortion in conventional laser and fluxless laser-plasma brazing of aluminum using simufact welding

9th Int. Congress Aluminium Brazing, DVS Berichte Bd. 323. DVS Media Düsseldorf (2016) 60-65

Radel, T; Gatzen, M; Woizeschke, P; Thomy, C

Influence of different zinc coatings on laser brazing of aluminum to steel

Lasers in Manufacturing (LIM15) eds.: T. Graf, C. Emmelmann, L. Overmeyer, F. Vollertsen (2015) paper no. 144

Studentische Arbeiten

In der vorliegenden Arbeit sind Ergebnisse enthalten, die im Rahmen der Betreuung folgender studentischer Arbeiten entstanden sind:

Derksen, A.

Einfluss der Beschleunigung auf die mechanische Gefügebeeinflussung beim Laserstrahlschweißen, 2017

Ellerhorst, C.

Richtungsabhängigkeit der mechanischen Gefügebeeinflussung beim Laserstrahlschweißen, 2016)

Riemann, M.

Heißrissvermeidung mittels mechanischer Erstarrungsbeeinflussung beim Laserstrahl-tiefschweißen, 2018

Schröder, M.

Thermische Abkühlbedingungen beim vibrationsunterstützten Laserstrahl-tiefschweißen, 2019

Hachimi, Y.; Scharf, M.; Pasalary, N.; Bräning, S.; Görmüs, H.

Mechanische Erstarrungsbeeinflussung bei Schmelzschweißverfahren, 2018

Anhang

In **Bild A1** ist der Vergleich verschiedener geometrischer Varianten zur Schwingungsüberlagerung bei unterschiedlichen Schweißpositionen gegeben.

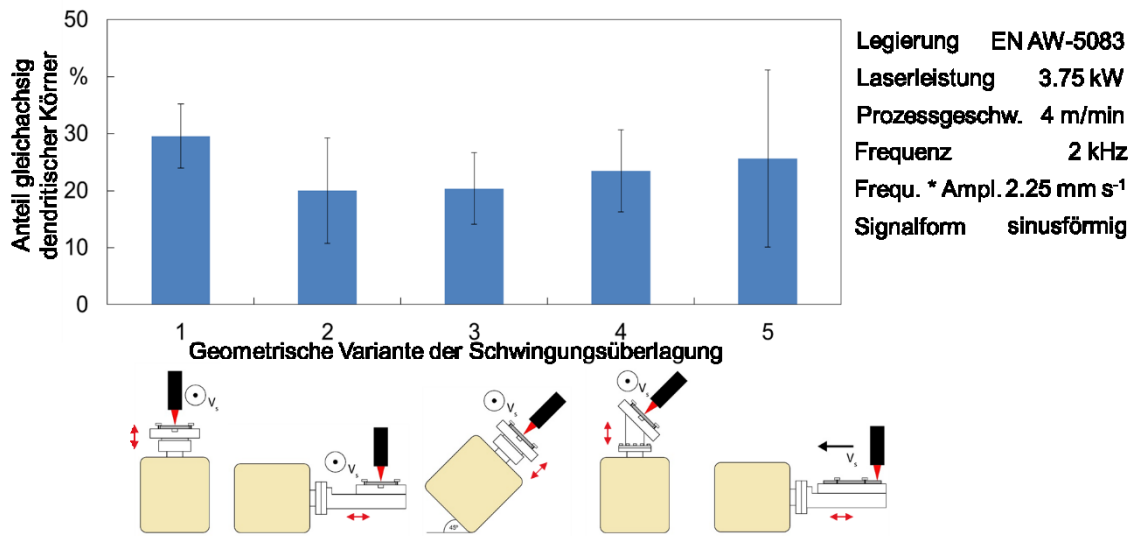


Bild A1: Vergleich unterschiedlicher geometrischer Varianten zur Schwingungsüberlagerung

Reihe Strahltechnik im BIAS Verlag

Bisher erschienen:

Herausgegeben von Frank Vollertsen, Ralf Bergmann

Silke Huferath-von Lüpke

Produktionsbegleitende Messeinrichtung basierend auf digitaler Holografie

Strahltechnik Band 68, Bremen 2019, ISBN 978-3-933762-62-7

Salar Mehrafsun

Dynamisches Prozessverhalten bei der laserinduzierten thermochemischen Mikrostrukturierung von Metallen

