Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

P. Stritt
Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Remote-Laserstrahlschweißen von AlMgSi 6016

Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

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

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

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

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

Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Remote-Laserstrahlschweißen von AlMgSi 6016

von Dr.-Ing. Peter Stritt
Universität Stuttgart

Herbert Utz Verlag · Wissenschaft
München

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

Hauptberichter: Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf
1. Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Manfred Berroth
2. Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

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

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2015

D 93

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

Copyright © Herbert Utz Verlag GmbH 2016

ISBN 978-3-8316-4555-8

Printed in Germany

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

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis 7

Kurzfassung der Arbeit 11

Abkürzungen 13

Formelzeichen 15

Extended Abstract 19

1 Einleitung 23

1.1 Motivation und Zielsetzung der Arbeit ... 23

1.2 Aufbau der Arbeit ... 27

2 Stand der Technik 29

2.1 Laserstrahlschweißen von Aluminium ... 29

2.1.1 Nahtfehler beim Schweißen von Aluminium ... 30

2.1.1.1 Wasserstoffporen ... 30

2.1.1.2 Prozessporen und Schmelzbadauswürfe ... 31

2.1.1.3 Heißrisse ... 31

2.2 Heißrisse beim Laserstrahlschweißen von Aluminium ... 32

2.2.1 Definition von Heißrissen ... 32

2.2.2 Einflussfaktoren auf die Heißrissbildung ... 33

2.2.3 Theorien zur Beschreibung der Heißrissbildung ... 34

2.2.3.1 Metallurgisch basierte Theorien ... 35

2.2.3.2 Dehnungsbasierte Theorien ... 37

2.2.3.3 Spannungsbasierte Theorien ... 41

2.2.4 Bestehende Ansätze zur Vermeidung von Heißrissen ... 44

2.2.4.1 Metallurgische Beeinflussung ... 45

2.2.4.2 Thermische Beeinflussung ... 49

2.2.4.3 Mechanische Beeinflussung ... 51

2.3 Numerische Schweißsimulation ... 52

2.3.1 Bestehende numerische Modelle der Heißrissbildung ... 55

3 Numerische Modellierung 59
3.1 Prinzip der numerischen Prozessabbildung 59
3.1.1 Thermische Berechnungen 61
3.1.2 Gekoppelte strukturmechanische Berechnungen 62
3.1.3 Post-Process Auswertung 63
3.2 Werkstoffdatenbasis 63
3.2.1 Thermophysikalische Werkstoffeigenschaften 63
3.2.2 Strukturmechanische Werkstoffeigenschaften 67
3.3 Kalibrierung der Wärmequelle 71

4 Ergebnisse der Simulation 75
4.1 Temperaturfeldverteilung in Blechrandlage 75
4.2 Strukturmechanik in Blechrandlage 77
4.2.1 Verformungen 78
4.2.2 Lokale Dehnungen 79
4.2.3 Berücksichtigung der Schmelzeeigenschaften 81
4.3 Zeitliche Effekte beim Laserstrahlschweißen 83
4.3.1 Entwicklung der Temperaturfeldverteilung in Blechrandlage 83
4.3.2 Zeitliche Entwicklung der Strukturmechanik in Blechrandlage 87

5 Heißrisskriterium 91
5.1 Definition der Rissneigungsenergie 91
5.2 Zeitlicher Verlauf der Rissneigungsenergie 94
5.3 Randabstandsvariation zur Ermittlung der kritischen Rissneigungsenergie 97

6 Experimentelle Validierung der Simulation 99
6.1 Thermografieanalyse der Wärmeausbreitung in Blechrandlage 99
6.2 Zeitliches Verhalten der Heißrissneigung in Experiment und Simulation 101
6.3 Rissanfällige Versuchsprobe - Diagnostik und Simulation 103

7 Optimierte Bearbeitungsstrategien zur Rissminimierung 109
7.1 Geeignete Prozessparameterwahl 109
7.1.1 Einfluss der Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit 109
7.1.2 Einfluss der Fokussierung der Laserstrahlung 116
7.2 Geeigneter Randabstand 120

7.3 Angepasste Spannsituation ... 122
7.4 Modulation der Laserleistung ... 126
7.4.1 Auswahl geeigneter Modulationsformen ... 127
7.4.2 Sinusförmige Leistungsmodulation ... 130
7.4.3 Stufenförmige Leistungsmodulation ... 135
7.4.4 Leistungsmodulation mit koaxialer Rückreflexmessung ... 139
7.5 Endrampengestaltung gegen Endkraterrisse ... 145
7.6 Stepp-Strategie ... 147

8 Übertragbarkeit auf industrielle Fertigung 157
8.1 Festigkeitsanalyse ... 157
8.2 Strategien zur Produktivitätssteigerung ... 158

9 Zusammenfassung 163

10 Literaturverzeichnis 167

Danksagung 185

Kurzfassung der Arbeit

Aluminium ist als Leichtbauwerkstoff in den verschiedensten industriellen Bereichen unverzichtbar. Insbesondere beim Fahrzeug- und Flugzeugbau wird dieser Werkstoff aufgrund seines Verhältnisses von Festigkeit zu Dichte häufig eingesetzt. Für die Produktionskette aus einzelnen Aluminium-Komponenten hin zu komplexen Strukturen ist die Fügbarkeit der Komponenten eine notwendige Voraussetzung. Das Laserstrahlschweißen hat sich dabei als Verfahren zum Fügen von Aluminium etabliert.

Gleichwohl sind bei Verwendung hochfester magnesium- und siliziumhaltiger Aluminiumlegierungen dem Laserstrahlschweißprozess einige Restriktionen gesetzt. So muss zur Vermeidung von Heißrissen dem Schweißprozess Zusatzwerkstoff lokal zugeführt werden. Die komplexe Handhabung dieses Zusatzwerkstoffs in Drahtform ist aufwendig und zeitintensiv. Daher wird eine schnellere Positionierung des Laserstrahles durch einen Remote-Schweißprozess ohne Zusatzwerkstoff angestrebt.

Aus diesem Grund werden in der vorliegenden Arbeit Ansätze behandelt, welche eine Vermeidung von Heißrissen in Randnähe ohne die Verwendung eines Zusatzwerkstoffs ermöglichen.

Wie sich aus numerischen Betrachtungen ableiten lässt, liegt, insbesondere beim Prozessstart des Laserstrahlschweißens, eine verminderte mechanische Belastung der Erstarrungszone vor, was auch experimentell direkt mit einer rissfreien Schweißnahtzone zum Prozessstart korreliert. Aus dieser Kenntnis lassen sich zwei wesentliche Strategien ableiten, die es ermöglichen, die Heißrissneigung zu senken. Dies ist zum einen das Schweißen unter Verwendung von modulierter Laserleistung. Zum anderen bietet sich die Möglichkeit mittels Stepp-Strategie heißrissfreie Schweißnähte in Randnähe zu erzeugen. Hierzu werden kurze Steppnähte mit zeitlichem Versatz räumlich derart überlagert, dass der für Endkraterrisse anfällige Endbereich erneut überschweißt wird. Die so erzeugten nahtmittenrissfreien Schweißnähte entsprechen nachweislich den gängigen Qualitäts- und Festigkeitsanforderungen.

Beide Verfahren bieten die Möglichkeit einer Umsetzung mittels Remote-Technik. Gegenüber der Verwendung eines Zusatzwerkstoffs zum Schweißen von Aluminium eröffnen die entwickelten Ansätze die für Remoteverfahren typischen Vorteile geringerer Produktionszeiten bei geringeren Kosten und erhöhter Flexibilität.

Abkürzungen

Al	Aluminium
ANSYS	ANalysis SYStem (Finite-Elemente-Software)
bzw.	beziehungsweise
Cr	Chrom
CO_2	Kohlenstoffdioxid
CT	Computertomografie
Cu	Kupfer
DVS	Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V.
engl.	englisch
FE	Finite Elemente
HS	Hochgeschwindigkeit (High-Speed)
LLK	Lichtleitkabel
LIT	Liquid Impenetrable Temperature (Schmelznachspeisungstemperatur)
MISO	Measurement by Means of In-Situ-Observation
Mat	Werkstoff Probenmaterial
Mg	Magnesium
NA	Numerische Apertur
Ni	Nickel
PFO	Programmierbare Fokussieroptik

P_V	Verformungsvermögen
PVR	Programmierter Verformungs-Riss-Versuch
RR	Rückreflex
RDG	Rappaz-Drezet Kriterium
REM	Rasterelektronenmikroskop
ROF	Rate of Feeding
ROS	Rate of Shrinkage
Si	Silizium
St	Stahl
SPV	Speisungsvermögen
SRG	Schrumpfgeschwindigkeit
TS	Tiefschweißen
TIS	Temperaturintervall der Sprödigkeit
vgl.	vergleiche
w. E.	willkürliche Einheiten
WLS	Wärmeleitungsschweißen
WS	Werkstück
Yb	Ytterbium
YAG	Yttrium-Aluminium-Granat
ZDT	Zero Ductility Temperature (Temperatur der Nullduktilität)
ZST	Zero Strength Temperature (Nullfestigkeitstemperatur)
$\perp$	Senkrechte zu einer Fläche

Formelzeichen

A	%	Absorptionsgrad
b	mm	Nahtbreite
b_B	mm	Breite des Biegebalken
b_{SP}	mm	Breite der Schweißprobe
c_P	J/(g·K)	Spezifische Wärmekapazität
d_{OB}	mm	Dicke Oberblech
d_{UB}	mm	Dicke Unterblech
H	J	Enthalpie
H_{lat}	J	Latente Wärme
h_B	m	Höhe des Biegebalken
d_f	m	Fokusdurchmesser
E	N/mm²	Elastizitätsmodul
f	Hz	Frequenz
f_M	Hz	Modulationsfrequenz
F_{max}	MPa	Maximalkraft bei Bruch
h_m	J/g	Spezifische Schmelzenthalpie
Δl	mm	Längenänderung durch Wärmedehnung
l_0	mm	Bezugslänge
l_{SN}	mm	Schweißnahtlänge
l_{SP}	mm	Stepplänge

L_S	mm	Schmelzbadlänge
M^2	-	Beugungsmaßzahl
p	Pa	Druck
P	kW	Laserleistung
P_m	kW	Mittlere Laserleistung
E_{Riss}	MPa	Rissneigungsenergie
E_{krit}	MPa	Kritische Rissneigungsenergie
P_A	kW	Eingekoppelte Leistung
$\dot{Q}$	kW	Wärmezufuhr
R	mm	Randabstand
R_{Sp}	-	Verhältnis der Schmelznachspeisung
S	mm	Abstand zwischen Optik und Spannmittel
S_B	mm	Biegesteifigkeit
SPP	mm·mrad	Strahlparameterprodukt
t	mm	Nahttiefe
T_S	°C	Solidustemperatur
T_L	°C	Liquidustemperatur
T_M	ms	Dauer des Modulationssignals
T_V	°C	Verdampfungstemperatur
T_Z	ms	Zeit zwischen zwei modulierten Leistungssignalen
U	J	Innere Energie
v	m/min	Schweißgeschwindigkeit bei bewegtem Laserstrahl
v_q	mm/s	Geschwindigkeit der Querverschiebungen

$v_{q\,kr}$	mm/s	Kritische Zuggeschwindigkeit der Querverschiebungen
V	mm³	Volumen
$V_{spez.}$	m³/kJ	Energiespezifisches Schmelzvolumen
$V_{Erstarrung}$	mm³	Erstarrungsvolumen
$V_{Liquidus}$	mm³	Liquidusvolumen
$V_{Solidus}$	mm³	Solidusvolumen
z_f	mm	Fokuslage in Laserstrahlrichtung
z_R	mm	Rayleighlänge eines Laserstrahles

α	-	Einspanngrad
α_L	°	Stechender Anstellwinkel des Laserstrahles
α_{therm}	1/K	Wärmeausdehnungskoeffizient
$\Delta\ \varepsilon_{Sch}$	%	Anteil der freien Schrumpfungsverformung
$\Delta\ \varepsilon_F$	%	Anteil der Formänderungsverformung
$\Delta\ \varepsilon_P$	%	Anteil der kritischen Verformung
ε_{lok}	%	Lokale Gesamtdehnung
ε_{therm}	%	Wärmeausdehnung
ε_{el}	%	Elastische Dehnung
ε_{pl}	%	Plastische Dehnung
ε_{cr}	%	Kriechdehnung
$\varepsilon_{mech,y,ave}$	%	Gemittelte mechanische Dehnungen in y-Richtung auf der Erstarrungsfläche
κ_{temp}	m^2/s	Temperaturleitfähigkeit
λ	nm	Wellenlänge
λ_{th}	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit
ρ	kg/m^3	Dichte
σ_y	MPa	Spannungen in y-Richtung
$\sigma_{y,ave}$	MPa	Gemittelte Spannungen in y-Richtung auf der Erstarrungsfläche
υ	-	Querkontraktionszahl

Extended Abstract

Continuously rising material prices and strict emissions legislation are increasingly resulting in the use of lighter materials in the automotive industry. Aluminium is therefore one of the most relevant materials used to realise lightweight construction.

From the production point of view the necessity of appropriate joining technologies exists. In terms of aluminium, laser welding is a well-established joining technology.

However, hot cracking is one of the major issues in laser welding of high-strength aluminium alloys. Additional filler wire can be added to the fusion zone within the welding process in order to prevent hot cracks. But the use of such wires is not desirable since it proved to be cost and time consuming and is not compatible with the highly requested remote laser welding process.

As an alternative to the use of filler wire, several other approaches to overcome the hot cracking issue are discussed in literature. Some of these approaches are considered within this thesis and categorized into the three main methods using a metallurgical, thermal or mechanical approach to prevent hot cracking.

A theoretical analysis based on a finite element model is performed in order to obtain a better scientific understanding of the hot cracking mechanisms during laser welding in close-edge position. High speed videos from experimental welding processes were used to calibrate and evaluate this simulation model as well as to identify the location of hot crack formation during the solidification phase. The developed two-staged numerical model is capable of calculating the temperature distribution for close-edge laser welding in first stage and determine the resultant stress and strain fields in second stage.

A criterion for the initiation of hot cracks could be defined based on this expertise. The criterion implies that positive strain combined with positive stress and multidirectional solidification conditions are responsible for hot crack formation.

Temporal analyses of the welding process with respect to melt pool volume, solidifying volume and maximum edge temperature led to the finding that there are three different stages of the close-edge welding process: The first phase is the starting stage, where the temperature field distribution develops, the volume of the melt rises as well as the maximum temperature at the edge. A quasi constant stage is reached after about

0,2 s, where a stationary temperature distribution is developed and no volume changes of the melt pool can be noticed. The third stage can be recognized after turning off the heat source, i.e. the laser power. Here a linear decrease of the melt pool size occurs and the temperature gradients start to flatten.

According to the numerically calculated welding conditions a hot cracking criterion was developed as follows: Multiplying the average strain and stress at the solidifying solidus-area with the quotient of the solidification volume and the melt volume gives a measure for sensitivity of hot cracking.

In terms of time-dependent structural changes, it is shown that minor strain and stress on the solidifying melt pool occur within the starting phase of welding. The time-dependent behaviour of strain and stress in the starting phase of the welding process leads to a low hot cracking affinity and increases with further processing time until saturation occurs leading to a constantly high cracking sensitivity. With this knowledge two approaches to overcome hot cracking were developed.

The first approach investigated in this work uses a modulated laser power signal, where the two regimes of heat-conduction welding and deep-penetration welding are run through, thus leading to a repeating utilization of the starting phase of the welding process. As experiments with sinusoidally shaped and pulsed laser power signals proved, centerline hot cracks can be prevented with this method. However, due to the repeating closure of the deep-penetration welding capillary, the likeliness of pore formation increases.

The second proposed approach uses the maximum length of the starting phase as welding step size. To overcome the problem of crater crack formation at the end of such a weld step, the consecutive step are spatially overlaid. In order to effectively avoid hot cracks, the time between the steps is of major influence and has to be sufficient to allow solidification and uniform spreading of the temperature distribution. Applying the step strategy to four weld steps with sufficient cooling time led to a continuous, crack-free weld of 60 mm length. These welds can be evaluated with established quality control procedures, such as tensile and bending tests. Experimental results prove that the tendency for hot cracking is reduced, which is confirmed by welding tests on specimen shapes with high crack sensitivity. The resultant welds show no centerline crack.

In order to increase the efficiency of the step-strategy, it can be used with remote scanner optics which allows fast position jumps of the laser beam. This enables an almost simultaneous processing of different welds within the scanning field.

A final comparison of the developed step-strategy to the conventional metallurgical approach to overcome hot cracking with additional filler wire reveals higher productivity, higher efficiency and higher flexibility.

1 Einleitung

1.1 Motivation und Zielsetzung der Arbeit

Im Zeitalter der Globalisierung ist eine Zunahme der Mobilität als weltweiter Trend zu verzeichnen [1][2]. Dies hat sowohl Auswirkungen auf den Personentransport als auch auf den Güterverkehr. Um die dabei entstehenden ökologischen und wirtschaftlichen Belastungen zu reduzieren, sind rohstoffschonende und emissionsarme Zukunftslösungen nötig, welche sowohl auf die Produkte als auch auf deren Produktionsprozesse angewandt werden können.

Ein Ansatz zur Senkung des Kraftstoffverbrauchs und somit der entstehenden CO_2-Emission im Transport- und Verkehrswesen, ist eine Gewichtsreduktion der Transportmittel. Die positiven Auswirkungen sind dabei der Tatsache geschuldet, dass die drei im Fahrbetrieb auftretenden Widerstände, der Roll-, Steigungs- und Beschleunigungswiderstand, direkt proportional zur Fahrzeugmasse sind [3]. Dies führt dazu, dass neben den genannten Energieeinsparungen auch eine Verbesserung der fahrdynamischen Eigenschaften zu erwarten ist. Es besteht demnach aktuell großes Interesse, den Leichtbau in Kraftfahrzeugen voran zu treiben und somit bei geringerem Fahrzeuggewicht gleichwertige oder verbesserte Leistungseigenschaften zu erzielen [4].

Im Sinne einer ganzheitlichen Verknüpfung der drei Leichtbauprinzipien Stoff-, Form- und Fertigungsleichtbau findet der Werkstoff Aluminium zunehmend Anwendung [5]. Hierbei rührt das Leichtbaupotenzial aus einem funktionsoptimierten Einsatz dieses Werkstoffs mit angepassten Konstruktionen. Bild 1.1 veranschaulicht in einer Gegenüberstellung von Aluminium mit Magnesium und Stahl die wesentlichen mechanischen Werkstoffeigenschaften anhand des Beispieles eines einseitig belasteten und einseitig fixierten Biegebalkens.

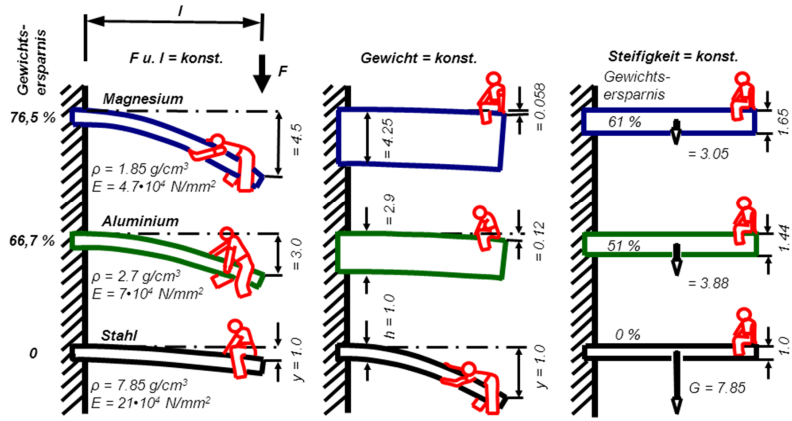


Bild 1.1: Veranschaulichung des Leichtbaupotenziales von Aluminium [6].

Verglichen mit Stahl betragen die Werte des charakteristischen Elastizitätsmoduls E und der Dichte ρ von Aluminium rund ein Drittel. Bei identischer Bauweise und Bauteilmaße folgt daher eine schlechtere mechanische Widerstandsfähigkeit eines Biegebalkens aus Aluminium oder Magnesium (links in Bild 1.1 dargestellt) gegenüber einer Ausführung des Biegebalkens mit Stahl.

Aufgrund des physikalischen und formellen Zusammenhanges zwischen der Steifigkeit gegen Biegebelastung S_B und der Bauteilform nach

$$S_B = E \cdot \frac{b_B \cdot h_B^3}{12} \qquad (1)$$

[7] führt eine erhöhte Bauteilform h_B zu einer größeren Biegesteifigkeit S_B mit b_B als Breite des Balkens.

So lässt sich – infolge der geringeren Dichte von Aluminium gegenüber Stahl – analog zur mittleren Spalte in Bild 1.1 bei gleichem Bauteilgewicht eine erhöhte Biegesteifigkeit erzielen. Besonders positiv wirkt sich hierbei aus, dass die Biegesteifigkeit S_B mit der dritten Potenz der Höhe des Biegebalkens h_B zunimmt. Für diese sogenannte Biegebelastung bedeutet dies, dass durch den Einsatz von Aluminium rund die Hälfte des Gewichts gegenüber einer Stahl-Bauweise eingespart werden kann, wie in der rechten Spalte in Bild 1.1 verdeutlicht.

Verglichen mit Magnesium, welches ein noch geringeres Leistungsgewicht besitzt, hebt sich Aluminium durch weitere Vorteile wie Verfügbarkeit (Aluminium ist nach

Sauerstoff und Silizium das dritthäufigste Element der Erdkruste und an ihrem Aufbau mit ca. 8% beteiligt) sowie gute Recyclingfähigkeit ab [5]. Für den Recyclingprozess von Aluminium müssen lediglich 5% der benötigten Primärenergie zur Herstellung von Aluminium aufgewendet werden. Das Resultat ist eine hohe Wirtschaftlichkeit des Recyclingprozesses von Aluminium, was eine ökologisch positive Kreislaufwirtschaft fördert. So sind heute noch 75% des seit 1888 produzierten Aluminiums in Nutzung und 60% des eingesetzten Aluminiums in der Automobilindustrie bestehen aus Sekundäraluminium [8]. Da die Bedeutung der Recyclingfähigkeit von Werkstoffen weiter zunehmen wird, bleibt auch in Zukunft die Attraktivität des Werkstoffs Aluminium erhalten und sein Einsatz in neuen Produkten und Produktionsstätten gesichert.

Obgleich die mechanischen und thermischen Werkstoffeigenschaften von Aluminium aus den beschriebenen Gründen der Umsetzung von Leichtbauprojekten zuträglich sind, stellen die mechanischen und thermischen Eigenschaften, wie beispielsweise die hohe Wärmeleitfähigkeit, eine Herausforderung an die eingesetzten Fügeverfahren dar.

Ein weit verbreitetes Verfahren zum hochautomatisierten thermischen Fügen des Leichtbauwerkstoffs Aluminium, stellt das Laserstrahlschweißen dar [9][10][11][12]. Hierbei gelten für die häufig verwendeten AlMgSi-Knetlegierungen bislang einige Restriktionen. Neben dem fokussierten Laserstrahl ist – Stand der Technik – die Verwendung eines Zusatzwerkstoffs erforderlich, um der Entstehung von Heißrissen entgegenzuwirken. Dieser Zusatzwerkstoff muss der Schmelze lokal zugeführt werden, was die effiziente Anwendung von Remote-Laserstrahlverfahren, bei denen der Laserstrahl über Spiegel sehr schnell auf dem Bauteil positioniert wird, verhindert. Das Resultat sind unerwünscht lange Positionier- und Nebenzeiten in der Produktion.

Die beiden genannten Laserstrahlverfahren des taktil geführten Laserstrahlschweißens mit Zusatzwerkstoff und einer Remote-Anwendung sind in Bild 1.2 vergleichend dargestellt.

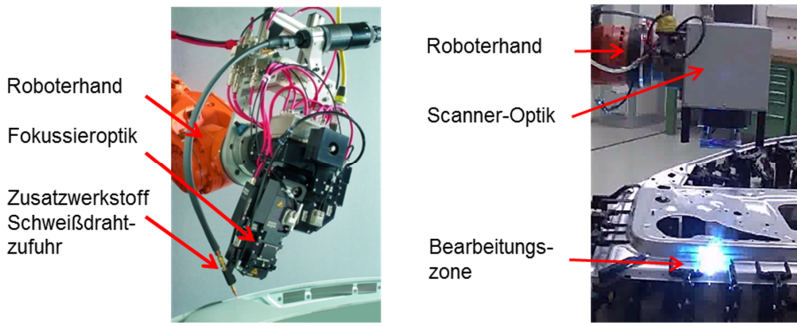


Bild 1.2: Links: Taktil geführtes Laserstrahlschweißen mit Zusatzwerkstoff [13].
Rechts: Remote-Laserstrahlschweißen von Aluminium.

Die Umsetzung eines Remote-Laserstrahlschweißverfahrens, welches beim Fügen von Stahlwerkstoffen bereits erfolgreich eingesetzt wird, ist aus ökonomischer und ökologischer Sicht äußerst erstrebenswert. So zeigen die positiven Erfahrungen mit Remote-Verfahren beim Schweißen von Stahlwerkstoffen, dass neben einer erhöhten Flexibilität und Adaptionsfähigkeit des Fügeprozesses, die Reduktion unproduktiver Nebenzeiten bei geringeren Betriebskosten erzielt werden kann [14][15][16].

Vor diesem Hintergrund ist das Ziel dieser Arbeit, das Prozessverständnis beim Laserstrahlschweißen von Aluminium, insbesondere im Hinblick auf das Auftreten von Heißrissen, zu erweitern. Die definierte Rissneigungsenergie soll in diesem Zusammenhang als Kenngröße der Risssensibilität dienen und eine Beurteilung des Einflusses diverser Prozessgrößen sowie mechanischer Rahmenbedingungen auf die Heißrissbildung ermöglichen. So werden im Rahmen der Arbeit verschiedene Parametereinflüsse wie beispielsweise die Auswirkungen veränderter Fokussierbedingungen, variierter Randabstände und Laserleistung auf die Heißrissneigung erörtert.

Aus den so erlangten Prozesskenntnissen können schließlich Handlungsempfehlungen und Maßnahmen abgeleitet werden, die eine Vermeidung von Heißrissen ohne den Einsatz von Zusatzwerkstoffen ermöglichen.

Die entwickelten Ansätze werden zudem hinsichtlich ihrer Eignung zur industriellen Serienproduktion beurteilt. Abschließend ist somit ein Vergleich zwischen dem aktuellen Stand der Technik, dem Laserstrahlschweißen von Aluminium mit Zusatzwerkstoff und den erarbeiteten Perspektivverfahren, dem Schweißen mit modulierter Laserleistung und der Stepp-Schweißstrategie, möglich.

1.2 Aufbau der Arbeit

Im Rahmen einer Einführung zum Stand der Technik beim Laserstrahlschweißen von Aluminium wird auf Besonderheiten dieses Fügeverfahrens hingewiesen und auf typische Nahtfehler wie Porenbildung, Schmelzbadauswürfe und Rissentstehung eingegangen.

Die Rissproblematik wird im Anschluss in Bezug auf die Heißrissbildung anhand von bestehenden metallurgisch basierten, dehnungsbasierten und spannungsbasierten Theorien betrachtet. Zudem wird in diesem Abschnitt eine strukturierte Auflistung und Beurteilung vorhandener Ansätze zur Vermeidung der Heißrissbildung vorgestellt.

Da die bekannten Lösungsansätze eng mit thermischen und strukturmechanischen Effekten verbunden sind, findet eine eigens entwickelte Prozessabbildung des Laserstrahlschweißens in Randnähe durch die Finite-Elemente-Methode statt. Aus der hiermit modellierten Temperaturfeldverteilung können das Erstarrungsgebiet der Schmelze beim Schweißen sowie in einem weiteren Rechenschritt die resultierenden Spannungen und Dehnungen in diesem Erstarrungsbereich berechnet werden. Die Kenntnis dieser Größen trägt wesentlich zum Prozessverständnis bei und ermöglicht die Entwicklung eines Heißrisskriteriums. Die experimentelle Validierung dieses Kriteriums ist Gegenstand der Untersuchungen in den darauf folgenden Kapiteln.

Letztlich ermöglicht das vorab definierte Heißrisskriterium die Beurteilung des Einflusses verschiedener Faktoren auf die Heißrissbildung sowie die Entwicklung geeigneter Maßnahmen zur Umsetzung des rissfreien Remote-Laserstrahlschweißens von Aluminium.

In diesem Zusammenhang werden zwei Maßnahmen detailliert vorgestellt: Das Laserstrahlschweißen mit modulierter Laserleistung sowie das Laserstrahlschweißen mit Stepp-Strategie. Unter Berücksichtigung der Auswirkung der Spannsituation und Laserstrahlabbildung auf die Heißrissneigung wird eine geeignete Maßnahmenkombination zur Vermeidung von Heißrissen erörtert.

Abschließend findet eine wirtschaftliche Beurteilung der entwickelten Prozessstrategie zum Remote-Laserstrahlschweißen von Aluminium mittels Stepp-Strategie ohne Zusatzwerkstoff im Vergleich zum bislang üblichen Laserstrahlschweißen mit Zusatzwerkstoff statt. Das Potenzial der Stepp-Strategie hinsichtlich eines industriellen Einsatzes wird beurteilt und die wirtschaftliche Bedeutung aufgezeigt.

2 Stand der Technik

2.1 Laserstrahlschweißen von Aluminium

Das Laserstrahlschweißen von Aluminium gehört zu den etablierten Fügeverfahren dieses Leichtbauwerkstoffes und stellt heutzutage eine Schlüsseltechnologie in der Automobil- und Luftfahrtindustrie dar [17]. Die werkstoffspezifischen Besonderheiten von Aluminium, verglichen mit Eisen, erschweren den Schweißprozess jedoch häufig.

Physikalische Eigenschaften	Aluminium	Eisen
Absorptionsgrad bei Schmelztemperatur T_s in % (ca. Angaben für λ = 1,06 µm und ⊥ Einstrahlung)	11	31
Wärmeleitfähigkeit λ_{th} in W/(m·K)	211	67 (Stahl ≈ 50)
Schmelztemperatur T_s in °C	660	1530
Siedetemperatur T_V in °C	2270	2500
Viskosität der Schmelze in kg/(m·s)	0,0011	0,0043
Oberflächenspannung der Schmelze in N/m	0,86	1,4

Tabelle 2.1: Vergleich physikalischer Eigenschaften von Aluminium und Eisen [7][11][18].

Von den in Tabelle 2.1 aufgelisteten Werkstoffeigenschaften stellen vor allem die geringe Oberflächenabsorption sowie die hohe Wärmeleitfähigkeit eine Herausforderung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium dar. Tendenziell sind, verglichen mit Eisen – bei gleichen Rand- und Fokussierbedingungen – aufgrund der niedrigen Schmelztemperatur größere Schmelzbäder zu erwarten. Gleichzeitig bedingt die hohe Wärmeleitfähigkeit geringere Einschweißtiefen und verursacht breitere Schweißnähte mit größeren Wärmeeinflusszonen.

Eine weitere charakteristische Eigenschaft von Aluminium, welche im Zusammenhang mit dem Laserstrahlschweißprozess nicht unerwähnt bleiben sollte, ist die Neigung zur Bildung einer Oxidschicht an der Oberfläche. Diese Oxidschicht, Al_2O_3, zeichnet sich durch eine hohe Schmelztemperatur von 2050 °C aus [19]. Für das Laserstrahlschweißverfahren ist die Oxidschicht insofern von Vorteil, als dass sie den Absorptionsgrad erhöht und somit das Einkoppelverhalten der Laserstrahlung in das Werkstück positiv beeinflusst [11][20].

Ein weiteres Unterscheidungsmerkmal gegenüber dem Schweißprozess von Eisen liegt darin, dass beim Laserstrahlschweißen von Aluminium andere Fehlerbilder wie beispielsweise Wasserstoffporen auftreten können. Diese gilt es in einer industriellen Fertigung zu vermeiden. Die Erörterung typischer prozessrelevanter Fehlerbilder beim Laserstrahlschweißen von Aluminium ist Gegenstand des nachfolgenden Abschnittes.

2.1.1 Nahtfehler beim Schweißen von Aluminium

Die wesentlichen Nahtfehler beim Laserstrahlschweißen von Aluminium sind Porenbildung, Schmelzbadauswürfe sowie die in dieser Arbeit im Fokus stehenden Heißrisse.

2.1.1.1 Wasserstoffporen

Die Problematik der Wasserstoffporenbildung ist nicht laserspezifisch und tritt auch bei konventionellen Schmelzschweißverfahren auf. Der physikalische Grund für diese Art der Poren liegt in der Tatsache, dass sich bei Erreichen der Schmelztemperatur von Aluminium die Löslichkeit von Wasserstoff beim Erstarren sprunghaft ändert [19][21][22]. Aufgrund der sinkenden Löslichkeit beim Erstarrungsvorgang wird elementarer Wasserstoff in Form von Gasblasen aus der Schmelze ausgeschieden. In Abhängigkeit der Erstarrungsgeschwindigkeit der Schmelze diffundieren diese Wasserstoffblasen entweder aus der Schmelze heraus oder verbleiben im erstarrten Material. Da beim Laserstrahlschweißen durch die konzentrierte Energieeinbringung vorwiegend hohe Abkühlgeschwindigkeiten auftreten, wird hier der Einschluss von Poren besonders begünstigt. In diesem Fall findet sich der Wasserstoff in Form von kleinen Poren fein verteilt im Gefüge wieder.

Diese durch Wasserstoffporen entstandene Porosität der Schweißnaht, hat jedoch bis zu einer Menge von 10 cm^3 je 100 g keinen gravierenden Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften der Naht [23]. So wird bei einer begrenzten Anzahl an Poren die Schweißnahtgüte nicht gemindert [10][12].

Die Wasserstoffaufnahme kann über Feuchtigkeit oder Verunreinigungen der Bauteile und Prozessgase stattfinden. Wasserstoffporen treten überwiegend in Gusslegierungen auf, wohingegen die in dieser Arbeit betrachteten Knetlegierungen über einen sehr geringen Wasserstoffanteil verfügen. Untersuchungen zur Vermeidung dieser Poren haben gezeigt, dass die Verwendung von Formtrennmitteln auf Kohlenwasserstoffbasis sowie der Einsatz von Zusatzdraht beim Schweißen keine geeigneten Maßnahmen sind [10][24].

2.1.1.2 Prozessporen und Schmelzbadauswürfe

Während des Tiefschweißvorgangs unterliegen die Dampfkapillare und die umgebende Schmelze einer hohen Dynamik. Die auftretenden Fluktuationen der Kapillare können zu deren periodischem Einschnüren führen [26][27][28]. Durch diese Einschnürung wird das Ausströmen von Metalldampf behindert und es kann ein mit Metalldampf, Umgebungsluft oder Schutzgas gefüllter Hohlraum entstehen [29]. Erstarrt die vorhandene Schmelzbadbrücke, so kondensiert der im Hohlraum eingeschlossene Metalldampf und eine Prozesspore bleibt zurück [26]. Die entstandenen Prozessporen sind deutlich größer als Wasserstoffporen [10].

Schmelzbadauswürfe basieren auf der gleichen Schmelz- und Kapillardynamik. Jedoch führt in diesem Fall die Einschnürung der Kapillare zu einem Druckanstieg, infolge dessen ein Schmelzefinger eine Beschleunigung erfährt [10]. Ist der Impuls auf diesen Schmelzefinger groß, kann es zum Ablösen des Fingers kommen und ein Auswerfen von Schmelze stattfinden. Aluminiumlegierungen sind aufgrund einer gering viskosen Schmelze und vergleichsweise großen Schmelzbädern deutlich anfälliger für die Mechanismen der Prozessporen und Schmelzbadauswürfe als Stahl. Für das Laserstrahlschweißen von Aluminium muss daher besonders auf eine geeignete Gestaltung der Kapillargeometrie geachtet werden. Zur Stabilisierung des Schweißprozesses sollte die Kapillaröffnung im oberen Bereich möglichst offen gehalten werden, da dies das Abströmen des Metalldampfes erleichtert. So konnte eine Porenreduktion durch eine vergrößerte Kapillaröffnung bei erhöhter Vorschubgeschwindigkeit festgestellt werden [23]. Eine weitere Umsetzungsvariante dieser Kapillarform bei geringen Schweißgeschwindigkeiten stellt die Doppelfokustechnik dar. Durch den zweiten Laserstrahl wird die Kapillare künstlich vergrößert und dadurch stabilisiert, was die Gefahr einer Einschnürung minimiert [23][10][24].

2.1.1.3 Heißrisse

Heißrisse entstehen beim Schweißen von Aluminium infolge eines komplexen Zusammenspieles metallurgischer, thermischer und mechanischer Einflussfaktoren wie es in Kapitel 2.2.2 näher erläutert wird. Insbesondere beim Schweißen in Randnähe, das heißt bei geringen Randabständen von 1 mm bis 10 mm, ist eine erhöhte Heißrissneigung zu beobachten [25]. Um der Entstehung von Heißrissen beim Laserstrahlschweißen von magnesium- und siliziumhaltigen AlMgSi-Legierungen entgegenzuwirken, wird üblicherweise ein Zusatzwerkstoff eingesetzt. Die genaue Wirkungsweise dieses siliziumhaltigen Zusatzwerkstoffs wird in den folgenden Abschnitten näher erläutert. Weiter werden in Kapitel 2.2 eine detaillierte Beschreibung der Grundlagen der Heiß-

rissbildung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium sowie Ansätze zu deren Vermeidung vorgestellt.

2.2 Heißrisse beim Laserstrahlschweißen von Aluminium

2.2.1 Definition von Heißrissen

Als Heißrisse werden nach Merkblatt DVS 1004-1 [30] Risse bezeichnet, die beim Schweißen während des Abkühlvorgangs der Schmelze am Übergang flüssig/fest entstehen. Des Weiteren zeichnen sich diese Materialtrennungen dadurch aus, dass sie entlang von Korngrenzen (Dendritengrenzen) und somit interkristallin (interdendritisch) verlaufen. Ein typischer Heißrissverlauf ist in Bild 2.1 dargestellt.

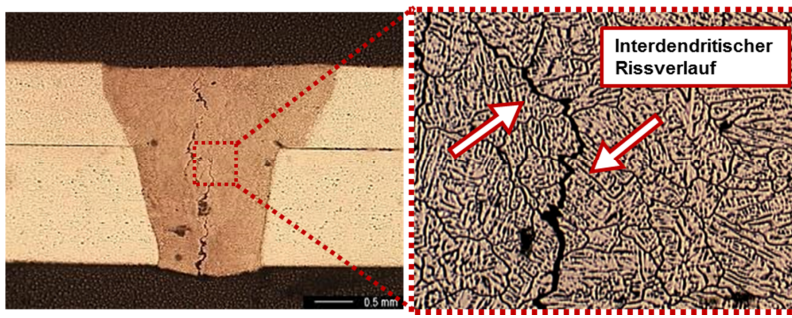


Bild 2.1: Links: Heißriss in Überlappschweißnaht in makroskopischer Betrachtung. Rechts: Mikroskopische Ansicht der interdendritischen Rissstruktur.

Eine Klassifizierung von Heißrissen findet aufgrund der Bedeutung niedrigschmelzender Phasen statt. Sowohl im DVS Merkblatt 1004-1 [30], in der DIN 6520 [31] und DIN 8524 [32] als auch von Kafka [33] werden diese als Charakteristika der Heißrissbildung aufgeführt. Die vier genannten Quellen verweisen bei einer detaillierteren Klassifizierung von Heißrissen allesamt auf die Arbeiten von Helmsworth [34], welcher die drei Heißrissklassen und Termini Erstarrungsrisse, Wiederaufschmelzrisse und Risse durch Verformbarkeitsabfall einführt. Demnach werden als Erstarrungsrisse Risse im Schweißgut bezeichnet, wohingegen Wiederaufschmelzrisse am Rande der Schmelzlinie entstehen. Risse durch Verformbarkeitsabfall befinden sich in der Wärmeeinflusszone und liegen in einiger Entfernung zur Schweißnaht.

Die vorliegende Arbeit, einschließlich enthaltener Analysen und Modellbildungen, dient insbesondere der Beschreibung der Entstehung von Erstarrungsrissen. Aus die-

sem Grund werden Wiederaufschmelzrisse und die Rissbildung aufgrund von Verformbarkeitsabfall in den weiteren Betrachtungen nicht berücksichtigt. Vielmehr findet innerhalb der Kategorie der Erstarrungsrisse eine Differenzierung von Nahtmittenrissen (vgl. Kapitel 5) und den typischerweise am Ende des Schweißprozesses entstehenden Endkraterrissen [31] (vgl. Kapitel 7.5) statt.

2.2.2 Einflussfaktoren auf die Heißrissbildung

Eine schematische Übersicht über die komplexen Zusammenhänge der Einflussfaktoren auf die Heißrissentstehung liefert Bild 2.2.

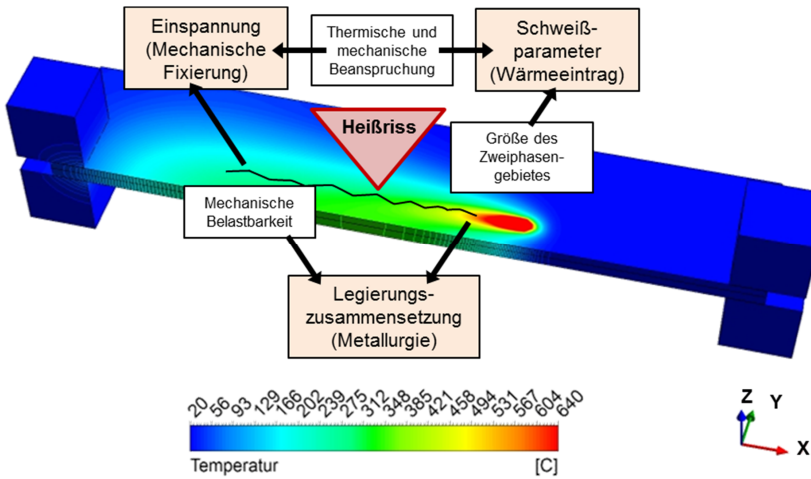


Bild 2.2: Darstellung der Interaktionen, die zur Heißrissbildung führen in Anlehnung an Cross [35].

Bei der Heißrissentstehung handelt es sich um ein komplexes Zusammenspiel zwischen der Legierungszusammensetzung, den mechanischen Randbedingungen und den Prozessparametern, welche den Wärmeeintrag durch den Schweißprozess definieren. Aufgrund dieses komplexen Wechselspieles der Einflussfaktoren sind die Voraussetzungen für die Bildung von Heißrissen sehr vielfältig. Eine Zusammenfassung der Voraussetzungen liefert Schuster [36]. Hierbei kann die Heißrissbildung auf die Grundbedingungen niedrigschmelzender Phasen im Korngrenzenbereich, Auftreten von Zugspannungen während der Erstarrung und Abkühlung sowie das Auftreten einer grobkörnigen bzw. grobdendritischen Gefügestruktur zurückgeführt werden.

2.2.3 Theorien zur Beschreibung der Heißrissbildung

Mit der Entstehung von Heißrissen beschäftigten sich bereits zahlreiche theoretische und praktische Untersuchungen. Eine strukturierte Zusammenfassung bestehender Heißrisstheorien findet sich in der Arbeit von Eskin [37], in der die Strukturierungsprämisse auf die Größenskalen der Entstehungsmechanismen in makroskopische, mesoskopische und mikroskopische Ursachen gelegt wird. Zudem liegt in diesen Ausführungen der Fokus der Betrachtungen auf der auftretenden Heißrissbildung beim Erstarrungsvorgang von Gießprozessen. Zur Kategorisierung der Heißrisstheorien in der vorliegenden Arbeit werden diese ursachenbezogen in „metallurgisch orientiert“ und „strukturorientiert“ eingeteilt.

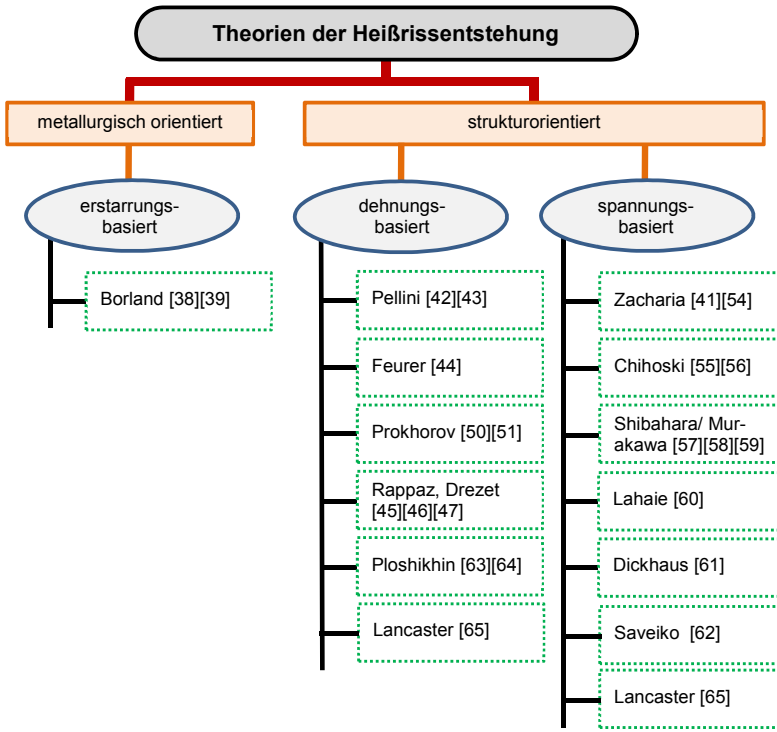


Bild 2.3: Strukturierter Überblick über die Theorien zur Beschreibung der Heißrissbildung.

Innerhalb der strukturorientierten Theorien findet eine weitere Unterteilung in dehnungs- und spannungsbasierte Erklärungsansätze statt. Die wichtigsten Theorien sind

kategorisch separiert in Bild 2.3 dargestellt, wenngleich sich diese Theorien in ihren Wirkungsfeldern überschneiden. Die gegebenenfalls vorhandenen Verzahnungen und Anknüpfungspunkte der Theorien untereinander sind ebenso Gegenstand der nachstehenden Abschnitte wie die detaillierte Erörterung der einzelnen Heißrisstheorien.

2.2.3.1 Metallurgisch basierte Theorien

Theorie von Borland

Bei der Theorie von Borland [38] handelt es sich um eine metallurgisch orientierte Theorie (vgl. Bild 2.3). Das Mengenverhältnis zwischen flüssiger und fester Phase ist demnach für die Rissentstehung entscheidend. Die in Bild 2.4 dargestellte Veranschaulichung der Phasen der Rissentstehung nach Borland erfolgt auf Grundlage eines Phasendiagrammes eines binären Systems mit Eutektikum.

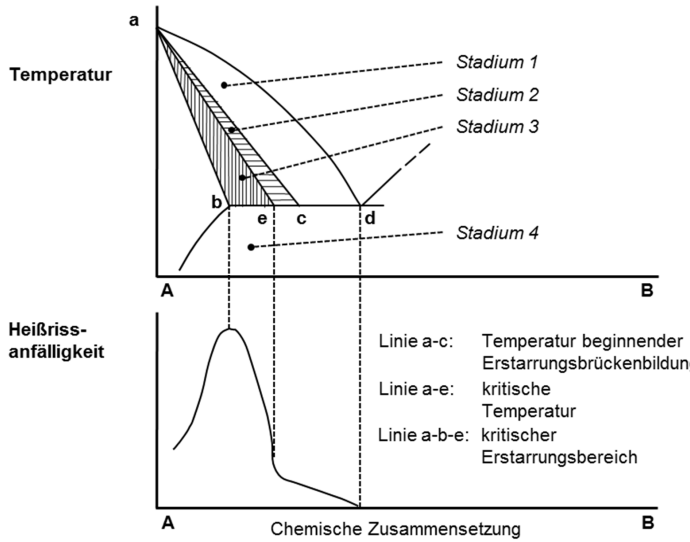


Bild 2.4: Die vier Stadien der Heißrissanfälligkeit nach Borland [38].

Auf der Abszissenachse in Bild 2.4 ist die chemische Zusammensetzung der beteiligten Legierungselemente schematisch dargestellt, wobei im Ursprungspunkt 100% des Legierungselementes A vorhanden sind und mit zunehmendem Abszissenwert der Anteil des Legierungselementes B ansteigt. Während der Erstarrungsphase der Schmelze wird das im oberen Bereich von Bild 2.4 dargestellte Phasendiagramm mit sinkendem Ordinatenwert durchlaufen. Beim Abkühlen ändert sich die Zusammenset-

zung je nach Abkühlrate, wobei die verschiedenen Stadien der Rissentstehung nach Borland auftreten. In Stadium 1 beginnt die Erstarrung. In diesem Bereich ist ausreichend Schmelze vorhanden und die Neigung zur Rissbildung gering. Stadium 2 kennzeichnet einen Bereich mit ausgebildeten Dendriten. Da in diesem Bereich die Schmelze über Bewegungsfreiheit verfügt, können Risse noch durch nachfließende Schmelze ausgeheilt werden. In Stadium 3 ist die größte Rissneigung vorhanden, denn in diesem Stadium können nur geringe Verformungen durch äußere Einflüsse ertragen werden, da dünne Schmelzfilme zwischen den kristallisierten Dendritenstrukturen vorhanden sind. Die Entstehung von Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrissen erfolgt durch die Trennung der dünnen flüssigen Schmelzfilme. Im vollständig erstarrten Zustand von Stadium 4 kann erstmalig beim Erstarren duktiles Verhalten beobachtet werden, was mit einer minimalen Rissneigung einhergeht.

Weiterführende Untersuchungen von Borland [39] verknüpfen die Heißrissneigung mit der Größe der Fläche des Erstarrungsbereiches (der Größe von Stadium 2 und Stadium 3 in Bild 2.4). Demnach geht eine Vergrößerung dieses Erstarrungsbereiches mit einer steigenden Heißrissneigung einher. Etwaige Seigerungsvorgänge, die beim Schweißen von nichteutektischen Legierungen zu erwarten sind [40], führen zur Vergrößerung des Erstarrungsintervalles und werden von Borland nicht berücksichtigt.

2.2.3.2 Dehnungsbasierte Theorien

Theorie von Pellini

Bild 2.5 zeigt vereinfacht das Prinzip der dehnungsbasierten Heißrisstheorie nach Pellini [42].

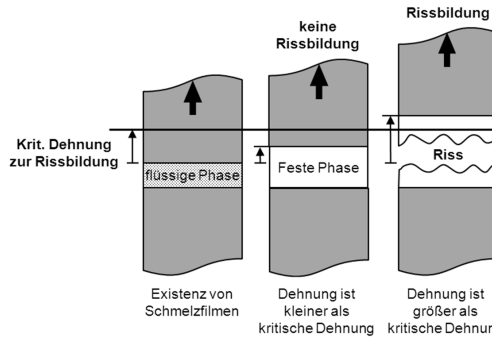


Bild 2.5: Dehnungsorientierter Ansatz von Pellini [42] zur Beschreibung der Heißrissentstehung.

Treten Dehnungen oberhalb der kritischen Dehnung zur Rissbildung auf, tritt nach Pellini [42] Rissbildung ein. Für jeden Erstarrungszustand liegt eine kritische Dehnung vor, bei deren Überschreiten ein Riss auftritt (vgl. Bild 2.6 b).

In Bild 2.6 a sind die einzelnen Erstarrungsstadien in Bezug auf den Dendritenzustand in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt. Die zugehörige kritische Dehnung zu jeder dendritischen Struktur ist in Bild 2.6 b skizziert.

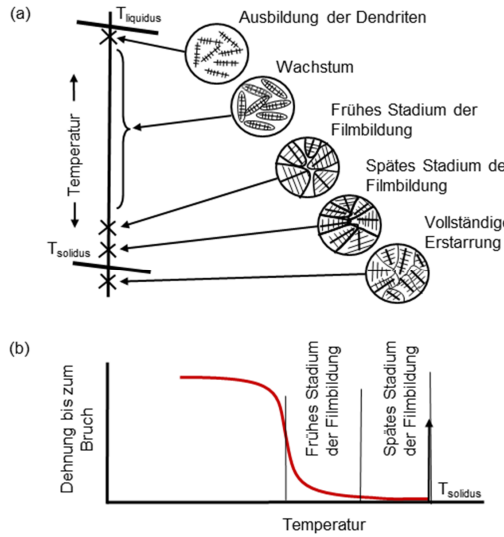


Bild 2.6: Mechanismen der Heißrissbildung nach Pellini, abgeleitet aus Studien mittels Gießversuchen [43].

Nach der Ausbildung der Dendriten wachsen diese, ohne dass eine feste Phase vorliegt (häufig auch als breiige Phase bezeichnet). Die Dehnungen, die in diesem Stadium vor dem Bruch aufgenommen werden können, sind somit groß (vgl. Bild 2.6 b) und bedeuten eine Streckung der halbflüssigen Masse aus flüssiger Masse und der Dendritenstruktur, so dass eine geringe Heißrissneigung vorliegt. Nach Pellinis Heißrisstheorie bilden sich, entsprechend den Ansätzen von Borland, Heißrisse bevorzugt nahe der Solidustemperatur aus, da die hier auftretenden Dehnungen bis zum Bruch gering sind (vgl. Bild 2.6 b). Pellini legt entgegen den Ausführungen von Borland den Fokus auf die Belastungen, die zu diesem Zeitpunkt auf die schmalen Flüssigkeitsfilme konzentriert werden. Diese weisen keinen nennenswerten Trennungswiderstand auf, so dass dies interdendritische Brüche nach sich zieht. Wenn die auferlegte Dehnung nicht ausreicht, um ein Bersten der Dendriten bis zum Erreichen der Solidustemperatur zu verursachen, wird sich aufgrund der Abwesenheit von flüssigen Schmelzfilmen kein Heißriss ausbilden. Somit entstehen nach den Theorien von Pellini Heißrisse in der Phase der filmartigen Dendritenbenetzung, wobei eine Art Wettlauf zwischen Erstarrung und den auftretenden Dehnungen stattfindet. Wird dieser Wettlauf zu Gunsten der Dehnungsbelastung entschieden, tritt Heißrissbildung auf.

Theorie von Prokhorov

Den Theorien von Prokhorov zufolge besteht im Bereich zwischen Liquidustemperatur und vollständig erstarrter Schmelze ein Temperaturintervall der Sprödigkeit (TIS), in dem das Verformungsvermögen P_V gering ist. Die Verformungen ε_V werden als innere Verformungen ($\Delta\varepsilon_{Sch}$ und $\Delta\varepsilon_F$) sowie zusätzliche kritische Verformung $\Delta\varepsilon_P$ angegeben. Über die fortschreitende Erstarrung geht Prokhorov von einer stetigen Zunahme der Verformungen ε_V (als Linien in Bild 2.7 gekennzeichnet) aus. Wird innerhalb dieses Intervalls die Verformung ε_V größer als das Verformungsvermögen P_V, entsteht ein interkristalliner Heißriss [50].

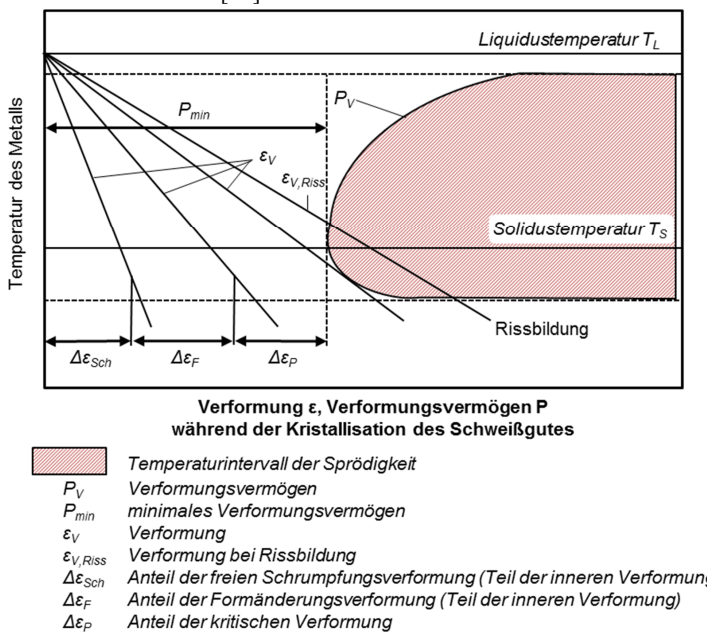


Bild 2.7: Veranschaulichung der verformungsbasierten Theorien von Prokhorov [51].

Ist die nach Bild 2.7 ermittelte resultierende Gesamtdehnung ε_V kleiner als das Verformungsvermögen P_V, so tritt keine Rissbildung auf [52]. Spannungen, welche zur Erzeugung der Risse beitragen könnten, spielen in diesen Theorien ebenso keine Rolle wie etwaige metallurgische Erstarrungseffekte [50][36].

Rappaz-Drezet-Gremaud (RDG) Kriterium

Das Rappaz-Drezet-Gremaud (RDG) Kriterium [45][46][47] stellt eine Weiterentwicklung der Theorie von Feurer [44] dar. Demnach kommt es im Verlauf der Abkühlung einer kristallisierenden metallischen Schmelze dann zur Entstehung von Heißrissen, wenn die Geschwindigkeit der Erstarrungsschrumpfung SRG (SRG = Schrumpfgeschwindigkeit; engl.: ROS = Rate of Shrinkage) größer wird als die Geschwindigkeit der Nachspeisung (SPV = Speisungsvermögen; engl.: ROF = Rate of Backfilling), mit der flüssige Schmelze in die sich bildenden Hohlräume nachfließen kann.

Nach dem RDG Kriterium bildet sich ein Heißriss aus, wenn der lokale Druck der Schmelze unterhalb eines kritischen Kavitationsdrucks fällt, wonach die Dehnungsrate sich oberhalb eines kritischen Wertes befindet. Letztlich kann das Zweiphasengebiet nur Verformungen aufnehmen, wenn ein Maß nicht überschritten wird und ein Nachfluss von Schmelze gegeben ist. Die maximal erträgliche Verformung wird durch die Duktilität des Zwei-Phasen Mixes begrenzt.

Im RDG Kriterium werden die qualitativen Aussagen von Borland und Pellini in quantitative Größen überführt. Daher eignet sich dieses Kriterium besonders, um den Einfluss unterschiedlicher Legierungszusammensetzungen der Schmelze auf die Heißrissbildung zu analysieren [48].

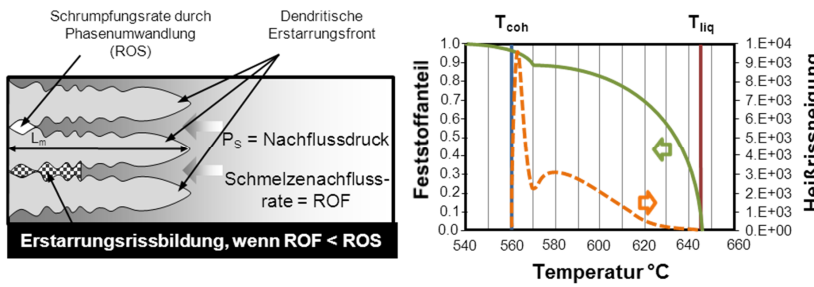


Bild 2.8: Links: Illustration des ROF-ROS Modelles nach Feurer [44][52].
Rechts: Angewandtes RDG Kriterium und demzufolge berechneter Verlauf der Rissneigung [48].

Basierend auf dem RDG Kriterium wurde der in Bild 2.8 dargestellte Verlauf der Rissneigung für die 6xxx-Legierung AlSi2MnMgCuFe über der Temperatur ermittelt [48]. Demnach ergibt sich die höchste Rissneigung nahe der Kohärenztemperatur, welche durch 96% erstarrtes Material gekennzeichnet ist und somit nahe der Solidus-

temperatur liegt. Zur Berechnung des Anteiles fester Phasen in Bild 2.8 wurde die Gulliver-Scheils Gleichung [49] angewandt.

2.2.3.3 Spannungsbasierte Theorien

Spannungsbasierte Theorien beruhen auf der Annahme, dass Heißrisse im teigigen Zweiphasengebiet auftreten, wenn die anliegenden Zugspannungen die Werkstofffestigkeit überschreiten.

Lancaster

Lancaster [65] weist darauf hin, dass sich das zuvor eingeführte Temperaturintervall der Sprödigkeit über die Solidustemperatur hinaus erstreckt und in der Regel, für Schweißprozesse mit vergleichsweise hoher Erstarrungsgeschwindigkeit [49], zwischen Bindungstemperatur und Temperatur der Nullduktilität liegt. Diese Aussage wird durch die rechnerischen Ergebnisse von Novelis [48] aus Bild 2.8 gestützt, welche die größte Rissneigung nahe der Kohärenztemperatur ermittelt haben.

Eine wesentliche Voraussetzung für das Auftreten von Erstarrungsrissen, als Untergruppe der Heißrisse (vgl. Kapitel 2.2.1), ist nach Lancaster der auftretende Verlust an Duktilität, wobei der Term Temperaturintervall der Sprödigkeit TIS diesen Temperaturbereich bezugnehmend auf den drastischen Abfall der Duktilität beschreibt.

Nach Cross [35][53] zeigen Legierungen mit einem großen TIS eine erhöhte Neigung zur Heißrissbildung. Dies stützen die Untersuchungen von Lancaster [65], deren Ergebnisse in Bild 2.9 illustriert sind.

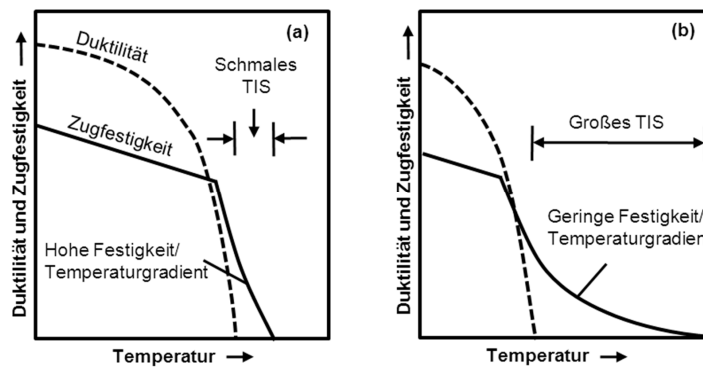


Bild 2.9: Vergleich der mechanischen Eigenschaften nahe der Solidustemperatur einer heißrissresistenten Legierung (a) und einer heißrissempfindlichen Legierung (b) [65].

Demnach bilden sich sowohl für den Gussprozess als auch für den Schweißprozess von Aluminiumlegierungen beim Abkühlen der Schmelze unter die Liquidustemperatur einzelne Kristallisationszentren aus. Diese Kristallisationszentren fügen sich bei einer bestimmten Temperatur – der sogenannten Bindungstemperatur – zusammen und formen ein Gefüge. Wenngleich die Masse zu diesem Zeitpunkt nicht vollständig erstarrt ist, besitzt die Legierung in diesem Zustand zum ersten Mal eine gewisse Festigkeit, wobei diese Festigkeit zunächst durch besondere Sprödigkeit gekennzeichnet ist. Bei weiterer Abkühlung kann ab dem Punkt der Nullduktilität ein steiler Anstieg der Werkstoffduktilität beobachtet werden. Bild 2.9 veranschaulicht diese Verhältnisse und deutet zudem darauf hin, dass Werkstofffestigkeit vorhanden ist bevor duktiles Werkstoffverhalten beobachtet werden kann. Diese Feststellung liefert eine wesentliche Basis für die im folgenden Kapitel 2.2.3.3 beschriebenen spannungsbasierten Theorien zur Heißrissentstehung und wird in den numerischen Ausführungen in Kapitel 3.2 und Kapitel 5 aufgegriffen.

Zacharia und Chihoski

Zacharia [54] führt für seine Heißrissbetrachtungen eine Analyse des Spannungsfeldes im Bereich der Erstarrungszone des Schmelzbades durch. Wie aus dem linken Abschnitt von Bild 2.10 hervorgeht, bildet sich ein Schweißnahtmittenriss aus, wenn positive transversale Zugspannungen am spitz zulaufenden Ende der Solidustemperaturisotherme vorherrschen (vgl. (a) Bild 2.10).

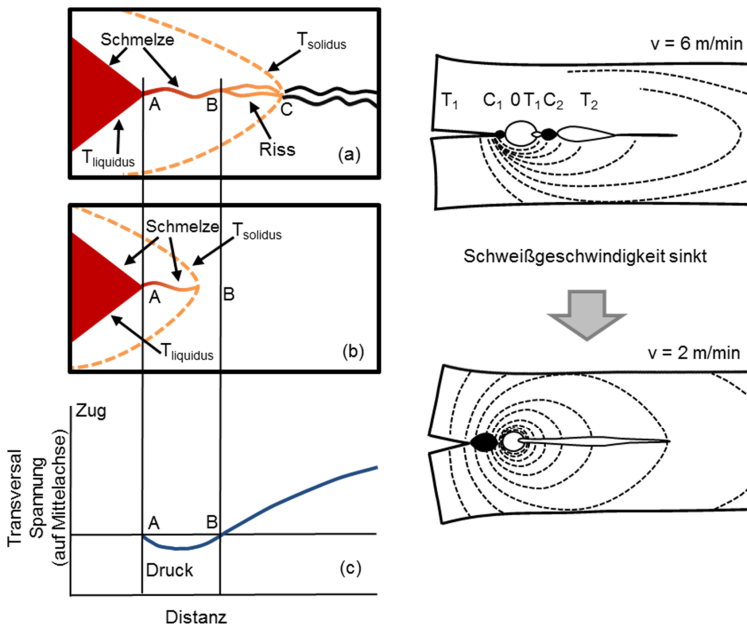


Bild 2.10: Links: Heißrisskriterium nach Zacharia [54].
Rechts: Simulierte transversale Spannnungsfelder nach Chihoski [55].

Die Abbildungen im rechten Abschnitt in Bild 2.10 verdeutlichen ebenfalls die komplexen Vorgänge und Spannungsfelder, die sich nach Chihoski [55][56] in der Umgebung des Schmelzbades beim Lichtbogenschweißen einstellen. In transversaler Richtung liegt vor dem Schmelzbad eine Kompressionszone (C_1). Hinter dem Schmelzbad treten im Zweiphasengebiet Zugspannungen auf (T_1), denen ein Kompressionsfeld (C_2) mit anschließend erneuten Zugspannungen (T_2) folgt. Bei einer geringen Schweißgeschwindigkeit von 2 m/min führt ein vergrößerter Druck vor dem Schmelzbad – gemeinsam mit der auftretenden Schrumpfungszone – zu verstärkten Zugspannungen nach dem Schmelzbad. Diese führen zur Rissbildung. Tritt Rissbildung bei

größeren Geschwindigkeiten auf, ist diese auf eine lokale Zunahme der Transversalspannungen nach der Erstarrungsphase (T_2) zurückzuführen.

Shibahara, Murakawa, Lahaie und Dickhaus

Nach Shibahara und Murakawa [57][58][59] wird ein Riss gebildet, wenn die Zugspannungen das Bindungsvermögen der Korngrenzen oder der Kontaktflächen der Dendriten übersteigen. Aus diesem Grund modelliert Shibahara die Sprödigkeit des Materials bei unterschiedlichen Temperaturen, indem eine temperaturabhängige Bindungsfestigkeit für die Kontaktelemente vorgegeben wird. In diesen Betrachtungen ist das TIS dadurch gekennzeichnet, dass die Bindungsfestigkeit niedriger ausfällt als die Fließgrenze, was der geringen Duktilität Rechnung trägt.

Weitere spannungsbasierte Theorien sind durch Lahaie [60] und Dickhaus [61] gegeben. Diese berechnen die Festigkeit von Flüssigkeitsfilmen zwischen Korngrenzen, wobei sie als Bedingung für die Entstehung von Erstarrungsrissen das Überschreiten der Bruchspannung dieser Flüssigkeitsfilme festlegen.

2.2.4 Bestehende Ansätze zur Vermeidung von Heißrissen

Zum Vermeiden von Heißrissen beim Laserstrahlschweißen von rissempfindlichen Werkstoffen wurden in diversen Arbeiten die unterschiedlichsten Ansätze verfolgt. Es zeigt sich, dass diese – obgleich sie verschiedenste Strategien verfolgen – zielführend sein können. Während Gruss [76] eine umfassende Auflistung der Ansätze zur Erhöhung der Heißrissresistenz liefert, werden im Folgenden sinngemäß zu den in Kapitel 2.2.2 vorgestellten Einflussfaktoren auf die Heißrissbildung die Ansätze zur Vermeidung oder Minderung von Heißrissen folgendermaßen kategorisiert:

- Metallurgische Beeinflussung
- Thermische Beeinflussung
- Mechanische Beeinflussung

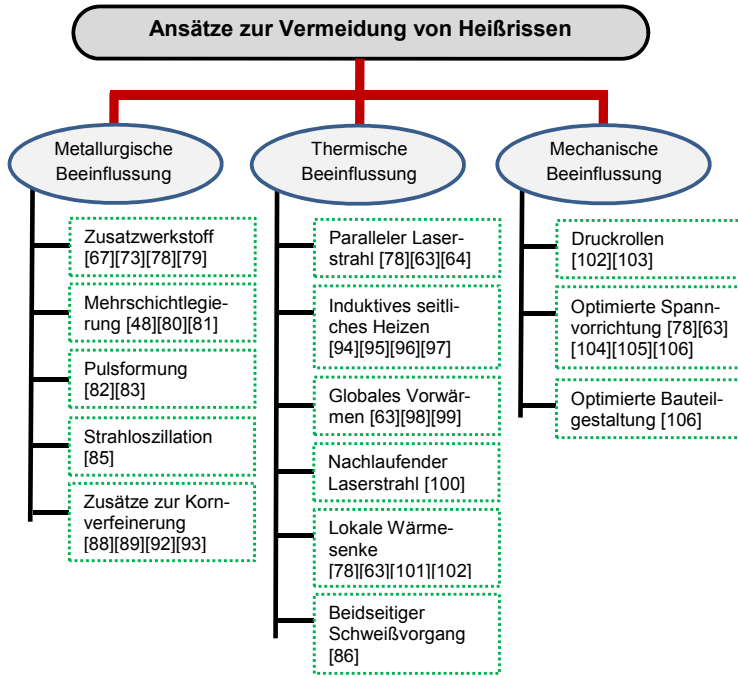


Bild 2.11: Strukturierter Überblick über die unterschiedlichen Ansätze zur Vermeidung von Heißrissen.

Der Strukturbaum in Bild 2.11 gibt einen Überblick über bestehende Ansätze zur Heißrissvermeidung und ordnet diese den jeweiligen Wirkmechanismen zu. Selbstverständlich besteht eine Wechselwirkung zwischen metallurgischer, thermischer und mechanischer Beeinflussung. Um die Wirkungsweise der in Bild 2.11 dargestellten Ansätze zur Heißrissvermeidung zu vermitteln, finden sich nachstehend dazu kurze Zusammenfassungen.

2.2.4.1 Metallurgische Beeinflussung

Durch eine Beeinflussung der Legierungszusammensetzung werden die Erstarrungseigenschaften der Schmelze maßgeblich verändert. Dies hat wiederum, nach den in Kapitel 2.2.3 dargestellten Erkenntnissen, direkten Einfluss auf die Neigung der Heißrissbildung.

Bei experimenteller Betrachtung des Einflusses der Gefügeausbildung und Legierungszusammensetzung auf den Schweißprozess wird zumeist auf Erkenntnisse aus Gußversuchen verwiesen. Eine umfassende Untersuchung des Einflusses der Legierungselemente auf den Prozess des Laserstrahlschweißens liegt nicht vor. Einzelne veröffentlichte Ergebnisse [66][67] deuten darauf hin, dass sich die betrachteten Zusammenhänge aus dem Gießvorgang auf den Schweißprozess übertragen lassen. Aus diesem Grund werden im Folgenden die Einflüsse der Legierungselemente anhand der Erfahrungen aus Gießversuchen dargestellt und eine Übertragbarkeit auf das Laserstrahlschweißen vorausgesetzt.

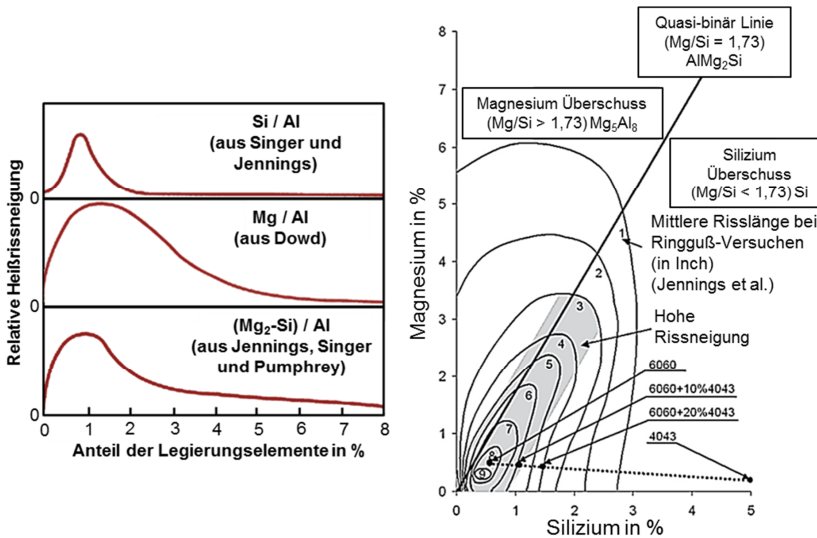


Bild 2.12: Links: Relative Heißrissneigung in Abhängigkeit des Anteiles der Legierungselemente Magnesium und Silizium [68][69][70][71][72].
Rechts: Heißrissneigung der ternären Aluminiumlegierung Al-Mg-Si [73].

Bild 2.12 links zeigt die Abhängigkeit der Rissneigung von der Legierungszusammensetzung für gängige Aluminiumlegierungen mit den Legierungselementen Magnesium und Silizium, ermittelt auf der Basis von Ringgußproben [68]. Nahezu identische Kurvenverläufe wurden im Jahr 2011 experimentell mit Hilfe von Röntgen-Mikrotomographie von Giraud [74] ermittelt. Für die Legierungszusammensetzung $AlMg_2Si$ besteht die größte Rissneigung im Bereich von 0,5 bis 1,5 Gewichtsprozent der Legierungselemente. Erklärungen für den typischen Verlauf der dargestellten Kurven orientieren sich an der Menge der Restschmelze zwischen den erstarrenden Dend-

ritenstrukturen. Die höchste Neigung zur Heißrissbildung entspricht demnach einem Konzentrationsbereich, bei dem zwar ausreichend Schmelze vorliegt, um Korngrenzen kontinuierlich zu benetzen, diese Benetzung jedoch für eine notwendige Kompensation der mechanischen Belastung durch nachfließende Schmelze nicht ausreicht. Der rechte Teil von Bild 2.12 zeigt den Einfluss der Legierungszusammensetzung von AlMgSi auf die Rissneigung, ebenfalls ermittelt anhand von Ringgußproben. Eine erhöhte Rissneigung wurde entlang der $AlMg_2Si$ Linie (Gewichtsverhältnis Mg/Si = 1,73) festgestellt. Wie aus der Darstellung hervorgeht, liegt das Maximum der Rissempfindlichkeit bei 0,5% Silizium und 0,2% Magnesium. Die beim Laserstrahlschweißen eingesetzte Aluminiumlegierung 6060, bestehend aus 0,3 - 0,6% Silizium und 0,35 - 0,6% Magnesium, befindet sich somit nahe diesem Maximum der Rissempfindlichkeit.

Wie ebenfalls aus Bild 2.12 hervorgeht, verlagert sich die Rissempfindlichkeit in weniger kritische Regionen, wenn die stark siliziumhaltige AlSi-Legierung 4043, AlSi5 mit 4,5 - 5,5% Siliziumanteil, als Zusatzwerkstoff zum Schweißen der AlMgSi-Legierung 6060 eingesetzt wird [75].

Eine Erhöhung des Si-Gehaltes von 0,42% auf 1,39% basierend auf der Aluminiumlegierung 6060 bewirkt eine Reduktion der Solidustemperatur von 577 °C auf 509 °C, wodurch sich der interdendritische Anteil beim Erstarren von 2% auf 14% erhöht. Dies senkt die Heißrissneigung ebenso wie der beobachtete Effekt, dass – für typische Erstarrungsgeschwindigkeiten des Gießprozesses – ein größerer Si-Anteil die Erstarrungsschrumpfung beim Abkühlen der Schmelze reduziert und kornverfeinernd wirkt [77]. Daher ist im Bereich der Gefügebeeinflussung das Auflegieren mittels Silizium und Magnesium von größter Bedeutung [67][78].

Gleiche Tendenzen zur Abnahme der Rissneigung mit zunehmendem Si-Legierungsgehalt in der Schweißnaht stellten Ploshikhin et al. [67] bei experimentellen Untersuchungen mit variierter Mengenzugabe des Zusatzwerkstoffs $AlSi_{12}$ fest.

Bislang sind die eingesetzten und kommerziell erhältlichen Zusatzdrähte auf einen maximalen Siliziumgehalt von 12% (gewichtsbezogen) beschränkt. Die geringe Formbarkeit verhindert das konventionelle Gießen hypereutektischer Legierungen mit einem Siliziumgehalt über 12,2%. Ein neues Verfahren, das sogenannte Sprühkompaktieren, ermöglicht die Herstellung homogener feinkörniger Legierungen mit einem Siliziumanteil von bis zu 30%. Erste Untersuchungen von Seefeld [79] mit Sonderanfertigungen dieser Zusatzdrähte zeigen eine verbesserte Heißrissbeständigkeit durch die Erhöhung des Siliziumanteils.

Ein weiterer, gefügeorientierter Ansatz der direkt in Richtung einer Remote-Applikation zielt, ist die Entwicklung der Mehrschichtlegierung Novelis Fusion™ [48][80][81]. Zur Herstellung dieser Bleche wird während des Gießprozesses ein Barren aus Mantel und Kern unterschiedlicher Legierungszusammensetzungen gegossen (vgl. Bild 2.13 links) und somit eine Schmelzbindung zwischen den verschieden legierten Schmelzen erzielt. Während der Mantel beziehungsweise die Randschicht stark siliziumhaltig ist, besteht der Kern aus einer monolithischen AlMgSi-Legierung, welche die benötigten Werkstoffeigenschaften und Festigkeiten aufweist.

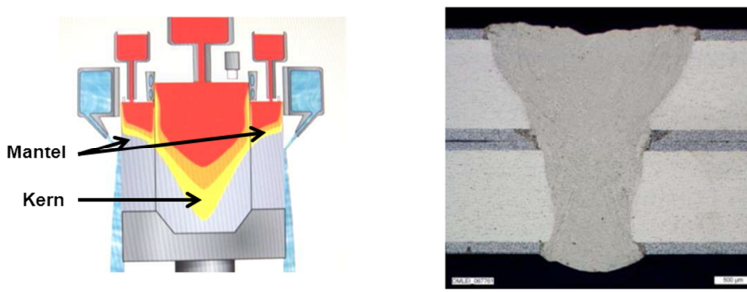


Bild 2.13: Links: Gießprozess von Novelis Fusion™ Material [48][80].
Rechts: Querschliff einer geschweißten Novelis Fusion™ Überlappverbindung [48][80].

Wie in Bild 2.13 rechts dargestellt ist, lässt sich diese Novelis Fusion™ Legierung aufgrund des erhöhten Silizium-Gehaltes in der Fügezone ohne Heißrisse schweißen [48][80].

Einen anderen Ansatz, mit dem Ziel ohne eine Veränderung der Legierungszusammensetzung die Gefügestruktur positiv zu beeinflussen, beschreibt Holtz [82][83] in seinen Ausführungen zum gepulsten Schweißen artgleicher und artfremder Werkstoffe. Durch eine geeignete Modulation der Pulsform wird der Effekt der konstitutionellen Unterkühlung erzeugt. Dieser beschreibt die Unterkühlung aufgrund von Konzentrationsanreicherung von Legierungselementen beim Erstarren der Schmelze [19], wobei der Effekt der konstitutionellen Unterkühlung besonders ausgeprägt für hohe Kristallisationsgeschwindigkeiten ist [84]. Letztlich wird so ein besonders feinkörniges Gefüge erzeugt. Diese Gefügeform ist wiederrum weniger rissanfällig als die klassische grobkörnige Gefügestruktur [88]. Obgleich experimentell die positiven Auswirkungen bewiesen sind, sind derzeit die Zusammenhänge zwischen Pulsform, Wärmeeintrag und Metallurgie beim Einsatz solch modulierter Pulsformen nicht vollständig erforscht.

Ebenso ungeklärt bleiben die physikalischen Hintergründe in der Arbeit von Kutsuna [85]. In dessen Ausführungen wird beschrieben, wie durch das Strahlpendeln des Laserstrahles in Ausbreitungsrichtung bei geeigneter Frequenz (500 Hz) rissfreie Schweißnähte erzielt werden.

Für den Prozess des Lichtbogenschweißens beschreiben Zhang et al. [86] die Vorteile eines beidseitigen Schweißvorgangs, welcher durch die komplette Bauteildicke durchgängig ist. Mittels der sich ausbildenden symmetrischen Temperaturfeldverteilung werden Eigenspannungen reduziert sowie ein äquiaxiales Erstarrungsgefüge [87], bestehend aus rundlichen Körnern ohne Vorzugsrichtung, erzeugt. Dies führt dazu, dass die Anfälligkeit gegenüber Heißrissen stark vermindert werden kann.

Im Bereich der Gefügebeeinflussung gibt es zudem die Möglichkeit, durch Zugabe geringer Mengen artfremder Legierungszusätze die Rissneigung herabzusetzen. Tang [88] beschreibt in seinen Ausführungen detailliert den Einfluss verschiedenster Legierungselemente auf die Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen und die resultierenden mechanischen Festigkeiten der Schweißverbindungen. Zudem ist bereits aus bestehenden Veröffentlichungen bekannt, dass geringe Kupfer- und Zinnzusätze die Heißrissneigung erhöhen [89], wohingegen geringe Legierungszusätze an Titan, Titan-Bor und Zirkonium kornverfeinernd wirken. Diese Kornverfeinerung führt aufgrund einer verbesserten Dehnungsaufnahme [90][91] und erschwertem Risswachstum [90] dazu, dass die Heißrissneigung herabgesetzt wird [92][93].

2.2.4.2 Thermische Beeinflussung

Ploshikhin verfolgt in seinen Ausführungen den Ansatz, in der Erstarrungszone thermisch induzierte Drücke zu erzeugen [78][63][64], die den vorherrschenden Dehnungen entgegenwirken. Hierzu werden ein oder mehrere zusätzliche Laserstrahlen in geeignetem Abstand zum Bearbeitungslaserstrahl geführt (vgl. Bild 2.14 rechts). Damit entsteht analog zur Darstellung in Bild 2.14 ein weiterer Wärmeeintrag, welcher eine geringere mechanische Dehnungsbelastung und somit Rissneigung in der Erstarrungszone der Hauptschweißnaht zur Folge hat.

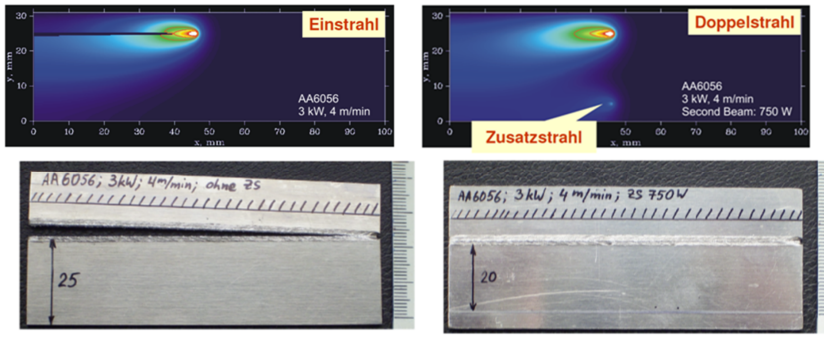


Bild 2.14: Berechnete Temperaturfeldverteilung und experimentelles Prozessergebnis des Einstrahl-Laserschweißes (links) im Vergleich zur Doppelstrahltechnik (rechts) [78][63].

Die praktische Umsetzbarkeit wird anhand der Proben im unteren Abschnitt von Bild 2.14 verdeutlicht. Der Parallelstrahl mit 750 W war bei diesem Beispiel in einem Abstand von 20 mm zum Bearbeitungsstrahl angeordnet um nahtmittenrissfreie Schweißnähte zu erzeugen.

Wie ebenfalls aus den Untersuchungen und Berechnungen von Ploshikhin hervorgeht, muss zur vollständigen Rissvermeidung mit der zusätzlichen Wärmequelle die Solidustemperatur überschritten werden, so dass eine zweite schmale Schweißnahtspur entsteht. Des Weiteren scheint dieser Ansatz problematisch bei der Anwendung auf Überlappschweißnähte, da hier ein Wärmeübertrag von Ober- auf Unterblech sichergestellt werden müsste.

Einen weiteren Ansatz thermisch induzierte Drücke zu erzeugen, liefert Göbel [94][95][96] durch induktives Erwärmen der Bereiche parallel zur Schweißnaht. Zudem wird im Projekt InduWäLs [97] seit 2011 für AlMgSi-Aluminiumlegierungen ebenfalls dieser Weg beschritten.

Auch Ploshikhin [63] und Beske [98] haben den Einfluss eines globalen Vorwärmprozesses auf die Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen untersucht. Demnach führt die Vorwärmung zu einer Verringerung des Temperaturgradienten und somit zu einem Spannungsausgleich, der die mechanische Beanspruchung der Schweißnaht reduziert. Gleichzeitig führen diese schwächeren Temperaturgradienten jedoch zu einer Vergrößerung des Zweiphasengebietes, wodurch die Rissgefahr mit zunehmender Vorwärmtemperatur erhöht wird. Veränderungen des Abkühlverhaltens können zudem zu Fes-

tigkeitseinbußen führen und die Einhaltung von Maßhaltigkeiten stellt bei Anwendung des globalen Vorwärmens ein weiteres Problem dar.

Den Einfluss einer lokalen Vorwärmung durch einen Propanbrenner auf die Heißrissempfindlichkeit von Edelstahl betrachtete Abdulhamid [99]. Vergleichbar mit dem Ansatz des globalen Vorwärmens kam auch Abdulhamid zu dem Schluss, dass die Vorwärmtemperatur sehr präzise eingestellt werden muss. So führt nach seinen Ausführungen eine Temperaturerhöhung bis 200 °C zu einer Verringerung der Heißrissanfälligkeit, wohingegen eine weitere Temperatursteigerung die Heißrissneigung erhöht.

Kurz [100] schlägt in seiner Patentschrift vor, einen weiteren nachlaufenden Laserstrahl anzuwenden, um eine Wiedererwärmung der Erstarrungszone ohne Aufschmelzen zu erzielen. Die Abkühlrate wurde somit von 2600 K/s auf 1500 K/s reduziert. Diese Reduktion des Temperaturgradienten von 400 K/mm auf 175 K/mm erhöht die Zeit, in der Schmelze zwischen ausgebildeten Dendritenstrukturen nachfließen kann, um den Faktor 4, was entsprechend dem RDG-Kriterium (vgl. Kapitel 2.2.3.2) die Heißrissneigung drastisch senkt.

Yang [101][102] und Ploshikhin [78][63] beschreiben jedoch, entgegen dem Ansatz von Kurz für die Prozesse des Lichtbogen- und Laserstrahlschweißens, dass durch eine lokale Wärmesenke die Erstarrungsgeschwindigkeit erhöht und somit auch die räumliche Ausdehnung des Zweiphasengebietes begrenzt wird. Hierzu wurde im Abstand 10 mm bis 40 mm vom Lichtbogen die Schmelze abgekühlt. Die Kühlung erfolgte über ein unter Druck stehendes System von flüssigem Stickstoff. Dabei mussten die Position und Kühlintensität genau optimiert sein.

2.2.4.3 Mechanische Beeinflussung

Einen Ansatz durch mechanische Prozessbeeinflussung, Heißrisse wirkungsvoll zu vermeiden, verfolgten Liu et al. [103] und Yang [102] für das Lichtbogenschweißen. Eingesetzt wurden zwei Anpressrollen, die sich synchron entlang des Erstarrungsgebietes am Ende des Schmelzbades bewegten. Die Rollen erzeugten eine Kraft bis zu 10 kN, der den auftretenden Zugspannungen entgegen wirkte. Bei dieser Rollenkraft von 10 kN und einem Abstand zum Lichtbogen von 6 mm bis 10 mm konnten Heißrisse vollständig vermieden werden. Die angewandte Methode birgt jedoch die folgenschweren Nachteile, dass die Druckrollen einen 0,03 mm tiefen Eindruck hinterließen und zudem nur auf gerade Schweißnahtformen übertragbar sind.

Den mechanischen Einfluss der Spannvorrichtung betrachteten sowohl Ploshikhin [78][63], Cicala [104], Huang [105] als auch Matić [106]. Während Cicala [104] darauf verweist, dass die besten Resultate durch eine gleichförmige Kompression erzielt

werden, empfehlen Ploshikhin und Huang eine symmetrisch zur Schweißnaht ausgeführte Spannvorrichtung, die Schrumpfungen zulässt und so möglichst nicht als feste Bolzenspannvorrichtung ausgeführt wird.

Diese Empfehlungen stehen im Einklang mit den Untersuchungen von Matić [106], welcher in seinen Ausführungen zum Laserstrahlschweißen rotationssymmetrischer Bauteile den Einfluss des Einspannwinkels α analysierte.

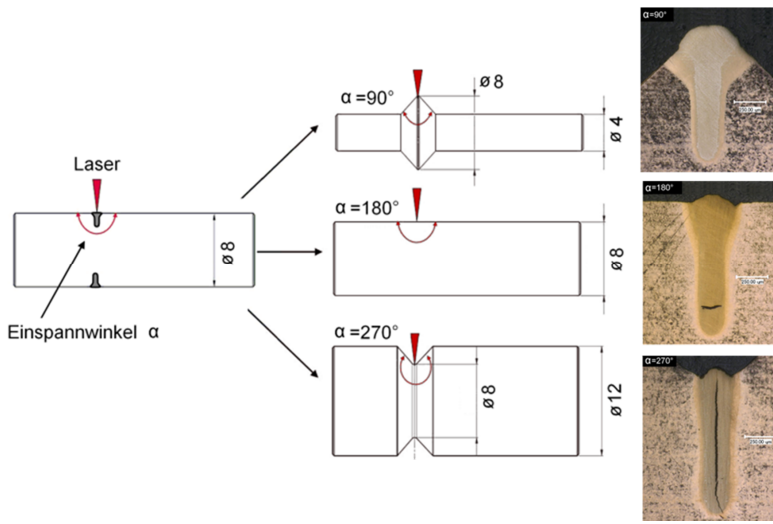


Bild 2.15: Definition des Einspannwinkels α sowie dessen Auswirkungen auf die Rissbildung [106].

Aus Bild 2.15 geht hervor, dass gilt: Je größer der Einspannwinkel α desto höher ist die Neigung zur Heißrissbildung. Obgleich die unterschiedlichen Einspannbedingungen eine veränderte Wärmeableitung zur Folge haben, zeigen nach Matić [106] insbesondere die mechanischen Rahmenbedingungen einen wesentlichen Einfluss auf die Rissentstehung.

2.3 Numerische Schweißsimulation

Zur Simulation von Schweißprozessen hat sich aufgrund der vielen Einflussfaktoren und komplexen Wechselwirkungen, die während des Schweißprozesses auf die Bauteile wirken, eine Unterteilung in drei Bereiche bewährt. Analog zu Bild 2.16 sind dies die Bereiche: Prozesssimulation, Werkstoffsimulation und Struktursimulation. Die

Thematik der Heißrissbildung ist von all diesen Bereichen und deren komplexen Wechselbeziehungen betroffen. Die durch Radaj [107] getroffene Zuordnung, die Thematik der Heißrissbildung in den Bereich der Werkstoffsimulation einzugliedern, bildet die unter Kapitel 2.2.2 beschriebenen komplexen Zusammenhänge der Heißrissbildung nur unvollständig ab.

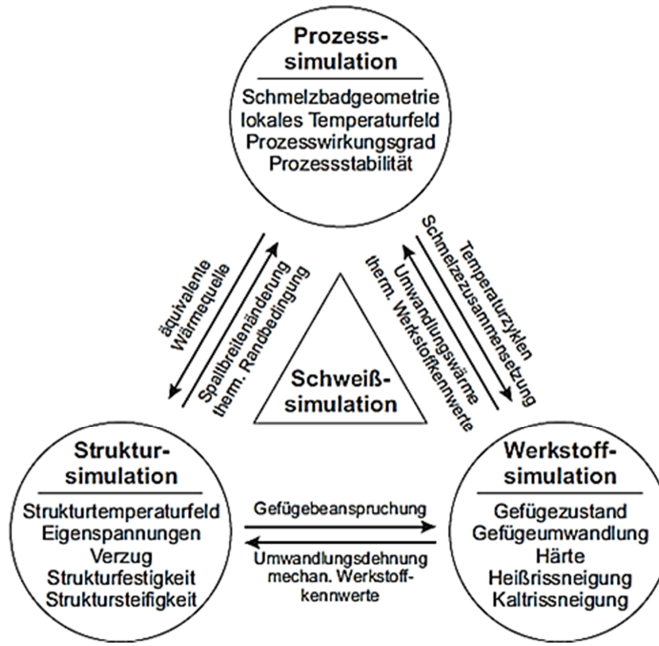


Bild 2.16: Struktur der Simulation des Schweißprozesses nach Radaj [107].

Häufig beschränken sich die numerischen Simulationen zur Heißrissbildung auf die beiden Bereiche Prozess- und Struktursimulation. Dies liegt, wie Tikhomirov [108] mit Bild 2.17 verdeutlicht, darin begründet, dass die Komplexität und der Rechenaufwand bei Berücksichtigung der genannten Simulationsbereiche zunehmen.

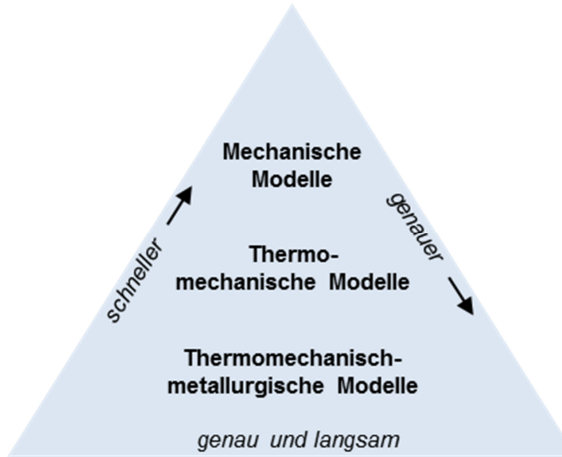


Bild 2.17: Pyramide der Modellierung der Schweißverzugssimulation [108].

2.3.1 Bestehende numerische Modelle der Heißrissbildung

Mit der Zunahme leistungsstarker Computer hielt auch die Anwendung der Methode der Finiten Elemente Einzug in die Modellierung der Heißrissbildung. Obgleich derzeit kein ganzheitliches Modell existiert, welches thermische, strukturmechanische und metallurgische Effekte der Heißrissentstehung vereint, finden sich verschiedenste Arbeiten, welche sich mit einer Modellierung der strukturmechanischen Rahmenbedingungen der Heißrissbildung befassen.

Die bestehenden Modellierungsansätze greifen ebenso wie das in Kapitel 3 vorgestellte Simulationsmodell auf einen zweistufigen Modellierungsansatz zurück. Zunächst wird die FE-Methode eingesetzt, um die resultierende Temperaturverteilung beim Schweißen zu berechnen. Aus den berechneten thermischen Resultaten werden anschließend mechanische Belastungen und Kriterien zur Beurteilung der Heißrissneigung abgeleitet.

So betrachteten Zacharia [54] und Feng [109] die aus dem Schweißprozess resultierenden thermo-mechanischen Spannungen und deren Auswirkung auf die Heißrissentstehung. Liu [103] und Shibahara [57][58][59] benutzten für ihre Modellabbildung Verbindungselemente, welche die Eigenschaften des Temperaturintervalls der Sprödigkeit aufweisen und somit zur Beschreibung der Heißrissbildung geeignet sind.

Weitere numerische Betrachtungen der Heißrissentstehung lieferten Pshennikov [110], Hilbinger [111], Wei [112] und Drezet [45][113]. Ihre Arbeiten basieren auf der zweistufigen thermo-mechanischen FE-Abbildung des Schweißprozesses mit abschließender Definition eines Risskriteriums, auf Grundlage der strukturmechanischen Rechenergebnisse.

Hilbinger [111] betrachtete in seinem numerischen Modell der Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium explizit den von Pshennikov [110] nicht berücksichtigten Erstarrungsbereich der Schmelze und wertete die in diesem Bereich des „Resteutektikums“ auftretenden Dehnungen aus. Das numerische Modell basierte hierzu auf flachen Strukturen beziehungsweise Blechen, die ebene und somit zweidimensionale Spannungszustände zur Folge haben.