Strahltechnik Band 67, Bremen 2018, ISBN 978-3-933762-61-0

Vijay V. Parsi Sreenivas

Material modifications due to nonlinear effects created by multiphoton absorption in single crystalline silicon

Strahltechnik Band 66, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-60-3

Peer Woizeschke

Eigenschaften laserstrahlgefügter Mischverbindungen aus Aluminium und Titan in Abhängigkeit der Kantengeometrie und Halbzeugstruktur

Strahltechnik Band 65, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-59-7

Henry Köhler

Schwingfestigkeit laserauftraggeschweißter legierter Stähle

Strahltechnik Band 64, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-58-0

Jörg Volpp

Dynamik und Stabilität der Dampfkapillare beim Laserstrahl-tiefschweißen

Strahltechnik Band 63, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-57-3

Colin Dankwart

High resolution of wave fields from measurements with unknown sensor positions and unknown phase shifts of the object wave

Strahltechnik Band 61, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-55-9

Edwin N. Kamau

Dynamic wave field synthesis: enabling the generation of field distributions with a large space-bandwidth product

Strahltechnik Band 60, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-54-2

Felix Möller

Wechselwirkung zwischen Lichtbogen und Laserstrahl beim Fügen von Aluminium

Strahltechnik Band 59, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-53-3

Simon Kibben

UV-laserbasierte Oberflächenfluorierung von Polymeren

Strahltechnik Band 58, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-52-8

Heiko Brüning

Prozesscharakteristiken des thermischen Stoffanhäufens in der Mikrofertigung

Strahltechnik Band 57, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-51-1

Michael Schwander

Lokale Diamantsynthese durch einen laserbasierten atmosphärischen CVD-PVD-Prozess

Strahltechnik Band 56, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-50-4

Marius Gatzen

Durchmischung beim Laserstrahl-tiefschweißen unter dem Einfluss niederfrequenter Magnetfelder

Strahltechnik Band 55, Bremen 2015, ISBN 978-3-933762-49-8

Frank Vollertsen, Hendrik Tetzl (Hrsg.)

Thermal Forming and Welding Distortion, Proceedings of the IWOTE'14

Strahltechnik Band 54, Bremen 2014, ISBN 978-3-933762-48-1

Zhuo Tang

Heißrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scheibenlaser

Strahltechnik Band 53, Bremen 2014, ISBN 978-3-933762-47-4

Martin Grden

Simulation thermischen Biegens mittels Gebietszerlegung

Strahltechnik Band 52, Bremen 2014, ISBN 978-3-933762-46-7

Jens Sakkiettibutra

Modellierung thermisch bedingter Formänderungen und Eigenspannungen von Stählen zum Aufbau von geregelten Prozessen

Strahltechnik Band 51, Bremen 2013, ISBN 978-3-933762-45-0

Frank Buschenhenke

Prozesskettenübergreifende Verzugsbeherrschung beim Laserstrahlschweißen am Beispiel einer Welle-Nabe-Verbindung

Strahltechnik Band 50, Bremen 2013, ISBN 978-3-933762-44-3

Daniel Reitemeyer

Stabilisierung der Fokusslage beim Schweißen mit Faser- und Scheibenlasern

Strahltechnik Band 49, Bremen 2013, ISBN 978-3-933762-43-6

Steffen Neumann

Einflussanalyse beim single mode Faserlaserschweißen zur Vermeidung des Humping-Phänomens

Strahltechnik Band 48, Bremen 2012, ISBN 978-3-933762-42-9

Mostafa Agour

Determination of the complex amplitude of monochromatic light from a set of intensity observations

Strahltechnik Band 47, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-41-2

Andreas Stephen

Elektrochemisches Laser-Jet-Verfahren zur Mikrostrukturierung von Metallen

Strahltechnik Band 46, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-40-5

Michael Koerdt

Herstellung von integriert-optischen Sensorstrukturen in Polymersubstraten basierend auf Brechzahländerungen durch ultraviolette Laserstrahlung

Strahltechnik Band 45, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-39-9

Hanna Wielage

Hochgeschwindigkeitsumformen durch laserinduzierte Schockwellen

Strahltechnik Band 44, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-38-2

Claus Thomy

Dynamisches Prozessverhalten beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen

Strahltechnik Band 43, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-37-5

Thomas Seefeld

Laser-Randschichtschmelzen mit erhöhter Prozessgeschwindigkeit am Beispiel von Aluminium-Zylinderkurbelgehäusen

Strahltechnik Band 42, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-36-8

Frank Vollertsen (Hrsg.)