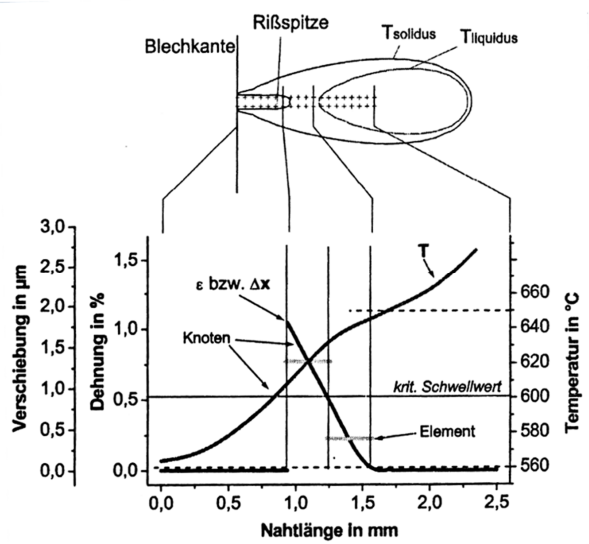


Bild 2.18: Quer-Dehnung ε bzw. Verschiebung Δx und Temperaturverlauf im Erstarrungsbereich des Schmelzbades beim Laserstrahlschweißen ausgehend von einer Blechkante [111].

Hilbinger [111] erzielte durch die Abbildung der Nullduktilität und des Lokalisierungseffektes mittels eines geringen Elastizitätsmoduls von 1 MPa im Zweiphasengebiet (flüssig-fest) hohe Werte der resultierenden Dehnungen im Erstarrungsgebiet. Für den Prozess des Schweißens ab einer Blechkante veranschaulicht Bild 2.18 ortsaufgelöst den Verlauf der resultierenden Dehnungen im Erstarrungsgebiet der Schmelze zwischen Liquidus- und Solidustemperatur. Überschreiten diese Dehnungen, in Anlehnung an die Theorien von Pellini [42][43], einen kritischen Schwellwert ε_{krit} – nahe 0,5% in Bild 2.18 – tritt Heißrissbildung auf. Der kritische Schwellwert wurde bestimmt, indem iterativ ein Abgleich von simulationsbasierten Dehnungen und experimenteller Variation des Randabstandes zur Ermittlung des kritischen Randabstandes erfolgte. Als kritischer Randabstand wird hierbei der Randabstand bezeichnet, bei dem erstmals Heißrissbildung im Experiment beobachtet wird. Die numerisch ermittelten Dehnungen bei diesem kritischen Randabstand bilden den kritischen Dehnungsschwellwert ε_{krit}, welchen es zur Vermeidung von Heißrissen zu unterschreiten gilt.

Wei [112] berechnete für den Prozess des Lichtbogenschweißens einer Edelstahlplatte die resultierenden Temperaturfelder sowie Spannungen und Dehnungen. Da in diesen

Ausführungen von einer symmetrischen Blechanordnung zur Schweißnahtmittellinie ausgegangen wurde, war die Simulation einer Blechhälfte und anschließender Spiegelung ausreichend. Bild 2.19 zeigt für diese simulierte Blechhälfte die auftretenden mechanischen Dehnungen sowie das Spannungsfeld in transversaler Richtung.

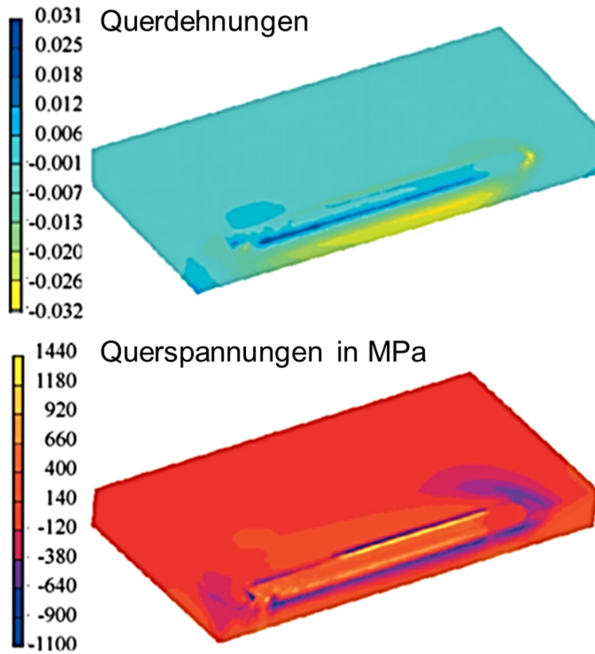


Bild 2.19: In einer Blechhälfte berechnete transversale Querdehnungen (oben) und Querspannungen (unten) [112].

Die Vorhersage der Heißrissentstehung nach Wei [112] beruht auf dem dehnungsorientierten Ansatz von Prokhorov [50][51]. Somit spielen Spannungen in den von Wei angewandten Kriterien zur Rissentstehung keine Rolle. Vielmehr wird angenommen, dass Heißrisse auftreten, wenn im TIS die mechanischen Dehnungen mit

$$\varepsilon(T) \geq \varepsilon_C(T) \qquad (2)$$

einen kritischen Wert $\varepsilon_C(T)$ überschreiten.

Der Wert der kritischen Dehnung $\varepsilon_c(T)$ wurde hierbei durch die Arbeiten von Matsuda et al. [114] mit Hilfe der MISO (Measurement by Means of In-Situ-Observation)-Technik ermittelt.

Drezet [45][113] benutzte bei seinen Ausführungen zur Heißrissbildung des Elektronenstrahlschweißens der CuCrZr-Legierung ein ähnliches ebenensymmetrisches Rechenmodell wie Wei [112]. Jedoch wertete Drezet bei der Wahl des Risskriteriums, in Anlehnung an das RDG-Kriterium, neben den plastischen Zugdehnungen am Ende des Schmelzbades, auch die Dehnungsgeschwindigkeit bzw. Dehnungsrate aus. Für beide Werte existiert eine durch Schweißexperimente ermittelte Obergrenze. Überschreiten die simulierten plastischen Dehnungen oder die Dehnungsrate die jeweilige Obergrenze, kommt es nach Drezet [45][113][115] zur Rissbildung.

3 Numerische Modellierung

Um numerisch den Schweißprozess mit der Problematik der Heißrissbildung in Randnähe geeignet beschreiben zu können, müssen einige Restriktionen beachtet werden. So ist es beispielsweise nicht möglich die Modellgröße und Rechenzeiten durch die Nutzung von Symmetrieeffekten zur Achse der Schweißnahtmitte zu reduzieren, da randnahe Schweißprozesse mit asymmetrischer Wärmeausbreitung betrachtet werden. Vielmehr ist die Berücksichtigung des gesamten Probekörpers sowie der angewandten Spannvorrichtung eine Voraussetzung zur Analyse von Randeffekten. Des Weiteren sollte das Modell die zeitliche Ausprägung der Temperaturfeldverteilung sowie der strukturmechanischen Verformungen korrekt erfassen, weshalb ein transienter Rechnungsansatz erforderlich wird. Diese, in der hier vorliegenden Arbeit verfolgten, Vorgehensweisen, stellen wesentliche Unterscheidungen gegenüber den Arbeiten von Pshennikov [110] und Wei [112] dar.

Die Umsetzung der genannten Anforderung wird im Folgenden anhand des numerischen Modelles beschrieben.

3.1 Prinzip der numerischen Prozessabbildung

Das entwickelte Simulationsmodell lässt sich, wie in Bild 3.1 dargestellt, mit den drei wesentlichen Phasen „Festlegung der Geometrie und Wärmequelle“, „Temperatur- und Strukturberechnung“ sowie „Ergebnisaufbereitung und Auswertung“ charakterisieren.

Zunächst findet im Pre-Processor eine Definition der zu schweißenden Blechkontur sowie der zugehörigen Spanngeometrie statt. Um die benötigte Rechenzeit zu optimieren, wurde eine an die Problemstellung angepasste Vernetzung gewählt, welche im Bereich der Schweißnaht eine feinere Vernetzung aufweist als im nahtfernen Bereich und im Spannmittel.

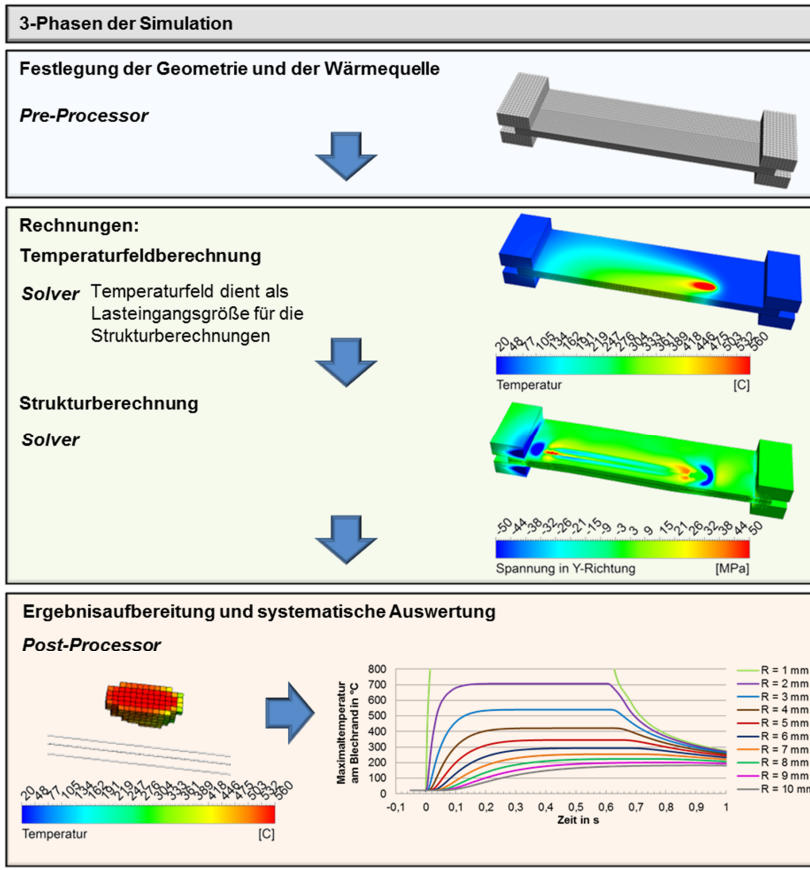


Bild 3.1: Die drei Phasen der numerischen Modellierung des Schweißprozesses.

In der zweiten Berechnungsphase wird im entwickelten Simulationsprogramm mit Hilfe der ANSYS Solver Umgebung die thermische Berechnung durchgeführt [119]. Die hieraus resultierenden Temperaturfelder dienen als Lasteingangsgrößen der Strukturberechnung. Die Besonderheit des im Rahmen dieser Arbeit angewandten Modellierungsansatzes liegt darin, dass die Temperaturverteilung sowie die strukturmechanischen Belastungen durch den Schweißprozess mit einem transient rechnenden Finite-Elemente Modell abgebildet werden. Mit Abschluss der Strukturberechnung sind alle für die darauffolgende Auswertung erforderlichen Ergebnisse vorhanden.

Eine Verwertung und Aufbereitung dieser Ergebnisdaten aus thermischen und strukturmechanischen Berechnungen erfolgt abschließend im Post-Processor. Die nachfolgenden Abschnitte widmen sich einer detaillierteren Beschreibung der genannten einzelnen Simulationsphasen.

3.1.1 Thermische Berechnungen

Zunächst wurde eine geeignete Vereinfachung der Problemstellung auf den konduktiven Wärmeübertrag im Bauteil gewählt. Das Modell wurde aus dreidimensionalen Strukturen mit konduktiven Wärmeleitungseigenschaften und der Temperatur als Freiheitsgrad zusammengesetzt. Zur thermischen Analyse wird in der Simulation die dreidimensionale transiente Wärmeleitungsgleichung [116][117][118]

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \kappa_{temp} \cdot \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \frac{\dot{Q}}{\rho \cdot c_P} \qquad (3)$$

gelöst, wobei $\dot{Q}$ den Wärmeeintrag durch den Laserstrahl-Schweißprozess bezeichnet und entsprechend der Kalibrierung aus Kapitel 3.3 angepasst wird. Das ortsfeste Koordinatensystem ist derart ausgerichtet, dass x die Schweißrichtung beschreibt und in Vorschubrichtung ansteigende Werte aufweist. Die y-Richtung ist orthogonal zur Schweißnaht angeordnet, wobei die Schweißnaht selbst auf der x-Achse mit y = 0 mm liegt und negativ zur Seite mit geringem Randabstand wird. Der Ursprung in z-Richtung liegt auf der Blechoberseite, so dass einzelne Punkte im Probekörper negative z-Werte aufweisen. Des Weiteren definiert Gleichung (3) mit κ_{temp} die temperaturabhängige Temperaturleitfähigkeit [116]

$$\kappa_{temp}(T) = \frac{\lambda_{th}(T)}{\rho(T) \cdot c_P(T)} \,, \qquad (4)$$

welche sich aus der Wärmeleitfähigkeit $\lambda_{th}(T)$, der Dichte $\rho(T)$ und der spezifischen Wärmekapazität $c_P(T)$ zusammensetzt. Die in dieser Arbeit für die thermischen Berechnungen verwendeten temperaturabhängigen Werkstoffeigenschaften, wie die Dichte ρ und die spezifische Wärmekapazität c_p, sind in Kapitel 3.2 in tabellarischer Form aufgeführt und fließen entsprechend in die Berechnung ein.

3.1.2 Gekoppelte strukturmechanische Berechnungen

Im technischen Alltag besteht eine Kopplung des Temperaturfeldes und der Strukturmechanik über den Wärmeausdehnungskoeffizienten α_{therm} (vgl. Gleichung (5)). Vielfach ist diese Kopplung unidirektional, so dass das Temperaturfeld einen Einfluss auf die Strukturmechanik besitzt – beispielsweise durch thermisch induzierte Dehnungen. Die Strukturmechanik hingegen besitzt häufig keinen Einfluss auf das resultierende Temperaturfeld, da Verschiebungen die Temperaturen und Wärmeleitfähigkeiten nicht beeinflussen und die Wärmeerzeugung durch Dehnungen in der Regel zu vernachlässigen ist [119].

Aus diesem Grund lassen sich die Berechnungen – entsprechend zu Bild 3.1 – in zwei Berechnungsschritte unterteilen: Temperaturfeldberechnung und Strukturberechnung. Die Resultate der thermischen Berechnung dienen in Form der daraus errechneten thermischen Dehnungen [120][121]

$$\varepsilon_{therm} = \alpha_{therm} \cdot \Delta T = \frac{\Delta l}{l_0} \qquad (5)$$

als Eingangsgrößen der strukturmechanischen Analyse. So ergibt sich die thermische Ausdehnung ε_{therm} aus einem direkt proportionalen Zusammenhang des thermischen Ausdehnungskoeffizienten α_{therm} und der Temperaturdifferenz ΔT. Für die Berechnungen in dieser Arbeit wurde der thermische Ausdehnungskoeffizient auf Basis der Daten in Kapitel 3.2.2 temperaturabhängig ausgelesen.

Die entstehenden thermischen Dehnungen sind grundsätzlich elastisch und reversibel. Jedoch sind mit dem thermischen „Atmen“ bei Temperaturerhöhung und -abkühlung strukturmechanische Konsequenzen verbunden. Können sich die thermischen Dehnungen oder Schrumpfungen nicht ungehindert ausbreiten, was in Bauteilen vornehmlich der Fall ist, rufen sie thermisch induzierte Spannungen in den bearbeiteten Bauteilen hervor. Diese bewirken mechanische Verformungen, das heißt elastische oder plastische irreversible Dehnungen und Stauchungen [122].

Eine Aufschlüsselung der genannten Effekte aus thermischer Wärmedehnung und den resultierenden mechanischen Dehnungen am angewandten Modell findet sich in Kapitel 4.2 wieder.

3.1.3 Post-Process Auswertung

Zur Visualisierung der berechneten thermischen und strukturmechanischen Größen wurde der Post-Processor von ANSYS verwendet. Der Post-Processor stellt die Temperaturverteilung dar und ermöglicht weiterführende Auswertungen charakteristischer Größen, wie der ausgebildeten Schmelzbadform und -größe. Des Weiteren ist eine strukturmechanische sowie verknüpfte thermische/mechanische Auswertung der Ergebnisse möglich.

Die Möglichkeit im Rahmen der Post-Process Auswertung, einfache Berechnungen wie Additionen, Subtraktionen und Multiplikationen durchzuführen, wird insbesondere bei der Auswertung zeitlich veränderter Größen, in Kapitel 4.3 genutzt.

3.2 Werkstoffdatenbasis

Die verwendeten Werkstoffdaten besitzen einen wesentlichen Einfluss auf die Modellierungsergebnisse. Zur besseren Prozessabbildung ist es erforderlich, dass Werkstoffkennwerte in ihrer Temperaturabhängigkeit erfasst werden. Nahezu sprunghafte Veränderungen dieser Werkstoffeigenschaften kennzeichnen den Phasenübergang von Solidus- zu Liquidustemperatur an der Erstarrungsfront beim Schweißen. Abhängig von der Verfügbarkeit der benötigten Daten werden wahlweise die Werkstoffkennwerte der verwendeten AlMgSi-Legierung herangezogen oder nahezu identische Werkstoffeigenschaften von Aluminium vorausgesetzt und diese als Werkstoffkennwerte angewendet.

3.2.1 Thermophysikalische Werkstoffeigenschaften

Zu den für die thermische Simulation benötigten Werkstoffdaten nach Kapitel 3.1.1 gehören die Dichte $\rho(T)$, die Wärmeleitfähigkeit $\lambda_{th}(T)$, die spezifische Wärmekapazität $c_p(T)$ sowie die Schmelzenthalpie H_{Lat} und der Wärmeübergangskoeffizient α_{konv}.

Dichte

Bei der Erstarrung von Aluminium erfolgt eine Volumenabnahme von 7,5%, die sich in der Erhöhung der Dichte von 2,37 g/cm^3 bei 640 °C im flüssigen Zustand auf 2,55 g/cm^3 bei 560 °C im festen Zustand niederschlägt [123]. Diese Erstarrungsschrumpfung führt beim Gießen ebenso wie beim Schweißen zu der unerwünschten Ausbildung von Lunkern in der erstarrenden Aluminiumschmelze.

Bild 3.2 zeigt den temperaturabhängigen Verlauf der Dichte von Aluminium. Dieser liegt der numerischen Modellierung als Datenbasis zugrunde.

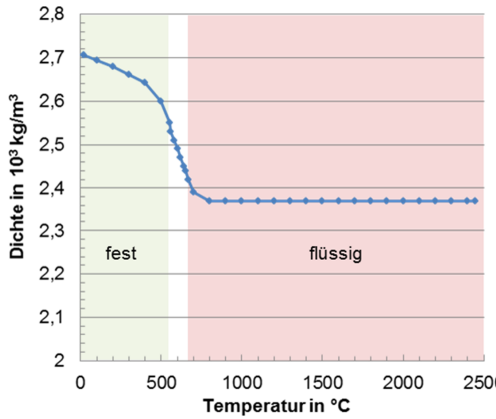


Bild 3.2: Dichteänderung von festem und flüssigem reinem Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur [75].

Wärmeleitfähigkeit und Spezifische Wärmekapazität

Wie in Kapitel 3.1.1 gezeigt wird im Modell der zweifelsohne wichtige konvektive Wärmetransport in der Schmelze nicht erfasst. Um diesen dennoch einzubeziehen, wird oberhalb der Schmelztemperatur die Wärmeleitfähigkeit in Vorschubrichtung (Längsrichtung) gegenüber der in Querrichtung stark erhöht. Diese Vorgehensweise entspricht den Ansätzen von Newman [124], Feng [109] und Hilbinger [111] zur Schmelzbad- und Temperaturfeldmodellierung beim Schweißen. Ebenso wie in diesen Arbeiten vorgesehen, findet eine Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit um den Faktor zwei statt (vgl. Bild 3.3 links). Zahlreiche weitere Veröffentlichungen zur Kompensation konvektiver Anteile nehmen eine um den Faktor drei erhöhte Wärmeleitfähigkeit an [125][126][127][128][129]. Die Wahl dieses Faktors basiert auf den in Kapitel 3.3 beschriebenen experimentellen Überprüfungen zur Anpassung des numerisch simulierten Schmelzbades an die experimentell in Videoaufzeichnungen beobachtete Schmelzbadform.

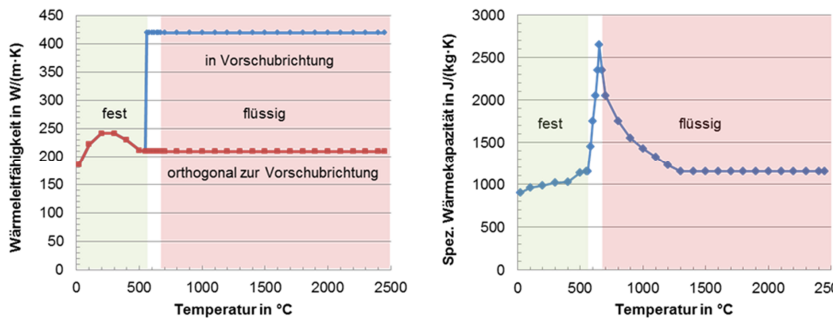


Bild 3.3: Links: Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit [111].
Rechts: Spezifische Wärmekapazität für Rein-Aluminium [75][130].

Für die Modellierung wird der temperaturabhängige Verlauf der spezifischen Wärmekapazität von reinem Aluminium entsprechend den Daten des Aluminium-Taschenbuchs [75] herangezogen, welcher in Bild 3.3 rechts dargestellt ist. Mit der erhöhten spezifischen Wärmekapazität am Übergang Solidus/Liquidus wurde im Modell die spezifische Schmelzwärme berücksichtigt. Diese Vorgehensweise ist möglich, da die Enthalpie H eines Stoffes definiert ist als [119][131][132]

$$H = U + p \cdot V \,, \tag{6}$$

wobei U die innere Energie bezeichnet und die Volumenarbeit durch das Produkt aus Druck p und dem Volumen V gegeben ist. Unter der Annahme, dass Druck und Volu-

men temperaturbedingt keine signifikanten Veränderungen erfahren, ergibt sich die Änderung der Enthalpie als Differenz der inneren Energie [119][132]

$$H_{(T2)} - H_{(T1)} = U_{(T2)} - U_{(T1)} = V \int_{T1}^{T2} \rho \cdot c_{p(T)}\, dT \quad . \tag{7}$$

Wenn die Temperatur *T1* kleiner als die Solidustemperatur und die Temperatur *T2* größer als die Liquidustemperatur ist, liegt ein Phasenwechsel vor und Gleichung (7) muss um die latente Wärme H_{Lat} beim Phasenwechsel erweitert werden [119]

$$H_{(T2)} - H_{(T1)} = V \int_{T1}^{T2} \rho \cdot c_{p(T)}\, dT + H_{Lat} \, . \tag{8}$$

Die spezifische latente Wärme kann nach Gleichung (8) über die lokale Erhöhung der spezifischen Wärmekapazität (vgl. Bild 3.3 rechts) zwischen Solidus- und Liquidustemperatur berücksichtigt werden.

Wärmeübergang zur Umgebung

Als konvektiver Wärmeübergangskoeffizient α_{konv} wird für die Simulation in dieser Arbeit ein konstanter Wert von 30 W/(m^2·K) verwendet. Dieser Wert stellt eine charakteristische Größe für den Wärmeübergang von Aluminium zu Luft dar [133] und wurde in der Simulation an der Werkstück- sowie Spannmitteloberfläche angesetzt. Der Wärmeübertrag durch Wärmestrahlung wurde in der numerischen Prozessabbildung als verschwindend gering angenommen und daher vernachlässigt [133].

3.2.2 Strukturmechanische Werkstoffeigenschaften

Zur Berechnung von strukturmechanischen Kenngrößen werden der Wärmeausdehnungskoeffizient α, das Elastizitätsmodul E, die Querkontraktionszahl υ sowie Fließkurven bei unterschiedlichen Temperaturen benötigt. Des Weiteren werden in diesem Abschnitt die mechanischen Eigenschaften nahe der Nullduktilität und dem Temperaturintervall der Sprödigkeit erörtert, da diese für eine korrekte Modellbeschreibung der Heißrissbildung von Bedeutung sind [65].

Wärmeausdehnungskoeffizient

Der Wärmeausdehnungskoeffizient steigt für Aluminium bis zur Schmelztemperatur kontinuierlich an. Oberhalb der Solidustemperatur von 560 °C wurde, wie in Bild 3.4 dargestellt, in der Simulation ein konstanter Wärmeausdehnungskoeffizient von $28{,}5 \cdot 10^{-6}$ 1/K angesetzt.

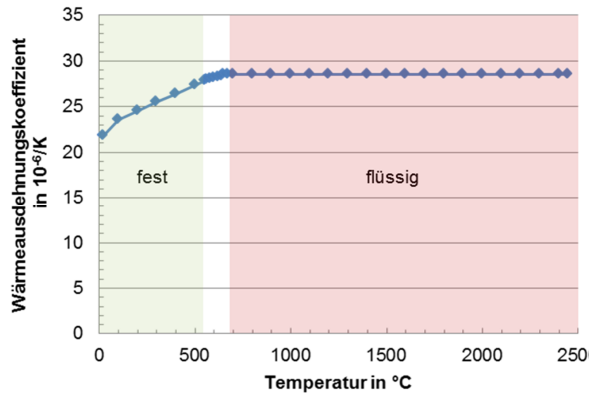


Bild 3.4: Wärmeausdehnungskoeffizienten in Abhängigkeit der Temperatur [75].

Elastizitätsmodul und Querkontraktionszahl

Die kontinuierliche Abnahme des Elastizitätsmoduls mit zunehmender Temperatur hat Köstner [134] nachgewiesen. Dies entspricht einer Zunahme des Elastizitätsmoduls beim Erstarrungsvorgang, was von Untersuchungen durch Pumphrey und Jennings [72] gestützt wird. Zudem konnte für die Erstarrung einer einprozentig siliziumhaltigen Aluminiumlegierung übereinstimmend das Entstehen mechanischer Festigkeit beobachtet werden [135][136], bevor duktiles Werkstoffverhalten auftritt.

In der Simulation bildet die kontinuierliche Abnahme des E-Modules von einem Wert nahe 38800 MPa bei der Solidustemperatur von 560 °C auf einen Wert von 100 MPa bei der Liquidustemperatur von 640 °C dieses Verhalten ab. Die Messung einer kontinuierlichen Abnahme des Elastizitätsmoduls zwischen Solidus- und Liquidstemperatur von Rappaz [137] stützt die getroffene Annahme. Oberhalb der Liquidustemperatur liegt Aluminiumschmelze vor, die keine mechanische Festigkeit besitzt. So wird für die Berechnungen ein geringer Wert des E-Modules von 100 MPa eingesetzt, um eine Konvergenz der strukturmechanischen Berechnungen zu ermöglichen.

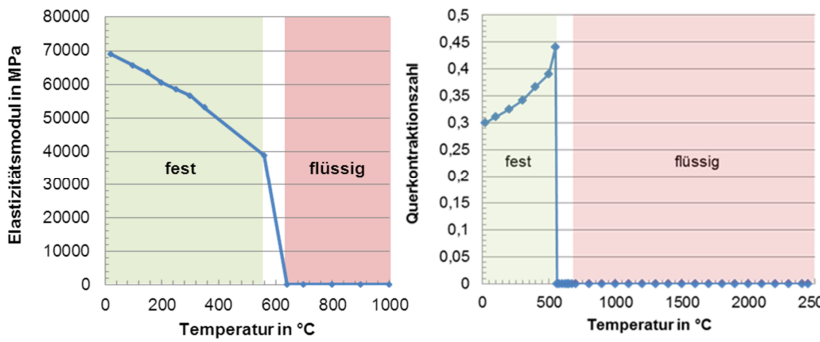


Bild 3.5: Links: Verlauf des Elastizitätsmoduls als Funktion der Temperatur [111]. Rechts: Temperaturabhängige Querkontraktionszahl [136].

Die ebenfalls benötigte Querkontraktionszahl bzw. Poissonzahl steigt bis zur Schmelztemperatur an. Ab dieser Temperatur wird ein Wert von Null angesetzt. Ist die Querkontraktionszahl gleich Null, bewirken Längsdehnungen keine Veränderung der Querdehnungen [7], so dass sich dieser Wert zur numerischen Eigenschaftsbeschreibung oberhalb der Schmelztemperatur eignet.

Fließkurven

Die Verformungseigenschaften von AlMgSi hat Hilbinger [111] mit dem Warmzugversuch nach Gleeble [138] ermittelt. Die so gewonnene Datenbasis plastischer Verformungen ist in Bild 3.6 zusammengefasst.

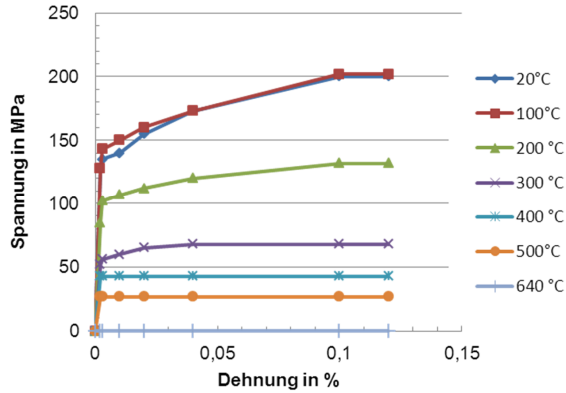


Bild 3.6: Temperaturabhängige Spannungs-Dehnungskurven der Aluminiumlegierung AA6016 [111].

Gemäß Bild 3.5 sinkt das E-Modul zu höheren Temperaturen ab. Ebenso verringert sich die Fließspannung, welche diejenige Spannung bezeichnet, die zur Einleitung beziehungsweise Aufrechterhaltung einer bleibenden Formänderung nötig ist [139].

Nullduktilität und Temperaturintervall der Sprödigkeit (TIS)

Mit Nullduktilität wird eine Festigkeitseigenschaft des Werkstoffes nahe der Solidustemperatur bezeichnet. Bei dieser Temperatur besitzt der Werkstoff eine gewisse Festigkeit die jedoch auf einem rein spröden Werkstoffverhalten basiert. Somit ist in diesem charakteristischen Bereich kein Fließverhalten zu beobachten und das Versagen tritt abrupt, ohne Verformungen, auf [139][141]. Die charakteristischen mechanischen Werkstoffeigenschaften zwischen Festkörper und Fluid hat Pierer [142] in Bild 3.7 dargestellt.

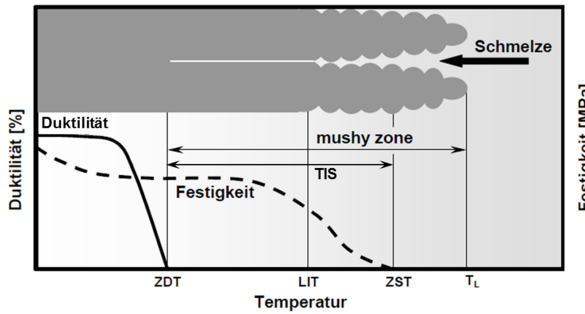


Bild 3.7: Schematische Darstellung der mechanischen Eigenschaften in der Nähe des Schmelzpunktes [142].

Pierer erläutert, dass das Temperaturintervall zwischen der Nullfestigkeitstemperatur (ZST – Zero Strength Temperature) beziehungsweise der Schmelznachspeisungstemperatur LIT und der Temperatur der Nullduktilität (ZDT – Zero Ductility Temperature) als kritisches Temperaturintervall der Sprödigkeit TIS bezeichnet und als Maß für die Rissempfindlichkeit verwendet wird [142].

Neben der Temperatur der Nullduktilität ZDT ist die Nullfestigkeitstemperatur ZST, ab der die Kapillarkräfte und Verästelung sich berührender Sekundärarme zur Übertragung von Kräften führen, von Bedeutung. Die Schmelznachspeisungstemperatur (LIT – Liquid Impenetrable Temperature) bezeichnet jene Temperatur, bei welcher die interdendritischen Räume aufgrund der Oberflächenspannung der Schmelze nicht mehr nachgespeist werden können. Das Temperaturintervall der Sprödigkeit befindet sich – analog zu Kapitel 2.2.3.2 – zwischen der Schmelznachspeisungstemperatur und der Temperatur der Nullduktilität.

Wie aus den Werkstoffdaten des Elastizitätsmoduls (Bild 3.5 links) und den Fließkurven (Bild 3.6) hervorgeht, wird in der vorliegenden Arbeit von einem kontinuierlichen Abfall der Duktilität (Bild 3.7) bis zur Liquidustemperatur T_L ausgegangen. Somit wird eine Rissbildung aufgrund eines ausgeprägten sprunghaften Abfalls der Duktilität in den Modellbeschreibungen nicht berücksichtigt.

Gleichwohl ist die Temperatur der Nullduktilität auch für die Analyse von Schweißnahtmittenrissen eine wichtige Werkstoffeigenschaft und wird häufig als Spröd-Duktil-Übergangstemperatur bezeichnet. Hilbinger [111] bestimmte diese Temperatur für den Werkstoff AA6016 zu 560 °C, was nahe der Solidustemperatur von 557 °C des ternären Eutektikums [114] liegt. Die genannte Temperatur der Nullduktilität mit 560 °C wird in der Simulation insofern berücksichtigt, als dass die Definition des

Heißrisskriteriums in Kapitel 5 zur quantitativen Beschreibung der Heißrissneigung an den Isoflächen dieser Temperatur, der Erstarrungsisotherme, ansetzt. Dort wird, entsprechend zu den Analysen von Bezençon [48], eine besonders hohe Neigung zur Rissbildung erwartet.

3.3 Kalibrierung der Wärmequelle

Um die Simulation mit experimentellen Ergebnissen abzugleichen, muss die in den Berechnungen angewandte Wärmequelle kalibriert werden. Dies erfolgte anhand von Querschliffen der Schweißnähte sowie Hochgeschwindigkeits-Aufnahmen des Schmelzbades bei unterschiedlichen Laserparametern und Randabständen.

Die Wärme wurde anschließend in der Simulation punktuell in Form von verteilten Punktquellen eingebracht. Bild 3.8 verdeutlicht die Knotenpunkte mit Wärmeeintrag (rot und orange markiert) sowie die dort eingebrachte Leistung, welche die Größe der dargestellten Kreise wiedergegeben wird.

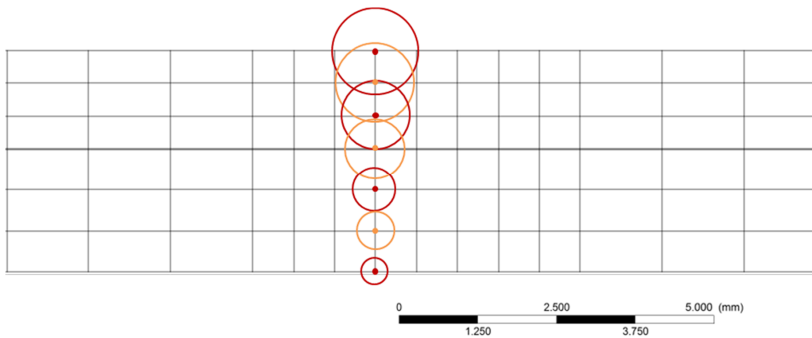


Bild 3.8: Querschnitt der simulierten Probe mit dem verwendeten Simulationsnetz und dem Wärmeeintrag an den markierten Knotenpunkten.
(Simulations-Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 10$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Durch die Superposition einzelner Punktquellen ergibt sich in Anlehnung an die Arbeiten von Chang [143] eine angepasste Schmelzbadform. Die Intensität und Position des Wärmeeintrages wurde hierbei derart angepasst, dass sich die in Bild 3.9 links dargestellte projizierte Querschnittsfläche oberhalb der Solidustemperatur und unter Beachtung temperaturabhängiger Werkstoffdaten (Kapitel 3.2.1) einstellt.



Bild 3.9: Links: Berechneter Schweißnahtquerschnitt während des Schweißprozesses. Rechts: Querschliff der erstarrten Schweißnaht zur Kalibrierung des Wärmeeintrages. (Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 10$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Der Querschliff in Bild 3.9 ist in der Modellierung mit identischen Parametern für Vorschub und Laserleistung dem Experiment (rechts dargestellt) nachempfunden. Wie der Vergleich aus Bild 3.9 zeigt, liegt angesichts der vernachlässigten konvektiven Wärmeströme dennoch eine brauchbare Übereinstimmung zwischen Simulation und experimentell bestimmtem Prozessergebnis vor. Des Weiteren dient die resultierende Schmelzbadgröße und -form bei variierenden Randabständen zur Kalibrierung der Temperaturfeldverteilung in Vorschubrichtung.

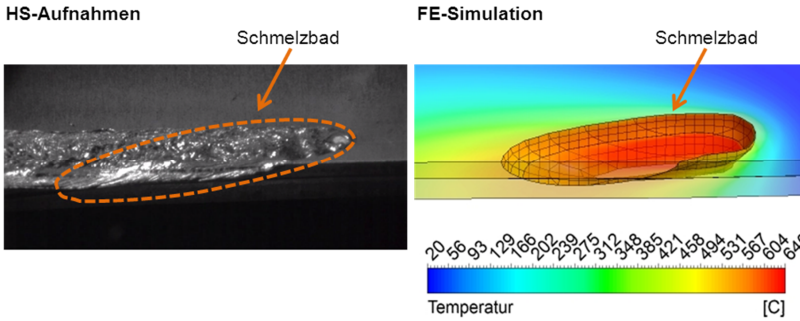


Bild 3.10: Links: Experimentell mittels HS-Aufnahmen beobachtete Schmelzbadform. Rechts: Ergebnis der FE-Simulation mit angepasster Wärmequelle. (Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 2$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Die in der Simulation eingebrachte Wärmequelle wurde derart angepasst, dass eine gute Übereinstimmung der berechneten Schmelzbadgröße und -form mit der, anhand von HS-Aufnahmen experimentell ermittelten, Schmelzbadform bei variierenden

Randabständen erzielt wird. Für einen Randabstand des Lasers beziehungsweise der Wärmequelle von 2 mm ist in Bild 3.10 die erzielte Übereinstimmung von Experiment (vgl. Bild 3.10 links) und Modell (vgl. Bild 3.10 rechts) dargestellt, welche auf den in Kapitel 3.2 beschriebenen angepassten Werkstoffeigenschaften im Schmelzbad basiert.

4 Ergebnisse der Simulation

Die Auswertung und Interpretation der Rechenresultate der thermischen und strukturmechanischen Simulationen findet, wie in Kapitel 3.1.3 beschrieben, innerhalb des Post-Prozessors statt. Zur Analyse und Darstellung des Schweißprozesses wird im Folgenden eine Momentaufnahme des Zeitpunktes herangezogen, bei dem die Wärmequelle 50 mm Weg einer Gesamtschweißnahtlänge von 60 mm zurückgelegt hat. Dieser Zeitpunkt eignet sich, um die Start- als auch die Endphase des Schweißprozesses weitestgehend auszublenden, was aus den Ausführungen in Kapitel 4.3 hervorgeht.

4.1 Temperaturfeldverteilung in Blechrandlage

Zunächst dient die Berechnung des Temperaturfeldes für die unterschiedlichen Eingangsparameter Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit und Probengeometrie einer Erweiterung des Prozessverständnisses für das randnahe Laserstrahlschweißen.

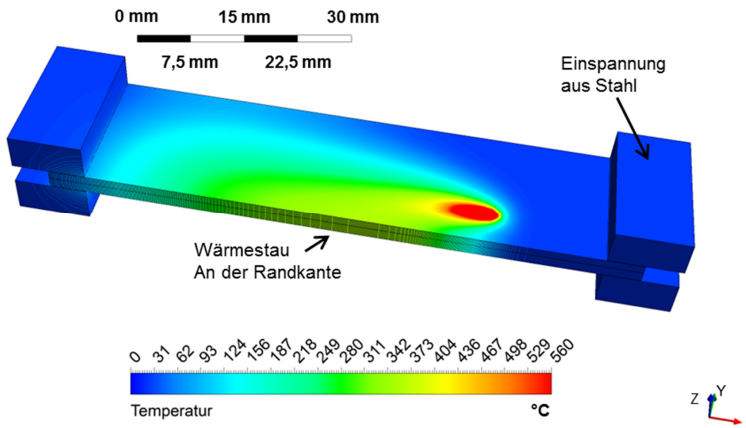


Bild 4.1: Berechnetes Temperaturfeld während des Schweißprozesses. (Simulations-Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, R = 5 mm, l_S = 60 mm, z_f = 0 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

So ist beispielsweise beim Schweißen mit einem Randabstand von 5 mm, wie in Bild 4.1 dargestellt, ein deutlicher Wärmestau an der Randkante ersichtlich, was zu

einer asymmetrischen Temperaturverteilung führt [144]. Des Weiteren lassen sich mit der angewandten Modellierung relevante Prozessgrößen wie Schmelzbadform, Schmelzbadvolumen und Maximaltemperatur am Blechrand berechnen. Die Vorgehensweise zur Bestimmung der Schmelzbadform und des Schmelzbadvolumens wird nachfolgend beschrieben.

Schmelzbadform und Schmelzbadvolumen

Um die Schmelzbadgröße systematisch zu analysieren, wird aus der Simulation das Volumen des Materials bestimmt, welches eine Temperatur oberhalb der Solidustemperatur 560 °C aufweist. Aufgrund der Diskretisierung des Modells in quaderförmige Elemente mit 0,5 mm Kantenlänge und der Definition, dass jene Elemente welche einen Knotenpunkt bei Solidustemperatur oder einer höheren Temperatur besitzen zum Schmelzbadvolumen beitragen, ergibt sich ein geringfügig vergrößerter Volumenwert.

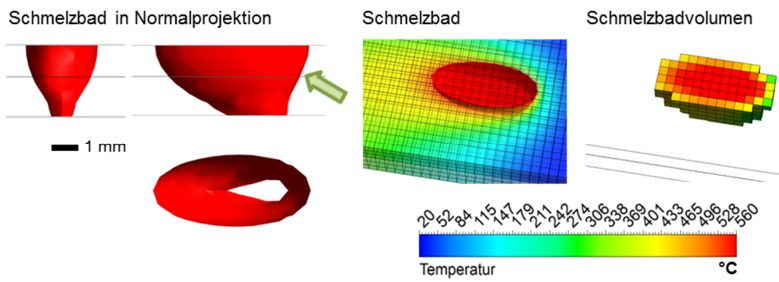


Bild 4.2: Das Schmelzbad aus der Simulation sowie die Diskretisierung zur Berechnung des Schmelzbadvolumens.
(Simulations-Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Die detaillierte Betrachtung des Schmelzbades aus Bild 4.2 offenbart die Auswirkungen der Annahme aus Kapitel 3.2.1, dass die Wärmeleitfähigkeit in Vorschubrichtung erhöht ist. So zeigt sich ein länglich geformtes Schmelzbad, welches sich über circa 6 mm in Längsrichtung und 2,5 mm in der Breite erstreckt. Zudem weist die resultierende Schmelzbadfront in Vorschubrichtung (in der seitlichen Normalprojektion in Bild 4.2 durch den grünen Pfeil markiert) eine geringere Steigung auf, als dies in der Realität der Fall ist [145]. Da die in Kapitel 5.1 definierte Rissneigungsenergie am Ende des Schmelzbades, der Erstarrungszone, definiert wird, hat dies auf die weiteren Analysen zur Heißrissentstehung keine Auswirkungen.

4.2 Strukturmechanik in Blechrandlage

Dieses Kapitel dient der Verdeutlichung und Veranschaulichung des Einflusses einer Laserschweißnaht auf Spannungen und Dehnungen im bearbeiteten Probekörper während und nach dem Schweißprozess. Wie Radaj [146] umfassend beschrieben hat, führt beim Schweißen die Schrumpfung des Schweißguts zur Ausbildung von Eigenspannungen [147][148]. Mit einem klassischen thermoelastischen Modell sind diese Eigenspannungen nicht darstellbar, da die Druckspannungen – aufgrund der Wärmeausdehnung eines erwärmten Bauteilbereiches – beim Abkühlen auf die Ausgangstemperatur vollständig verschwinden [149].

Eine einfache Umsetzung der Berechnung von Eigenspannungen wird durch eine Modifikation des thermoelastischen Modells erreicht, indem eine Relaxation bzw. Auflösung der Druckspannungen oberhalb der Schmelztemperatur stattfindet [144]. Durch das Abkühlen von Schmelztemperatur und die auftretende Erstarrungsschrumpfung werden Zugspannungen im Bereich der Schweißnaht induziert. Die so entstandenen Schweißeigenspannungen werden innerhalb eines Bauteils, bezogen auf die Nahtrichtung, in Längs- und Querrichtung aufgeteilt. Durch das Abkühlen und Erstarren nach dem Schweißvorgang ergibt sich ein Eigenspannungszustand mit hohen Zugspannungen in Längsrichtung (vgl. Bild 4.3 a). Resultierend aus diesen Zugspannungen in der Schweißnaht entstehen Druckspannungen im Grundwerkstoff analog zu Bild 4.3 a.

Aus den Längsspannungen entstehen die betragsmäßig geringeren Querspannungen. Die Blechverformung auf Basis der Längsspannung führt dazu, dass Quer-Zugspannungen in der Schweißnahtmitte entstehen, wohingegen sich an den Nahtenden Druckspannungen quer zur Schweißnaht aufbauen (vgl. Bild 4.3 b).

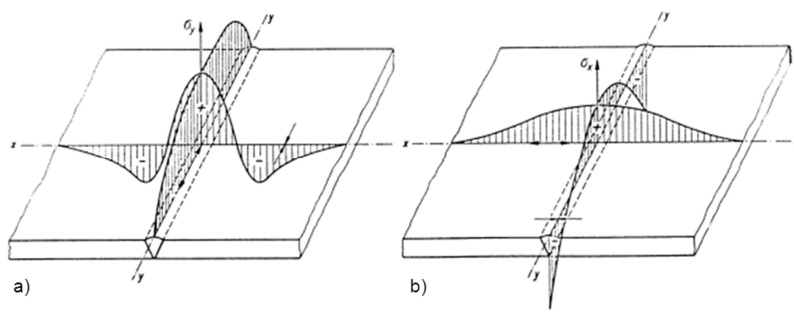


Bild 4.3: Schematische Darstellung von Längs- (a) und Querspannungen (b) in einem geschweißten Blech [150].

Die beschriebenen Vorgänge führen durch die plastischen Verformungen im Bereich der Schweißnaht sowie der Wärmeeinflusszone entsprechend der Spannungsrichtung zu einer veränderten Geometrie des Probekörpers. Diese resultierende Verformung wird Schrumpfung oder Verzug genannt [147]. Der Verzug und die Eigenspannungen stehen in einer direkten Abhängigkeit und verhalten sich umgekehrt proportional zueinander. Demzufolge ist es wichtig, vor dem Schweißen grundsätzlich zu klären, ob eine Konstruktion verzugsarm oder eigenspannungsarm ausgeführt werden soll.

Werden Bauteile miteinander verschweißt, ohne eingespannt zu sein, können sie frei schrumpfen und die resultierenden Schweißeigenspannungen bleiben auf einem sehr niedrigen Niveau. Demgegenüber führt eine feste Einspannung der zu verschweißenden Fügepartner zu einer verzugsarmen Baugruppe [147], die vergleichsweise hohe Eigenspannungswerte nach dem Schweißprozess aufweist.

Die Schrumpfungen, die sich durch den einseitigen Schweißvorgang an einer Rechteckplatte in Längsrichtung und Querrichtung ergeben, hat Radaj in den Ausführungen zur Wärmewirkung des Schweißens [146] aufgezeigt.

Während jene Betrachtungen die Bauteilfixierung durch eine Spannvorrichtung ausklammern, steigert die Berücksichtigung einer Spannvorrichtung in den numerischen Betrachtungen die Komplexität, was im Rahmen dieser Arbeit der Fall ist. Je nach Ausprägung der Einspannung besitzt diese Einfluss auf die Thermik und Mechanik des Schweißprozesses. Die Analyse dieser Effekte ist Gegenstand der Diskussion in Kapitel 7.3. Als Basis für die folgenden Untersuchungen dient eine Blechanordnung mit seitlicher Einspannung analog zu Bild 4.1.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden strukturmechanische Berechnungen durchgeführt, welche durch die nachfolgend in Kapitel 4.2.1 und Kapitel 4.2.2 beschriebenen Kenngrößen und Verformung und Dehnung charakterisiert sind.

4.2.1 Verformungen

Als Verformungen werden Formänderungen des bearbeiteten Werkstücks in der Simulation bezeichnet. Diese führen zu Verzerrungen und Dehnungen in den einzelnen Elementen sowie zu Verschiebungen oder Verdrehungen der Elementverknüpfungen an den Knotenpunkten. Bei rein elastischem Werkstoffverhalten sind in der Simulation die Verformung und Dehnung direkt über das Hooksche-Gesetz miteinander verknüpft. Die ausgewertete globale Verformung stellt eine Aufsummierung der lokalen Dehnungen und Verschiebungen dar. Die Größe der auftretenden Verformungen liefert ein verlässliches Indiz für die mechanische Beanspruchung des bearbeiteten Werk-

stücks. Bild 4.4 zeigt die resultierende Verformung in Quer-Richtung für einen kontinuierlichen Schweißvorgang.

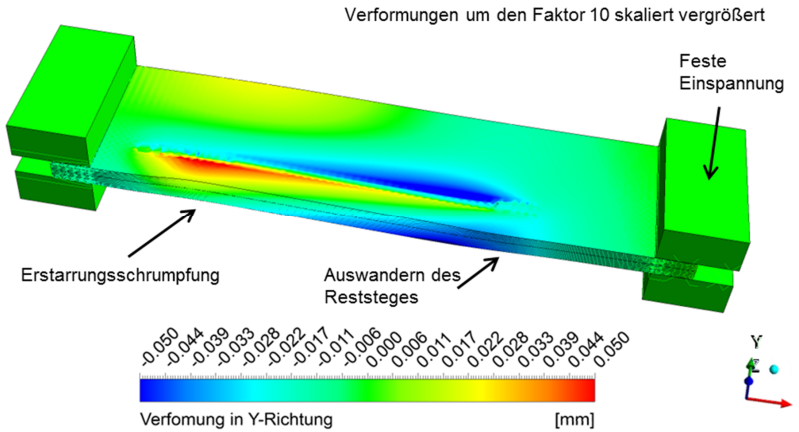


Bild 4.4: Verformung in Quer-Richtung (y-Richtung) bei seitlicher Einspannung. (Simulations-Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, R = 5 mm, l_S = 60 mm, z_f = 0 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Die Verformung ist dabei um den Faktor 10 vergrößert dargestellt. Bei 5 mm Randabstand und seitlicher Einspannung resultiert ein starkes Auswandern des Reststeges um mehrere hunderstel Millimeter. Nach dem Erkalten der Schweißnaht treten Erstarrungsschrumpfungen auf, wie an den entgegengesetzten Verformungsrichtungen zur Schweißnahtmitte links in Bild 4.4 zu erkennen ist.

4.2.2 Lokale Dehnungen

Die lokalen Gesamtdehnungen

$$\varepsilon_{lok} = \varepsilon_{therm} + \varepsilon_{mech} = \varepsilon_{therm} + \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} \qquad (9)$$

bestehen aus der Summe der Einzelkomponenten der thermischen Dehnung ε_{therm} und der mechanischen Dehnung ε_{mech}, wobei sich die mechanische Dehnung wiederum aus der Summe der elastischen Dehnung ε_{el} und der plastischen Dehnung ε_{pl} zusammensetzt [151].

Bild 4.5 zeigt die errechneten Dehnungen in transversaler Richtung für einen kontinuierlichen Schweißvorgang an der Position 50 mm einer Gesamtschweißnahtlänge von 60 mm.

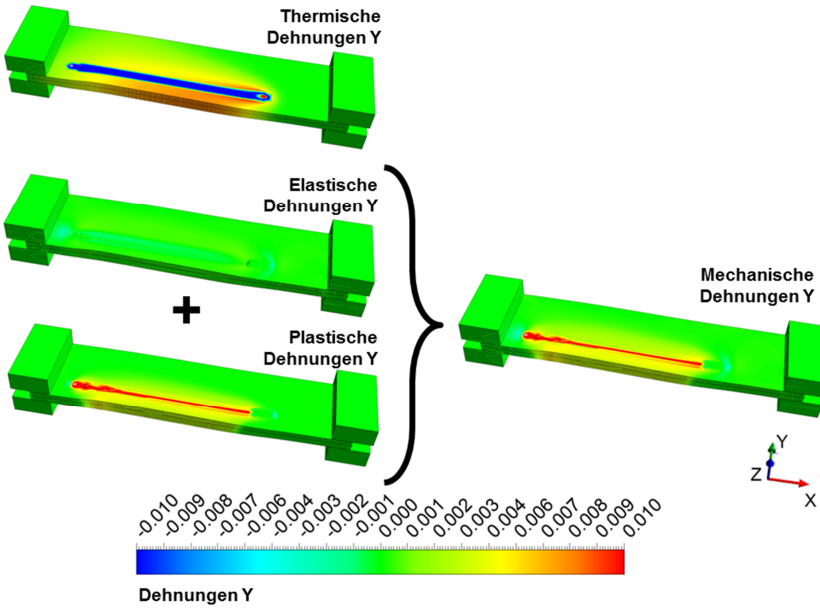


Bild 4.5: Lokale Dehnungen in transversaler y-Richtung.
(Simulations-Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, R = 5 mm, l_S = 60 mm, z_f = 0 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie aus Bild 4.5 hervorgeht, entstehen im Bereich der erstarrenden Schweißnaht negative thermische Dehnungen. Des Weiteren korrelieren die thermischen Dehnungen mit der Temperaturfeldverteilung im Blech, da sie über den thermischen Ausdehnungskoeffizienten α_{therm} direkt mit der lokalen Temperatur verknüpft sind. Die thermischen Dehnungen fallen beim Erstarren der Schweißnaht deutlich negativ aus da, wie in Kapitel 4.2.3 anhand von Vergleichsrechnungen erläutert wird, die Schmelzbadelemente eine Erstarrungsschrumpfung beim Erstarrungsvorgang erfahren.

Die in Bild 4.5 ebenfalls dargestellten mechanischen Dehnungen werden unterteilt in einen elastischen Anteil ε_{el} und einen Anteil der plastischen Verformungen ε_{pl}. Im Bereich des Schmelzbades liegen entsprechend den physikalischen Gegebenheiten keine elastischen und plastischen Dehnungen vor. Nach dem Erstarren der Schmelze

kommt es zu deutlichen Erstarrungsschrumpfungen. Das nicht geschmolzene Blech neben der Schweißnaht kann dieser Erstarrungsschrumpfung nicht beliebig nachgeben, so dass die erstarrenden Elemente positive mechanische Dehnungswerte aufgrund des bestehenden Formzwangs erfahren (vgl. Bild 4.5).

4.2.3 Berücksichtigung der Schmelzeeigenschaften

Während des Schweißprozesses wird der feste Grundwerkstoff durch die über den auftreffenden Laserstrahl eingebrachte Energie aufgeschmolzen. Solche Phasenübergänge stellen insbesondere bei der numerischen Prozessabbildung von Schweißvorgängen eine große Herausforderung dar. Dies ist darauf zurückzuführen, dass eine Veränderung von strukturmechanischen hin zu fluiddynamischen Eigenschaften in der Schmelze stattfindet. Da die fluiddynamische Analyse im entwickelten numerischen Modell nicht vorgesehen ist, fand eine Berücksichtigung der Fluid-Eigenschaften im Rahmen der strukturmechanischen Prozessabbildung statt. So kamen die in Absatz 3.2.1 angeführten richtungsabhängigen Wärmeleitungseigenschaften im Schmelzbad ebenso zum Einsatz, wie die in Absatz 3.2.2 beschriebenen Werkstoffeigenschaften mit herabgesetztem Elastizitätsmodul im Schmelzbad.

Entsprechend den in Kapitel 3.2 genannten Werkstoffdaten findet in der korrekten Modellabbildung eine Berücksichtigung des Schmelzbades insofern statt, als dass dort weder Spannungen noch plastische Dehnungen auftreten. Die Berücksichtigung des Phasenüberganges wird in Form einer abrupten Änderung der genannten Werkstoffeigenschaften beim Aufschmelzen bzw. Erstarren realisiert. Als dem Schmelzbad zugehörig werden jene Elemente betrachtet, welche einen Knoten mit einer Temperatur oberhalb der Liquidustemperatur von 640 °C aufweisen. Für diese Elemente wird die Referenztemperatur auf die Liquidustemperatur 640 °C festgelegt. Dies bedeutet, dass diese Elemente bei 640 °C keine thermische Dehnung besitzen und beim Erstarrungsvorgang eine negative thermische Dehnung erfahren. Bild 4.6 zeigt das aus diesen Annahmen resultierende Spannungs- und Dehnungsfeld der Schweißnaht.

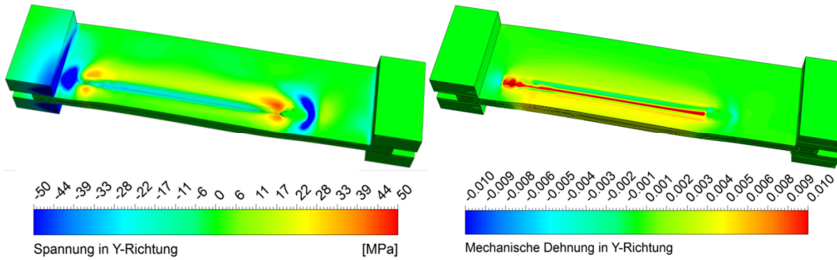


Bild 4.6: Spannungs- und Dehnungsverteilung in Quer-Richtung.
(Simulations-Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Aus Bild 4.6 rechts ist ersichtlich, dass das Löschen plastischer Dehnungswerte im Schmelzbad sowie die Berücksichtigung des Erstarrungsvorganges zu deutlichen mechanischen Zugdehnungen führen, die den entstehenden thermischen Erstarrungsschrumpfungen entgegen wirken.

Diese Modellbeschreibung ist geeignet, um die strukturmechanischen Effekte beim Schweißen zu erfassen. Daher wird in den folgenden Kapiteln ausschließlich Bezug auf diesen Modellierungsansatz mit der Berücksichtigung von plastischen Verformungen und veränderter Referenztemperatur des Schmelzbades genommen.

4.3 Zeitliche Effekte beim Laserstrahlschweißen

Der Schweißprozess, insbesondere der Laserstrahlschweißprozess, ist aufgrund seiner intensiven Energieeinbringung bei hohen Vorschüben ein sehr dynamischer Prozess. Mit dieser Prozessdynamik, welche sich aus Kapillarfluktuationen, Schmelzbadströmungen, Oberflächenspannungseffekten und Dampfreibung ergibt, setzten sich bereits zahlreiche Arbeiten auseinander [10][26][153][154][155][156]. Die in diesen Arbeiten behandelten kurzzeitigen Effekte wie Kapillarinstabilitäten spielen vor allem bei den Mechanismen der Spritzer- und Prozessporenbildung eine entscheidende Rolle.

Bei der folgenden Erweiterung des Prozessverständnisses der Heißrissbildung finden die genannten kurzzeitigen lokalen Effekte jedoch keine nähere Berücksichtigung. Vielmehr sollen thermische Effekte, welche sich von der Natur der Temperaturleitfähigkeit heraus in längeren, mehrere Millisekunden umfassenden Zeiträumen abspielen, näher betrachtet werden. Wie in Kapitel 2.2.2 geschildert, beeinflusst die Temperaturverteilung maßgeblich die Heißrissbildung.

4.3.1 Entwicklung der Temperaturfeldverteilung in Blechrandlage

Das Laserstrahlschweißen unendlich ausgedehnter Bleche in zentraler Blechposition erzeugt eine zur Schweißnahtmitte symmetrische Temperaturverteilung. Diese lässt sich in erster Näherung mit Hilfe vereinfachter Schweißmodelle mit konzentrierten Wärmequellen (Punkt und Linie) nach Rosenthal [157][158] und Rykalin [159] berechnen. Beim Laserstrahlschweißen in Randnähe sind die nach Rykalin vorhandenen Symmetrieeffekte zur Reduktion der Beschreibungskomplexität nicht mehr nutzbar, da der auftretende Wärmestau an der Randkante für eine asymmetrische Temperaturfeldverteilung sorgt. Derartige Randeffekte lassen sich analytisch durch den Einsatz von Spiegelquellen näherungsweise beschreiben [160]. Im Rahmen dieser Arbeit fand eine numerische Lösung in Form einer FEM-Simulation des randnahen Laserstrahlschweißprozesses statt. Bei konstanter Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit zeigt Bild 4.7 die zeitliche Ausprägung und Entstehung der charakteristischen Temperaturfeldverteilung für eine 60 mm lange Schweißnaht bei 5 mm Randabstand.

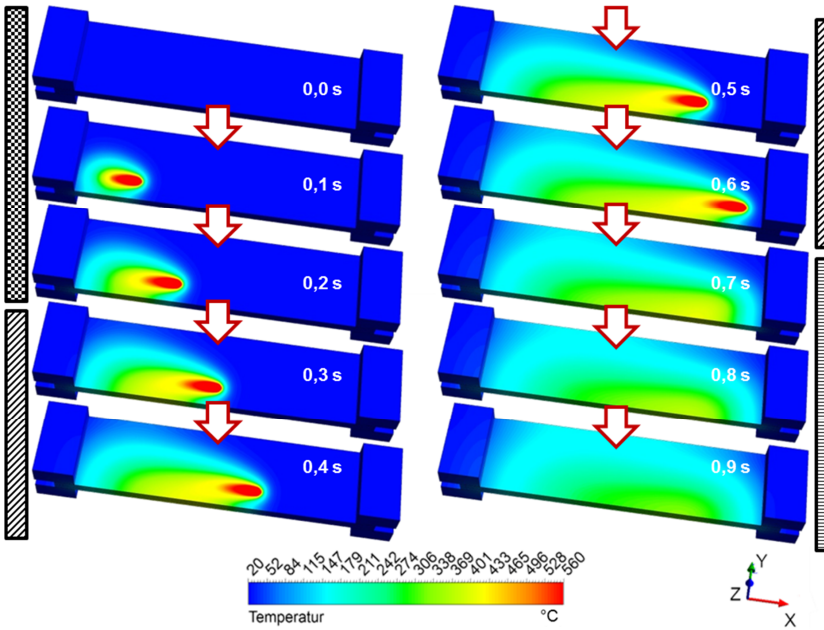


Bild 4.7: Mittels FEM-Simulation berechnete Temperaturfelder zu verschiedenen Zeitpunkten des randnahen Laserstrahl-Schweißprozesses.
(Simulations-Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Bereits die Bildabfolge der Zeitschritte lässt eine Unterteilung des Schweißprozesses in die drei folgenden Prozessphasen zu:

- Startphase
- Quasi-stationäre Schweißphase
- Endphase

Während der Startphase wird zunächst durch Verdampfungs- und Schmelzprozesse eine Kapillare ausgeformt. Anschließend findet Wärmeakkumulation rund um die Kapillare statt. Dies führt dazu, dass sich das Temperaturfeld um die Kapillare und die resultierenden Temperaturgradienten in diesem Bereich stark verändern.

Zu sehen ist dies an der sich räumlich verändernden Wärmeakkumulation bis 0,2 s. Danach folgt ein quasi konstant mit der Wärmequelle mitwanderndes Temperaturfeld im Abschnitt 0,3 s bis 0,6 s.

Die Endphase des Schweißprozesses beginnt mit der Veränderung der Laserleistung entweder durch eine angewandte Endrampe oder durch abruptes Abschalten der Laserleistung wie dies in Bild 4.7 der Fall ist. Da dem Bauteil anschließend keine zusätzliche Energie mehr zugeführt wird, beginnt ein Abkühlvorgang wie er im Übergang von 0,6 s bis 0,9 s in Bild 4.7 zu erkennen ist.

Schmelzbadvolumen

Das Schmelzbadvolumen $V_{Schmelze}$ ist zur Charakterisierung des Schweißvorganges sehr gut geeignet, da insbesondere dessen Größe der zeitlichen Variation thermischer Einflussgrößen unterworfen ist. Analog zu Kapitel 4.1 kann das Schmelzbadvolumen im Simulationsmodell ausgewertet werden. Eine zeitliche Analyse der Größe des für verschiedene Randabstände ermittelten Schmelzbadvolumens, ergeben die Kurvenschar aus Bild 4.8.

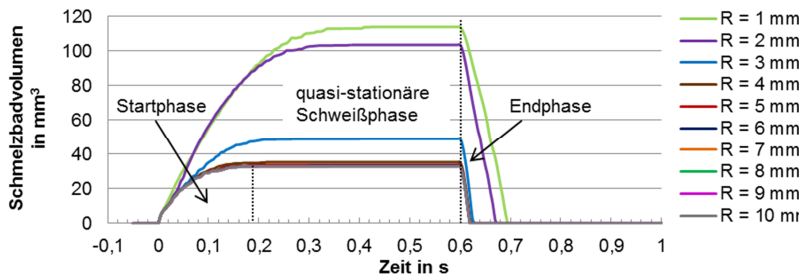


Bild 4.8: Berechnete Größe des Schmelzbadvolumens für den gesamten Schweißprozess bei variiertem Randabstand R.
(Simulations-Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, R = 5 mm, l_S = 60 mm, z_f = 0 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Während der Startphase des Schweißprozesses nimmt das Schmelzbadvolumen kontinuierlich zu. Anschließend stellt sich eine quasi-stationäre Schweißphase ein, in der sich das Temperaturfeld rund um das Schmelzbad kaum verändert. Wird der Laserstrahl beziehungsweise die Wärmequelle im Modell am Ende der Schweißnaht deaktiviert, fällt das Schmelzbadvolumen rasch ab bis schließlich zirka 0,05 Sekunden nach der Schweißung das komplette Schmelzbad erstarrt ist und sich der Wert Null ergibt.

Die stark erhöhten Schmelzbadvolumina bei 1 mm und 2 mm Randabstand deuten darauf hin, dass hierbei der Blechrand entsprechend der Kalibrierung aus Kapitel 3.3 umgeschmolzen wird.

Maximaltemperatur am Blechrand

Die Maximaltemperatur am Blechrand stellt eine charakteristische Kenngröße des auftretenden Wärmestaus am Bauteil-Blechrand dar. Der Wert und die Position dieser Maximaltemperatur können mit dem numerischen Modell orts- und zeitaufgelöst ermittelt werden. Bild 4.9 zeigt die zeitlichen Verläufe der Maximaltemperatur am Blechrand bei variierendem Randabstand.

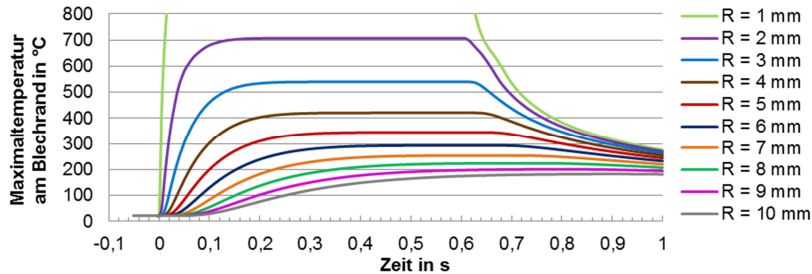


Bild 4.9: Zeitlicher Verlauf der berechneten Maximaltemperatur am Blechrand bei variiertem Randabstand R.
(Simulations-Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, R = 5 mm, l_S = 60 mm, z_f = 0 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie aus in Bild 4.9 ersichtlich, zeigt ebenfalls der Verlauf der Maximaltemperatur am Blechrand eine Startphase, eine quasi-stationäre Schweißphase und eine Endphase. Der zeitliche Verlauf der Höhe der Maximaltemperatur wird hierbei maßgeblich durch den Randabstand und die Laserleistung beeinflusst. Ebenso wird die Dauer, bis sich eine konstante Maximaltemperatur einstellt, vom Randabstand beeinflusst. Bild 4.9 zeigt, dass je näher sich die Wärmequelle am Blechrand befindet, desto eher stellt sich eine konstante Maximaltemperatur ein.

Schleppabstand: Position Quellen - Position der Maximaltemperatur am Blechrand

Wie aus Bild 4.10 hervorgeht, steigt der Schleppabstand, welcher den Abstand der Maximaltemperatur am Blechrand in Bezug auf die Laserstrahlquelle bezeichnet, mit zunehmendem Randabstand bis zum Abschalten der Laserquelle an.

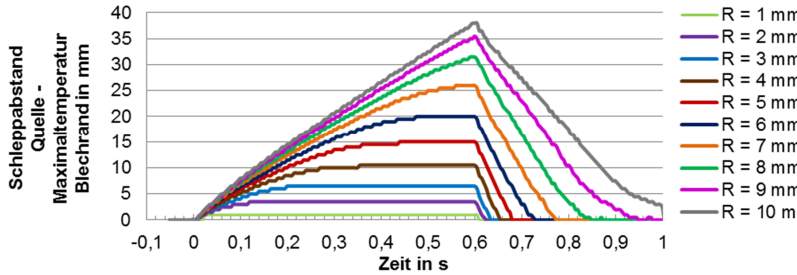


Bild 4.10: Berechneter Schleppabstand, Abstand Wärmequelle und Maximaltemperatur am Blechrand, bei variiertem Randabstand R.
(Simulations-Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Diesem Verhalten liegt die Physik der Wärmeausbreitung zugrunde, welche aufgrund der Wärmeleitfähigkeit, spezifischen Wärmekapazität und Dichte dafür sorgt, dass es zu dem berechneten Versatz in Abhängigkeit des Randabstandes kommt. Zudem ist ersichtlich, dass sich der als Schleppabstand bezeichnete Abstand zwischen Quellenposition und Maximaltemperatur am Blechrand über die Dauer des Schweißprozesses verändert und vornehmlich für große Randabstände stetig ansteigt. Für die Randabstände von 4 mm und 5 mm ergibt sich ein Schleppabstand von 10 bis 15 mm, so dass die Maximaltemperatur am Blechrand wenige Millimeter hinter dem Schmelzbadende (vgl. Kapitel 4.1, 6 mm Schmelzbadlänge), dem Erstarrungsbereich, liegt.

4.3.2 Zeitliche Entwicklung der Strukturmechanik in Blechrandlage

Abgeleitet aus den beschriebenen Temperaturfeldern kann auf die zeitliche Veränderung der Strukturmechanik beim Schweißen in Blechrandlage geschlossen werden. Beispielhaft werden diese im Folgenden für den Schweißprozess mit einem Randabstand von 5 mm aufgezeigt. Die strukturmechanischen Berechnungen ergeben zunächst ein starkes Ausbeulen der Randkante auf Höhe des Schmelzbades.

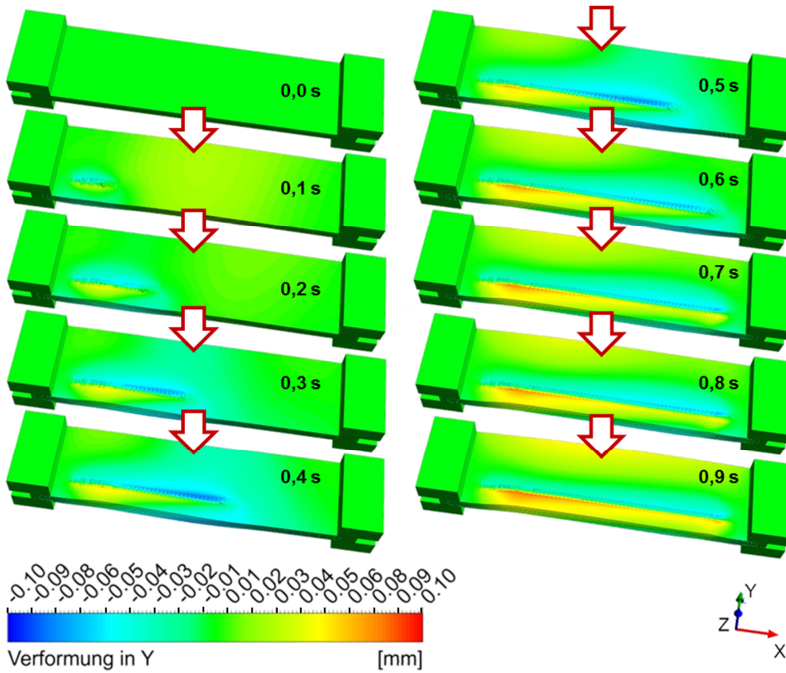


Bild 4.11: Berechnete Verformung in Quer-Richtung beim Laserstrahlschweißen mit 5 mm Randabstand.
(Simulations-Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Um die visuell in Bild 4.11 dargestellten Effekte quantitativ zu erfassen, zeigt in Bild 4.11 eine Auswertung der maximalen Verformung des Blechrandes in transversaler Quer-Richtung (y-Richtung) über der Zeit.

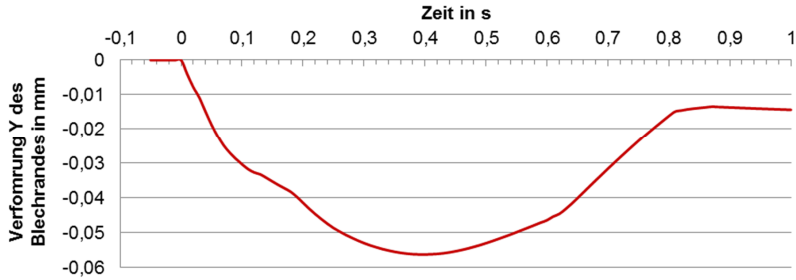


Bild 4.12: Zeitlicher Verlauf des berechneten Wertes der maximalen Verformung des Blechrandes in Quer-Richtung.
(Simulations-Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie aus Bild 4.12 hervorgeht, bildet sich die maximale Verformung in transversaler y-Richtung nicht analog zur Maximaltemperatur in Kapitel 4.3.1 aus. Vielmehr wird deutlich, dass die Einspannung des Bleches einen wesentlichen Einfluss auf die Verformung hat. So ist das maximale Auswandern der Blechkante zum Zeitpunkt zwischen 0,3 und 0,4 s zu beobachten, was einer Position des Laserstrahles bzw. der Wärmequelle mittig zwischen der seitlichen Spannvorrichtung entspricht. Anschließend sorgt die seitliche mechanische Fixierung des simulierten Bearbeitungsbleches dafür, dass die auftretende Verformung rückläufig ist.

Den Einfluss des Randabstandes auf die maximale Verformung des Blechrandes zeigt Bild 4.13.

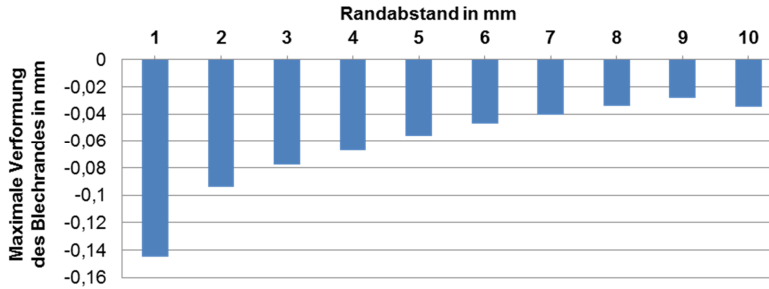


Bild 4.13: Berechneter Wert der maximalen Verformung des Blechrandes in -y-Richtung bei variiertem Randabstand.
(Simulations-Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, R = variiert, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Es wird deutlich, dass geringere Randabstände zu größeren Verformungen neigen. Dies entspricht dem grundsätzlichen Verständnis und den in Formel (1) gegebenen Zusammenhängen, wonach ein größerer Blechrand eine Erhöhung des Biegewiderstands mit der dritten Potenz bewirkt. Zudem nimmt bei geringerem Randabstand auch die Temperatur am Blechrand zu (vgl. Bild 4.9), was über die Verknüpfung mit dem Wärmeausdehnungskoeffizienten auch eine größere Verformung nach sich zieht.

5 Heißrisskriterium

Die bestehenden Theorien zur Heißrissentstehung sind in Kapitel 2.2.3 vorgestellt. Ein wesentliches Strukturierungsprinzip orientiert sich an der Unterscheidung von metallurgisch-, dehnungs- und spannungsbasierten Risskriterien. Aus diesen verschiedenen Herangehensweisen an die Thematik der Heißrissbildung hat sich die in Kapitel 2.2.3 und Kapitel 2.3.1 aufgeführte Vielfalt an Heißrisstheorien und Modellbeschreibungen entwickelt.

Die nachfolgend definierte Rissneigungsenergie vereint sowohl metallurgische als auch dehnungs- und spannungsbasierte Aspekte der Heißrissbildung und soll somit die vorhandenen Heißrisstheorien modellübergreifend zusammenfassen.

5.1 Definition der Rissneigungsenergie

Die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Rissneigungsenergie dient der Beschreibung der Heißrissbildung von Schweißnahtmittenrissen beim Laserstrahlschweißen in Randkantennähe. Es wird explizit nur der Zeitpunkt der Rissinitiierung betrachtet und analysiert. Nach der Rissentstehung ist davon auszugehen, dass eine massive Schwächung der mechanischen Eigenschaften stattfindet und der Riss sich unter Einfluss der auftretenden Kerbwirkung fortpflanzt [124].

Analog zu den Überlegungen aus Kapitel 2.2.3 wird der Bereich der Solidustemperatur bzw. dem Temperaturintervall der Sprödigkeit als besonders rissanfällig betrachtet. Aus diesem Grund wird in der Auswertung der numerischen Simulation die Oberfläche mit einer Solidustemperatur von 560 °C ausgelesen. Anschließend wird die Solidusfläche in ihrer lateralen Ausdehnung erfasst und zur weiteren mechanischen Rissanalyse lediglich der Erstarrungsbereich, wie in Bild 5.1 dargestellt, herangezogen.

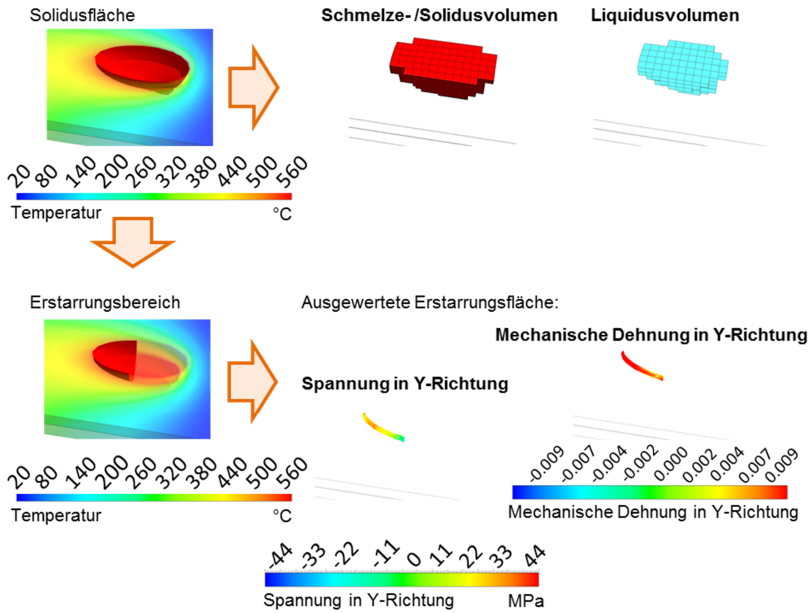


Bild 5.1: Aus der Simulation ermittelte Kenngrößen zur Berechnung der Rissneigungsenergie.
(Simulations-Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, R = 5 mm, l_S = 60 mm, z_f = 0 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Die Fläche des Erstarrungsbereiches an der Mittelachse der Schweißnaht wird zeitaufgelöst ermittelt. Analog zur Darstellung in Bild 5.1 findet auf der Erstarrungsfläche eine Auswertung der dort vorherrschenden Spannungen $\sigma_{y,ave}$ und mechanischen Dehnungen $\varepsilon_{mech,y,ave}$ in transversaler y-Richtung statt.

Diese beiden Kenngrößen werden anschließend zur Beurteilung der Heißrissneigung herangezogen, indem die über der Erstarrungsfläche gemittelten Werte der Spannung $\sigma_{y,ave}$ und der mechanischen Dehnung $\varepsilon_{mech,y,ave}$ berechnet werden. Als weiterer Faktor dient das Erstarrungsvolumen

$$V_{\text{Erstarrung}} = V_{Solidus} - V_{Liquidus}\,, \qquad (10)$$

welches aus der Differenz des Solidusvolumens $V_{Solidus}$ und des Liquidusvolumens $V_{Liquidus}$ gebildet wird. Obschon die Differenz das gesamte Schmelzbad berücksichtigt,

ergibt sich das Erstarrungsvolumen vornehmlich aus dem erstarrenden Bereich im Nachgang der Wärmequelle.

Um die Rissneigung quantitativ zu erfassen, wird die charakteristische Rissneigungsenergie

$$E_{Riss} = \theta(\sigma_{y,ave}) \cdot \theta(\varepsilon_{mech,y,ave}) \cdot \sigma_{y,ave} \cdot \varepsilon_{mech,y,ave} \cdot V_{Erstarrung} \quad (11)$$

durch Multiplikation der genannten drei Einzelfaktoren gebildet.

Die Heavyside-Funktion $\theta(u)$ [161][162] in Gleichung (11) nimmt den Wert Null für negative Spannungen oder Dehnungen an und wird eins für positive Spannungen und Dehnungen am Ort der Erstarrung. Weiter gilt, dass je größer der so ermittelte Wert, desto größer ist die Neigung zur Bildung von Heißrissen in Form von Schweißnahtmitten-Erstarrungsrissen.

Dadurch ist ein Risskriterium definiert, welches sowohl die dehnungsbasierten Ansätze, als auch die in Kapitel 2.2.3.3 vorgestellten spannungsbasierten Theorien berücksichtigt [163]. Die Überlegungen, dass positive Zugdehnungen Heißrisse initiieren, tragen ebenso zum definierten Faktor bei, wie die zahlreichen Betrachtungen der vorherrschenden Spannungen in transversaler Richtung am Erstarrungsort, welche die Rissausbildung initiieren. Metallurgische Einflüsse werden in der Rissneigungsenergie in Form der eingesetzten Solidus- und Liquidustemperatur zur Lokalisierung der Erstarrungsfläche, über welche der Faktor gemittelt wird, berücksichtigt. Hieraus resultiert wiederum die Größe des Erstarrungsvolumens $V_{Erstarrung}$. Für eine eutektische Legierungszusammensetzung ergibt sich somit aus Gleichung (11) eine Rissneigungsenergie, die den Wert Null annimmt und somit unkritisch ist. Dieser Wert stimmt mit experimentellen Beobachtungen überein, welche für eutektische AlSi12 Legierungen keine Heißrissgefahr ausweisen [11][79][164]. Auch der Sachverhalt, dass die Rissneigungsenergie für ein großes Schmelzbad im Verhältnis zum Erstarrungsvolumen geringere Werte annimmt, entspricht den Überlegungen von Feurer [44] und Rappaz-Drezet-Gremaud [45][46], welche mangelnde Schmelzenachspeisung als wesentlichen Treiber der Heißrissbildung ausmachen.

Der gewählte Ansatz der Simulation und Rissneigungsdefinition eignet sich besonders, um die Heißrissneigung in Randnähe beim Laserstrahlschweißen von AlMgSi-Legierungen zu quantifizieren. Eine weitere Anwendung des so definierten Heißrisskriteriums auf alternative Werkstoffe und veränderte Bauteilgeometrien, wie dem Schweißprozess an rotationssymmetrischen Stahl-Getriebebauteilen, ist grundsätzlich denkbar.

5.2 Zeitlicher Verlauf der Rissneigungsenergie

Aus dem transienten Modellierungsansatz ergibt sich die Möglichkeit, die Rissneigungsenergie zu jedem Zeitpunkt während der Erzeugung der Schweißnaht zu ermitteln. Da sich sowohl das Temperaturfeld als auch die zugehörigen Dehnungen und Spannungen über den Verlauf einer Schweißnaht verändern, wird sich dementsprechend die Rissneigungsenergie über den instationären Schweißprozess verändern. Die drei wesentlichen Größen zur Bildung der Rissneigungsenergie sind die lokal im Erstarrungsbereich auftretenden Quer-Spannungen und Quer-Dehnungen, sowie das Erstarrungsvolumen zwischen Liquidus- und Solidustemperatur. Bild 5.2 zeigte den zeitlichen Verlauf dieser Größen.

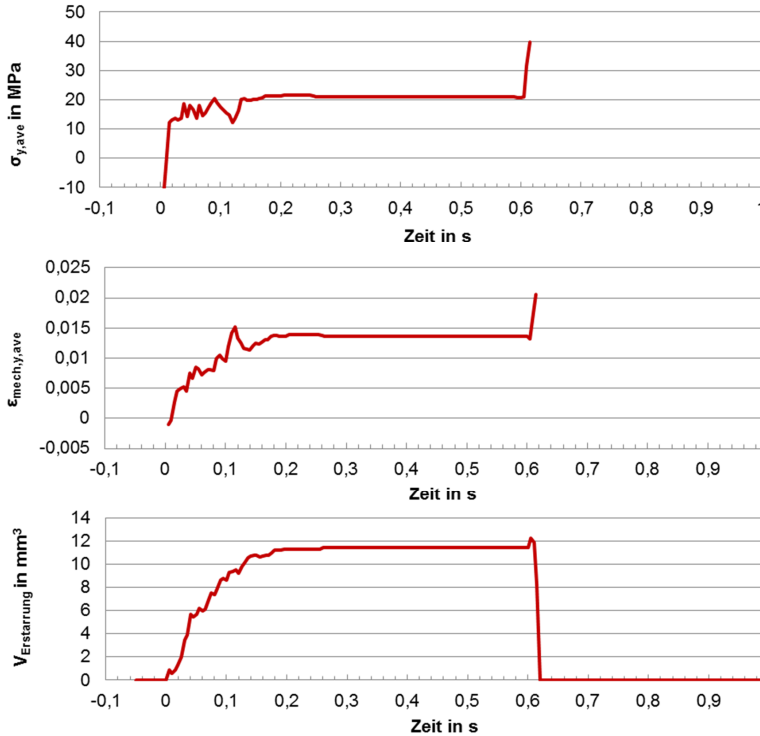


Bild 5.2: Berechnete Werte der mittleren Spannungen (oben) und Dehnungen (Mitte) in y-Richtung an der Erstarrungsfläche sowie das Erstarrungsvolumen (unten) aufgetragen über der Zeit.
(Simulations-Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, R = 5 mm, l_S = 60 mm, z_f = 0 mm , d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Der Kurvenverlauf der Quer-Spannungen am Erstarrungsort zeigt, dass diese zunächst einen negativen Wert besitzen. Die Analyse der Spannungen im Bereich des Erstarrungsgebietes in Bild 5.2 mit den beobachteten Druckspannungen zum Prozessstart gelten insbesondere für einen Schweißprozess mit Schweißstart im Blech. In diesem Fall besitzt das Blech, welches das Schmelzbad umrahmt, eine fixierende Wirkung mit erhöhtem Verformungswiderstand.

Hingegen zeigten Bachhofer [165], Hilbinger [111], Wei [112] und Drezet [166] für einen Prozessstart an der Blechkante, dass in diesem Startbereich hohe Maximaldehnungen auftreten, so dass zu Prozessbeginn eine hohe Heißrissneigung vorliegt.

Für den Prozessstart im Blech zeigt Bild 5.3 die zeitlichen Veränderungen der Rissneigungsenergie während einer Schweißnaht, welche bei 5 mm Randabstand mit 5 kW Laserleistung und 6 m/min Schweißgeschwindigkeit erzeugt wurde.



Bild 5.3: Zeitlicher Verlauf des berechneten Wertes der Rissneigungsenergie. (Simulations-Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, R = 5 mm, l_S = 60 mm, z_f = 0 mm , d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Während der Startphase bis etwa 0,2 s steigt der Rissneigungsenergie kontinuierlich an und bleibt anschließend nahezu konstant bei einem Wert von $3{,}2 \cdot 10^{-3}$ J. Wird am Ende der Schweißnaht zum Zeitpunkt 0,6 s der Laser ausgeschaltet, ergibt sich ein deutlicher Ausschlag der Rissneigungsenergie, welcher auf den Erstarrungsprozess am Ende der Schweißnaht zurückzuführen ist.

Der Fragestellung, ob die erhöhten Rechenwerte der Modellberechnungen mit dem experimentell beobachteten Auftreten von Endkraterrissen korrelieren, widmet sich Kapitel 6.

5.3 Randabstandsvariation zur Ermittlung der kritischen Rissneigungsenergie

Der Randabstand hat einen wesentlichen Einfluss auf das resultierende Temperaturfeld und die Strukturmechanik in der Umgebung des Laserstrahlschweißprozesses.

So konnte in den Kapiteln 4.3.1 und 4.3.2 bereits rechnerisch eine erhöhte Maximaltemperatur an der Randkante, sowie ein zunehmendes Auswandern dieser Randkante durch thermische Verformung mit verkürztem Randabstand beobachtet werden.

Im oberen Bereich von Bild 5.4 wird die berechnete Rissneigungsenergie zum Zeitpunkt nach 0,5 s Schweißzeit für die Randabstandsvariation dargestellt.

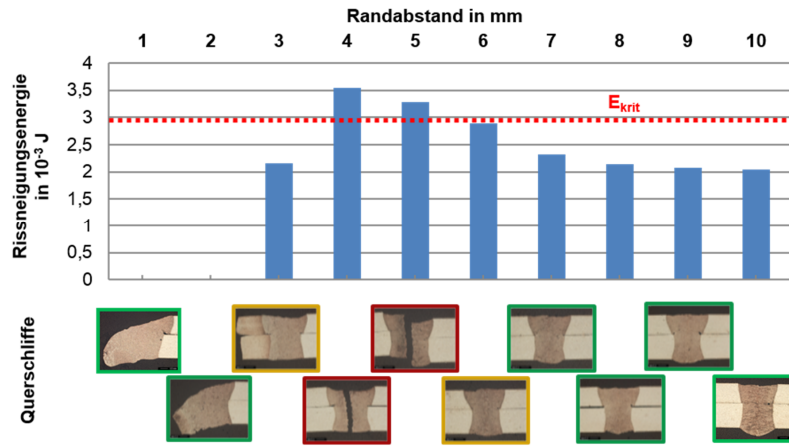


Bild 5.4: Oben: Wert der Rissneigungsenergie bei variiertem Randabstand nach 0,5 s Schweißzeit.
Unten: Experimentell erzeugte Querschliffe bei variiertem Randabstand.
(Simulations-Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, R = variiert, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie aus Bild 5.4 hervorgeht, besitzt die Rissneigungsenergie die höchsten Werte für 4 mm und 5 mm Randabstand. Die Werte der Rissneigungsenergie korrelieren mit den im unteren Bereich von Bild 5.4 dargestellten Querschliffen, welche für 4 mm und 5 mm Randabstand deutliche Nahtmittenrisse aufweisen. Die Randabstandsvariation dient dazu, einen kritischen Schwellwert der Rissneigungsenergie zu ermitteln, bei

deren Überschreiten mit Heißrissbildung in Form von Schweißnahtmittenrissen zu rechnen ist.

Dieser kritische Schwellwert für die Entstehung von Heißrissen kann für die gezeigten Schweißnahtversuche in Randnähe mit

$$E_{krit} = 3 \cdot 10^{-3}\, J \tag{12}$$

angegeben werden.

Die geringe Heißrissneigung bei großen Randabständen oberhalb 7 mm wird folglich korrekt erfasst. Zudem ergibt sich eine geringere Neigung zur Bildung von Nahtmittenrissen beim Umschmelzen der Blechkante und einem Randabstand von 1 mm beziehungsweise 2 mm, was ebenfalls die experimentellen Resultate wiederspiegelt. Die kritische Rissneigungsenergie E_{krit} (vgl. Gleichung 12) wird in der gesamten vorliegenden Arbeit als gültig angesehen, da in der Arbeit einheitlich der Werkstoff AlMgSi 6016, mit den entsprechenden thermo-mechanischen Eigenschaften, zum Einsatz kam.

6 Experimentelle Validierung der Simulation

Um Laserstrahlbearbeitungsprozesse gezielt zu analysieren und die komplexen Wechselwirkungsmechanismen zu verstehen, ist der Einsatz von Diagnostikmitteln unumgänglich und vielfach bewährt [28][167][168]. Die in diesem Abschnitt geschilderte Diagnostik widmet sich der Validierung der in den vorherigen Kapiteln beschriebenen Modellierung. Hierzu wird zunächst die Temperaturfeldverteilung in Randnähe analysiert. Anschließend soll der zeitliche Vergleich der Rissneigungsenergie mit der Rissausprägung entlang einer Schweißnaht zeigen, ob auch zeitliche Veränderungen beim Schweißen in der Modellvorstellung korrekt wiedergegeben werden. Der letzte Abschnitt widmet sich der Untersuchung der Heißrissentstehung im Hinblick auf eine Lokalisierung des Rissentstehungsortes anhand einer schmalen, besonders rissanfälligen Probe und bietet die Möglichkeit, nochmals die Rissneigungsenergie mit experimentell beobachteter Rissentstehung abzugleichen.

6.1 Thermografieanalyse der Wärmeausbreitung in Blechrandlage

Um experimentell zu verifizieren, ob sich beim Laserstrahlschweißen in Blechrandlage der von Hilbinger [111] beschriebene, sowie in Kapitel 4.3 numerisch berechnete, Wärmestau an der Randkante einstellt, wurde ein experimenteller Aufbau gemäß Bild 6.1 realisiert.

Mit der eingesetzten Thermokamera, welche über einen spektralen Sichtbereich von 3,4 µm bis 5,1 µm verfügt, konnte der Prozess bei einer eingeschränkten Pixelzahl von 128 x 256 Pixel mit 1800 Hz Aufnahmefrequenz beobachtet werden. Auf der Versuchsprobe entspricht dies einem Aufnahmebereich von 40 mm Länge bei 20 mm Höhe.

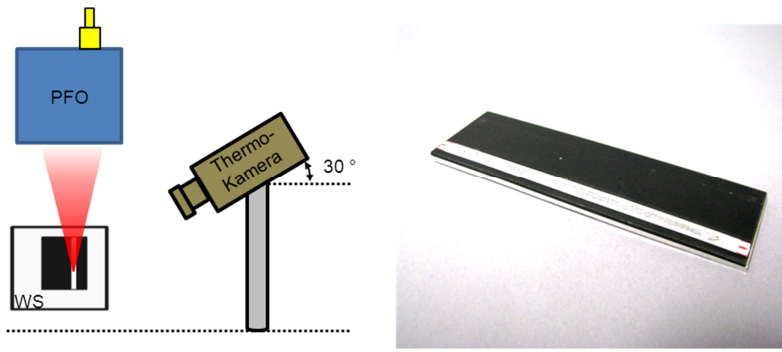


Bild 6.1: Links: Anordnung des vorbehandelten Werkstücks, der Scanneroptik zur Strahlablenkung und der Thermokamera.
Rechts: Graphitbeschichtete Versuchsprobe mit Aussparung im Schweißnahtbereich.

Aufgrund der Tatsache, dass die Kamera nicht über einen breiten Temperaturbereich kalibriert wurde und der Emissionsgrad weitgehend unbekannt ist, lassen die resultierenden Aufnahmen keine Rückschlüsse auf absolute Temperaturgrößen zu. Um dennoch einen qualitativen Vergleich der Aufnahmen untereinander zu ermöglichen, wurden die Proben mit Graphitspray beschichtet, so dass eine einheitliche mattschwarze Oberfläche mit einheitlichem Emissionsgrad vorlag (vgl. Bild 6.1 rechts). Um den Schweißprozess nicht zu beeinflussen wurde der Bereich der Schweißnaht nicht mattschwarz beschichtet.

Eine exemplarische Aufnahme der thermographischen Beobachtung der beschichteten Probe während eines Schweißprozesses ist mit Bild 6.2 dargestellt. Die untersuchte Schweißnaht wurde mit 650 µm Fokusdurchmesser bei 3 m/min Schweißgeschwindigkeit, 3,5 kW Laserleistung bei einem Randabstand von 5 mm erstellt und spiegelt somit die in Kapitel 5 mittels Simulation betrachteten Verhältnisse beim randnahen Laserstrahlschweißen wieder.

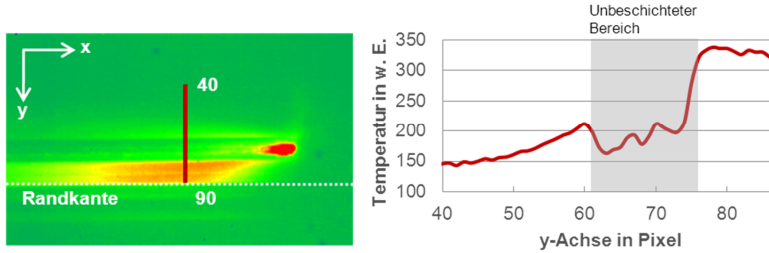


Bild 6.2: Links: Thermografieaufnahme beim Laserstrahlschweißen in Randnähe. Rechts: Auswertung des transversalen Temperaturprofils. (Parameter: $P = 3{,}5$ kW, $v = 3$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 80$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie deutlich zu erkennen ist, bildet sich mit einem gewissen nachlaufenden lateralen Versatz zum auftreffenden Laserstrahl ein Wärmestau an der Randkante aus. Rechts in Bild 6.2 ist ein transversaler Verlauf der Temperatur über die unbehandelte grau markierte Schweißnahtbahn hinweg dargestellt. Dieser Querschnitt zeigt ebenfalls, dass ein asymmetrisches Temperaturfeld entsteht mit einer erhöhten Temperatur am Blechrand.

Die Interpretation des Einflusses verschiedenster Prozessgrößen auf den gezeigten Wärmestau an der Randkante ist Gegenstand der Ausführungen in Kapitel 7.1, welches Bezug auf die dargelegten Messprinzipien nimmt.