Thermal Forming and Welding Distortion

Strahltechnik Band 41, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-35-1

Frank Vollertsen, Daniel Reitemeyer (Hrsg.)

Laserstrahlfügen: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends

Strahltechnik Band 40, Bremen 2010, ISBN 978-3-933762-34-4

Claas Falldorf

Bestimmung der komplexwertigen Amplitude von Wellenfeldern auf Basis des Prinzips der Selbstreferenz

Strahltechnik Band 39, Bremen 2010, ISBN 978-3-933762-33-7

Marc Baumeister

Dynamische Laser-Mikroperforation mit single-mode Faserlaser

Strahltechnik Band 38, Bremen 2009, ISBN 978-3-933762-31-3

Zhenyu Hu

Analyse des tribologischen Größeneffekts beim Blechumformen

Strahltechnik Band 37, Bremen 2009, ISBN 978-3-933762-30-6

Frank Vollertsen, Thomas Seefeld (Eds.)

Laserbearbeitung: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends

Strahltechnik Band 36, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-28-3

Torsten Baumbach

Untersuchungen zur vergleichenden, digitalen Holografie mit aktiver Wellenfrontmodifikation

Strahltechnik Band 35, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-27-6

Knut Partes

Hochgeschwindigkeitsbeschichten mit dem Laserstrahl

Strahltechnik Band 34, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-26-9

Hendrik Schulze Niehoff

Entwicklung einer hochdynamischen, zweifachwirkenden Mikroumformpresse

Strahltechnik Band 33, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-25-2

Thorsten Bothe

Grundlegende Untersuchungen zur Formerfassung mit einem neuartigen Prinzip der Streifenprojektion und Realisierung in einer kompakten 3D-Kamera

Strahltechnik Band 32, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-24-5

F. Vollertsen, J. Sakkiettibutra (Hrsg.)

Thermal Forming and Welding Distortion

Strahltechnik Band 31, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-23-8

Herausgegeben von Frank Vollertsen

Michael Kreimeyer

Verfahrenstechnische Voraussetzungen zur Integration von Aluminium-Stahl-Mischbauweisen in den Kraftfahrzeugbau

Strahltechnik Band 30, Bremen 2007, ISBN 978-3-933762-20-7

Carsten Wochnowski

UV-laser-basierte Erzeugung von planaren, polymeren Bragg-Multiplexer-Strukturen

Strahltechnik Band 29, Bremen 2007, ISBN 978-3-933762-19-1

Herausgegeben von Frank Vollertsen, Werner Jüptner

Frank Vollertsen, Thomas Seefeld (Hrsg.)

Laserstrahlfügen: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends

Strahltechnik Band 28, Bremen 2006, ISBN 978-3-933762-18-4

Frank Vollertsen (Hrsg.)

Prozessskalierung

Strahltechnik Band 27, Bremen 2005, ISBN 978-3-933762-17-7

Frank Vollertsen, Thomas Seefeld (Hrsg.)

Thermal Forming

Strahltechnik Band 26, Bremen 2005, ISBN 978-3-933762-16-0

Volker Kebbel

Untersuchung zur Erzeugung und Propagation ultrakurzer optischer Bessel-Impulse

Strahltechnik Band 25, Bremen 2004, ISBN 978-3-933762-15-3

Frank Vollertsen, Ferdinand Hollmann (Ed.)