6.2 Zeitliches Verhalten der Heißrissneigung in Experiment und Simulation

Wie in Kapitel 4.3 ausgeführt, spielen die zeitlichen Effekte beim Laserstrahlschweißen in Randnähe eine wichtige Rolle. So wurde rechnerisch gezeigt, dass sich im betrachteten Parameterbereich nach einer Startphase von etwa 0,2 s bei einem Randabstand von 5 mm und einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min ein quasi-stationäres Temperatur- und strukturmechanisches Belastungsfeld einstellt. Innerhalb der Startphase wird, Bild 5.3 zufolge, eine geringere mechanische Belastung der erstarrenden Schmelze ermittelt und damit eine geringere Heißrissneigung prognostiziert. Dass dieses Verhalten gleichwohl in experimentellen Versuchen verifiziert werden kann, zeigt Bild 6.3.

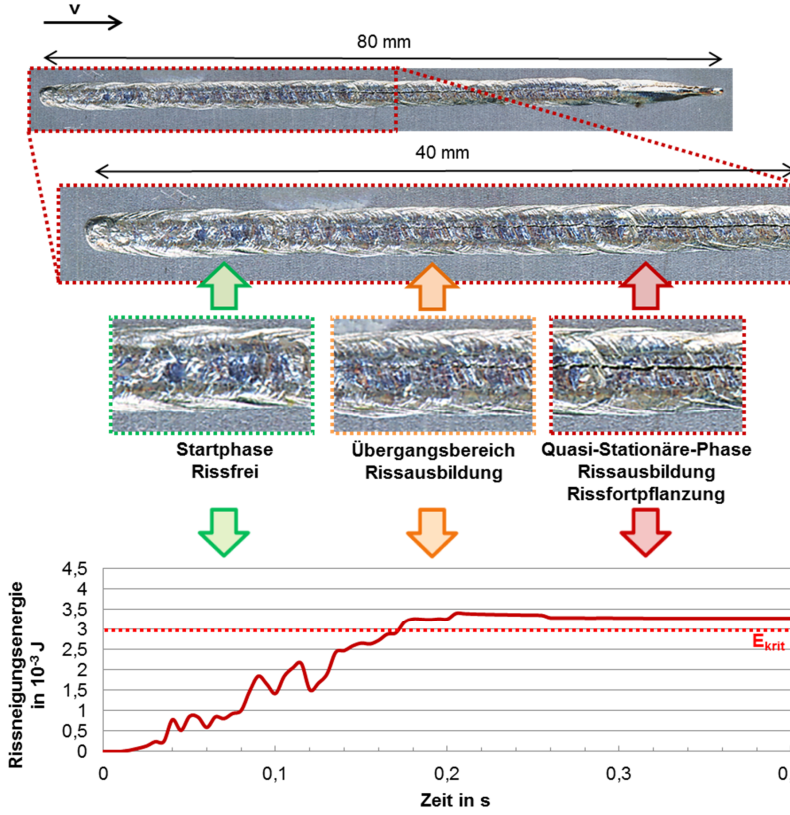


Bild 6.3: Oben: Nahtoberraupe einer 80 mm langen Schweißnaht.
Unten: Berechneter Verlauf der Rissneigungsenergie mit den angewandten Schweißparametern.
(Simulations-Parameter: $P = 5\,kW$, $v = 6\,m/min$, $d_f = 650\,\mu m$, $R = 5\,mm$, $l_S = 60\,mm$, $z_f = 0\,mm$, $d_{OB} = 1{,}2\,mm$, $d_{UB} = 1{,}5\,mm$, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Die Schweißnaht aus Bild 6.3, erstellt mit 650 µm Fokusdurchmesser auf der Werkstückoberseite bei 5 kW Laserleistung und einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min, zeigt eine rissfreie Startphase, auf die ein Übergangsbereich und eine quasi-stationäre Schweißphase mit deutlichem Nahtmittenriss folgt. Nach etwa 20 mm be-

ziehungsweise 0,2 s Schweißzeit tritt ein deutlicher Schweißnahtmittenriss auf, der an der Schweißnahtoberseite zu erkennen ist.

Durch die Übereinstimmung des Auftretens des Schweißnahtmittenrisses in Bild 6.3 mit dem zeitlichen Verlauf der berechneten Rissneigungsenergie innerhalb einer Schweißnaht konnte gezeigt werden, dass die transienten zeitlichen Prozesse im Modell mit den experimentellen Beobachtungen korrelieren.

6.3 Rissanfällige Versuchsprobe - Diagnostik und Simulation

Um die Ausgangsbedingungen der Heißrissentstehung näher zu untersuchen, wurde auf einer Versuchsprobe mit starker Heißrissneigung aufgrund eines beiseitig geringen Randabstandes geschweißt. Die heißrissanfällige Versuchsprobe hatte die Abmaße 100 mm Länge, 10 mm Breite und 2,7 mm Dicke. Wie in Bild 6.4 dargestellt, wurde diese Versuchsprobe entlang der Mittelachse geschweißt, was einen beidseitigen Randabstand von 5 mm zur Folge hat.

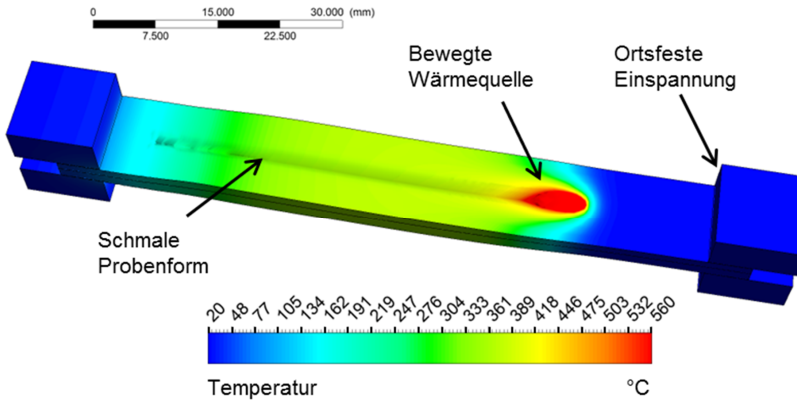


Bild 6.4: Form der Versuchsprobe mit starker Heißrissneigung und die in der Simulation berechnete zugehörige Temperaturfeldverteilung.
(Simulations-Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Bild 6.4 zeigt zudem das resultierende symmetrische Temperaturfeld, welches nach Kapitel 3 mittels FE-Modellierung simuliert wurde. Die Einspannung an beiden Probenenden wurde zur realitätsnahen Prozessabbildung ebenfalls in die Simulation integriert.

Um den Ort der Heißrissentstehung experimentell zu ermitteln, wurde der Schweißprozess an der genannten Probe mit einer Hochgeschwindigkeitskamera beobachtet. Die Bildung des Heißrisses kann hierbei deutlich auf Einzelaufnahmen gemäß Bild 6.5 sowie in Bildsequenzen identifiziert werden.

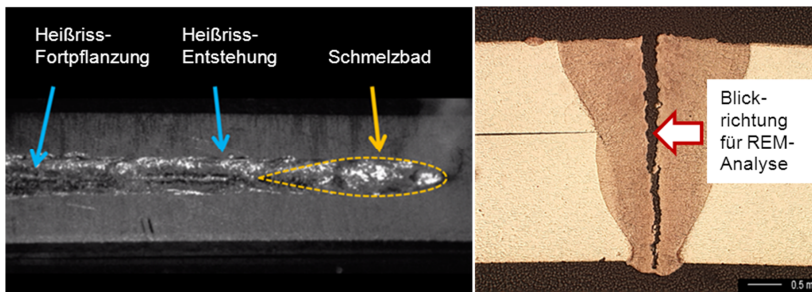


Bild 6.5: Links: Einzelbild einer Hochgeschwindigkeits-Aufnahme der Rissentstehung nach dem Schmelzbad.
Rechts: Querschliff der Schweißnaht an schmaler Probenform mit starker Heißrissneigung.
(Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

In Bild 6.5 links ist ein spitz zulaufendes Schmelzbad hervorgehoben, welches als ein Indiz für eine gerichtete zellulare dendritische Erstarrungsform bekannt ist [137][169]. Diese Schmelzbadform ist der Heißrissanfälligkeit zuträglich, da in der Schweißnahtmitte die Erstarrungsfronten aufeinander treffen [65][137][169]. Mit weiterem Schweißnahtfortschritt spreizt sich der im Anschluss an das Schmelzbad aufgetretene Heißriss auf und nimmt an Breite zu. Daher bleibt nach dem Schweißprozess ein deutlich sichtbarer Nahtmittenriss, siehe Bild 6.5 rechts, zurück.

Da die Oberfläche des Schmelzbades in Bild 6.5 mit einer Oxidschicht belegt ist, kann die genaue Position der Rissentstehung mit Hilfe der Aufnahmen nicht zweifelsfrei ermittelt werden. Daher wurde als zusätzlicher Indikator für den Ort und die zeitliche Phase der Rissentstehung die Rissoberfläche, mit Blickrichtung analog Bild 6.5, herangezogen. Die linke Rasterelektronenmikroskop-Aufnahme von Bild 6.6 zeigt eine typisch dendritische Erstarrungsstruktur [25].

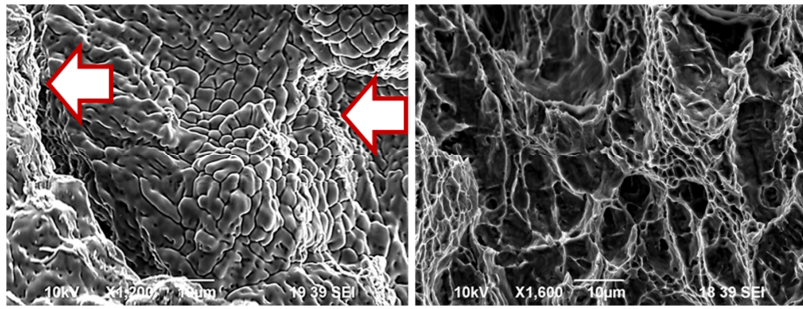


Bild 6.6: Links: Dendritische Struktur der Heißrissoberfläche.
Rechts: Rissoberfläche einer Probe aus Zugversuchen.

Durch einen Vergleich von Bild 6.6 links mit der typischen Rissoberfläche eines Kaltrisses nach einem Zugversuch in Bild 6.6 rechts soll ermittelt werden, ob es sich bei den vorhandenen Rissen tatsächlich um Heißrisse handelt. Die im linken Abschnitt sichtbare dendritische Struktur stützt die bestehenden Theorien der Heißrissentstehung aus Kapitel 2.2.3, wonach die Rissentstehung in der Erstarrungsphase des Schmelzbades stattfindet. Zusätzlich zeigt die Aufnahme einige scharfe Bruchkanten, welche durch die beiden Pfeile im Bild markiert sind. Diese Bruchkanten deuten auf eine Rissentstehung in der sogenannten “Mushy-Zone” hin, bei der sich einige erstarrte dendritische Brücken bereits vollständig ausgebildet haben [15][75][111]. Eine Ausbildung dieser scharfen Bruchkanten im Zuge der Probenpräparation kann ausgeschlossen werden, da die Rissoberflächen bereits nach dem Schweißprozess vollständig voneinander getrennt waren.

Dadurch, dass an der Rissoberfläche sowohl frei dendritisch erstarrte als auch scharfkantige Strukturen sichtbar sind, wird die Annahme gestützt, dass sowohl Quer-Dehnungen als auch Quer-Spannungen am Erstarrungsort von Bedeutung sind. Diese beiden strukturmechanischen Einflussgrößen tragen wesentlich zur Definition der Rissneigungsenergie in Kapitel 5.1 bei.

Die verwendete spezielle schmale Probenform führt dazu, dass ein geringer Biegungswiderstand des Reststeges (zwischen Blechrand und Schweißnaht) vorhanden ist. Dieser Biegewiderstand kann nach Gleichung 1 berechnet werden und geht mit der dritten Potenz der Reststegbreite einher. Daher kommt es zu starkem transversalem Auswandern in negativer und positiver y-Richtung, was um den Faktor 10 skaliert in Bild 6.7 mit Simulationsresultaten gezeigt wird.

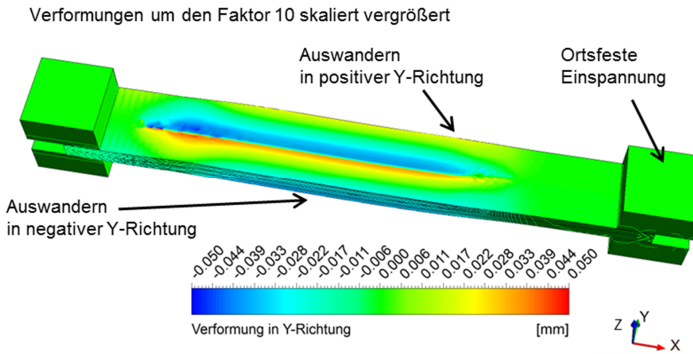


Bild 6.7: Berechnete Verformung in transversaler y-Richtung der Test-Probe mit starker Heißrissneigung.
(Simulations-Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, R = 5 mm, l_S = 60 mm, z_f = 0 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Die auftretende starke Verformung zu beiden Seiten bewirkt eine große Zugdehnung im Bereich der Schweißnahterstarrung, was insbesondere die mechanischen Dehnungen in y-Richtung in Bild 6.8 wiederspiegeln.

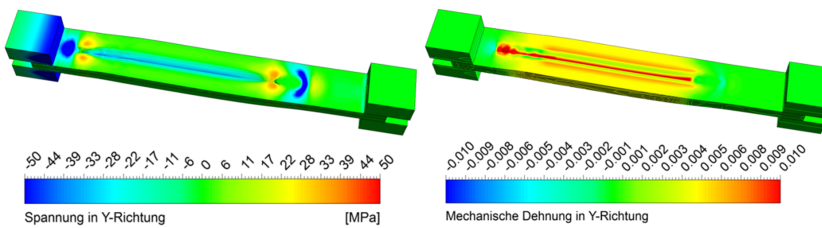


Bild 6.8: Berechnete Spannungen (links) und Dehnungen (rechts) der Test-Probe mit starker Heißrissneigung.
(Simulations-Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, R = 5 mm, l_S = 60 mm, z_f = 0 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie in Kapitel 2.2.3 beschrieben, ist das Auftreten dieser Zugdehnungen eine der wesentlichen Ursachen der Heißrissbildung.

Der experimentell mit dieser Probenform erhaltene Nahtmittenriss bestätigt die rechnerisch ermittelte und in Bild 6.9 dargestellte erhöhte Rissneigung im Vergleich zur konventionellen Schweißprobenform.

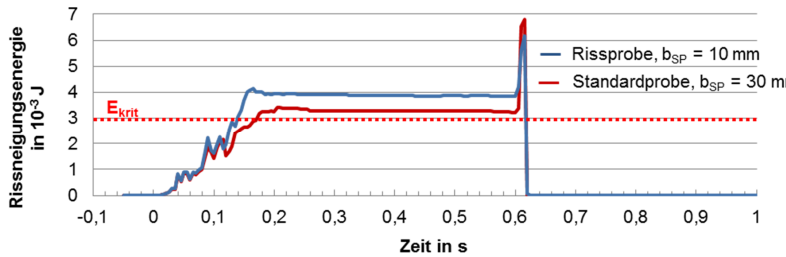


Bild 6.9: Heißrissneigung einer konventionellen 30 mm breiten Versuchsprobe (rot) und der 10 mm schmalen Probenform (blau).
(Simulations-Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 60$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Im Vergleich zur konventionellen Schweißprobenform weist die schmale Probenform mit seitlicher Einspannung eine um den Faktor 1,3 erhöhte Rissneigung auf.

Diese hohe Heißrissneigung der schmalen rissanfälligen Probenform wird erneut in Kapitel 7.6 aufgegriffen um die Effektivität der Verfahren zur Vermeidung von Heißrissen zu verifizieren.

7 Optimierte Bearbeitungsstrategien zur Rissminimierung

Wie in Kapitel 2.2.2 beschrieben, beeinflusst das komplexe Zusammenspiel zwischen Thermik, Mechanik und Metallurgie maßgeblich die Heißrissbildung. Auf Basis dieses Kenntnisstandes, sowie der in Kapitel 4 erlangten Erweiterung des Prozessverständnisses durch numerische Simulation, können verschiedenste Ansätze zur Minimierung des Heißrissrisikos verfolgt werden. Unterteilt in die drei Gruppen der Prozessparameterwahl, dem Schweißen mit modulierter Laserleistung und dem entwickelten Stepp-Verfahren, werden besonders vielversprechende Ansätze zur Heißrissvermeidung im Folgenden wahlweise experimentell betrachtet oder mit dem numerischen Modell aus Kapitel 3 analysiert.

7.1 Geeignete Prozessparameterwahl

Der Laserstrahlschweißprozess kann über eine Vielzahl von Prozessparametern beeinflusst werden. Die wichtigsten Parameter wie Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit und Fokusdurchmesser werden in den nachfolgenden Abschnitten näher ausgeführt und deren Einfluss auf die Heißrissbildung erörtert. Die Fokuslage und der etwaige Einsatz von Prozessgasen [104] können den Schweißprozess ebenfalls positiv beeinflussen, werden im Folgenden jedoch nicht weiter untersucht.

7.1.1 Einfluss der Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit

Die eingekoppelte Laserleistung bestimmt maßgeblich die thermische Belastung der Versuchsprobe. Je mehr Laserleistung eingekoppelt wird, desto größer ist die zu erwartende Schweißnahtfläche [9] und desto höher werden die im Umfeld der Schweißnaht vorherrschenden Temperaturen.

Da die thermischen Einflüsse thermomechanische Verformungen bewirken, welche wiederrum über die in Kapitel 2.2 beschriebenen Zusammenhänge zur Heißrissbildung führen können, ist eine Veränderung der Heißrissneigung bei Variation der Laserleistung zu erwarten.

Um dieses Verhalten zu charakterisieren, wurden Schweißnähte mit einer Länge von 80 mm bei Laserleistungen von 2,5 kW bis 4 kW erzeugt. Wie in Bild 7.1 dargestellt, erfolgte die Auswertung der Proben durch das Messen der makroskopisch sichtbaren Risslänge an Schweißnahtoberseite und Schweißnahtunterseite.

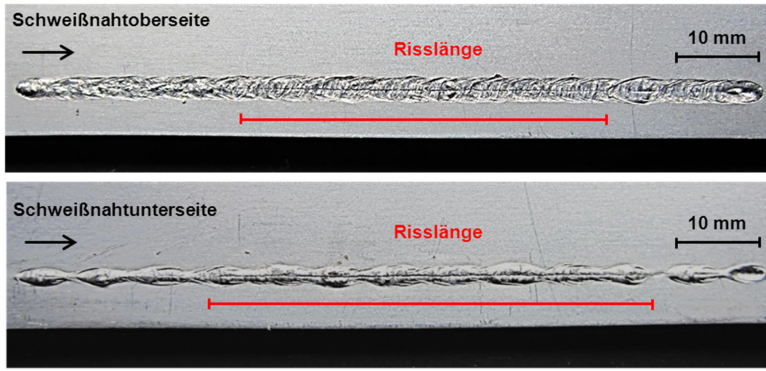


Bild 7.1: Auswertung von Schweißnahtproben mit der markierten Risslänge an Nahtober- und Nahtunterseite.
(Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 80$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Diese Vorgehensweise ist anwendbar, da es sich bei den bevorzugt auftretenden Schweißnahtmittenrissen zumeist um makroskopisch sichtbare Risse handelt, welche sich deutlich an der Probenoberfläche und Probenunterseite abzeichnen.

Durch die Leistungsvariation zwischen 2,5 kW und 4 kW wurden bei einem Laserstrahldurchmesser von 400 µm auf der Werkstückoberseite und einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min die Prozessregime Einschweißen und Durchschweißen durchlaufen. Dies ist aus den zugehörigen Querschliffen ersichtlich, die gemeinsam mit den ermittelten Risslängen in Bild 7.2 dargestellt sind.

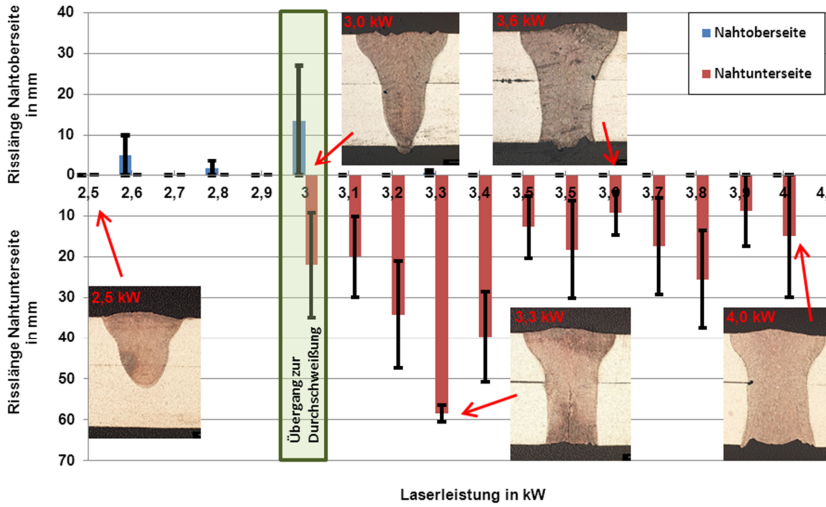


Bild 7.2: Einfluss einer Leistungsvariation auf die gemessene Risslänge. (Parameter: $d_f = 400\ \mu m$, $v = 5\ m/min$, $R = 3\ mm$, $l_S = 80\ mm$, $z_f = 0\ mm$, $d_{OB} = 1{,}2\ mm$, $d_{UB} = 1{,}5\ mm$, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie aus Bild 7.2 hervorgeht, tritt die höchste Rissneigung in einem Bereich auf, welcher mit einer Laserleistung von 3,3 kW etwa 10% oberhalb der Durchschweißschwelle liegt. Besonders hervorzuheben ist die Tatsache, dass sich die Risslänge bei höherer Laserleistung nicht kontinuierlich erhöht, sondern hier eine Tendenz der Reduktion der Rissneigung bei Leistungen deutlich oberhalb der Durchschweißschwelle zu beobachten ist. Experimentell wurde durch ein stark absorbierendes Medium unter dem Schweißprozess gewährleistet, dass die durch das Durchschweißloch austretende Laserstrahlung nicht zum Werkstück zurückreflektiert wird. Dadurch kann der Effekt des Ausheilens von Rissen an der Nahtunterseite durch reflektierte Laserstrahlung ausgeschlossen werden. Vielmehr scheinen in diesem hohen Laserleistungs-Regime ein großes Schmelzbad und geringere transversale Temperaturgradienten eine niedrige Rissneigung zu begünstigen.

Bezüglich des Einflusses von Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit bei konstanter Streckenenergie – und somit in bestimmten Regimen vergleichbaren Prozessresultaten [173] – existieren abweichende Aussagen. Während Hilbinger [111] bei einer Erhöhung der Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit eine erhöhte Neigung zur Heißrissbildung prognostiziert, geht Matthes [174] für den Prozess des Lichtbogen-

schweißens vom gegenteiligem Verhalten aus, so dass durch schnellere Vorschübe und größere Ströme Heißrisse vermieden werden.

Eine Begründung für diese konträren Beobachtungen liegt in den jeweiligen Prozessregimen, welche sich stark unterscheiden. Hierbei spielen bei veränderter Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit zwei wesentliche Effekte eine Rolle: Zum einen wird durch eine erhöhte Schweißgeschwindigkeit die Wärmeeinflusszone verringert, was sich in geringeren mechanischen Belastungen und somit in einer geringeren Heißrissneigung niederschlägt. Zum anderen findet durch die erhöhte Schweißgeschwindigkeit eine räumlich größere Ausdehnung des Erstarrungsbereiches statt. Diese Vergrößerung wirkt nach Schuster [36] und Göbel [96] tendenziell heißrissfördernd.

Folglich ist eine allgemeingültige Aussage, ob sich bei konstanter Streckenenergie eine Erhöhung von Schweißgeschwindigkeit und Laserleistung fördernd oder hemmend auf die Heißrissbildung auswirken, nicht möglich.

Um für den Laserstrahlschweißprozess an dünnen Aluminium-Blechen dennoch eine Aussage treffen zu können, wird im Folgenden eine Betrachtung der Heißrissneigung für die beiden Parameter 5 kW Laserleistung bei 6 m/min Schweißgeschwindigkeit und 3,5 kW Laserleistung bei 3 m/min Schweißgeschwindigkeit vorgestellt. Die genannten Schweißparameter führen beim Laserstrahlschweißen mit 650 µm Fokusdurchmesser zu vergleichbaren Schweißnahtdimensionen. Eine Proportionalität zwischen Einschweißtiefe bzw. Schweißnahtbreite und Streckenenergie liegt in diesem Parameterregime nicht vor [173].

Im oberen Abschnitt von Bild 7.3 sind die simulierten Temperaturfelder bei den vorgegebenen Werten der Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit dargestellt. Im unteren Bereich von Bild 7.3 finden sich die zugehörigen Thermografieaufnahmen (vgl. Kapitel 6.1) sowie extrahierte Profile des gemessenen Temperaturverlaufes quer zur Schweißnaht.

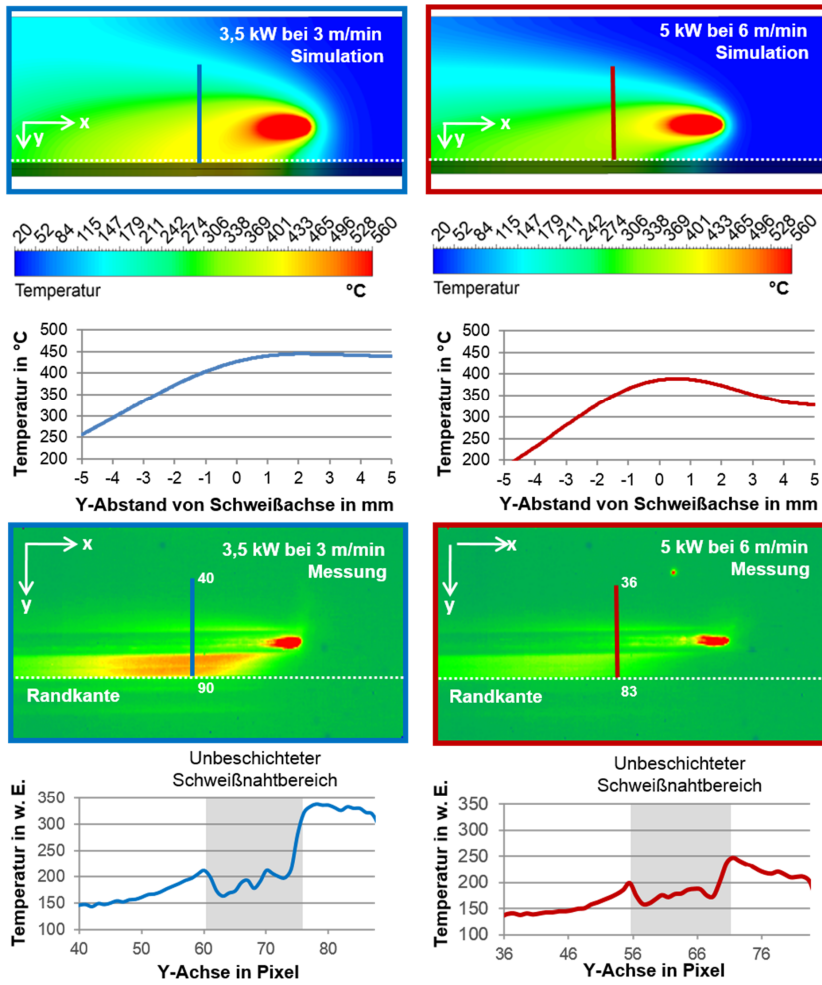


Bild 7.3: Temperaturverteilung eines Schweißprozesses mit 3,5 kW Laserleistung bei 3 m/min Schweißgeschwindigkeit (links) und 5 kW Laserleistung bei 6 m/min Schweißgeschwindigkeit (rechts).
(Weitere Parameter: $d_f = 650$ µm, $R = 5$ mm, $l_S = 80$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Es ist deutlich in Simulation als auch Messung zu erkennen, dass die Probe mit geringerer Schweißgeschwindigkeit eine erhöhte Randtemperatur aufweist, so dass für diesen Parameter ein erhöhter Wärmestau an der Randkante stattfindet und ein besonders asymmetrisches Temperaturfeld nach dem Schmelzbad entsteht. Die Temperaturverläufe transversal zur Schweißrichtung machen deutlich, dass die Simulation die realen Verhältnisse der Temperaturausbreitung wiederspiegelt und die Schweißparametervariation korrekt wiedergibt.

Querschliffe der beiden Versuchsproben in der Schweißnahtmitte, sind als Schliffbilder in Bild 7.4 dargestellt.

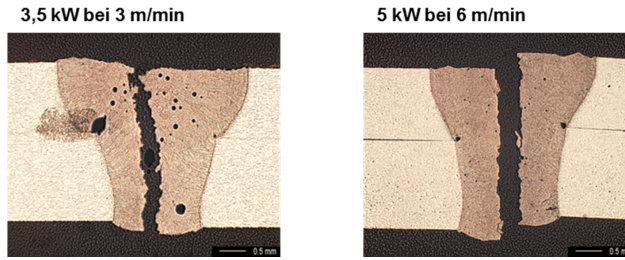


Bild 7.4: Links: Querschliff einer Schweißnaht mit 3,5 kW Laserleistung und 3 m/min Schweißgeschwindigkeit
Rechts: Querschliff einer Schweißnaht mit 5 kW Laserleistung und 6 m/min Schweißgeschwindigkeit.
(Weitere Parameter: d_f = 650 µm, R = 5 mm, l_S = 80 mm, z_f = 0 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Da beide Proben an dieser Stelle durchgängige Schweißnahtmittenrisse aufweisen, wird die Heißrissneigung der beiden Parameter nach dem Schweißen durch Messung der oberflächlich sichtbaren Risslänge ermittelt. Bild 7.5 zeigt das Ergebnis der gemessenen Risslänge für die beiden betrachteten Parameter.

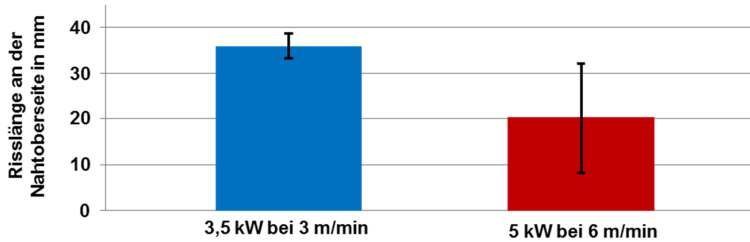


Bild 7.5: Risslänge beim Schweißen mit 3,5 kW Laserleistung und 3 m/min Schweißgeschwindigkeit (blau) und Risslänge beim Schweißen bei 5 kW Laserleistung und 6 m/min Schweißgeschwindigkeit (rot).
(Weitere Parameter: $d_f = 650\ \mu m$, $R = 5$ mm, $l_S = 80$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Es zeigt sich, dass bei vergleichbarer Einschweißtiefe und vergleichbarem Nahtquerschnitt die langsamer geschweißte Naht eine größere Heißrissneigung aufweist, was mit der in Bild 7.3 gemessenen erhöhten Randtemperatur korreliert. Angesichts dieser gemessenen Unterschiede stellt sich die Frage, ob eine derartige Parametervariation ebenfalls durch die, aus der Simulation abgeleiteten, Rissneigungsenergie erfasst wird.

Die Ergebnisse einer numerischen Berechnung mit den Parametern aus dem Experiment sind in Bild 7.6 dargestellt.

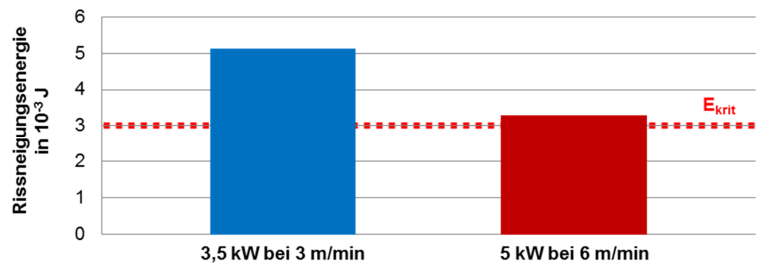


Bild 7.6: Vergleich der berechneten Werte der Rissneigungsenergie zum Zeitpunkt 0,5 s beim Schweißen mit 3,5 kW Laserleistung und 3 m/min Schweißgeschwindigkeit (blau) mit dem Schweißen bei 5 kW Laserleistung und 6 m/min Schweißgeschwindigkeit (rot).
(Weitere Simulations-Parameter: $d_f = 650\ \mu m$, $R = 5$ mm, $l_S = 80$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Der höhere Wert der Rissneigungsenergie für die Schweißnaht mit 3,5 kW Laserleistung bei einer Schweißgeschwindigkeit von 3 m/min zeigt, dass die Modellbeschreibung diese Parametervariation korrekt erfasst, da die dargestellten Ergebnisse aus dem Experiment in Bild 7.5 qualitativ richtig wiedergegeben werden.

7.1.2 Einfluss der Fokussierung der Laserstrahlung

Über die Strahlqualität der verwendeten Laserstrahlquelle sowie der eingesetzten Abbildungsoptik wird das Prozessergebnis wie Schweißnahttiefe, -breite und -form maßgeblich beeinflusst [175][176]. Da diese nachweislich einen Einfluss auf die Heißrissneigung besitzen [104] findet nachfolgend, unter Unterteilung der Prozessregime Durchschweißung und Einschweißung, eine experimentelle Analyse der Heißrissneigung statt.

Durchschweißung

Zum Vergleich des Einflusses der Fokussierbedingungen wurden Schweißnähte mit 650 µm und 400 µm Fokusdurchmesser erzeugt. Die Fokusdurchmesser wurden durch eine 2:1 und eine 3,25:1 Abbildung eines Lichtleitkabelendes mit 200 µm Kerndurchmesser erzielt. Um eine entsprechende Gleichartigkeit der Prozessergebnisse zu gewährleisten, wurde zunächst die Schweißgeschwindigkeit (vgl. Bild 7.7 links) und in einer zweiten Versuchsreihe die Laserleistung so angepasst (vgl. Bild 7.7 rechts), dass sich die Durchschweißbreiten an der Unterseite entsprachen. Ausgewertet wurde jeweils die sichtbare Risslänge an Schweißnahtober- und Schweißnahtunterseite (analog zu Bild 7.1).

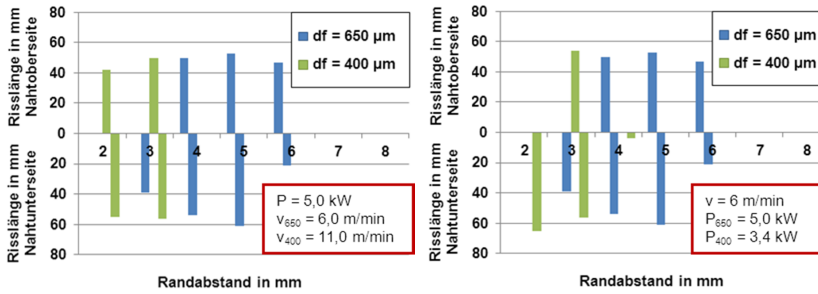


Bild 7.7: Vergleich der Risslänge beim randnahen Schweißen mit 650 µm und 400 µm Fokusdurchmesser.
(Weitere Parameter: $l_S = 80$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Aus den aufgetragenen Risslängen in Bild 7.7 wird deutlich, dass ein Fokusdurchmesser von 650 µm bei größerer aufgebrachter Streckenenergie zu einer erhöhten Heißrissausbildung führt. Der resultierende Querschnitt beim Schweißen mit den genannten Fokussierbedingungen ist in Bild 7.8 gezeigt. Es fällt auf, dass die Schweißnaht mit 400 µm Fokusdurchmesser schlanker ist und eine geringere Fläche aufweist als die Schweißnaht, welche mit 650 µm Fokusdurchmesser erzeugt wurde. Diese experimentell ermittelten Ergebnisse stützen Untersuchungen, wonach ein erhöhter Energieeintrag, welcher zu einer breiteren Schweißnaht führt, sich negativ auf die Heißrissbeständigkeit auswirkt [177].

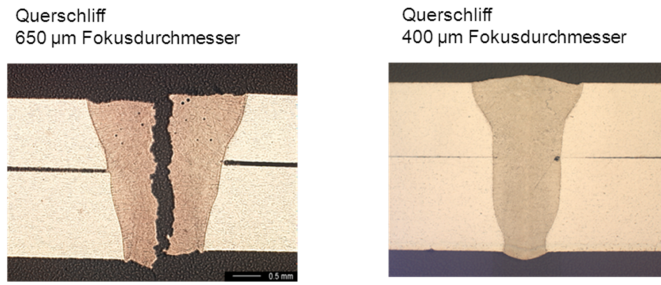


Bild 7.8: Links: Querschliff einer Schweißnaht erzeugt beim randnahen Schweißen mit 650 µm Fokusdurchmesser bei 4 mm Randabstand.
Rechts: Querschliff einer Schweißnaht erzeugt beim randnahen Schweißen mit 400 µm Fokusdurchmesser bei 4 mm Randabstand.
(Weitere Parameter: $l_S = 80$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Zudem wird deutlich, dass bei 650 µm Fokusdurchmesser die in Kapitel 7.2 beschriebenen Randeffekte früher bei größerem Randabstand einsetzen. Während für diesen 650 µm großen Fokusdurchmesser die Rissneigung bei 5 mm Randabstand ihr Maximum besitzt und ab 3 mm Randabstand rückläufig ist, besitzen die Schweißnähte mit 400 µm Fokusdurchmesser bei 3 mm ihr Maximum der Rissanfälligkeit, wobei auch bei 2 mm Randabstand noch deutliche Nahtmittenrisse zu erkennen sind.

Die experimentell ermittelten Resultate lassen folgende Handlungsempfehlung für das randnahe Laserstrahlschweißen bezüglich der Fokussierbedingung zu: Für Randabstände im Bereich 3 mm bis 6 mm sollte ein kleiner Fokusdurchmesser (400 µm) zur Vermeidung von Schweißnahtmittenrissen bevorzugt werden. Für die Randabstände von 3 mm oder geringer, können durch den größeren Fokusdurchmesser (650 µm) Schweißnahtmittenrisse besser unterbunden werden.

Einschweißung

Ist zur Qualitätssicherung eine sichtbare Durchschweißung an der Unterseite des Unterbleches nicht gefordert, stellt der Prozess des Einschweißens einen optimierten Zustand dar. Hierbei wird die geforderte Festigkeit durch die vorhandene Anbindungsfläche zwischen Ober- und Unterblech hergestellt.

Für Schweißparameter, welche eine kontrollierte Einschweißung in das Unterblech gewährleisten, wurden Schweißungen durchgeführt und für den variierten Fokusdurchmesser ausgewertet. Wie die Querschliffe in Bild 7.9 zeigen, verlagert sich die Risserscheinung von einem durchgängigen Schweißnahtmittenriss hin zu einem Teilriss, der nur im dünneren Oberblech an der kurzen Flanschseite auftritt.

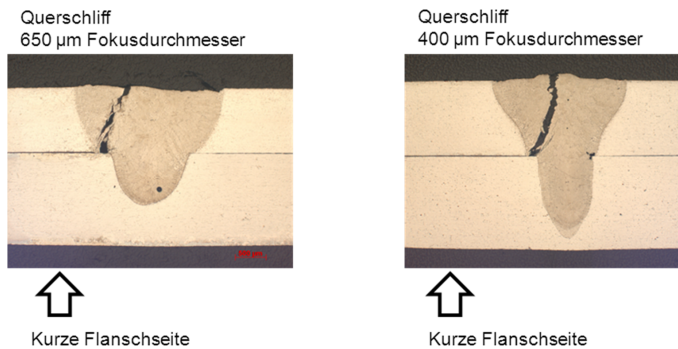


Bild 7.9: Links: Querschliff einer Schweißnaht erzeugt beim randnahen Schweißen mit 650 µm Fokusdurchmesser bei 4 mm Randabstand.
Rechts: Querschliff einer Schweißnaht erzeugt beim randnahen Schweißen mit 400 µm Fokusdurchmesser bei 4 mm Randabstand.
(Weitere Parameter: $l_S = 80$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Die charakteristische Rissposition im Oberblech ist darauf zurückzuführen, dass dieses durchgeschweißt wird. Der vorhandene Reststeg im Unterblech stellt hingegen einen Biegewiderstand dar, der die Querverformungen dort minimiert. Zudem findet ein geringerer Energieeintrag in das Unterblech statt, welcher die Effekte um den Wärmestau an der Randkante und die resultierende Verformung ebenfalls mindert.

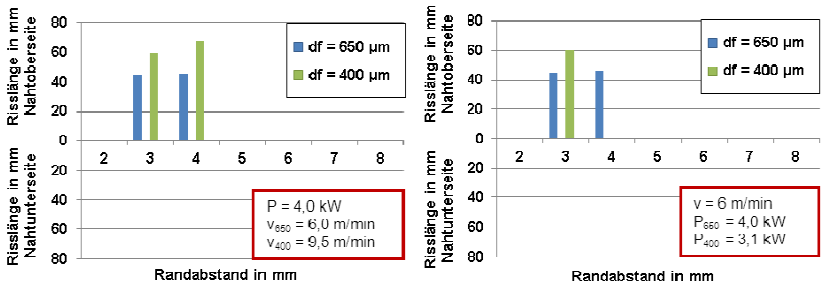


Bild 7.10: Vergleich der Risslänge beim randnahen Einschweißen mit 650 µm und 400 µm Fokusdurchmesser.
(Weitere Parameter: $l_S = 80$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT= AA 6016, seitliche Einspannung)

Bei einem Vergleich von Bild 7.10 mit Bild 7.7 zeigt sich, dass sich der sichtbare Schweißnahtmittenriss deutlich reduziert, wenn anstelle einer Durchschweißung eine Einschweißung umgesetzt wird. Zudem wurde im Experiment beim Einschweißen mit 650 µm Fokusdurchmesser eine geringe Rissanfälligkeit im Vergleich mit der Fokussierbedingung mit 400 µm Fokusdurchmesser festgestellt. Die Rissanfälligkeit beschränkt sich hierbei allein auf den Bereich der Randabstandsvariation zwischen 3 mm und 4 mm Randabstand.

Somit ist unabhängig von der angewandten Fokussierbedingung eine Einschweißung gegenüber einer Durchschweißung zu bevorzugen, um Schweißnahtmittenrisse zu vermeiden.

7.2 Geeigneter Randabstand

Wie in den theoretischen Ausführungen in Kapitel 5.3 beschrieben, besitzt der Randabstand einen wesentlichen Einfluss auf die Rissneigung. Dies wird durch die experimentellen Untersuchungen aus Kapitel 7.1.2 gestützt und im Folgenden durch weitere Experimente mit einer Remote-Laserbearbeitungsoptik verifiziert.

Um den Einfluss des Randabstandes auf die Bildung von Heißrissen experimentell zu betrachten, wurden Proben mit unterschiedlichen Randabständen von 1 mm bis 10 mm geschweißt und Querschliffe der resultierenden Schweißnähte erstellt. Die Schweißproben wurden anschließend anhand der oberflächlich sichtbaren Risslänge, wie in Bild 7.1 dargestellt, beurteilt.

Versuche mit 5 kW Laserleistung bei 650 µm Fokusdurchmesser und 6 m/min Schweißgeschwindigkeit zeigten, dass Nahtmittenrisse an der Oberseite für 4 mm und 5 mm Randabstand auftreten. Zudem wurden bei 3 mm Randabstand, wie aus Bild 7.11 hervorgeht, an der Unterseite ebenfalls Schweißnahtmittenrisse detektiert.

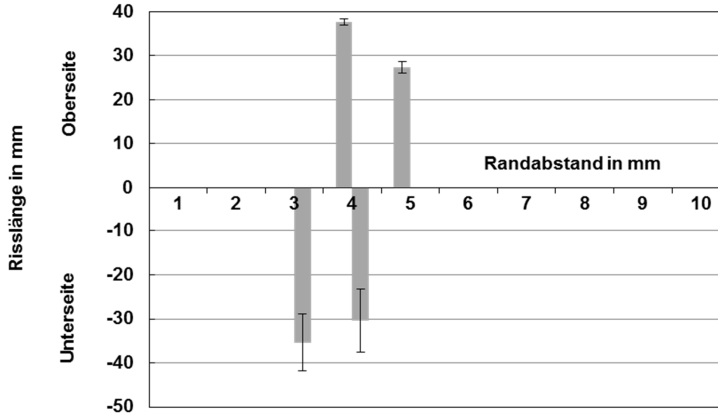


Bild 7.11: Vergleich der Risslänge beim randnahen Laserstrahlschweißen.
(Weitere Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $l_S = 70$ mm, R = variiert, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Randabstände oberhalb von 6 und 7 mm weisen aufgrund der veränderten thermomechanischen Bedingungen keine Schweißnahtmittenrisse auf. Häufig soll dieses Regime jedoch nicht genutzt werden, da ein möglichst geringer Flanschabstand gefordert wird.

Bei den geforderten sehr geringen Flanschgrößen legen die dargestellten Risslängen eine Positionierung der Schweißnaht mit einem Randabstand von 1 mm oder 2 mm nahe. Um dieses Prozessfenster der nahtmittenrissfreien Schweißnähte im Bereich dieser Randabstände von 1 mm bis 3 mm anwendungsseitig zu nutzen, ist eine genaue Lagepositionierung des Laserstrahls auf den gewünschten Randabstand erforderlich. Des Weiteren werden in diesem Prozessregime zwar Nahtmittenrisse vermieden, die Wahrscheinlichkeit mit der Querrisse in der Schweißnaht auftreten steigt jedoch drastisch an [81]. Diese Rissform wird von der Modellvorstellung und dem Heißrisskriterium aus Kapitel 5 nicht erfasst. Eine Computertomografie-Analyse einer Schweißnaht bei 1 mm Randabstand, dargestellt in Bild 7.12, bestätigt diese Aussagen.

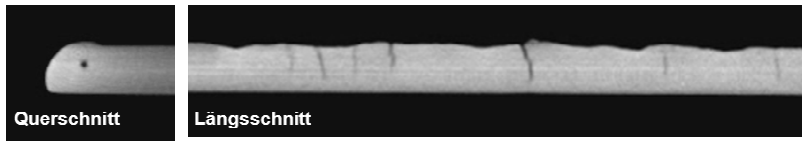


Bild 7.12: CT-Aufnahmen einer Laserschweißnaht, welche bei einem Randabstand von 1 mm erstellt wurde.
(Weitere Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, l_S = 80 mm, z_f = 0 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Im links dargestellten Querschnitt sind keine Längsrisse bzw. Nahtmittenrisse zu erkennen. Jedoch offenbart ein weiterer CT-Scan im Längsschnitt, dargestellt in Bild 7.12 rechts, dass in Querrichtung der ausgebildeten Schweißnaht deutliche Risse vorhanden sind.

Somit suggeriert Bild 7.11 bei geringen Randabständen von 1 mm und 2 mm eine vermeintliche Rissfreiheit, wenngleich in diesem Regime häufig Querrisse vorhanden sind. Eine wirkungsvolle Methode zur Vermeidung dieser Querrisse wurde von Weller [81] durch die Verwendung von geeigneten Mehrschichtlegierungen vorgestellt. So kann auch im Regime des Umschmelzens der Randkante eine hohe Bearbeitungsqualität ohne Rissausbildung gewährleistet werden.

7.3 Angepasste Spannsituation

Die Spannvorrichtung wirkt sich in zweierlei Hinsicht auf das Prozessresultat aus. Zum einen wird über direkten Kontakt des Spannmittels mit dem Werkstück Wärme abgeführt, was sich in einer Veränderung der Temperaturfeldverteilung niederschlägt. Zum anderen wird durch die mechanische Fixierung die freie Bewegung und Verformung des Werkstücks wesentlich eingeschränkt.

Bild 7.13 veranschaulicht die zwei numerisch betrachteten Spannsituationen. Es handelt sich um eine seitliche Einspannung (links) und eine Einspannung parallel zum Schweißnahtverlauf (rechts).

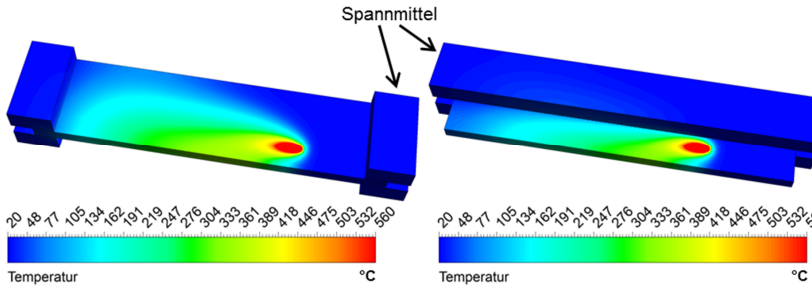


Bild 7.13: Links: Temperaturfeldverteilung beim Schweißen mit seitlicher Einspannung aus Stahl.
Rechts: Temperaturfeldverteilung beim Schweißen mit paralleler Einspannung aus Kupfer.
(Weitere Parameter: $P = 5\,kW$, $v = 6\,m/min$, $l_S = 70\,mm$, $R = 5\,mm$, $z_f = 0\,mm$, $d_{OB} = 1{,}2\,mm$, $d_{UB} = 1{,}5\,mm$, MAT = AA 6016, variierte Einspannung)

Im Falle der rechts dargestellten parallelen Einspanung wurde zudem der Einfluss des Spannbackenwerkstoffes betrachtet. Dazu wurden in die numerischen Untersuchungen die Materialparameter von Stahl, Aluminium und Kupfer, welches im betrachteten Vergleich die höchste Wärmeleitfähigkeit besitzt, für die Spannbacken eingesetzt.

Die Analyse des thermischen Einflusses der Spannsituation auf den Schweißprozess wurde anhand der Betrachtung der Maximaltemperatur am Blechrand analog zu Kapitel 4.3.1 durchgeführt. So zeigt Bild 7.14 den berechneten Wert dieser Maximaltemperatur für den 0,6 s langen Schweißprozess ebenso wie für die 0,4 s dauernde Abkühlphase bei einer Schweißposition mit 5 mm Randabstand.

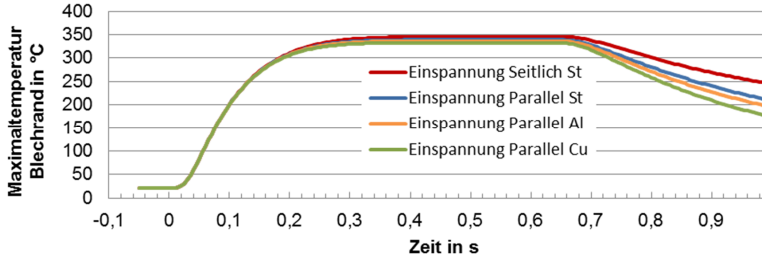


Bild 7.14: Simulierte Maximaltemperatur am Blechrand für verschiedene Einspannsituationen und Materialien.
(Weitere Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $l_S = 70$ mm, $R = 5$ mm, $z_f = 0$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, variierte Einspannung)

Durch das Variieren des Spannmittels treten während des Prozesses kaum Veränderungen der Maximaltemperatur am Blechrand auf. Ein deutlicher Einfluss der Spannsituation und insbesondere des veränderten Spannmittelwerkstoffes ist erst nach dem Schweißprozess in der Abkühlphase zu beobachten. Hier führt eine parallele Einspannung, aufgrund der größeren Kontaktfläche, mit Kupfer als Spannmittelwerkstoff, aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit, die Wärme am schnellsten ab, so dass hier der steilste Temperaturabfall zu beobachten ist.

Neben dem thermischen Einfluss ist auch die mechanische Beeinflussung der im Schweißprozess entstehenden Verformungen durch das Spannmittel nicht zu vernachlässigen. In den hier betrachteten Spannsituationen ist die Schweißnaht parallel und seitlich eingespannt, was eine Blechbewegung longitudinal in und entgegen der Vorschubrichtung verhindert.

Bild 7.15 zeigt die aus veränderten thermischen und mechanischen Randbedingungen durch die Spannmittelvariation resultierenden Rissneigungsenergien (vgl. Kapitel 5). Demnach besteht eine geringere Rissneigung, wenn das Werkstück parallel zur Schweißnaht gespannt wird.

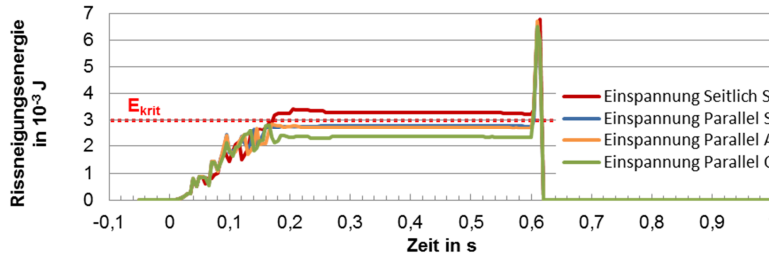


Bild 7.15: Errechneter Verlauf der Rissneigungsenergie für verschiedene Einspannsituationen und Materialien.
(Weitere Parameter: $P = 5\,kW$, $v = 6\,m/min$, $l_S = 70\,mm$, $R = 5\,mm$, $z_f = 0\,mm$, $d_{OB} = 1{,}2\,mm$, $d_{UB} = 1{,}5\,mm$, MAT = AA 6016, variierte Einspannung)

Die in Bild 7.15 dargestellten Kurven gelten für den unrealistischen Fall eines idealen Wärmeübertrages, zwischen Werkstück und Spannmittel. Bislang konnten bei experimentellen Betrachtungen des Einflusses der Einspannposition und des Spannmittelwerkstoffs, analog zu den Untersuchungen von Gärtner [170], keine Veränderungen der Schweißnahtgeometrie aufgrund der veränderten Wärmeabfuhr und mechanischen Fixierung festgestellt werden. Eine erste experimentelle Untersuchung des Einflusses der Spannvorrichtung auf die Heißrissbildung [171] unter Verwendung der berechneten Szenarien mit seitlicher und paralleler Einspannsituation, zeigen die in Bild 7.16 dargestellten Risslängen in Abhängigkeit der angewandten Randabstände.

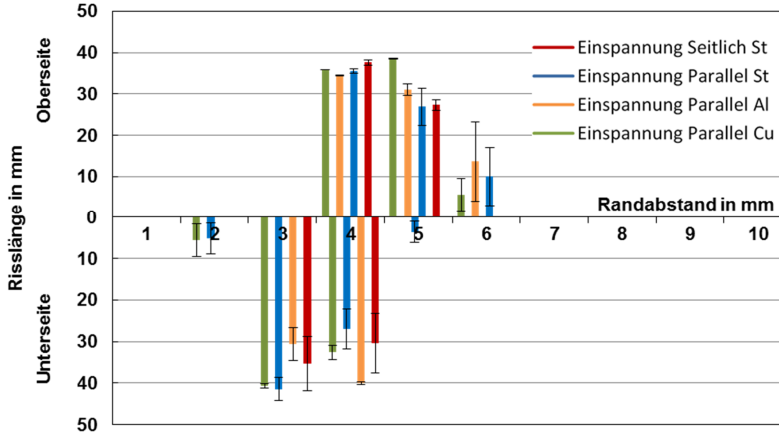


Bild 7.16: Experimentell bestimmte Risslänge für die betrachteten Spannsituationen und Spannmittelmaterialien [171].
(Weitere Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, l_S = 70 mm, R = variiert, z_f = 0 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, variierte Einspannung)

Aus den dargestellten Risslängen an der Schweißnahtoberseite und Schweißnahtunterseite in Bild 7.15 ist kein Unterschied durch die angewandten Spannsituationen erkennbar. Vielmehr ist im Rahmen der Messgenauigkeit festzustellen, dass die Einspannsituation und der eingesetzte Spannmittelwerkstoff keinen Einfluss auf die makroskopisch sichtbaren Risse nehmen. Die mit Hilfe der Simulationsresultate bestimmte geringere Rissneigung für die parallele Einspannsituation mit einem Kupferwerkstoff wurde experimentell nicht bestätigt. Die unzureichende Abbildung kann mit dem als ideal abgebildeten Wärmeübergang zwischen Werkstück und Spannmittel begründet werden.

7.4 Modulation der Laserleistung

Wie in Kapitel 5.2 gezeigt wird, findet nach dem Schweißstart oder während der Startphase des Schweißprozesses ein zeitliches Ansteigen der mechanischen Belastung auf das erstarrende Zweiphasengebiet statt. Mit diesem Hintergrundwissen ist eine zeitliche Modulation der Laserleistung zielführend, da demnach die besonders vorteilhafte Startphase mehrfach durchlaufen wird. Bei einer zyklischen Variation der Laserleis-

tung kann somit über das zeitlich variierte Einbringen der Wärmemenge die mechanische Belastung der Schweißnaht gezielt gesteuert werden.

Ein weiterer positiver Effekt, den die angewandte Leistungsmodulation nach sich zieht, ist die Ausbildung von geclusterten Erstarrungszentren. Während beim kontinuierlichen Laserstrahlschweißen eine gerichtete Erstarrung in Vorschubrichtung stattfindet, findet beim Laserstrahlschweißen mit modulierter Laserleitung eine zentrisch gerichtete Erstarrung hin zu den Erstarrungsclustern statt. Die Folgen dieser zentrischen Erstarrung auf die Rissentstehung werden im nachfolgenden Kapitel 7.4.1 beschrieben.

7.4.1 Auswahl geeigneter Modulationsformen

Mit dem Ziel der Modulation die Startphase des Schweißprozesses mehrfach zu durchlaufen wurde ein Schweißprozess angestrebt, der kontinuierlich zwischen Tiefschweißen und Wärmeleitungsschweißen variiert. Hierzu lassen sich verschiedenste Modulationsformen nutzen, wobei diese, wie nachfolgend beschrieben, einen entscheidenden Einfluss auf das Prozessergebnis haben. Zur Analyse dieses Einflusses wurden vier verschiedene Modulationsformen in einer umfassenden Studie beim randnahen Schweißen mit einem Randabstand von 4 mm getestet und bewertet. Eine Form stellt das rechteckige Leistungsprofil aus Bild 7.17 dar.

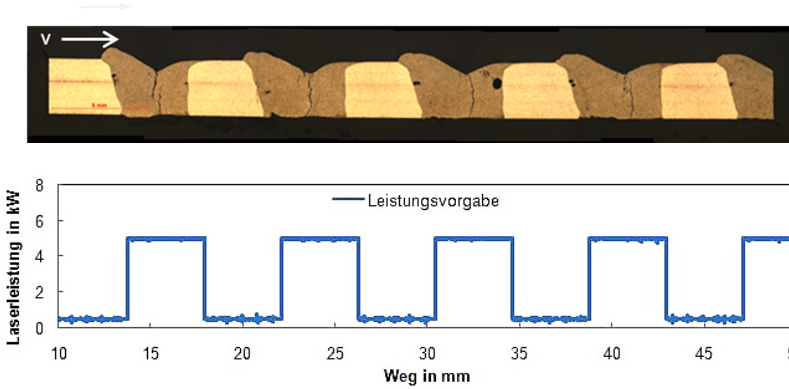


Bild 7.17: Rechteckförmiges Laserleistungssignal mit f = 10 Hz und Längsschliff der dazugehörigen Schweißnaht [172].
(Parameter: P = moduliert, v = 5 m/min, S_L = 70 mm, d_f = 400 µm, z_f = 0 mm, R = 4 mm, α_S = 5°, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Zwar treten bei dieser Modulationsform mit 10 Hz Modulationsfrequenz keine durchgängigen Nahtmittenrisse auf, jedoch sind die Schweißabschnitte von deutlichen Erstarrungsrissen gekennzeichnet. Diese resultieren aus einer zentrischen Erstarrung zur Schmelzbadmitte, welche wiederum zur Schweißabschnittsmitte gerichtet ist. Die unterschiedlichen Schweißnahtflankenwinkel im Längsschliff sind durch eine stechende Anstellung der Bearbeitungsoptik um 5° begründet.

Eine Verbesserung dieses zentrischen Erstarrungsverhaltens, der Ursache der Erstarrungsrisse, wird durch eine abfallende Leistungsflanke am Ende des Schweißabschnittes erzielt.

Die bei linear abfallendem Leistungssignal entstehende Sägezahnform sowie der zugehörige Längsschliff sind in Bild 7.18 dargestellt.

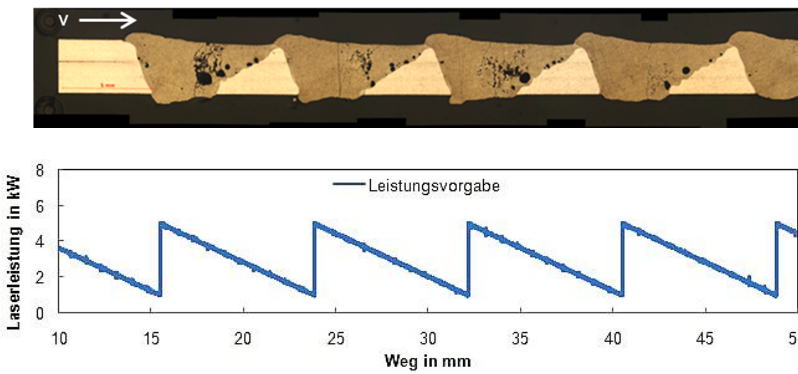


Bild 7.18: Sägezahnförmiges Laserleistungssignal mit f = 10 Hz und Längsschliff der dazugehörigen Schweißnaht [172].
(Parameter: P = moduliert, v = 5 m/min, S_L = 70 mm, d_f = 400 µm, z_f = 0 mm, R = 4 mm, α_S = 5°, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Die Schweißresultate bei angewandter Sägezahnform offenbaren eine weitere Problematik, die sich aus dem kontinuierlichen Übergang vom Tiefschweißen zum Wärmeleitungsschweißen ergibt. Beim leistungsbedingten Rückgang der Kapillartiefe kommt es zur Abschnürung der Kapillare, was zur Bildung unerwünschter Prozessporen führt.

Deren Auftreten reduziert sich, wenn wie in Bild 7.19 dargestellt, ein sinusförmiges Leistungssignal mit steileren Flanken angewandt wird. Gleichwohl treten bei dieser Modulationsform ebenfalls Poren und Erstarrungsrisse auf.

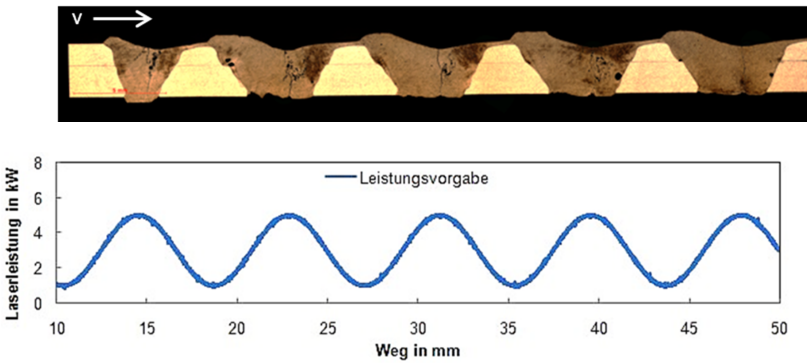


Bild 7.19: Sinusförmiges Laserleistungssignal mit f = 10 Hz und Längsschliff der dazugehörigen Schweißnaht [172].
(Parameter: P = moduliert, v = 5 m/min, S_L = 70 mm, d_f = 400 µm, z_f = 0 mm, R = 4 mm, α_S = 5°, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Beim Erstellen von Laserstrahlschweißpunkten mit gepulsten Laserstrahlquellen hat sich die Anwendung einer stufenförmigen Pulsform bewährt [82]. Die Anwendung eines solchen Pulses in Modulationsform mit 10 Hz Modulationsfrequenz findet sich in Bild 7.20 wieder.

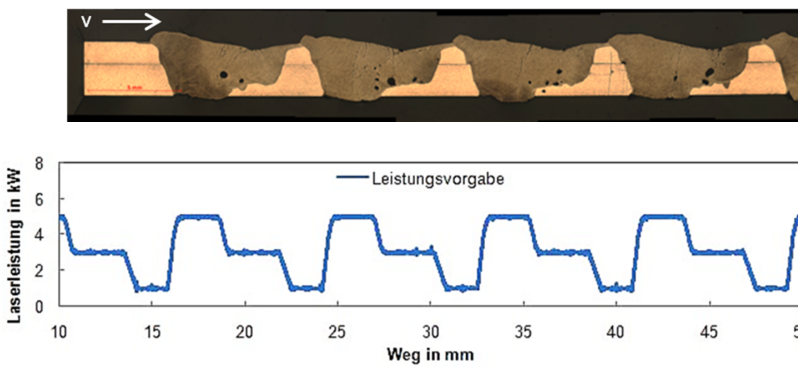


Bild 7.20: Stufenförmiges Laserleistungssignal mit f = 10 Hz und Längsschliff der dazugehörigen Schweißnaht [172].
(Parameter: P = moduliert, v = 5 m/min, S_L = 70 mm, d_f = 400 µm, z_f = 0 mm, R = 4 mm, α_S = 5°, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Auch diese Form zeigt die Vermeidung von durchgängigen Nahtmittenrissen durch Abbruch des Tiefschweißprozesses und kontinuierlicher Wiederkehr der Startphase des Schweißprozesses. Die dargestellte Modulationsform hat insbesondere an der Stufe der herabgesetzten Laserleistung Prozessporen zur Folge.

Für die Auswirkungen der betrachteten Modulationsformen kann resümierend festgestellt werden, dass alle vier Modulationsformen die Bildung von durchgängigen Nahtmittenrissen verhindern. Bezüglich Erstarrungsrissbildung und Porenbildung zeigen die sinusförmige Modulation und die Stufenmodulation die besten Resultate, weshalb diese Modulationsformen inklusive einer Frequenzvariation nachfolgend in den Kapiteln 7.4.2 und 7.4.3 näher erörtert werden.

7.4.2 Sinusförmige Leistungsmodulation

In einer experimentellen Versuchsreihe wurde bei 400 µm Fokusdurchmesser die Laserleistung sinusförmig zwischen 1 kW und 5 kW bei 5 m/min Schweißgeschwindigkeit variiert. Der Längsschnitt einer derart mit 50 Hz modulierten Laserschweißnaht ist in Bild 7.21 dargestellt.



Bild 7.21: Längsschnitt einer Schweißnaht mit sinusförmig modulierter Laserleistung. (Parameter: P = 3 kW ± 2 kW, v = 5 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 400 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Es ist deutlich die veränderte Einschweißtiefe zu erkennen, die dem angelegten Leistungssignal folgt. Die Validierung des Prozesses erfolgte mithilfe des in Kapitel 3 beschriebenen Modells. Hierbei wurde ein Laserstrahlschweißprozess simuliert, indem die Leistung über Punktquellen sinusförmig eingebracht wurde.

Bild 7.22 zeigt den aus der numerischen Prozessabbildung resultierenden Längsschnitt mit der zugehörigen Einschweißtiefe.

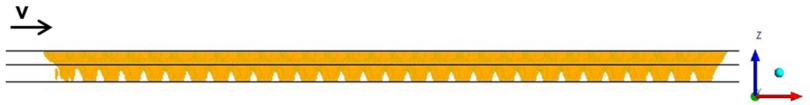


Bild 7.22: Simulierter Längsschnitt einer Schweißnaht mit sinusförmig modulierter Laserleistung.
(Parameter: P = 3 kW ± 2 kW, v = 5 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Die Übereinstimmung mit dem experimentell erzeugten Längsschnitt aus Bild 7.21 ist zu erkennen. So wird insbesondere die wiederkehrende Veränderung der Einschweißtiefe in der Simulation korrekt wiedergegeben.

Im nächsten Rechenschritt konnte mit dieser numerischen Abbildung modulierter Schweißnähte die zeitliche Veränderung der Rissneigungsenergie (vgl. Kapitel 5) bei sinusförmiger Leistungsmodulation ermittelt werden. Der Verlauf der Rissneigungsenergie über der Dauer des modulierten Schweißprozesses ist in Bild 7.23 ersichtlich. Um der herabgesenkten mittleren Leistung für ein vergleichbares Schweißergebnis Rechnung zu tragen, fand der Prozess mit modulierter Leistung bei 5 m/min Schweißgeschwindigkeit statt, wohingegen der kontinuierliche Schweißprozess bei 6 m/min und 5 kW mittlerer Laserleistung simuliert wurde.

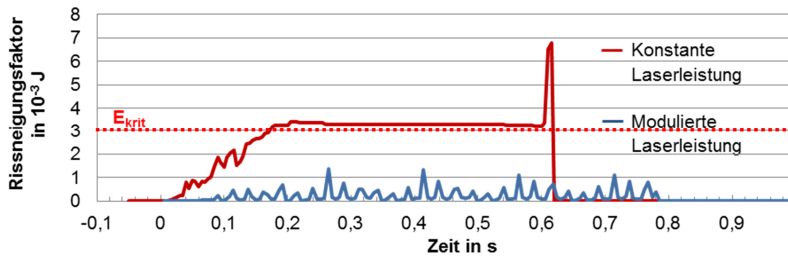


Bild 7.23: Simulierter Verlauf der Rissneigungsenergie beim Schweißen mit konstanter Laserleistung (P = 5 kW, v = 6 m/min) und beim Schweißen mit modulierter Laserleistung (blau).
(Parameter: P = 3 kW ± 2 kW, v = 5 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Es zeigt sich, dass der Rissneigungsverlauf des mit 40 Hz modulierten Signals unterhalb des in Kapitel 5.3, anhand von Randabstandsvariationen ermittelten kritischen Wertes der Rissneigungsenergie von $3 \cdot 10^{-3}$ J liegt. Zudem spiegelt die Rissneigungs-

energie die angelegte sinusförmige Leistungsmodulation wieder, da die Modulationsfrequenz sich im Verlauf der Rissneigungsenergie wiederfindet.

Zur experimentellen Verifikation der berechneten Neigung zur Nahtmittenrissbildung wurden Schweißnähte bei einem heißrisskritischen Randabstand von 5 mm erzeugt und die Nahtoberraupe der Schweißnähte betrachtet (siehe Bild 7.24).

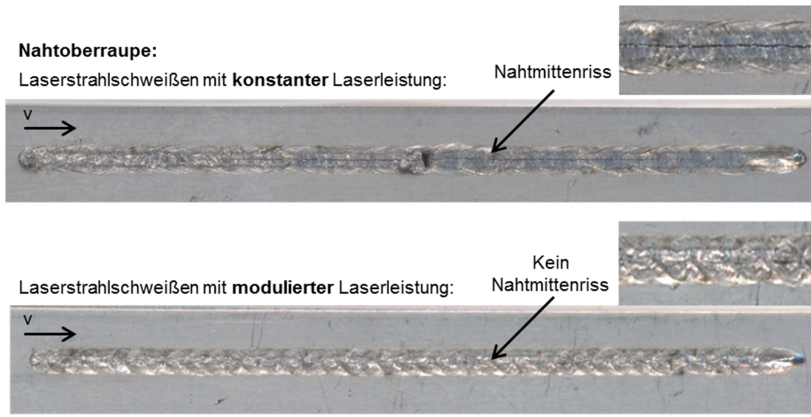


Bild 7.24: Oben: Nahtoberraupe einer kontinuierlich geschweißten Naht mit 5 kW Laserleistung.
Unten: Nahtoberraupe einer sinusförmig modulierten Schweißnaht mit 40 Hz.
(Parameter: P = 3 kW± 2 kW, v = 5 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Beim Schweißen mit kontinuierlicher Laserleistung ist ein Nahtmittenriss vorhanden, wohingegen diese Rissform beim Schweißen mit modulierter Laserleistung (im unteren Abschnitt von Bild 7.24 dargestellt) nicht auftritt. Anhand der gezeigten Aufsichten kann jedoch keine Aussage über die lokale Rissbildung im Inneren der Schweißnähte getroffen werden.

Die in Bild 7.23 dargestellte Rissneigungsenergie hat somit die sichtbaren Auswirkungen auf die Bildung von Schweißnahtmittenrissen beim modulierten Laserstrahlschweißen (vgl. Bild 7.24) zutreffend wiedergegeben. Sowohl den Simulationsresultaten als auch den experimentell geschweißten Proben ist eine Vermeidung von Schweißnahtmittenrissen durch das angewandte Modulationssignal zu entnehmen.

Einfluss auf die Gefügestruktur

Neben dem Einfluss auf die Temperaturfelder und die resultierenden Spannungen sowie Dehnungen besitzt die Leistungsmodulation überdies einen Einfluss auf das Erstarrungsgefüge. In einer experimentellen Studie wurde die Laserleistung sinusförmig um einen Mittelwert von 2,5 kW Laserleistung variiert. Dieser Mittelwert markiert bei den verwendeten Parametern von 650 µm Fokusdurchmesser und 1,5 m/min Schweißgeschwindigkeit die Tiefschweißschwelle, deren Bestimmung in Kapitel 7.4.4 näher erläutert wird. Eine Leistungsmodulation mit einer Amplitude von 1 kW ermöglicht einen wiederkehrenden Tiefschweißprozess in diesem Regime, woraus die in Bild 7.25 dargestellten Schweißnähte für 20 Hz und 50 Hz Modulationsfrequenz resultieren.

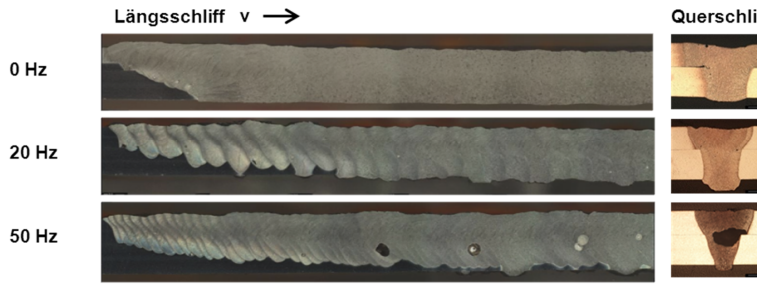


Bild 7.25: Längs- und Querschliff von unmodulierter Schweißnaht und leistungsmodulierter Schweißnaht mit 20 Hz und 50 Hz.
(Parameter: P = 2,5 kW ± 1 kW, v = 1,5 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Im Längsschliff der Schweißnähte ist der Einfluss der Leistungsmodulation deutlich zu erkennen, welcher insbesondere zu Beginn des Schweißprozesses ausgeprägte Erstarrungslinien zur Folge hat. Die Auswirkung der Modulation auf das Erstarrungsgefüge wurde im Randbereich der Schweißnaht sowie in der Schweißnahtmitte anhand von Querschliffen analysiert. Bild 7.26 zeigt das Ergebnis dieser Analyse im Randbereich der Schweißnaht und im Zentrum der Schweißnaht. Die angewandte Leistungsmodulation bewirkt eine deutlich feinere Gefügestruktur im vergleich zur unmodulierten Schweißnaht. Während bei der unmodulierten Schweißnaht mit 100facher Vergrößerung ein interdendritischer Mikroriss erkennbar ist, sind derartige Risse bei den modulierten Schweißnähten nicht zu beobachten.

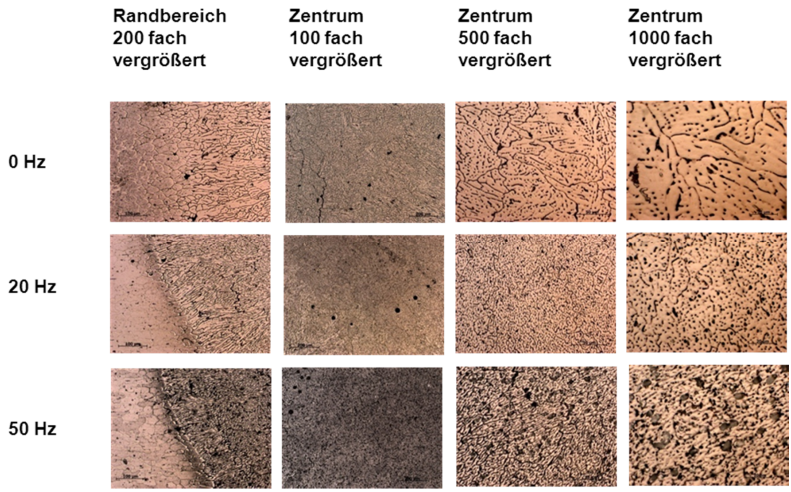


Bild 7.26: Gefügestruktur einer Laserschweißung mit unmodulierter Laserleistung (oben) und mit sinusförmig modulierter Laserleistung (unten).
(Parameter: P = 2,5 kW ± 1 kW, v = 1,5 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Dies entspricht der Theorie [19][178], wonach ein feinkörniges Gefüge die Rissneigung senkt, da sich die heißrissverursachende Restschmelze auf einer größeren Korngrenzenfläche verteilt und somit einen dünneren Schmelzfilm ausbildet. Ebenso stehen die erhaltenen Resultate in Einklang mit Untersuchungen zum gepulsten Laserstrahlschweißen [82][83][178].

Die Gründe für die erzielte Veränderung der Gefügestruktur können bislang nicht benannt werden. Einen Einfluss auf die veränderte Gefügeausbildung besitzt vermutlich die zeitliche Varianz der Temperaturgradienten. Zudem ist durch das periodische Schließen und Öffnen der Dampfkapillare mit einer dynamischen Beeinflussung der Schmelzebewegung zu rechnen. Ob thermische oder mechanische Effekte für die beobachtete feinere Gefügestruktur verantwortlich sind, ist bislang ungeklärt und lässt sich nur durch eine gezielte dynamische Bewegungsbeeinflussung der Schmelze ohne Veränderung des Temperaturgradienten näher untersuchen.

7.4.3 Stufenförmige Leistungsmodulation

In Kapitel 7.4.1 wurde gezeigt, dass die stufenförmige Leistungsmodulation Vorteile hinsichtlich Poren- und Erstarrungsrissbildung mit sich bringt. Um die Auswirkungen dieser stufenförmigen Leistungsmodulation im Detail zu analysieren, wurde in einer experimentellen Versuchsreihe eine derartige stufenförmige Modulationsform mit den Parametern 400 µm Fokusdurchmesser, einer Laserleistung zwischen 1 kW und 5 kW sowie 5 m/min Schweißgeschwindigkeit angewandt. In dieser Versuchsreihe war der Laserstrahl um 5° stechend angestellt, um einen direkten Rückreflex in die Optik während des Wärmeleitungsschweißens zu vermeiden. Der zeitliche Verlauf des stufenförmigen Modulationssignal T_M wurde während der gesamten Versuchsreihe konstant gehalten. Variiert wurde die Zeit T_Z zwischen den Stufen in einem Bereich von 0 ms bis 9 ms. Die detaillierte stufenförmige Laserleistungsmodulation der Zeit ist in Bild 7.27 dargestellt.

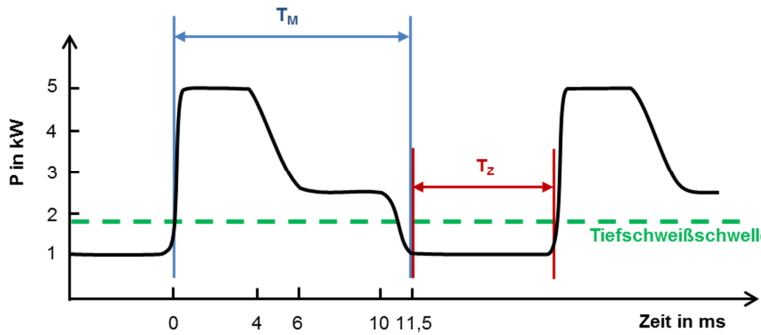


Bild 7.27: Laserleistungsmodulation mit einem 11,5 ms langen Modulationssignal T_M und der Zeit T_Z zwischen zwei Modulationssignalen.
(Parameter: P = moduliert, v = 5 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 400 µm, z_f = 0 mm, R = 3 mm, SG = Argon, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Im Folgenden werden die Einflüsse der Zeit T_Z zwischen den einzelnen Modulationspeaks auf die Schweißnahtqualität diskutiert. Die Modulationslänge und -form sowie die Energie während eines Modulationssignales T_M bleiben konstant.

Bild 7.28 zeigt die Ober- und Unterseiten der resultierenden Schweißnähte. Bis 2 ms Modulationsabstand T_Z sind durchgängige Schweißnähte zu beobachten. Ab 3 ms zeitlichem Abstand zwischen den Modulationspeaks ist durch die angewandte Zeit T_Z auf der Blechunterseite keine durchgängige Schweißnaht vorhanden. Die konstante Laser-

leistung zur Erzeugung der Vergleichsproben wurde derart eingestellt, dass sich der Schweißprozess an der Schwelle zum Durchschweißen der Überlappverbindung befindet.

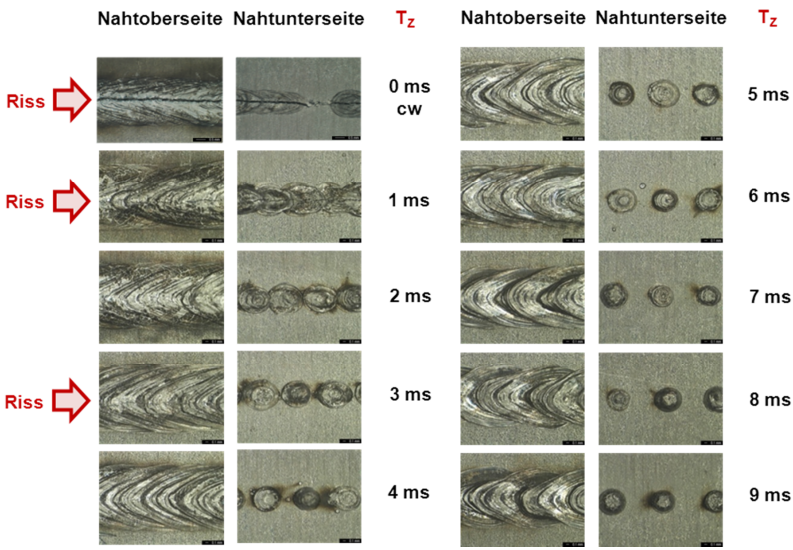


Bild 7.28: Einfluss der Zeit T_Z zwischen zwei Modulationssignalen T_M auf die Schweißnahtober- und Schweißnahtunterseite.
(Parameter: P = moduliert, v = 5 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 400 µm, z_f = 0 mm, R = 3 mm, SG = Argon, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie in Bild 7.28 markiert, entstehen bei geringem Modulationsabstand bis einschließlich 3 ms Nahtmittenrisse. Dies ist darin begründet, dass sich ein durchgängiges Schmelzbad ausbildet und die Zeit T_Z nicht zur vollständigen Erstarrung ausreicht, weshalb ein kontinuierlicher Schweißprozess vorliegt. Höhere Modulationsabstände resultieren in einer deutlich ausgeprägten Nahtschuppung, welche mit nahtmittenrissfreien Schweißnähten sowohl an der Nahtober- als auch Nahtunterseite einhergehen. Dieser Effekt ist auf die in Kapitel 5.2 beschriebene geringe Heißrissneigung während der Startphase des Schweißprozesses zurückzuführen.

In Bild 7.29 wird exemplarisch die Schweißung mit konstanter Laserleistung mit den aus Bild 7.28 bekannten rissfreien Schweißungen mit T_z = 6 ms und T_z = 9 ms verglichen. Die Darstellung wird um die Querschliffe ergänzt. Oben links im Bild 7.29 ist die Schweißprobe und die Entnahmeposition der Querschliffe schematisch dargestellt.

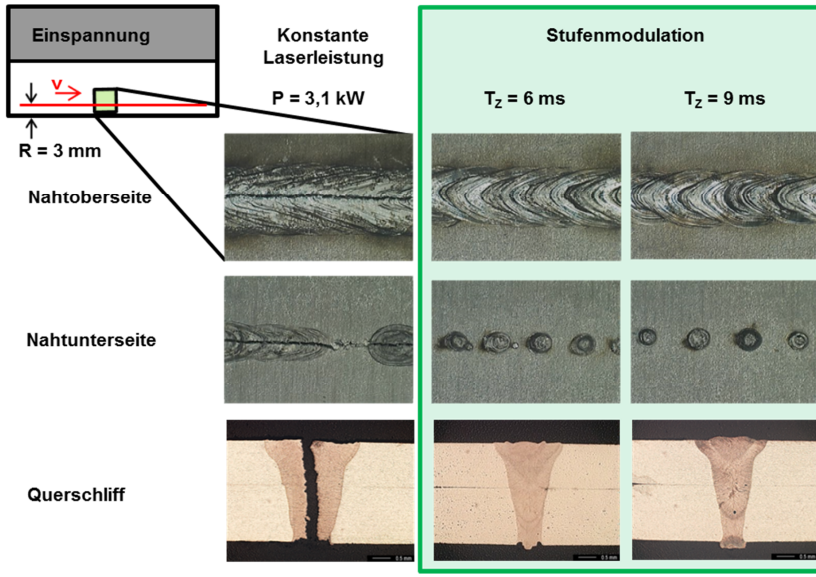


Bild 7.29: Darstellung der Schweißnahtober- und Schweißnahtunterseite sowie eines Querschliffes, erzeugt beim Laserstrahlschweißen mit kontinuierlicher und stufenförmig modulierter Laserleistung.
(Parameter: P = moduliert, v = 5 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 400 µm, z_f = 0 mm, R = 3 mm, SG = Argon, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie aus Bild 7.29 hervorgeht, lassen sich mit der Methode einer modulierten Leistungsvariation bei nahezu identischem Anbindungsquerschnitt nahtmittenrissfreie Schweißnähte erzeugen.

Bild 7.30 zeigt, dass bei Schweißnähten, die mittels Leistungsmodulation erzeugt wurden, im Längs- und im Querschliff starke Porenbildung zu sehen ist.

Wenngleich der Effekt einer zentrisch gerichteten Erstarrung im Hinblick auf klassische Nahtmittenrisse und eine Unterbindung der dazugehörigen Rissfortpflanzung positiv zu bewerten ist, so führt dieser Effekt vermehrt zur Ausbildung von Erstarrungsrissen im Zentrum der einzelnen Erstarrungscluster. Zudem kann es bei einer Modulation der Laserleistung über der Tiefschweißschwelle durch das Kollabieren der Schweißkapillare zu vermehrter Porenbildung kommen.

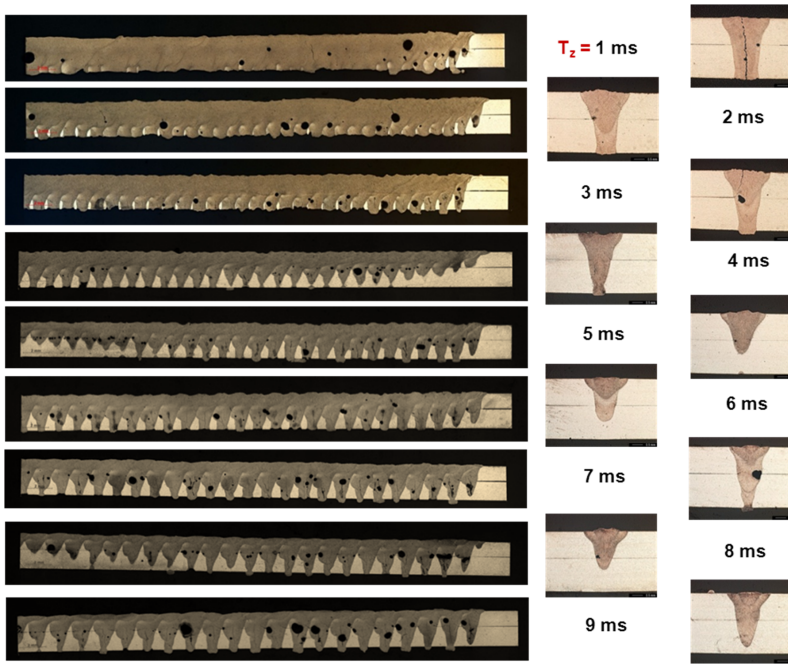


Bild 7.30: Längsschnitte und zugehörige Querschnitte beim Schweißen mit stufenförmiger Leistungsmodulation und Variation des zeitlichen Stufenabstandes T_Z.
(Parameter: P = moduliert, v = 5 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 400 µm, z_f = 0 mm, R = 3 mm, SG = Argon, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie ebenfalls in Bild 7.30 veranschaulicht, zeigt sich eine Abhängigkeit der Erstarrungsrissbildung und Porenbildung vom Modulationsparameter T_z. Für Werte der Zeit T_Z bis 3 ms ist eine Tendenz zur durchgängigen Schweißnahtmittenrissbildung zu erkennen. Die Querschliffe größerer Stufenabstände zeigen keine derartigen Schweißnahtmittenrisse. Vielmehr fällt beim Vergleich der Längsschliffe auf, dass diese T_Z Werte vermehrt zu Poren führen und einzelne Risse im Nahtgrund auftreten. Bild 7.30 lässt den Schluss zu, dass je größer die Varianz zwischen Durchschweißung und Einschweißung bzw. der Einschweißtiefenunterschied im Längsschliff ist, desto höher ist die Wahrscheinlichkeit des Auftretens von Prozessporen. Auf Basis der experimentellen Untersuchungen lässt sich jedoch kein geeigneter Modulationsparameter ermitteln, welcher sowohl Rissfreiheit als auch Porenfreiheit bei kontinuierlichem Anbindungsquerschnitt gewährleistet.

Gleichwohl zeigt sich, dass durch gezielte Beeinflussung der Modulationsparameter die Porenbildung minimiert werden kann. Das Potenzial, bei moduliertem Leistungssignal porenarme Schweißnähte zu erzeugen, ist in Bild 7.31 dargestellt. Es zeigt eine mit stufenförmigem Leistungssignal moduliert erzeugte Schweißnaht mit einer Frequenz von 70 Hz sowie einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min.

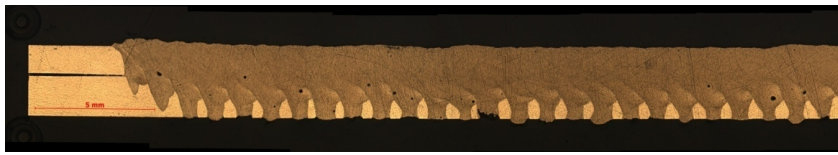


Bild 7.31: Längsschnitt einer stufenförmigen Laserleistungsmodulation mit 70 Hz. (Parameter: P =moduliert, v = 5 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 400 µm, z_f = 0 mm, R = 3 mm, SG = Argon, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Obschon eine deutliche Varianz zwischen Durchschweißung und Einschweißung zu beobachten ist, was einem Rückgang der Kapillartiefe entspricht, ist nur eine geringe Anzahl an Poren im Längsschliff in Bild 7.31 auszumachen. Im Rahmen der experimentellen Versuchsreihe konnte bisher jedoch keine Reproduzierbarkeit einer solchen Gutschweißung nachgewiesen werden.

7.4.4 Leistungsmodulation mit koaxialer Rückreflexmessung

Wie in den vorausgehenden Kapiteln beschrieben, spielt das Überschreiten der Tiefschweißschwelle bei der Wirkungsweise von Leistungsmodulation zum Herabsenken der Heißrissneigung eine entscheidende Rolle.

Die beiden Schweißregime Wärmeleitungsschweißen (WLS) und Tiefschweißen (TS) werden voneinander durch die sogenannte Tiefschweißschwelle abgegrenzt [152][153][179][180][181]. Die Kenntnis dieser Tiefschweißschwelle ist insbesondere beim Laserstrahlschweißen von Aluminium und bei der Umsetzung einer Leistungsmodulation zur Vermeidung von Heißrissen von großer Relevanz, da so die in Kapitel 7.4.2 und 7.4.3 gezeigten Schweißnähte ohne durchgängige Nahtmittenrisse erzeugt wurden. Aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit und der vergleichsweise geringen Absorption von Aluminium der 1 µm Laserwellenlänge [18], ist die Schwelle vom WLS zum TS und insbesondere die Zunahme der Einschweißtiefe beim Überschreiten dieser Schwelle für Aluminium sehr ausgeprägt.

Die meisten der bestehenden Studien zur Tiefschweißschwelle nutzen die Einschweißtiefe oder das Aspektverhältnis aus Schweißnahtbreite und -tiefe als Kenngröße um Wärmeleitungs- und Tiefschweißen voneinander zu unterscheiden. Andere nutzen Hochgeschwindigkeitsaufnahmen während des Schweißprozesses, um zu beobachten, ob die bestrahlte Oberfläche schmilzt oder verdampft, was bei ausreichender Verdampfungsrate mit der Bildung einer tiefen Schweißkapillare einhergeht. Alle genannten Untersuchungen benötigen eine Reihe von Experimenten mit der Variation verschiedenster Parameter zur Detektion der charakteristischen Tiefschweißschwelle.

Der Ansatz, die Laserleistung über die Tiefschweißschwelle hinweg sinusförmig zu modulieren, minimiert die benötigte Parameterschar, da innerhalb einer Modulation sowohl WLS als auch TS beobachtet werden können. Eine Diagnostikmethode stellt in diesem Zusammenhang die Verwertung der koaxial reflektierten Laserstrahlung zur Tiefschweißschwellencharakterisierung analog zu dem Versuchsaufbau in Bild 7.32 dar.

Die im Folgenden beschriebenen Experimente wurden mit einem TruDisk 5001 Laser mit einem Lichtleitkabel mit 200 µm Kerndurchmesser und einer 2:1 Abbildung mit 200 mm Brennweite durchgeführt, woraus ein Fokusdurchmesser von 400 µm resultiert. Während die bearbeiteten AlMgSi-Proben linear bewegt wurden, wurde der Schweißprozess als Referenzsignal mit einer Hochgeschwindigkeitskamera beobachtet. Zudem fand durch die genannte koaxial angebrachte Photodiode eine zeitaufgelöste Messung des rückreflektierten Laserlichtes statt. Die vom Prozess reflektierte und gestreute Laserstrahlung wird durch den Strahlteiler transmittiert, anschließend schmalbandig (± 5 nm) um die Laserwellenlänge von 1030 nm gefiltert und in seiner Intensität reduziert, um letztlich von einer Photodiode mit hoher Photosensitivität bei 1030 nm detektiert zu werden.

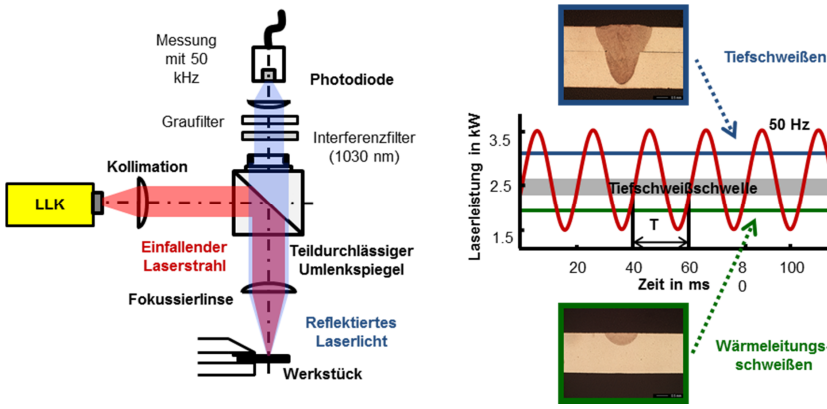


Bild 7.32: Links: Versuchsaufbau mit koaxialer Rückreflex-Messung. Rechts: Sinusförmig moduliertes Leistungssignal und Darstellung der beiden Schweißregime Wärmeleitungsschweißen und Tiefschweißen.

Das Rückreflexsignal ebenso wie das laserseitig gemessene Leistungssignal wurden mit einer Frequenz von 50 kHz aufgenommen. Die Hochgeschwindigkeitskamera wurde auf eine Aufnahmerate von 10 000 Bildern pro Sekunde konfiguriert. Die Synchronisation der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen mit dem reflektierten Leistungssignal sowie der laserseitig ermittierten Laserleistung ermöglichte eine Korrelation des Bearbeitungsprozesses mit der angewandten sinusförmigen Leistungsmodulation.

Um den Übergang zwischen WLS und TS zu analysieren, wurde ein sinusförmiges Leistungssignal mit 2,5 kW mittlerer Laserleistung und einer Amplitude von 1 kW verwendet. Der aus diesen Leistungsparametern resultierende Laserprozess wechselt zwischen WLS bei niedrigem Leistungsniveau und TS bei erhöhtem Leistungsniveau. Dies ist schematisch mit Bild 7.32 dargestellt, welches neben dem modulierten Leistungssignal typische Querschliffe für den Wärmeleitungsschweißprozess und den Tiefschweißprozess enthält.

Zur Vereinfachung der Interpretation des reflektierten Leistungssignals wurde dieses mittels Division durch das aktuelle Laserleistungssignal normiert. Das so ermittelte normierte Rückreflexsignal gemeinsam mit dem Quotienten aus Laserleistung und Strahldurchmesser, welcher in bestehenden Veröffentlichungen zur Charakterisierung der Tiefschweißschwelle herangezogen wurde [153][179][180][181], ist in Bild 7.33 dargestellt.