Process Scaling

Strahltechnik Band 24, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-14-6

Emil Schubert

Untersuchungen zum Leichtbau mit Hilfe lasergestützter Mischbauweise

Strahltechnik Band 23, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-13-9

Christoph von Kopylow

Durchstimmbarer Mikrokristall-Laser für die absolute Distanzinterferometrie

Strahltechnik Band 22, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-12-2

Carmen Theiler

Aufbau gradierter Nickelbasis-Chromkarbid-Verbundwerkstoffe durch Laserstrahl-Pulverbeschichten

Strahltechnik Band 21, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-11-5

Herausgegeben von Gerd Sepold, Werner Jüptner

Thomas Kreis (Hrsg.)

Werkzeug Laser – Industrieller Fortschritt durch wissenschaftliche Forschung

Strahltechnik Band 20, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-10-8

Gerd Sepold, Thomas Seefeld (Hrsg.)

Laserstrahlfügen: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends

Strahltechnik Band 19, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-09-2

Gerd Sepold, Florian Wagner, Jürgen Tobolski

Kurzzeitmetallurgie

Strahltechnik Band 18, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-08-5 (vergriffen)

Frank Elandalousi

Modellgestützte Detektion und Analyse von Materialfehlern an technischen Objekten nach dem Prinzip „Erkennung durch Synthese“

Strahltechnik Band 17, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-07-8

Ingo Zerner

Prozessstabilisierung und Ergebnisse für das Laserstrahlfügen von Aluminium-Stahl-Verbindungen

Strahltechnik Band 16, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-05-4

Daniel Holstein

Ortsaufgelöste Charakterisierung von mechanischen Eigenschaften laserstrahlgeschweißter Verbindungen

Strahltechnik Band 15, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-04-7

Bernd Grubert

Untersuchung neuartiger Resonatorkonzepte für koaxiale Wellenleiterlaser

Strahltechnik Band 14, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-03-0

Martin Klassen

Prozessdynamik und resultierende Prozessinstabilitäten beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen

Strahltechnik Band 13, Bremen 2000, ISBN 978-3-933762-02-3

Ingo Engler

Verfahrenskombination Laserstrahlschweißen und -richten am Beispiel einer Titan-Leichtbaustruktur

Strahltechnik Band 12, Bremen 1999, ISBN 978-3-933762-01-6

Ulrike Mieth

Erscheinungsbild von Materialfehlern in holografischen Interferogrammen

Strahltechnik Band 11, Bremen 1998, ISBN 978-3-933762-00-9

Werner Jüptner (Hrsg.)

Laser von der Wissenschaft zur Anwendung

Strahltechnik Band 10, Bremen 1997, ISBN 978-3-9805011-4-9

Peter Andrä

Ein verallgemeinertes Geometriemodell für das Streifenprojektionsverfahren zur optischen 3D-Koordinatenmessung

Strahltechnik Band 9, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-9-4

Thomas Franz

Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Laser unter Wasser

Strahltechnik Band 8, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-8-7

Sigurd Weise

Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Baustählen

Strahltechnik Band 7, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-7-0

Gerd Sepold, Manfred Geiger (Hrsg.)

Strahl-Stoff-Wechselwirkung bei der Laserstrahlbearbeitung 2

Strahltechnik Band 6, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-6-3

Werner Jüptner, Gerd Sepold (Hrsg.)

Lasermaterialbearbeitung im Transportwesen

Strahltechnik Band 5, Bremen 1997, ISBN 978-3-9805011-5-6

Carolin Renate Radscheit

Laserstrahlfügen von Aluminium mit Stahl

Strahltechnik Band 4, Bremen 1997, ISBN 978-9805011-3-2

Jürgen Breuer

UV-lasergestütztes Vorbehandlungsverfahren zur gezielten Modifizierung der Oberflächen von Polypropylen

Strahltechnik Band 3, Bremen 1996, ISBN 978-3-9805011-2-5

Bernd Heidenreich

Beitrag zum Laserstrahlbrennschneiden von großen Stahlblechen

Strahltechnik Band 2, Bremen 1995, ISBN 978-3-9805011-1-8

Christian Binroth

Beitrag zur Prozessstabilität beim CO₂-Laserstrahlschweißen von Aluminium mit Zusatzwerkstoffen

Strahltechnik Band 1, Bremen 1995, ISBN 978-3-9805011-0-1