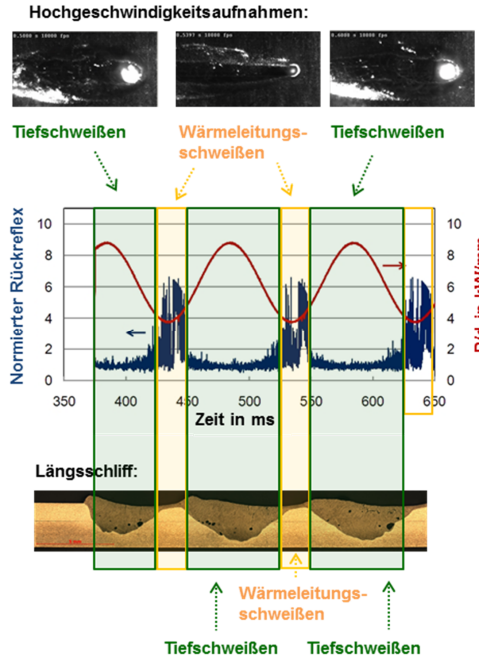


Bild 7.33: Rückreflex-Messung korreliert mit dem Quotienten aus Laserleistung und Fokusdurchmesser (Mitte), HS-Aufnahmen (oben) und Längsschliff der zugehörigen Schweißnaht (unten).
(Parameter: $P = 2{,}5\ \text{kW} \pm 1\ \text{kW}$, $f_M = 50\ \text{Hz}$, $v = 5\ \text{m/min}$, $S_L = 70\ \text{mm}$, $d_f = 400\ \mu\text{m}$, $z_f = 0\ \text{mm}$, $R = 5\ \text{mm}$, $\alpha_S = 5°$, $d_{OB} = 1{,}2\ \text{mm}$, $d_{UB} = 1{,}7\ \text{mm}$, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Werden die Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zur weiteren Auswertung herangezogen, wird ersichtlich, dass die hohen ermittelten normierten Rückreflexsignale mit dem Prozess des WLS korrelieren. Die große Variation dieses Signals geht auf eine unregelmäßig fluktuierende Reflexion an der unebenen Schmelzbadoberfläche zurück [182]. Die Laserstrahlung trifft auf eine sich dynamisch verändernde Schmelzbadoberfläche auf. Somit wird sie unter schnell ändernden Winkeln reflektiert, was zur Folge hat dass der koaxial reflektierte Anteil, welcher von der Photodiode registriert wird, stark schwankt.

Das normierte Rückreflexsignal ist im Unterschied dazu dauerhaft niedrig, wenn der Dampfdruck ausreicht um die Schmelze seitwärts zu drücken und somit eine Mulde zu

formen, die sich nach erfolgter Mehrfachreflexion der Laserstrahlung zur tiefen Kapillare ausweitet. In diesem Tiefschweißregime wirkt sich eine weitere Steigerung der Laserleistung nicht auf das gemessene normierte Rückreflexsignal aus.

Folglich geben die beobachteten Veränderungen des normierten Rückreflexes den Vorgang der Kapillarausbildung sowie das Schließen der Kapillare wieder [183]. Dies bestätigt ebenfalls der Längsschliff in Bild 7.33 und dessen Korrelation mit den Rückreflex-Messsignalen.

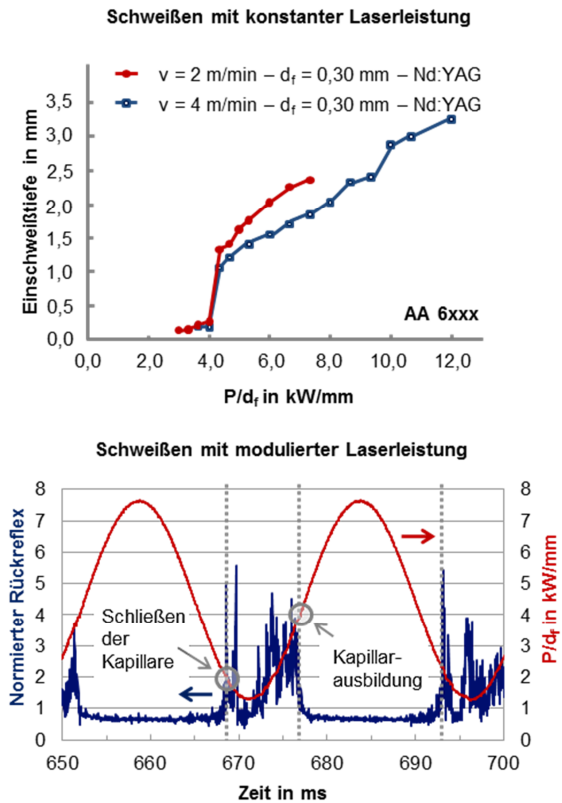


Bild 7.34: Oben: Bestimmung der Tiefschweißschwelle auf Datenbasis mehrerer Experimente mit variierter Laserleistung [179].
Unten: Ermittlung der Tiefschweißschwelle mittels Leistungsmodulation.
(Parameter: P = 3 kW ± 2 kW, f_M = 50 Hz, v = 3 m/min, S_L = 80 mm, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, α_S = 5°, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,7 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Die im Rahmen der angewandten Laserleistungsmodulation an AlMgSi-Legierungen ermittelten Messwerte zur Kapillarausbildung in Bild 7.34 unten stimmen mit den ermittelten Werten bekannter Untersuchungen, welche eine Tiefschweißschwelle von 4 kW/mm für AlMgSi angegeben haben (vgl. Bild 7.34 oben), überein [179]. Die im Vergleich zur üblichen Parametervariation erlangte zusätzliche Kenntnis der Schwelle zum Schließen der Kapillare durch Auswertung der Kurven in Bild 7.34 unten ergibt einen weiteren Nutzen dieser Methode: So erlaubt die Kenntnis des Leistungswertes der Kapillarausbildung und des Schließens der Kapillare Vorhersagen zur Robustheit des Tiefschweißprozesses gegenüber Laserleistungsschwankungen. Je größer die in Bild 7.35 dargestellte Hysterese zwischen Kapillarausbildung und dem Schließen der Kapillare ausfällt, desto robuster verhält sich der Tiefschweißprozess nahe der Tiefschweißschwelle [184].

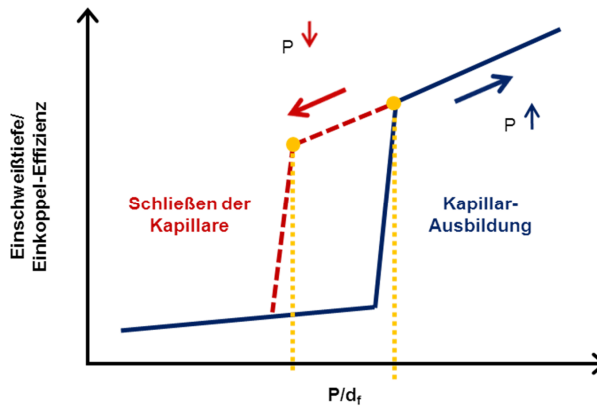


Bild 7.35: Prinzipskizze der Leistungsabhängigkeit des Öffnens der Kapillare (Tiefschweißschwelle) und des Schließens der Kapillare mit der resultierenden Hysterese.

Die koaxiale Prozessdiagnostik, auf Basis einer Auswertung der rückreflektierten Laserstrahlung, ist für einen gemeinsamen Einsatz mit der beschriebenen Leistungsmodulation zur Heißrissvermeidung geeignet. So können durch die gezeigte Auswertung des normierten RR-Signals nachweislich Rückschlüsse über den Zustand des Schweißprozesses und insbesondere über das vorliegende Prozessregime (WLS oder TS) erlangt werden. Dies bietet für den modulierten Laserstrahlschweißprozess zwischen WLS und TS die Möglichkeit einer Prozessüberwachung.

7.5 Endrampengestaltung gegen Endkraterrisse

Endkraterrisse [31] gehören nach der Rissklassifizierung von Helmsworth [34] zur Kategorie der Heißrisse und treten typischerweise am Ende des Laserstrahlschweißprozesses auf. Die Bildung dieser Risse ist unabhängig vom Randabstand der Schweißnaht zu beobachten. Diese Art der Rissentstehung hängt vielmehr mit dem aufgeschmolzenen Schmelzbadvolumen, der Erstarrungsgeschwindigkeit und der Schweißgeschwindigkeit zusammen. So führt beim Laserstrahltiefschweißen ein Umströmen der Schmelze um die vorhandene Dampfkapillare dazu, dass zu Beginn der Schweißung eine Nahtüberhöhung entsteht (sichtbar in Bild 7.39 und Bild 7.40), wohingegen es am Ende der Schweißung zu einem Nahteinfall – einem sogenannten Krater – kommt. Im Zentrum dieses Kraters befindet sich das am Ende des Schweißprozesses zuletzt erstarrte Volumen. Dieses Volumen im Erstarrungszentrum unterliegt besonderer mechanischer Belastung, da zu allen umgebenden Seiten die mit der Schmelzbaderstarrung verbundenen Erstarrungsschrumpfungen auftreten. Dieses Verhalten ist insbesondere für Aluminium aufgrund der großen thermischen Ausdehnung stark ausgeprägt. So sind die auftretenden Erstarrungsschrumpfungen für Aluminium im Vergleich zu Eisenwerkstoffen nahezu zweimal so groß [68]. Zudem fließt bei diesem Erstarrungsvorgang – im Unterschied zum eigentlichen Schweißvorgang – keine Schmelze dynamisch nach, was ebenfalls zu einer deutlich erhöhten Heißrissneigung führt.

Bild 7.36 zeigt einen typischen Endkraterriss mit der charakteristischen am Ende der Schweißnaht deutlich abgesenkten Erstarrungszone.

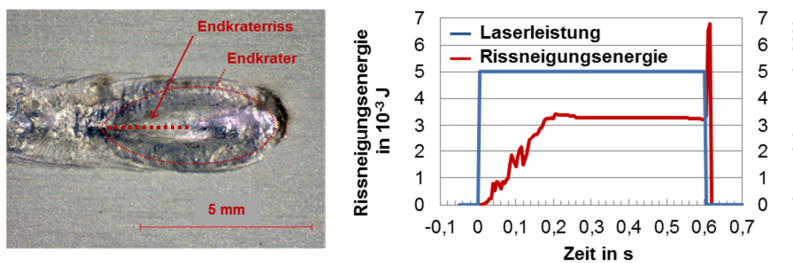


Bild 7.36: Links: Endkraterriss am Schweißnahtende in der Aufsicht.
Rechts: Leistungssignal mit zugehöriger Rissneigungsenergie aus der Simulation.
(Parameter: $P = 5\,kW$, $v = 6\,m/min$, $d_f = 650\,\mu m$, $z_f = 0\,mm$, $R = 5\,mm$, $d_{OB} = 1{,}2\,mm$, $d_{UB} = 1{,}5\,mm$, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Dass das Auftreten dieser Endkraterrisse auch numerisch abgebildet werden kann, zeigt die in Kapitel 5.1 definierte Rissneigungsenergie. Es ist ein stark erhöhter Wert am Ende des Schweißprozesses zu beobachten, welcher dem Endkraterriss zuzuordnen ist.

In der Literatur [185][186][187] sind verschiedene Strategien zur Minimierung dieser Endkraterrisse beschrieben. Die verbreitetste Strategie stellt das kontinuierliche Absenken der Laserleistung in Form einer Laserleistungsendrampe dar. Hierdurch wird das Schmelzbadvolumen stetig reduziert, so dass die auftretenden Erstarrungsschrumpfungen beim Abschalten des Laserstrahles geringer ausfallen.

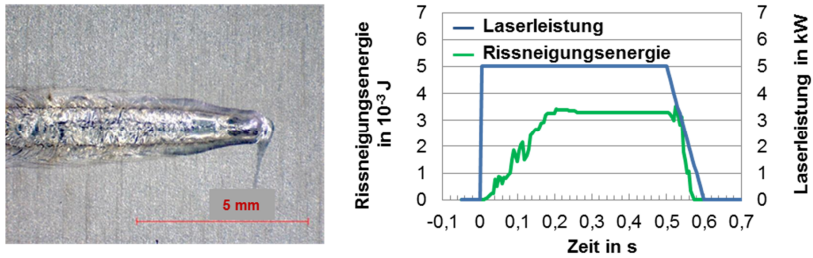


Bild 7.37: Links: Schweißnahtende in der Aufsicht bei angewandter Leistungsendrampe. Rechts: Laserleistungssignal mit Endrampe (innerhalb 0,1 s Absenkung von 5 kW auf 0 kW) und zugehörige Rissneigungsenergie aus der Simulation. (Parameter: P = 5 kW bis 0 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie Bild 7.37 zeigt, ist die genannte Laserleistungsendrampe eine wirkungsvolle Methode zur Minimierung von Endkratern und Endkraterrissen. Ersichtlich sind die Auswirkungen der angelegten Leistungsendrampe an einer schmal zulaufenden Schweißnahtspur in Schweißrichtung. Diese Wirkungsweise der Leistungsabsenkung wird auch von der numerischen Prozessabbildung aus Kapitel 3 erfasst und zeigt beim Vergleich von Bild 7.36 und Bild 7.37 eine geringere Rissneigung am Schweißnahtende. Dies ist insbesondere vor dem Hintergrund bemerkenswert, dass die erhöhte Heißrissneigung im Modell lediglich auf den berechneten mechanischen Belastungen beruht. Fluiddynamik in Form von Schmelzeströmungen wird im Modell nicht erfasst.

7.6 Stepp-Strategie

Die theoretischen Betrachtungen aus Kapitel 4.3 ebenso wie die experimentellen Beobachtungen aus Kapitel 6.2 haben gezeigt, dass sich die Heißrissneigung über den Verlauf einer Schweißnaht verändert. So folgt auf eine rissunempfindliche Startphase von etwa 0,2 s ein quasi-stationärer Bereich, in dem eine hohe Heißrissneigung vorherrscht. Die Resultate einer weiteren experimentellen Studie unterstützen diese These einer gering rissanfälligen Startphase und sind in Bild 7.38 dargestellt.

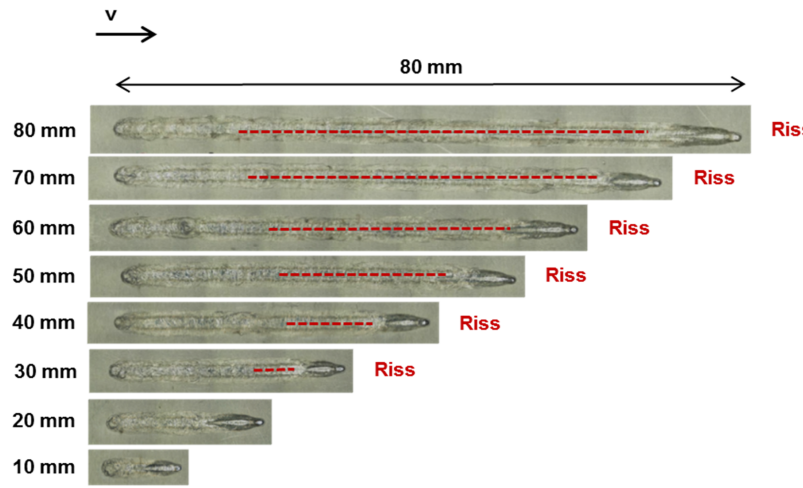


Bild 7.38: Variation der Schweißnahtlänge zur Ermittlung der rissfreien Nahtlänge der Startphase.
(Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie in Bild 7.38 ersichtlich ist, treten oberflächlich sichtbare Nahtmittenrisse (im Bild rot markiert) ab einer Schweißnahtlänge von 30 mm auf. Zudem weisen alle Versuchsproben eine rissfreie Startphase auf.

Um neben der oberflächlichen Betrachtung auch eine Aussage über die Qualität im Inneren der Schweißnaht zu treffen, wurde eine Computertomografie-Analyse einer 15 mm langen Schweißnaht in 30 Teilschnitten durchgeführt (siehe Bild 7.39).

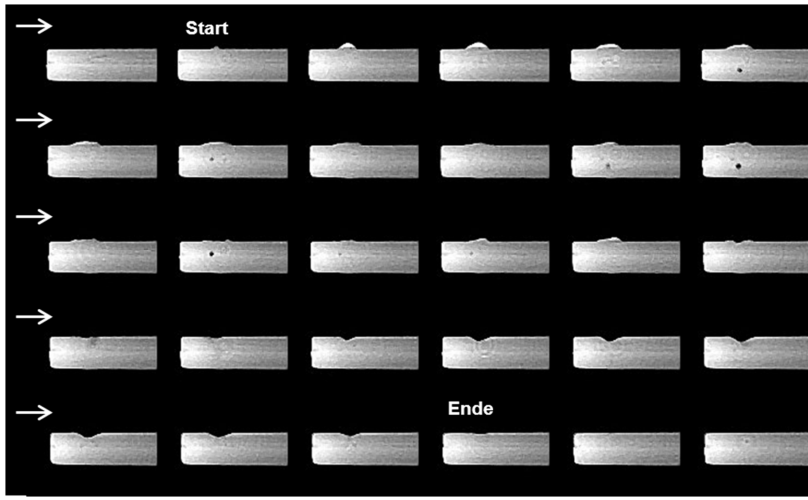


Bild 7.39: Querschnitte einer Schweißnaht mit 15 mm Länge in der CT-Analyse. (Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wenngleich vereinzelt Poren zu erkennen sind, sind insbesondere am Nahtbeginn, welcher sich anhand einer deutlichen Nahtüberhöhung bemerkbar macht, keine Nahtmittenrisse erkennbar.

Wird der Schweißprozess hin zu kürzeren Schweißnahtlängen gestaltet, kommt der Problematik des Auftretens von Endkratern und den zugehörigen Endkraterrissen eine besondere Bedeutung zu, da dieser geschädigte Bereich im Verhältnis zur Gesamtschweißnahtlänge zunimmt. Diesen Endkraterrissen kann typischerweise ein Absenken der Laserleistung in Form einer Endrampe entgegen wirken (vgl. Kapitel 7.5), aber sie zumeist nicht vollständig vermeiden.

Das Vorhandensein der Endkraterrisse bestätigt eine Computertomografie-Analyse im Längsschnitt von Stepp-Schweißnähten mit unterschiedlichen Stepp-Längen in Bild 7.40. Die erkennbaren Risse am Ende der Schweißnaht sind Endkraterrisse bzw. Erstarrungsrisse, welche keine Vorzugsrichtung in Quer- oder Längsrichtung aufweisen.

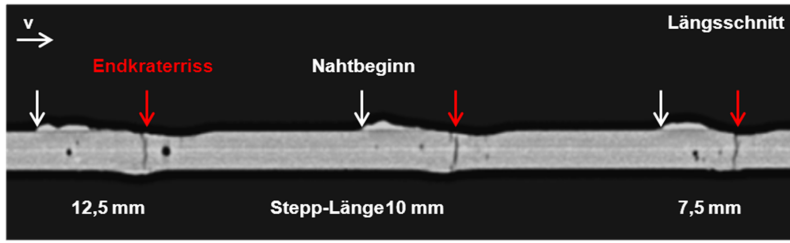


Bild 7.40: CT-Analyse eines Längsschnittes von Stepp-Schweißnähten mit variierter Schweißnahtlänge.
(Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Den Rückschluss, dass Strömungen im Schmelzbad bei den erzeugten Stepp-Schweißnähten auftreten, lässt Bild 7.40 zu. So ist zu Beginn einer jeden Stepp-Schweißnaht eine Nahtüberhöhung zu erkennen. Diese ist in der Tatsache begründet, dass Schmelze die sich ausbildende Schweißkapillare umströmt und aufstaut. Am Ende der Stepp-Schweißnaht, beim Rückgang der Laserleistung und Kapillartiefe, fehlt schließlich dieses Schmelzvolumen und ein fortwährender Endkrater entsteht.

Somit ist am letzten Erstarrungspunkt kaum bzw. keine Restschmelze vorhanden, was die Kompensation von mechanischen Belastungen und Erstarrungsschrumpfungen erschwert und in der Endkraterrissbildung resultiert.

Wird für Stepp-Schweißnähte einer Länge von 17 mm die Rissneigungsenergie entsprechend Kapitel 5.1 mit Hilfe von Simulationen berechnet, ergibt sich im Vergleich zu einer konventionell erzeugten Schweißnaht der Verlauf aus Bild 7.41.

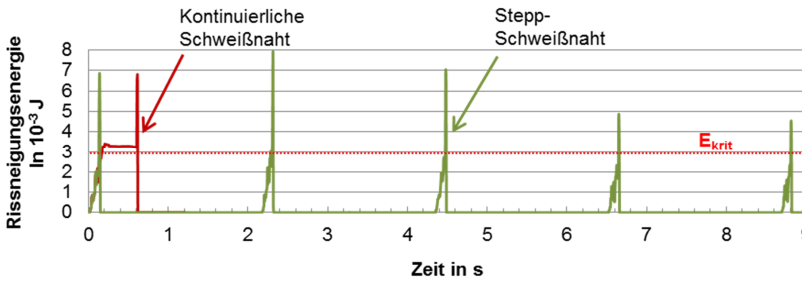


Bild 7.41: Berechnete Rissneigungsenergie bei der Erzeugung von fünf kurzen Steppnähten im Vergleich zur kontinuierlichen Schweißnaht. (Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $L_S = 60$ mm, $S_L = 17$ mm, $S_Ü = 7$ mm, $d_f = 650$ µm, $z_f = 0$ mm, $R = 5$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Wie Bild 7.41 zeigt, wird sequentiell auch bei Stepp-Schweißnähten der kritische Wert der Rissneigungsenergie (vgl. Kapitel 5.3) von $3 \cdot 10^{-3}$ J überschritten, was die Ausbildung von Endkraterrissen am Steppnahtende wiederspiegelt.

Um der Problematik des Endkraterrisses zu begegnen, bietet sich eine Stepp-Strategie an, bei der die Einzelstepps zeitlich getrennt, jedoch räumlich mit einem gewissen Überlapp erfolgen [188].

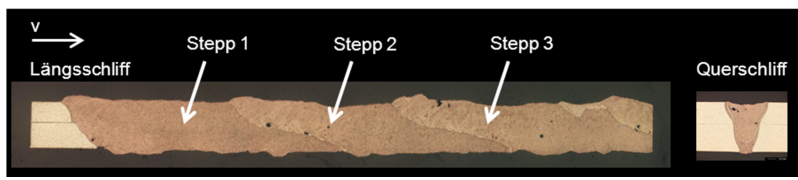


Bild 7.42: Stepp-Strategie mit räumlichem Überlapp der Einzelstepps. (Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $S_L = 17$ mm, $S_Ü = 7$ mm, $d_f = 650$ µm, $z_f = 0$ mm, $R = 5$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Bild 7.42 zeigt, dass durch den räumlichen Überlapp der Einzelstepps keine sichtbaren Endkrater und Endkraterrisse in der Schweißnaht verbleiben. Diese Strategie hat zur Folge, dass ein Teil der Schweißnaht mehrfach aufgeschmolzen wird, was anhand des Verlaufes der Erstarrungslinien im Längsschliff sichtbar wird.

Mittels der in Bild 7.43 dargestellten Thermografieaufnahmen wurde untersucht, ob die angewandte Stepp-Strategie mit räumlichem Überlapp der Einzelstepps eine signifikante Beeinflussung des Temperaturfelds im Vergleich zum kontinuierlichen Schweißprozess zur Folge hat.

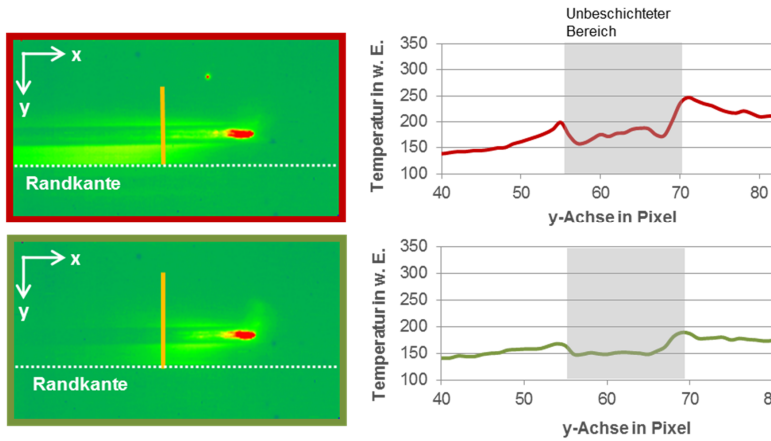


Bild 7.43: Oben: Thermografieaufnahme eines Schweißprozesses mit 5 kW Laserleistung bei 6 m/min Schweißgeschwindigkeit und dem zugehörigen transversalen Temperaturverlauf.
Unten: Thermografieanalyse einer Schweißnaht in Stepp-Strategie.
(Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $L_S = 80$ mm, $S_L = 17$ mm, $S_Ü = 7$ mm, $d_f = 650$ µm, $z_f = 0$ mm, $R = 5$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Nach der in Kapitel 4.3.1 erörterten Vorgehensweise zur Thermografiediagnostik werden die in Bild 7.43 dargestellten Temperaturprofile erhalten. Während das oben dargestellte Temperaturprofil für eine kontinuierlich erzeugte Schweißnaht typisch ist, rührt das unten dargestellte Profil aus 20 mm langen Stepp-Schweißnähten, die mit 5 kW Laserleistung bei 6 m/min geschweißt wurden. Die Stepps wurden in einem zeitlichen Abstand von einer Sekunde und einem räumlichen Überlapp von 10 mm aneinander gereiht.

Die genannten Parameter sind derart gewählt, dass sich für den kontinuierlichen Schweißprozess und die angewandte Stepp-Strategie die gleichen Durchschweißgrade – Schweißnahtbreite an der Blechunterseite – ergeben und somit die Schweißnähte bezüglich des Prozessergebnisses vergleichbar sind.

Es zeigt sich, dass die kontinuierliche Nahtführung zu einem größeren Wärmestau an der Randkante führt, was letztlich in einer größeren mechanischen Belastung resultiert. Diese experimentell beobachtete Evidenz unterstützt die mittels FE-Modell errechneten Resultate, wonach, wie in Bild 7.44 dargestellt, höhere Randtemperaturen für die kontinuierlich erzeugten Schweißnähte entstehen.

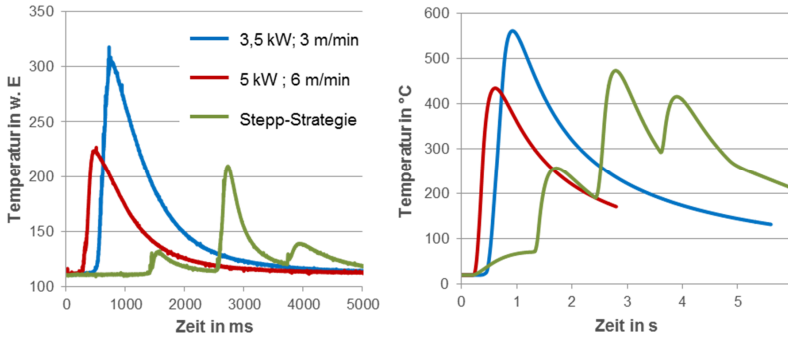


Bild 7.44: Zeitlicher Verlauf der Temperatur am Blechrand auf Höhe der halben Schweißnahtstrecke bei verschiedenen Parametern.
Links: Aus Thermografieaufnahmen experimentell ermittelter Temperaturverlauf.
Rechts: Mittels Simulation berechneter Temperaturverlauf.
(Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $L_S = 80$ mm, $S_L = 17$ mm, $S_Ü = 7$ mm, $d_f = 650$ µm, $z_f = 0$ mm, $R = 5$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}7$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Der direkte Vergleich der Prozessresultate einer kontinuierlich geschweißten Schweißnaht und einer mittels Stepp-Strategie erzeugten Schweißnaht ist in Bild 7.45 zu sehen. In beiden Fällen wurden ein 1,2 mm dickes Oberblech und ein 1,5 mm dickes Unterblech bei einem Randabstand von 5 mm geschweißt. Im Längsschliff wird erneut der Ansatz der Stepp-Strategie deutlich, wonach einzelne kurze Schweißnähte mit einem gewissen Überlapp aneinander gereiht werden. Die dargestellten Querschliffe zeigen, dass kontinuierlich erzeugte Schweißnähte einen durchgängigen Nahtmittenriss aufweisen, während bei der Schweißnaht mit Stepp-Strategie kein derartiger Riss entsteht.

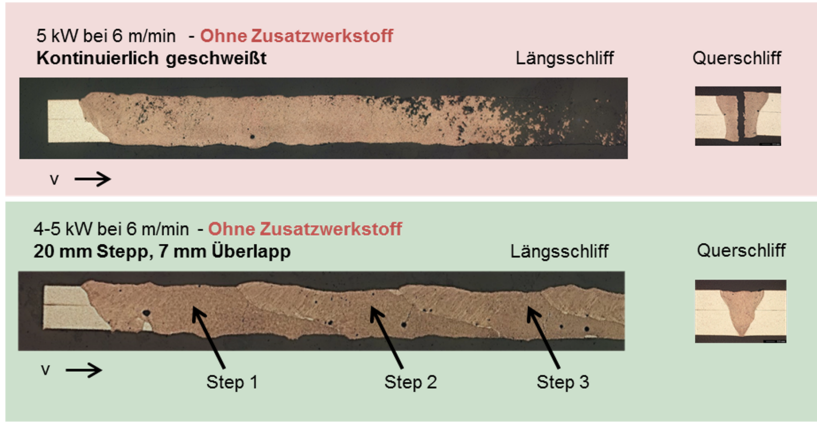


Bild 7.45: Oben: Kontinuierliches Schweißen der schmalen Versuchsprobe.
Unten: Rissfreies Resultat nach dem Schweißen mittels Stepp-Strategie.
(Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $L_S = 80$ mm, $S_L = 20$ mm, $S_Ü = 7$ mm, $d_f = 650$ µm, $z_f = 0$ mm, $R = 5$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Die numerische Simulation dieses Verfahrens liefert neben den genannten Temperaturverläufen auch den zeitlichen Verlauf der in Bild 7.41 dargestellten errechneten Rissneigungsenergie. Mit der Strategie des Überlapps ergeben sich veränderte mechanische Bedingungen, wie Bild 7.46 anhand der dargestellten Spannungen und mechanischen Dehnungen in transversaler y-Richtung verdeutlicht.

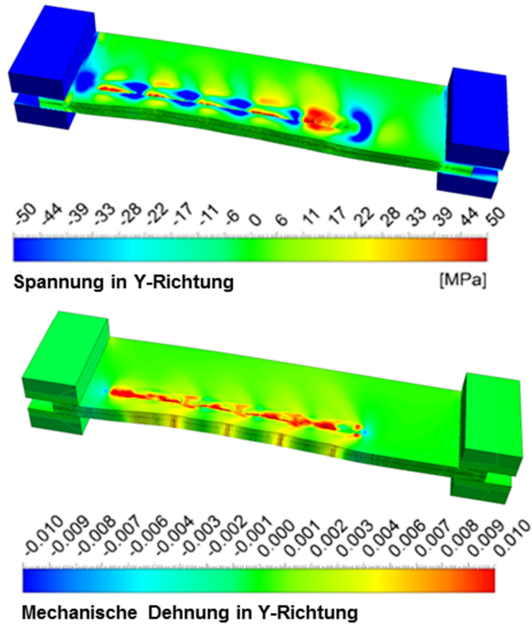


Bild 7.46: Oben: Spannung in Y-Richtung beim Schweißen mit der Stepp-Strategie.
Unten: Mechanische Dehnungen in Y-Richtung beim Schweißen mit der Stepp-Strategie.
(Simulations-Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, S_L = 17 mm, $S_Ü$ = 7 mm, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = 5 mm, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Es ist zu erkennen, dass sich im Spannungs- und mechanischen Dehnungsfeld die einzelnen Stepp-Schweißnähte deutlich abzeichnen.

In der Auswertung der Rissneigungsenergie der Stepp-Strategie kann der Überlapp zur Vermeidung von Endkraterrissen berücksichtigt werden, indem lokal mehrfach geschweißte Stellen mit der Rissneigungsenergie der zuletzt durchgeführten Schweißnaht belegt werden. So ergibt sich der in Bild 7.47 dargestellte ortsaufgelöste Verlauf der Rissneigungsenergie bei angewandter Stepp-Strategie.

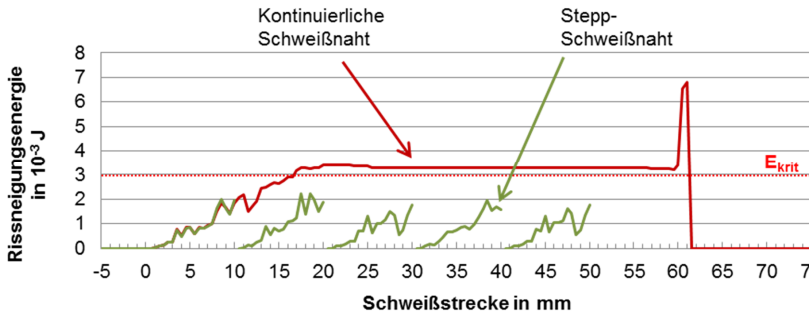


Bild 7.47: Verlauf der Rissneigungsenergie für das kontinuierliche Schweißen (rot) und das Schweißen mittels Stepp-Strategie (grün).
(Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $L_S = 60$ mm, $S_L = 17$ mm, $S_Ü = 7$ mm, $d_f = 650$ µm, $z_f = 0$ mm, $R = 5$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Aus der Darstellung in Bild 7.47 folgt, dass die Heißrissneigung während des Erstellens eines Einzel-Stepps unterhalb des kritischen Grenzwertes liegt. Während der Abkühlphasen sinkt die Rissneigung, beziehungsweise wird bei vollständig erstarrter Schmelze auf den Wert Null zurückgesetzt. Somit überschreitet die Rissneigungsenergie während des Erstellens von fünf räumlich überlagerten Einzel-Stepps nie den Grenzwert von $3 \cdot 10^{-3}$ J (vgl. Kapitel 5.3). Dies ist damit gleichzusetzen, dass beim erzielten Schweißresultat keine Schweißnahtmittenrisse vorhanden sind. Die numerische Prozessabbildung und Vorhersage sowie der reale Laserstrahlschweißprozess stimmen in Bezug auf das Auftreten von Heißrissen in Form von Schweißnahtmittenrissen überein.

Dies bestätigt eine weitere experimentelle Untersuchung an sehr schmalen Probenformen mit geringen Flanschbreiten aus Kapitel 6.2, welche verstärkt zur Heißrissbildung neigen. Um die Wirksamkeit der Stepp-Strategie zu überprüfen, wurden in einer experimentellen Versuchsreihe Proben mit 10 mm Breite und 100 mm Länge in der Überlappkonfiguration 1,2 mm auf 1,5 mm verschweißt. Die Resultate dieser Versuchsreihe sind exemplarisch anhand zweier Proben in Bild 7.48 dargestellt.

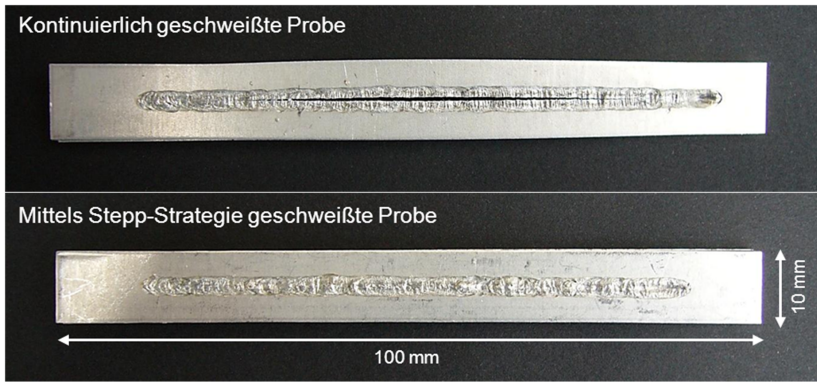


Bild 7.48: Oben: Nahtmittenriss nach kontinuierlichem Schweißprozess.
Unten: Rissfreies Resultat nach dem Schweißen mittels Stepp-Strategie.
(Parameter: $P = 5$ kW, $v = 6$ m/min, $L_S = 80$ mm, $S_L = 17$ mm, $S_Ü = 7$ mm, $d_f = 650$ µm, $z_f = 0$ mm, $R = 5$ mm, $d_{OB} = 1{,}2$ mm, $d_{UB} = 1{,}5$ mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Es wird deutlich, dass die kontinuierlich geschweißte Probe ein stärkeres Auswandern der Blechseiten aufzeigt, was mit der deutlichen Ausbildung eines Nahtmittenrisses einhergeht. Die untere Probe wurde mittels Stepp-Strategie geschweißt. Es ist kein Nahtmittenriss sichtbar und die Kontur des schmalen Probenblechs weist keine starke seitliche Verformung auf.

8 Übertragbarkeit auf industrielle Fertigung

Um ein Verfahren industriell etablieren zu können ist es wichtig, dass sich dieses Verfahren in einem Produktionsumfeld bewährt. Die im Rahmen dieser Arbeit erarbeiteten neuen Ansätze des Schweißens mit modulierter Laserleistung und der Stepp-Strategie bringen hinsichtlich einer Umsetzung in der Serienfertigung einige Vorteile mit sich. So werden bereits aus dem Prozess des Remote-Laserstrahlschweißens von Stahlwerkstoffen bekannte Systemkomponenten verwendet, was Redundanzkomponenten in der Fertigung ermöglicht. Des Weiteren werden keine besonderen Anforderungen an das Spannmittel gestellt, die über herkömmliche Remoteanwendungen hinausgehen. Zudem wurde die entwickelte Prozessstrategie an bereits im Serieneinsatz befindlichen Werkstoffen getestet.

Neben den Investitionskosten in Form der benötigten Systemkomponenten stellen die Qualität der Schweißverbindung sowie die Wirtschaftlichkeit des Fügeverfahrens wichtige Säulen für eine erfolgreiche industrielle Umsetzung dar. Auf die Schweißnahtqualität wird in Form einer Festigkeitsanalyse im folgenden Kapitel 8.1 eingegangen. Der Aspekt der Wirtschaftlichkeit wird in Kapitel 8.2 anhand möglicher Strategien zur Produktivitätssteigerung betrachtet.

8.1 Festigkeitsanalyse

Der Festigkeitsnachweis und insbesondere der experimentelle Test der Zugfestigkeit stellt einen wesentlichen Bestandteil der industriellen Freigabe von Fügeverfahren für den Produktionsprozess dar. Eine der wichtigsten Prüfungen ist der sogenannte Scherzugversuch. Hierbei werden zwei – gemäß Bild 8.1 miteinander verschweißte – Bleche durch Anlegen einer transversal zur Schweißnaht verlaufenden Zugkraft bis zum Versagen beziehungsweise Bruch belastet. Die beim Versagen aufgebrachte Kraft wird als Maximalkraft F_{max} gekennzeichnet und dient der Charakterisierung der Zugfestigkeit. Hierbei gilt, je größer F_{max} ausfällt, desto größer ist die vorhandene Zugfestigkeit.

Um den Einfluss der Heißrissneigung in diesem Versuch geeignet zu erfassen, wurden zwei verschiedene Zugprobengeometrien gewählt. Zum einen wurden zwei Bleche mit einem tendenziell stark zur Bildung von Heißrissen neigenden Randabstand von 5 mm geschweißt. Zum anderen diente eine Probe mit einem großen Randabstand von 15 mm als Vergleichsprobe und gab den zu erwartenden Festigkeitswert ohne Heißrissbildung vor.

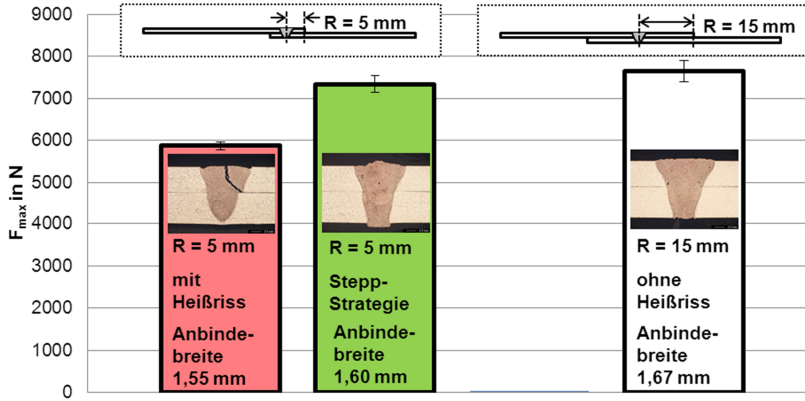


Bild 8.1: Vergleich der Schwerzug-Festigkeit verschiedener Schweißproben in Randnähe (links) und mit großem Randabstand (rechts).
(Parameter: P = 5 kW, v = 6 m/min, L_S = 80 mm, S_L = 17 mm, $S_Ü$ = 7 mm, d_f = 650 µm, z_f = 0 mm, R = variiert, d_{OB} = 1,2 mm, d_{UB} = 1,5 mm, MAT = AA 6016, seitliche Einspannung)

Bei den in Bild 8.1 dargestellten Ergebnissen wird deutlich, dass die Heißrissbildung die resultierende Scherzugfestigkeit beeinflusst. Während die kontinuierlich geschweißte Probe eine geringere Festigkeit aufweist, ist die mittels Stepp-Strategie erzielte Festigkeit nahezu identisch mit der rissfreien Vergleichsprobe. Dies ist insbesondere dann der Fall, wenn eine Normierung der Festigkeit auf die Anbindungsfläche der Überlappverbindung erfolgt.

Somit konnte experimentell nachgewiesen werden, dass sich neben der bereits angemerkten Rissfreiheit in den Querschliff-Betrachtungen aus Kapitel 7.6 auch die mechanische Festigkeit unter Zugbelastung der Stepp-Schweißnaht gegenüber konventionellen – das heißt kontinuierlich geschweißten – Laserstrahlschweißnähten in Randnähe erhöht.

8.2 Strategien zur Produktivitätssteigerung

Die Wirtschaftlichkeit eines Fügeverfahrens ist eine entscheidende Kenngröße zur Auswahl eines geeigneten Verfahrens in der Produktion. Wie in Kapitel 1.1 erörtert, liegt in einer Verbesserung der Wirtschaftlichkeit und Effizienz einer der Hauptbe-

weggründe, das taktil geführte Laserstrahlschweißen von Aluminium mit Zusatzwerkstoff in Richtung eines berührungslosen Remote-Verfahrens weiter zu entwickeln.

Jedoch scheinen bei der Umsetzung einer hochproduktiven Remote-Anwendung mittels Stepp-Strategie insbesondere die in Kapitel 7.6 genannten Abkühlphasen zwischen den einzelnen Stepps hinderlich. Aus diesem Grund werden im Folgenden Verfahrensstrategien und Ansätze aufgezeigt, um die unproduktiven Nebenzeiten zu reduzieren und eine wirtschaftliche Fertigung trotz der benötigten Abkühlphasen zu ermöglichen.

Es wurden zwei wesentliche Strategien entwickelt, die sich bauteilbezogen umsetzen lassen, um die unproduktiven Nebenzeiten bei angewandter Stepp-Strategie zu minimieren.

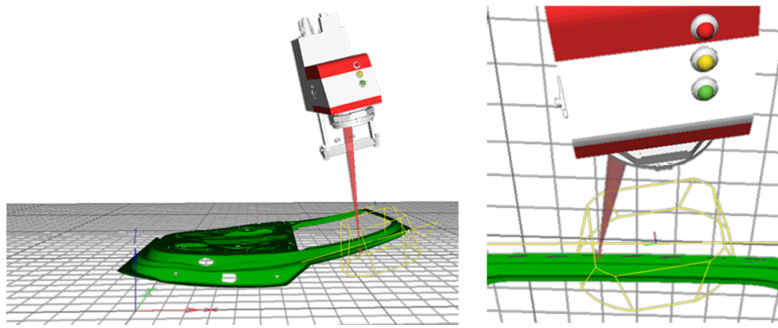


Bild 8.2: Remote-Laserstrahlschweißen am Beispiel einer Türapplikation [189].

Die erste Verfahrensstrategie erfordert die Zugänglichkeit mehrerer zusammengesetzter Stepp-Schweißnähte im großräumigen Bearbeitungsfeld der Scanner-Optik. Die schnelle Positionierzeit der Scanneroptik im Millisekundenbereich ermöglicht ein Springen zwischen den Einzelstepps im Bearbeitungsfeld. So können mit dieser Strategie mehrere Schweißnähte aus zusammengesetzten Einzel-Stepps erzeugt werden. Die benötigten Abkühlphasen einer Schweißnaht entstehen, während Stepps anderer Schweißnähte parallel an deren Positionen im Bearbeitungsfeld erzeugt werden.

Die zweite Strategie beruht darauf, dass die genutzte Scanneroptik mehrfach mittels Roboterkinematik über das Bauteil geführt wird. In jedem Umlauf wird hierbei ein Einzelstepp einer zusammengesetzten Stepp-Schweißnaht aufgebracht. Durch diese Methodik wird den Einzelstepps ausreichend Zeit zum Erstarren und Abkühlen gelassen ohne dass kostenintensive Anlagentechnik wie Bearbeitungsoptik und Laser ungenutzt bleiben.

Durch die beiden genannten Ansätze können – abhängig von den Bauteilgegebenheiten und den Schweißnahtpositionen auf dem Bauteil – die unproduktiven Nebenzeiten der Stepp-Strategie, bei gleichzeitiger Einhaltung der nach Kapitel 7.6 geforderten Abkühlzeiten, signifikant minimiert werden.

Eine wirtschaftliche Prozessanalyse und ein Vergleich mit bestehenden Fügeverfahren sind in Tabelle 8.1 zusammengefasst. Basis für diese Prozessanalyse ist die Anwendung des Verfahrens an einer Automobiltür (vgl. Bild 8.2) mit einem typischen Schweißumfang von 40 Schweißnähten mit einer jeweiligen Schweißnahtlänge von 60 mm.

Praxisbeispiel	**40 Schweißnähte mit je 60 mm Schweißnahtlänge**	
	Aluminiumschweißen mit Zusatzwerkstoff	**Aluminiumschweißen mit Stepp-Strategie**
Anlagentechnik		
Optikpostionierung	2 Roboter	1 Roboter
Laseroptik	2 Taktile Laseroptiken	1 Scanneroptik
Laserstrahlquelle	1 Laserstrahlquelle	1 brillante Laserstrahlquelle
Zusatzmedien	Schweißdrahtzufuhr Schutzgaszufuhr	-
Zeitbedarf		
Schweißgeschwindigkeit	3 m/min	6 m/min
Schweißzeit	48 s	32 s (inkl. Überlapp)
Nebenzeit	2 s Anfahrt, 1 s Absetzen	20 ms Anfahrt, 20 ms Absetzen
Gesamtnebenzeit	60 s (2 Roboter)	6,4 s
Gesamtzeit	**108 s**	**38,4 s**
Kosten		
Strahlquelle	100% [190]	115% [190]
Roboter	100%	50%
Spanntechnik	100%	150%
Laseroptiken	100% (2 Stk.)	70%
Laserauslastung	44% - 100% [190]	60% - 83% [190]
Zusatzmedien	100%	-

Tabelle 8.1: Vergleich des Laserstrahlschweißens von Aluminium mit Zusatzwerkstoff mit dem Laserstrahlschweißen von Aluminium mittels Stepp-Strategie.

Wie Tabelle 8.1 verdeutlicht, birgt das Remote-Laserstrahlschweißen nicht nur in Bezug auf die benötigte Gesamtzeit des Schweißprozesses erhebliche Zeitvorteile, es können ebenso Kosteneinsparungen bei Anlageninvestition durch den reduzierten Robotereinsatz und im Anlagenbetrieb durch den Verzicht auf Zusatzmedien erwartet werden.

Eine erhöhte Investition, die aufgrund der Remoteanwendung entstehen kann und nicht in Tabelle 8.1 berücksichtigt wird, ist in den höheren Anforderungen an die Lasersicherheit zu sehen. Die für Remoteanwendungen benötigte erhöhte Brillanz der eingesetzten Laserstrahlquelle sorgt für ein erhöhtes Gefährdungspotential [191][192][193]. Gleichwohl existieren auch für solche Remoteanwendungen Überlegungen zur Realisierung von kostengünstigeren und leistungsfähigeren Lasersicherheitskonzepten [194][195][196][197][198].

9 Zusammenfassung

Die Heißrissbildung stellt eine der wesentlichen Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen von AlMgSi-Legierungen dar. Wie im ersten Kapitel dieser Arbeit aufgezeigt, existieren zu dieser Thematik zahlreiche Abhandlungen. Während einige die physikalischen Hintergründe der Heißrissbildung näher beschreiben und so das Prozessverständnis erhöhen, bauen andere neuere Arbeiten auf diesem Kenntnisstand auf und bieten Ansätze zur Vermeidung von Heißrissen. Die bekannten Theorien lassen sich in drei wesentliche Gruppen, die metallurgische, die thermische und die mechanische Prozessbeeinflussung, gliedern.

Um die thermische Prozessbeeinflussung näher zu analysieren, wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit ein transientes Finite-Elemente-Modell zur Prozesssimulation entwickelt. Der Abgleich der Rechenergebnisse mit experimentellen Daten ließ die Definition der Rissneigungsenergie zu. Dieser Faktor wird am Ende des Schmelzbades, der Erstarrungszone, aus dem Produkt der Komponenten Spannung, Dehnung und erstarrendem Schmelzbadvolumen zwischen Liquidus- und Solidustemperatur gebildet. Die so ermittelte Rissneigungsenergie nimmt einen größeren Wert an, wenn erhöhte Rissneigung vorliegt und einen geringeren Wert, wenn eine abnehmende Rissneigung vorhanden ist. Es konnte nachgewiesen werden, dass der Wert der Rissneigungsenergie mit der Entstehung von Nahtmittenrissen korreliert.

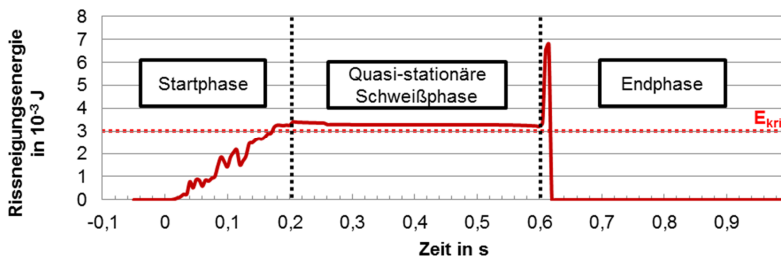


Bild 9.1: Zeitlicher Verlauf der Rissneigungsenergie beim Schweißen mit 5 kW Laserleistung und 6 m/min Schweißgeschwindigkeit bei 5 mm Randabstand.

Wie Bild 9.1 zeigt, ist der so berechnete Wert dieser Rissneigungsenergie über die Dauer einer 60 mm langen Schweißnaht bei 5 mm Randabstand nicht konstant. Zu Beginn der Schweißnaht baut sich das Temperaturfeld rund um die Schmelze auf, was anschließend zu einem Wärmestau an der Randkante führt. Es folgt ab 0,2 s eine quasistationäre Schweißphase mit konstant hoher Randtemperatur. Diese Temperaturfeld-

verteilung geht mit einer hohen Rissneigungsenergie einher. Am Ende des Schweißprozesses, welches durch das Abschalten der Wärmequelle eingeleitet wird, kommt es zu einer kurzzeitigen Erhöhung der Rissneigungsenergie. Dieser Anstieg am Ende der Verlaufskurve aus Bild 9.1 spiegelt die erhöhte Rissneigung am Ende der Schweißnaht, beim Erstarren des Endkraters in Verbindung mit der Ausbildung von Endkraterrissen, wieder.

Abgeleitet aus dem genannten zeitlichen Verhalten der Rissneigung, wurden zwei Verfahren entwickelt, die der Vermeidung von Heißrissen – im Speziellen von Nahtmittenrissen – dienen.

Das erste Verfahren nutzt bei konstanter Schweißgeschwindigkeit ein moduliertes Laserleistungssignal um wiederkehrend die Prozessstartphase mit geringer Rissneigung zu durchlaufen. Dieser Ansatz führt experimentell, wie auch in der numerischen Prozesssimulation, zu einer wirkungsvollen Vermeidung von Nahtmittenrissen. Allerdings wurde bei der Anwendung dieses Verfahrens eine erhöhte Anzahl an Poren festgestellt. Dies ist auf den prozessbedingten Wechsel zwischen Wärmeleitungs- und Tiefschweißen zurückzuführen, was mit dem wiederkehrenden Schließen der Dampfkapillare zu einer erhöhten Neigung der Porenbildung führt.

Ein zweiter Ansatz orientiert sich daran, die maximale Schweißnahtlänge mit geringer Rissneigung zu nutzen. So ergeben sich etwa 20 mm lange Steppnähte, welche im Prozessresultat ebenfalls keine klassischen Nahtmittenrisse aufweisen. Um längere rissfreie Schweißnähte zu erzielen, lassen sich mehrere kurze Stepps mit einem räumlichen Überlapp aneinanderreihen. Diese Strategie führt dazu, dass keine Schwächung am Stepp-Ende durch einen Endkraterriss vorliegt. Um wirkungsvoll Heißrisse zu vermeiden, ist ein zeitlicher Abstand zwischen den Stepps erforderlich, der mindestens die Dauer der Erstarrung der Schmelze umfasst. Während dieser Zeit findet ein Abkühlvorgang statt und die mechanische Belastung der Schweißnaht ist rückläufig. Eine Festigkeitsanalyse der so erzeugten Schweißnähte bei 5 mm Randabstand zeigte eine gleichwertige Zugfestigkeit verglichen mit Schweißnähten, die bei einem heißrissunkritischen Randabstand von 15 mm erzeugt wurden.

Eine Möglichkeit, die Prozesseffizienz trotz der benötigten Abkühlzeiten hoch zu halten, besteht in der Nutzung der hohen Dynamik einer Scanneroptik. Hierzu werden wahlweise Stepp-Schweißnähte quasi gleichzeitig an verschiedenen Positionen im Scannerfeld erzeugt oder es werden im Sinne einer Mehrfachüberfahrt beim mehrmaligen Roboterumlauf einzelne Stepp-Schweißnähte mit zeitlichem Versatz überlappend angeordnet.

Aus wirtschaftlicher Sicht lässt sich mit dem entwickelten Stepp-Verfahren eine Reduktion der Prozesszeit um 60% erwarten. Zudem können durch die Verwendung gleichartiger Anlagentechnik des etablierten Verfahrens des Remote-Laserstrahlschweißen von Stahlwerkstoffen Redundanzvorteile genutzt werden.

Somit konnten im Rahmen der vorliegenden Arbeit durch eine Erhöhung des Prozessverständnisses bezüglich der Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium wirkungsvolle Methoden zur Umsetzung eines Remote-Verfahrens aufgezeigt werden, welche die Wirtschaftlichkeit des Laserstrahlschweißens von Aluminium nachhaltig verbessern.

10 Literaturverzeichnis

[1] HORX, M.: *Das Megatrend Prinzip – Wie die Welt von Morgen entsteht.* Deutsche Verlags-Anstalt, 2011.

[2] HORX, M.: *Megatrend Dokumentation 2013 – Statistiken und Prognosen für die Wirtschaft von Morgen*. Zukunfts Institut GmbH, Internationale Gesellschaft für Zukunfts- und Trendberatung, Kelkheim, 2012.

[3] STRITT, P.; STAMP, B.; PFAHLER, J.: *Energiebilanzierung in frühen Phasen der Bauteilentwicklung*, Lightweight Design, Vieweg + Teubner Verlag, 2, 2010.

[4] KUREK, R.: *Karosserie-Leichtbau in der Automobilindustrie. Vogel Business Media GmbH & Co. KG*, Würzburg, 2011.

[5] EUROPEAN ALUMINIUM ASSOCIATION: *About Aluminium – Facts and Figures*, www.alureurope.eu, 2013.

[6] KLOCK, H.; SCHOER, H.: *Schweißen und Löten von Aluminiumwerkstoffen*. Düsseldorf, Deutscher Verlag für Schweißtechnik 1977.

[7] BEITZ, W.; GROTE, K.-H.: *DUBBEL - Taschenbuch für den Maschinenbau*. Springer-Verlag, Berlin, 2001.

[8] ALUINFO: *Ressourceneffizienz Charts*, www.aluinfo.de, 2013.

[9] HÜGEL, H.; GRAF, T.: *Laser in der Fertigung*. Vieweg Teubner Press, 3. Auflage, 2014.

[10] GREF, W.: *Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokusmatrixtechnik*. Herbert Utz Verlag GmbH, Universität Stuttgart, 2005.

[11] SCHINZEL, C. M.: *Nd:YAG-Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Automobilbau*. Herbert Utz Verlag GmbH, Stuttgart, 2002.

[12] GELLERT, M.: *Wasserstoffporenbildung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium*. Shaker Verlag, Aachen, 1998.

[13] DIEPOLD, D.: *New Scope For Laser Welding Of Aluminium*. In EALA - European Automotive Laser Applications (Bad Nauheim 2010), Automotive Circle, Scansonic, 2010.

[14] BROCKMANN, R.: *Optimierte Fertigungstechnologie bei Audi - Laserscanner-schweißen an den Türen des neuen A4*. Laser Technik Journal, 4 (April 2007), 27-28, 2007.

[15] HAMMER, T.; BROCKMANN, R.: *Scannerschweißen mit dem Scheibenlaser - Auf dem Weg zur Serienanwendung bei VW*. Laser Technik Journal, 3 (Juni 2006), 36-38, 2006.

[16] OEFELE, F.: *Remote-Laserstrahlschweißen mit brillanten Strahlquellen*. Dissertation, IWB, Herbert Utz Verlag, 2013.

[17] OSTERMANN, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*. VDI Verlag, 2. Auflage, 2007.

[18] DAUSINGER, F.: *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozeßeffektivität*. Teubner, Stuttgart, 1995.

[19] DILTHEY, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 – Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*. Springer Verlag. 2005.

[20] ZOU, T.-C.; BINROTH, C.; BREUER, J.: *Laserstrahlschweißen von Aluminium als Alternative zu WIG/MIG-Verfahren*. Maschinenmarkt, 35, 1989.

[21] GERIDÖNNERZ, Ö.: *Hauptursachen der Porenbildung beim Schutzgasschweißen von Aluminium.* Metall 30, Nr. 12, S. 1137-1150, 1976.

[22] THIER, H.: *Ursachen der Porenbildung beim Schutzgasschweißen von Aluminium und Aluminiumlegierungen.* Schweißen und Schneiden 25 Nr. 11, 5.491-494, 1973.

[23] FLACHENECKER, M.: *Skalierbarkeitsuntersuchungen zum Schweißen mit Hochleistungsscheibenlasern*. Studienarbeit, IFSW, Universität Stuttgart, 2006.

[24] RÖCK, N.-I.: *Einfluss unterschiedlicher Prozessgase auf Nahtgeometrie und Schmelzbaddurchmischung beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen*, Studienarbeit, IFSW, Universität Stuttgart, 2005.

[25] STRITT, P.; WEBER, R.; GRAF, T.; MÜLLER, S.; WEBERPALS, J.-P.: *New Hot Cracking Criterion for Laser Welding in Close Edge Position*. ICALEO, LIA, Anaheim, 1003, 2012.

[26] HOHENBERGER, B.: *Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokustechnik – Steigerung der Prozeßstabilität, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung*. Herbert-Utz Verlag GmbH, Dissertation, IFSW, Universität Stuttgart, 2002.

[27] BOLEY, M.; HEIDER, A.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Investigating the keyhole behaviior by using x-ray and optical depth measurement techniques.* Paper 602 in ICALEO 2014.

[28] STRITT, P.; HEIDER, A.; BOLEY, M.; ABT, F.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Neue Einblicke ins Innere beim Laserstrahlschweißen durch Hochgeschwindigkeits-Röntgenaufnahmen*. Konferenzband DVS-Kongress 2014, Berlin, 2014.

[29] S. KATAYAMA; N. SETO; J.-D. KIM; A. MATSUNAWA: *Formation Mechanism and Supression Procedure of Porosity in High Power Laser Welding of Aluminum alloys*. In ICALEO 1998.

[30] DVS: *Merkblatt 1004-1: Heißrissprüfverfahren Grundlagen*, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1996.

[31] NORMENAUSSCHUSS SCHWEIßTECHNIK (DIN): *DIN 6520 Teil 1: Einteilung von geometrsichen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2007.

[32] FACHNORMENAUSSCHUß SCHWEIßTECHNIK (FNS) IM DEUTSCHEN NORMEN-AUSSCHUß: *DIN 8524 Teil 3: Fehler an Schweißverbindungen aus metallischen Werkstoffen*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 1975.

[33] KAFKA, H.: *Risse in Schweißverbindungen: Heißrissarten, Heißrissentstehung und Heißrissprüfung*, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V., Berlin, 2000.

[34] HELMSWORTH, B; BONISZEWSKI, T; EATON, N F.: *Classsification and definition of high temperature welding cracks in alloys*. Metal Construction and British Welding Journal, 1, 5-15, 1969.

[35] CROSS, C. E.: *On the Origin of weld Solidification Cracking*. In Böllinghaus, T. and Herold, H., eds., Hot Cracking Phenomena in Welds. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin , 2005.

[36] SCHUSTER, J.: *Heißrisse in Schweißverbindungen*. Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2004.

[37] ESKIN, D. G.; KATGERMAN, L.: *A Quest for a New Hot Tearing Criterion*. Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 38, A (Juli 2007), 1511-1519, 2007.

[38] BORLAND , J C.: *Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings)*. British Welding Journal, 8 (1960), 508-512, 1960.

[39] BORLAND, J C.: *Suggested Explanation of Hot Cracking in Mild and Low Alloy Steel*. British Welding Journal, 8 (1981), 526-540, 1981.

[40] APPLET, W. R.; PELLINI, W. S.: *Factors which influence weld hot cracking.* Welding Journal, 33 (2), S. 83-822, 1973.

[41] ZACHARIA, T.; ARAMAYO, G. A.: *Modeling of thermal stresses in welds*. (Florida 1993), International Conference on Modeling and Control of joining Processes.

[42] PELLINI, W. S.: *Strain Theory of Hot Tearing*. Foundry, 80 (1952), 125-199, 1952.

[43] PELLINI, W. S.: *Factors which influence Weld Hot Cracking*. Welding Research Supplement, 33 (1954), 83-90, 1954.

[44] FEURER, U.: *Mathematisches Modell der Warmrißneigung von binären Aluminiumlegierungen*. Gießereiforschung, 2 (1976), 75-80, 1976.

[45] DREZET, J.-M.; ALLEHAUX, D.: *Application of the Rappaz-Drezet-Gremaud Hot Tearing Criterion to Welding of Aluminium Alloys*. In Böllinghaus, T. et al., eds., Hot Cracking Phenomena in Welds II. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, 2008.

[46] DREZET, J.-M.; GREMAUD, M.; GRAF, R.; GÄUMANN, M.: *A new hot tearing criterion for steel*. 4th European Continuous Casting Conference, Briningham, UK, p. 755-763, 2002.

[47] DREZET, J.-M.; RAPPAZ, M.: *Hot tearing: current status and perspectives*. Tagungsunterlagen Heißrissworkshop Stuttgart, Institut für Strahlwerkzeuge, Universität Stuttgart, 2014.

[48] BEZENÇON, C.; ANDRÉ, P.-D.; BASSI, C.: *Remote Laser Welding of AA6xxx Multi-Laser Fusion Material*. In Challenges for Joining Lightweight Dissimilar Materials for Automotive Applications, Manchester, 2011.

[49] KOU, S.: *Welding Metallurgy*, Wiley Interscience, 2nd edition, 2003.

[50] PROKHOROV, N N.: *The Technological Strength of Metals while Crystalising during Welding*. *Svar. Proiz.*, 4 (1962), 1-4, 1962.

[51] PROKHOROV, N. N.; JAKUSHIN, B. F.: *Theorie und Verfahren zur Bestimmung der technologischen Festigkeit von metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen*. Schweißtechnik, 18 (1968), 8-11, 1968.

[52] WOLF, M.: *Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren*. Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung (BAM), Berlin, 2006.

[53] CROSS, C. E.; CONIGLIO, N.; SCHEMPP, P.; MOUSAVI, M.: *Critical Conditions for Weld Solidification Crack Growth*. In Lippold, J., ed., Hot Cracking Phenomena in Welds 3. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, 2011.

[54] ZACHARIA, T.; ARAMAYO, G. A.: *Modeling of Thermal Stresses in Welds*. In International Conference on Modeling and Control of Joining Processes, Orlando, Florida, 1993.

[55] CHIHOSKI, R. A.: *The Character of Stress Fields Around A Weld Arc Moving on Aluminum Sheet*. Welding Journal, 51 (January 1972), 9-18, 1952.

[56] CHIHOSKI, R. A.: *Expansion and Stress Around Aluminum Weld Puddles*. Welding Research Supplement, 263-276, 1979.

[57] SHIBAHARA, M.; SERIZAWA, H.; MURAKAWA, H.: *Finite Element Analysis of Hot Cracking Under Welding Using Temperature-Dependent Interface Element*. In Proceedings of the Eleventh International Offshore and Polar Engineering Conference, Norway, The International Society of Offshore and Polar Engineers, 2001.

[58] SHIBAHARA, M.; SERIZAWA, H.; MURAKAWA, H.: *Finite Element Method for Hot Cracking Using Temperature Dependent Interface Element (Report 2),* Transactions of Joining and Welding Research Institute, Osaka, Japan, 2000.

[59] SHIBAHARA, M.; SERIZAWA, H.; MURAKAWA, H.; UEDA, Y.: *Finite Element Method for Hot Cracking on Transverse Cross Section Using Temperature Dependent Interface Element*. In Proceedinngs of The Thirteenth International

and Polar Engineering Conference (Honululu, Hawaii, USA 2003), The International Society of Offshore and Polar Engineers, 2003.

[60] LAHAIE, D. J.; BOUCHARD, M.: *Physical Modeling of the Deformation Mechanisms of Semisolid Bodies and a Mechnical Criterion for Hot Tearing*. Metallurgical and Materials Transactions B, 32 (August 2001), 697-705, 2001.

[61] DICKHAUS, C. H.; OHM, L.; ENGLER, S.: *Mechanical Properties of Solidifying Shells of Aluminum Alloys*. AFS Trans. 101, 1994, 677-684.

[62] SAVEIKO, V. M.: *Theory of Hot Tearing*. Russian Casting Production, Vol. 11, 453, 1961.

[63] PLOSHIKHIN, V.; PRIKHODOVSKY, A.; ZOCH, H.-W.: *Technologische Maßnahmen zur Vermeidung der Heißrissbildung beim Schweißen von Al-Legierungen*. In Internationales Symposium - Schweißen und Löten im Luft- und Raumfahrzeugbau, ILA Berlin, 2004.

[64] PLOSHIKHIN, V.; ZOCH, H.-W.; KARKHIN, V. A.; MAKHUTIN, M.; PESCH, H. J.: *Numerical optimisation of the temperature field for the prevention of solidification cracking during laser beam welding using the multi-beam technique*. In Materials Week 2002, Munich, 2002.

[65] LANCASTER, J. F.: *Metallurgy of Welding*. Abington Publishing, Abington, 1999.

[66] PATZIG, T.: *Einfluss der Legierungszusammensetzung und der Strahlparameter auf die Heißrissneigung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium*, Diplomarbeit, BLZ, Erlangen, 2010.

[67] PLOSHIKHIN, V.; PRIKHODOVSKY, A.; ILIN, A.; MAKHUTIN, M.; HEIMERDINGER, C.; PALM, F.: *Influence of the weld metal chemical composition on the solidification cracking susceptibility of AA6056-T4 alloy*. Welding in the World, 50, 46-50, 2006.

[68] DAVIS, J. R.: *Aluminum and Aluminum Alloys*. ASM International Handbook Committee, 1994.

[69] SINGER, A. R. E.; JENNINGS, P. H.: *Hot Shortness of the Aluminum Silicon Alloys of Comercial Purity*. Journal of the Institute of Metals, 73, 197, 1947.

[70] DOWD, J. D.: *Weld Cracking of Aluminum Alloys*. Welding Journal, 31, 448, 1952.

[71] PUMPHREY, W. I.; LYONS, J. V.: *Cracking during the Casting and Welding of the More Common Binary Aluminum Alloys*. Journal of the Institute of Metals, 74, 425-439, 1948.

[72] JENNINGS, P. H.; SINGER, A. R. E.; PUMPHREY, W. I.: *Hot-Shortness of Some High-Purity Alloys in the Systems Aluminum-Copper-Silicon and Aluminum-Magnesium-Silicon*. Journal of the Institute of Metals, 227, 1948.

[73] CONIGLIO, N.; CROSS, C. E.: *Weld Parameter and Minor Element Effects on Solidification Crack Initiation in Aluminium*. In Hot Cracking Phenomena in Welds 2. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, 2008.

[74] GIRAUD, E.; SUERY, M.; ADRIEN, J.; MAIRE, E.; CORET, M.: *Hot Tearing Sensitivity of Al-Mg-Si Alloys Evaluated by X-Ray Microtomography after Constrained Solidification at High Cooling Rate*. In Lippold, J. et al., eds., Hot Cracking Phenomena in Welds 3. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011.

[75] ALUMINIUM-VERLAG.: *Aluminium-Taschenbuch Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1998.

[76] GRUSS, H.: *Schweißgerechte Struktur- und Prozessstrategien im Flugzeugbau*. Otto-von-Guericke-Universität, Magdeburg, 2008.

[77] CONIGLIO, N.: *Aluminum Alloy Weldability: Identification of Weld Solidification Cracking Mechanisms through Novel Experimental Technique and Model Development*. BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 2008.

[78] PLOSHIKHIN, V.: *Optimierung der Schweißbarkeit*. Bayreuth, 2004.

[79] SEEFELD, T.; BUSCHENHENKE, F.; VOLLERTSEN, F.: *Laser beam welding with hypereutectic AlSi filler material*. In Lasers in Manufacturing, WLT, München, 2009.

[80] BASSI, C.; GOTH, K.: *Innovative Aluminum Alloy for Remote-Laser-Welding*. In European Automotive Laser Applications (EALA) (Bad Nauheim 2012), Automotive Circle, 2012.

[81] WELLER, D.; BEZENÇON, C.; STRITT, P.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Remote laser welding of multi-alloy aluminum at close edge position*. WLT, Lasers in Manufacturing, München, 2013.

[82] HOLTZ, R.; JOKIEL, M.: *Aktuelle Schweissstrategien mit gepulsten YAG Lasern: Anwendungsbereiche und Grenzen*. In Stuttgarter Lasertage '05 (Stuttgart 2005), IFSW, 2005.

[83] DÜRR, U.; HOLTZ, R.; WESTPHÄHLING, T.: *Industrielle Anwendungslösungen mit gepulsten Nd:YAG-Lasern*. In 5. Laseranwenderforum (Thun, Schweiz 2006), LASAG AG, 2006.

[84] SAVAGE, W F; GUNDIN, C. D. UND A. H. ARONSON: *Weld Metal Solidification Mechanics.* Welding Journal 44 (1965) No. 4, pp. 175s-181s, 1965.

[85] KUTSUNA; NAGOYA: *Fan Shaped Cracking Test of Aluminum Alloys in Laser Welding*. Proceedings of SPIE. First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing, Osaka, Japan, 2002.

[86] ZHANG, Y. M.; PAN, C.; MALE, A. T.: *Improved Microstructure and Properties of 6061 Aluminum Alloy Weldments Using a Double-Sided Arc Welding*. Metallurgical and Materials Transactions, A, 31 (October 2000), 2537-2543, 2000.

[87] DOMMASCHK, K.: *Beitrag zur Gefügebeeinflussung erstarrender Schmelzen durch Vibration*. Dissertation, Technischen Universität Bergakademie Freiberg, 2003.

[88] TANG, Z.: *Heißrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit dem Scheibenlaser*. Dissertation, BIAS Verlag, Strahltechnik Band 53, 2014.

[89] MARTUKANITZ, R. P.: *Selection and Weldability of Heat-Treatable Aluminum Alloys*. In International, ASM, ed., ASM Handbook Volume 6, Welding, Brazing, and Soldering. 1993.

[90] SPITTLE, J. A.; CUSHWAY, A. A.: *Influences of superheat on grain structure on hot-tearing susceptibilities of Al-Cu alloy castings*. Metals Technology 10, 6-13, 1983.

[91] 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, 9-10, 95-104, 2012.

[92] CHEN, E. S.: *The Pyro-Metallurgical, Physical and Mechanical Behavior of Weldments*, Center for Welding and Joining Research, Golden, Colorado, 1992.

[93] KIMURA, R.; HATAYAMA, H.; SHINOZAKI, K.; MURASHIMA, I.; ASADA, J.; YOSHIDA, M.: *Effect of grain refiner and grain size on the susceptibility of Al-Mg die casting alloy to cracking during solidification*. Journal of Materials Processing Technology, 209 (January 2008), 210-219, 2008.

[94] GÖBEL, G.; BRENNER, B.: *Avoiding Hot Cracking by Induction Based Change of Thermal Strains During Laser Welding*. In ICALEO (Orlando 2006), Laser Institute of America (LIA), 2006.

[95] GÖBEL, G.; BRENNER, B.: *New thermo-mechnical approach to overcome hot cracking in laser welding*. In Lasers in Manufacturing, WLT, Munich, 2007.

[96] GÖBEL, G.: *Erweiterung der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen heißrissgefährdeter Werkstoffe*, Dissertation, Technische Universität Dreseden, Dresden, 2007.

[97] BERTELSBECK, S.: *Verminderung der Heißrissneigung durch induzierte Wärmefelder beim Laserstrahlschweißen von Aluminium*, EALA – European Automotive Laser Applications, Bad Nauheim, 2013.

[98] BESKE, E. U.; SCHUMACHER, J.; KREUTZBURG, K.: *Joining of Sheet Metals With Poor Weldability Using kW Nd:YAG Lasers*. In ICALEO (1993), 682-691, 1993.

[99] ABDULHAMID, S. A.; AL-AKEL, A.; ABDELATIF, A. K.; GHARBIA, F. A.: *Effect of Preheating on Hot Cracking Susceptibility of Welded Austinitic Stainless Steel*. In 6th Saudi Engineering Conference (Dhahran 2002), 243-255, 2002.

[100] KURZ, W.; WAGNIERE, J.-D.; RAPPAZ, M.; DE LIMA, M. F.: *Process for Avoiding Cracking in Welding*. PCT/EP02/11270, October 8, 2002.

[101] YANG, Y. P.; DONG, P.; ZHANG, J.; TIAN, X.: *A Hot-Cracking Mitigation Technique for Welding High-Strength Aluminum Alloys*. Welding Journal (January 2000), 9-17, 2000.

[102] YANG, Y. P.; BABU, S. S.; KIKEL, J. M.; BRUST, F. W.: *Investigation of Weld Crack Mitigation Techniques with Advanced Numerical Modeling and Experiment - Summary*. In Lippold, J. et al., eds., Hot Cracking Phenomena in Welds 3. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011.

[103] LIU, W.; TIAN, X.; ZHANG, X.: *Preventing Weld Hot Cracking by Synchronous Rolling during Welding*. Welding Research Supplement (September 1996), 297-303, 1996.

[104] CICALA, E.; DUFFET, G.; ANDRZEJEWSKI, H.; GREVEY, D.; IGNAT, S.: *Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding - operating parameters and their effects*. Materials Science and Engineering, A 395 (2005), 1-9, 2005.

[105] HUANG, C.; KOU, S.: *Liquidation Cracking in Full-Penetration Al-Cu Welds*. Welding Journal (February 2004), 50-58, 2004.

[106] MATIĆ, M.: *Laserstrahlschweißen hochfester Werkstoffe an rotationssymmetrischen Bauteilen*. Dissertation, Dresden, 2012.

[107] RADAJ, D.: *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen: Rechen- und Meßverfahren*. Düsseldorf: DVS, Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 143, 2002.

[108] TIKHOMIROV, D.; RIETMAN, B.; SCHWENK, C.; FRANZ, T.: *Methodern der Schweißverzugssimulation für die Anwendung in der Automobilindustrie*, Schweißen und Schneiden 59, Nr. 12, 678-680, 2007.

[109] FENG, Z.: A *Methodology for Quantifying the Thermal and Mechanical Conditions for Weld Metal Solidification*, Dissertation, Ohio State University, USA, 1993.

[110] PSHENNIKOV, A.: *Entwicklung von Maßnahmen zur Heißrissvermeidung beim Einseitenschweißen langer Schweißnähte*. Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Magdeburg, Dissertation, 2005.

[111] HILBINGER, R. M.: *Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage*. Herbert Utz Verlag GmbH, München, 2001.

[112] WEI, Y. H.; DONG, Z. B.; LIU, R. P.; DONG, Z. J.: *Three-dimensional numerical simulation of weld solidification cracking*. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 13 (2005), 437-454, 2005.

[113] DREZET, J.-M.; MATHIER, V.; ALLEHAUX, D.: *Finite Element Modelling of Laser Beam Welding of Aluminium Alloys with Special Attention to Hot Cracking in Transient Regimes*. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8, Verlag der Technischen Universität Graz, 2007.

[114] MATSUDA, F.; NAKAGAWA, H.; NAKATA, K.; KOHMOTO, H.; HONDA, Y.: *Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by Means In-Situ Observation and Measurement*. Transactions of JWRI, 12 (1983), 65-72, 1983.

[115] MATHIER, V.; DREZET, J.-M.; RAPPAZ, M.: *Two-phase modelling of hot tearing in aluminium alloys using a semi-coupled approach*. Institute of Physics Publishing, Modelling and Simulation in Material Sience and Engineering 15, 121-134, 2007.

[116] RYKALIN, N. N.: *Berechnung der Wärmevorgänge beim Schweissen*. Berlin, Verlag Technik, 1957.

[117] PATANKAR, S. V.: *Numerical Heat Transfer and Fluid Flow*. Series in Computational Methods and Thermal Sciences. McGraw-Hill Book Company. Hemisphere Publishing Corporation, 1980.

[118] COLE, K. D.; HAJI-SHEIKH, A.; BECK, J. V.; LITKOUHI, B.: *Heat Conduction Using Green's Function*. Second Edition, Taylor & Francis Group, 2011.

[119] GROTH, C.; MÜLLER, G.: *FEM für Praktiker Band 3: Temperaturfelder*. Expert Verlag, Renningen, 2009.

[120] MESCHEDE, D.; GERTHSEN, C.: *Gerthsen Physik*. 24. überarbeitete Auflage. Springer, 2010.

[121] GIANCOLI, D. C.: *Giancoli Physik: Gymnasiale Oberstufe*. Pearson Studium. Auflage 3, 2010.

[122] BÜRGEL, R.: *Festigkeitslehre und Werkstoffmechanik 1*, Vieweg + Teubner Verlag, 2005.

[123] PATTERSON, W.: *Volumendefinzit und Lunkerung bei der Erstarrung von Metallen*. Springer Fachmedien Wiesbaden GMBH, Nr. 1591, 1966.

[124] NEWMAN, S. Z.: *FEM Model of 3D transient Temperatur and Stress Fields in welded Plates*. Carnegie-Mellon University, Pittsburgh, Pennsylvania, 1986.

[125] HANSEN, J. L.: *Numerical Modelling Of Welding Induced Stresses*. Technical University of Denmark. Departement of Manufacuring Engineering and Management, 2003.

[126] MICHALERIS, P.; DEBICCARI, A.: *Prediction of Welding Distortion*. Welding Journal Research Supplement, 172-181, 1997.

[127] MICHALERIS, P.; DANTZIG, J.; TORTORELLI, D.: *Minimization of welding Residual Stress and Distortion in Large Structures*. Welding Journal Research Supplement, 361-366, 1999.

[128] TALJAT, B.; ZACHARIA, T.; WANG, X.-L.; KEISER, J. R.; SWINDEMAN, W.; FENG, Z.; JIRINEC, J.: *Numerical Analysis of Residual Stress Distribution in Tubes with Spiral Weld Cladding*. Welding Journal Research Supplement, 328-335, 1998.

[129] KARLSSON, C. T.: *Finite Element Analysis of Temperatures and Stresses in a Single-Pas Butt-Welded Pipe – Influence of Mesh Density and Material Modelling*. Engineering Computations, Swansea, Wales, Vol. 6, 133-141, 1989.

[130] ZEHR, R. L.: *Thermocapillary convection in laser melted pools during materials processing*, Dissertation, University of Illinois, 1991.

[131] DOERING, E.; SCHEDWILL, H.; DEHLI, M.: *Grundlagen der technischen Thermodynamik*. 6. Auflage, Vieweg + Teubner Verlag, Wiesbaden, 2008.

[132] CERBE, G.; WILHELMS, G.: *Technische Thermodynamik: Theoretische Grundlagen und praktische Anwendungen*. Carl Hanser Verlag, München, 2013.

[133] CHAO, Y. J.; QI, X.; TANG, W.: *Heat Transfer in Friction Stir Welding - Experimental and Numerical Studies*. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 125 (February 2003), 138-145, 2003.

[134] KÖSTNER, W.: *Die Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls reiner Metalle*. Zeitschrift für Metallkunde, 39, 1-9, 1948.

[135] RICHTER, F.; HANITZSCH, E.: *Der Elastizitätsmodul und andere physikalische Eigenschaften von Aluminiumwerkstoffen*, Aluminium, 70, 570-574, 1994.

[136] MODOLFO, L. F.: *Aluminium Alloys: Structure and Properties*, Butterworths, London, 1976.

[137] RAPPAZ, M.; GRASSO, P.-D.; MATHIER, V.; DREZET, J.-M.; JACOT, A.: *How does coalescence of dendrite arms or grains influence hot tearing?*. The Minerals, Metals & Materials Society, Pennsylvania, United States, 2004.

[138] FINK, C.; STEIN, K.; Zinke, M.: *Untersuchungen zur Heißrissbildung mit dem Gleeble® 3500 Prüfsystem*, Forschungsseminar: Methodisch-Diagnostisches Zentrum Werkstoffprüfung e.V., Otto-Guericke-Universität Magdeburg, 04.04.2013.

[139] DOEGE, E.; Behrens, B.-A.: *Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2010.

[140] WILLIAMS, C. S.: *Steel Strength and Ductility Response to Arc-Welding Thermal Cycles*. Welding Journal, 42 (January 1963), 1-8, 1963.

[141] WEISS, B.; GROTKE, G. E.; STICKLER, R.: *Physical Metallurgy of Hot Ductility Testing*. Welding Journal, 49 (October 1970), 471-487, 1970.

[142] PIERER, R.; BERHARD, C.: *Gängige Heißrissbildungskriterien und experimentelle Validierung*. BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, Vol. 149, 95-101, 1004.

[143] CHANG, C.-L.: *Berechnung der Schmelzbadgeometrie beim Laserstrahlschweißen mit Mehrfokustechnik*. Herbert-Utz Verlag GmbH, Stuttgart, 2000.

[144] Stritt, P.; Weller, D.: Temperature and Stress Behavior During Close-Edge Laser Welding. Laser Technik Journal 3, 54-56, 2014.

[145] BOLEY, M.: *Entwicklung von Verfahren zur Bestimmung der Schmelzbadgeometrie von Laserschweißprozessen mittels Röntgenvideografie*. Diplomarbeit, IFSW, Universität Stuttgart, 2013.

[146] RADAJ, D.: *Wärmewirkungen des Schweißens: Temperaturfeld, Eigenspannungen, Verzug*. Berlin, Springer, 1988.

[147] JACOB, M.: *Simulation des Temperaturfeldes und Eigenspannung von einer MIG-Schweißung an einem Werkstück unter Berücksichtigung der temperaturabhängigen Materialeigenschaften von Aluminiumlegierungen*. Bauhaus Universität Weimar, Fakultät Bauingenieurwesen, Diplomarbeit, 2005.

[148] WELTERS, T.; KAßNER, M.: *Möglichkeiten und Grenzen der Messung und Berechnung von Eigenspannungen für die Praxis*. Vortrag, DVS-Seminar „Eigenspannungen in Schweißverbindungen – ihre Entstehung und Bewertung“, Technische Universität Braunschweig, Braunschweig, 08.11.2004.

[149] Gusarov, A. V.; Malakhova-Ziablova, I. S.; Pavlov, M. D.: *Thermoelastic residual stresses and deformations at laser treatment*. WLT, Lasers in Manufacturing, München, Physics Procedia, 889-896, 2013.

[150] RAPPE, H. A.: *Betrachtungen zu Schweißeigenspannungen*. Schneiden und Schweißen, 26 (1974), Nr. 2, 45-50.

[151] NEGAHBAN, M.: *The Mechanical and Thermodynamical Theory of Plasticity*. Taylor & Francis Group, United States of America, 2012.

[152] Graf, T.; Berger, P.; Weber, R.; Hügel, H.; Heider, A.; Stritt, P.: *Analytical Expressions for the Threshold of Deep-Penetration Welding*. Laser Physics Letters 12 (5), 056002, 2015.

[153] HÜGEL, H.; GRAF, N.: *Laser in der Fertigung – Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren.* Vieweg u. Teubner, Wiesbaden, 2009.

[154] KAPLAN, A. F. H.; MIZUATANI, M; KATAYAMA, S.: *Unbounded keyhole collapse and bubble formation during pulsed laser interaction with liquid zinc*. Journal of Applied Physics, 35 (2002), 1218-1228, 2002.

[155] HEIDER, A.; STRITT, P.; HESS, A.; WEBER, R.; GRAF, T.: *Process Stabilization at welding Copper by Laser Power Modulation*. Elsevier, Physics Procedia 12, 81-87, 2011.

[156] HEIDER, A.; ABT, F.; BOLEY, M.; WEBER, R.; GRAF, T.: *High-Speed X-Ray Analysis of Spatter Formation o Laser Welding of Copper*. Elsevier, Physics Procedia, 2013.

[157] ROSENTHAL, D.: *Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting*. Welding Journal 20(5), 220-234, 1941.

[158] ROSENTHAL, D.: *The theory of moving sources of heat and ist application to metal treatments*. Transactions of the American Society of Mechanical Engineers 68, 849-866, 1941.

[159] RYKALIN, N. N.: *Die Wärmegrundlagen des Schweißvorganges.* VEB Verlag Technik, Berlin, 1957.

[160] JACKSON, J. D.: *Classical Electrodynamics*. John Wiley & Sons Inc., ISBN: 0471431311, New York, 1962.

[161] ABRAMOWITZ, M.; STEGUN, I. A.: *Handbook of Mathematical Functions with Formulas, Graphs, and Mathematical Tables*. 9th printing. New York: Dover, 1972.

[162] BRACEWELL, R.: *The Fourier Transform and Its Applications - Heavyside's Unit Step Function, H(x)*. 3rd ed., New York: McGraw-Hill, pp. 61-65, 2000.

[163] STRITT, P.; WEBER, R.; GRAF, T.; MÜLLER, S.; WEBERPALS, J.-P.: *Criterion for Hot Crack Initiation During Laser Welding.* Stuttgarter Lasertage (SLT), 2012.

[164] SCHNEIDER, M.: *Anspruchsvolle Werkstoffe riss- und porenfrei schweißen*. Schunk GmbH und Co. KG, Laser Magazin 4/2011.

[165] BACHHOFER, A.: *Schneiden und Schweißen von Aluminiumwerkstoffen mit Festkörperlassern für den Karosseriebau*. Herbert-Utz Verlag GmbH, Stuttgart, 2000.

[166] DREZET, J.-M.; AYRAULT, D.; WISNIEWSKI, J.; PILVIN, P.; CARRON, D.; PRIMAUX, F.: *Experimental and Numerical Analysis of the Hot Tearing Susceptibility of a CuCrZr Alloy*. In Mathematical Modelling of Weld Phenomena 9 (Graz 2010), 997-1010, 2010.

[167] MÜLLER-BORHANIAN, J.: *Kamerabasierte In-Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen*. Herbert-Utz Verlag GmbH, Dissertation, IFSW, Universität Stuttgart, 2009.

[168] MÜLLER, G. M.: *Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen durch Auswertung der reflektierten Leistung*. Herbert-Utz Verlag GmbH, Dissertation, IFSW, Universität Stuttgart, 2002.

[169] RAPPAZ, M.; JACOT, A.; BOETTINGER, W. J.: *Last Stage Solidification of Alloys: Theoretical Model of Dendrite-Arm and Grain Coalescence*. Metaallurgical and Materials Transactions A. Volume 34A, p. 467-479, 2003.

[170] GÄRTNER, P.: *Grundlagenuntersuchungen zum Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scannersystem*. Diplomarbeit, IFSW, Unisversität Stuttgart, 2005.

[171] BÜHLER, B.: *Einfluss der Spannvorrichtung auf den Laserstrahlschweißprozess von Aluminium*. Bachelorarbeit, Betreuer: Peter Stritt, Institut für Strahlwerkzeuge, Universität Stuttgart, 2011.

[172] HOFMANN, A.: *Laserstrahlschweißen von Aluminium mit modulierter Laserleistung*. Studienarbeit, Betreuer: Peter Stritt, Institut für Strahlwerkzeuge, Universität Stuttgart, 2011.

[173] STRITT, P.: *Einfluss der Streckenenergie auf Effizienz und Qualität beim Laserschweißen*. Studienarbeit, IFSW, Universität Stuttgart, 2007.

[174] MATTHES, K.-J.; SCHNEIDER, W.: *Schweißtechnik – Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen*. Carl Hanser Verlag, München, 2012.

[175] WEBERPALS, J.-P.: *Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserschweißen*. Herbert-Utz Verlag GmbH, Dissertation, IFSW, Universität Stuttgart, 2010.

[176] HEß, A.: *Vorteile und Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen mit Strahlquellen höchster Fokussierbarkeit*. Herbert-Utz Verlag GmbH, Dissertation, IFSW, Universität Stuttgart, 2012.

[177] GOLLNOW, C.; MARTINEK, I.; PIESCHEL, J.; SCHUSTER, J.: *Beeinflussung des metallurgischen Verhaltens strahlgeschweißter Verbindungen an Stählen durch prozessspezifische Einflussgrößen*. Jugend Forscht & Schweißt, Halle, DVS, 2010.

[178] SCHNEIDER, M.: *Anspruchsvolle Werkstoffe riss- und porenfrei schweißen*. Laser Magazin, Ausgabe 4, 2011.

[179] HÜGEL, H.; DAUSINGER, F.; BERGER, P.: *Modelling of Physical Mechanisms in Laser Keyhole Welding*. 3rd International Conference: Computational Modeling and Simulation of Materials, Sizilien 2004.

[180] BENTER, C.; PETRING, D.: *Investigation of the transition from heat conduction to deep penetration welding with high power diode lasers*. In Proceedings of Lasers in Manufacturing 3, Springer, 67-72, 2005.

[181] ZHAO, H.; WHITE, D. R.; DEBROY, T.: *Current issues and problems in laser welding of automotive aluminium alloys*. In International Materials Reviews 44, 238-266, 1999.

[182] PAUL, A.; DEBROY, T.: *Free surface flow and heat transfer in conduction mode laser welding*. In Metallurgical Transactions 19B, 851-858, 1988.

[183] STRITT, P.; WEBER, R.; GRAF, T.; EBERT, C.: *Laser power modulation at the threshold from heat-conduction to deep-penetration welding*. ICALEO, LIA, Anaheim, 2010.

[184] STRITT, P.; WEBER, R.; GRAF, T.; MÜLLER, S.; Ebert, C.: *Utilizing Laser Power Modulation to Investiagte the Transition from Heat-Conduction to Deep-Penetration Welding*. Elsevier, Physics Procedia 12, 224-231, 2011.

[185] TRAUTMANN, A.: *Bifocal Hybrid Laser Welding – A Technology for welding of Aluminium and Zinc-Coated Steel*. Forschungsberichte IWB, Herbert Utz Verlag München, 2009.

[186] AVESTA WELDING: *How to weld fully austenitic stainless steel*. Avesta Welding, Schweden, 2012.

[187] YAMAOKA, H.; MURAYAMA, T.; TSUCHIYA, K.; NISHIDONO, T.; OHKUMA, H.: *Application of laser welding to the aluminium alloy chamber for a huge synchrotron radiation facility.* Welding Internationa 14, 2000, 606-616.

[188] AUDI AG; STRITT, P.; MÜLLER, S.: *Laserstrahl-Schweißverfahren*. Patentanmeldung, Amtliches Aktenzeichen 102012021755.2, P10070DE.0, 2012.

[189] HIGHYAG LASERTECHNOLOGIE: *RLSK-Studio*. Anwendersoftware Version 2.011, 2012.

[190] BROCKMANN, R.: *New replacement concepts for lamp-pumped lasers*. European Automotive Laser Applications EALA 2010, Bad Nauheim, 2010.

[191] LUGAUER, F.: *Sicherheit bei Hochleistungslasern im industriellen Einsatz*. Laser + Photonik 3, S. 48-50, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, 2014.

[192] ZÄH, M. F.; BRAUNREUTHER, S.: *Lasersicherheit durch Hohlkammerschutzwände*. Werkstattstechnik online, Springer-VDI- Verlag GmbH & Co. KG, Düssel, Jahrgang 100, H. 6, S. 465-471, 2010.

[193] BRAUNREUTHER, S.; HUBER, S.; OEFELE, F.; TRAUTMANN, A.; ZAEH, M. F.: *Systematic Development of Safe High Performance Laser Applications - Knowing the Limits of Conventional Systems*. ICALEO, Paper 905, p.430-p.439, 2009.

[194] STRITT, P.: *Presspan als Laserschutz: Dank Pyrolyse resistent gegen Laserstrahlung*. Bayerische Laser Magazin 3, 2012.

[195] STRITT, P.: *Laser Safety Barriers*. Stuttgarter Lasertage 2012, Stuttgart, 2012.

[196] STRITT, P.: *Passiver Laserschutz durch organische Materialien*. Workshop - Aktiver Laserschutz, Bayern Photonics, Nürnberg, 2012.

[197] EADS DEUTSCHLAND GMBH.: *Einsatz von Holz als Laserschutz*. Gebrauchsmusterschrift DE 20 2008 007 197.6, 2008.

[198] STRITT, P.: *Neue Lasersicherheitskonzepte mit alternativen Schutzwandmaterialien*. Bayerische Laserschutztage, Bayern Photonics, Nürnberg, 2013.

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich all jenen danken, die mich beim Erstellen dieser Arbeit unterstützten und mir diese Arbeit ermöglichten.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Professor Dr. phil. nat. Thomas Graf. Seine stets fundierten wissenschaftlichen Ratschläge und Anregungen gemeinsam mit dem mir gewährten Freiraum haben wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen.

Herrn Professor Dr.-Ing. Manfred Berroth und Herrn Professor Dr.-Ing. Michael Schmidt möchte ich für die Übernahme des Mitberichts danken, sowie Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Bernhard Mitschang in seiner Funktion als Prüfungsvorsitzender.

Stellvertretend für die GSaME geht mein Dank an Frau Professor Rohr dafür, dass mir dieses Programm einen fruchtbaren Rahmen zur Durchführung der Arbeit geboten hat.

Herrn Müller und Herrn Dr. Koglin der Audi AG möchte ich dafür danken, dass sie es verstanden ihre Begeisterung für die untersuchte Thematik auf mich überspringen zu lassen, woraus ich stets meine Motivation ziehen konnte.

Herrn Dr. Weberpals, Herrn Dr. Ebert sowie Herrn Dr. Graudenz danke ich für die fachlichen und freundschaftlichen Gespräche, welche wesentlich von ihrer Erfahrung im Bereich der Fügetechnik im Karosseriebau profitierten.

Weiter danke ich Herrn Dr. Rudolf Weber für die vielfach geführten fachlichen Diskussionen. Seine stetige Unterstützung meiner Arbeit als auch das darüber hinaus entgegenbrachte Vertrauen haben mir nicht nur fachlich sehr geholfen.

Meinen aktuellen und ehemaligen Kollegen am IFSW danke ich für die freundschaftliche Arbeits- und Diskussionsatmosphäre und das kritische Hinterfragen wissenschaftlicher Resultate. Besonders möchte ich mich in chronologischer Reihenfolge bei meinen Bürokollegen Andreas Michalowski, Axel Heß, Volkher Onuseit, Andreas Heider und Daniel Weller bedanken. Ohne euch wäre meine Arbeitzeit viel trister gewesen und ich kann mich an viele Situationen erinnern, die mir dank euch die Zeit am IFSW unvergessen machen werden.

Einen besonderen Dank möchte ich auch an Karin für die fachliche und private Unterstützung richten. Du hast mir das letzte Jahr vor Fertigstellung der Dissertation sehr erleichtert.

Meinen Eltern, Christa und Walter, danke ich für das entgegengebrachte Vertrauen und die fortwährende Unterstützung. Ihr Zuspruch während meines Studiums und meiner Zeit als Promotionsstudent war mir eine große Stütze – Danke.

Stuttgart, im Februar 2016 Peter Stritt

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von
Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart
Forschungsberichte des IFSW von 1992 bis 1999 erschienen im Teubner Verlag, Stuttgart

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

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

Mohr, Ursula
Geschwindigkeitsbestimmende Strahleigenschaften und Einkoppelmechanismen beim CO_2-Laserschneiden von Metallen
1993, 130 Seiten, ISBN 3-519-06207-0

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

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

Paul, Rüdiger
Optimierung von HF-Gasentladungen für schnell längsgeströmte CO_2-Laser
1994, 149 Seiten, ISBN 3-519-06210-0

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

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

Grünewald, Karin M.
Modellierung der Energietransferprozesse in längsgeströmten CO_2-Lasern
1994, 158 Seiten, ISBN 3-519-06213-5

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

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

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

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

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

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

Breining, Klaus
Auslegung und Vermessung von Gasentladungsstrecken für CO_2-Hochleistungslaser
1996, 131 Seiten, ISBN 3-519-06219-4

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

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

Xiao, Min
Vergleichende Untersuchungen zum Schneiden dünner Bleche mit CO_2- und Nd:YAG-Lasern
1996, 118 Seiten, ISBN 3-519-06223-2

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

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

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

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

Grünenwald, Bernd
Verfahrensoptimierung und Schichtcharakterisierung beim einstufigen Cermet-Beschichten mittels CO_2-Hochleistungslaser
1996, 160 Seiten, ISBN 3-519-06229-1

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

Albinus, Uwe N. W.
Metallisches Beschichten mittels PLD-Verfahren
1996, 144 Seiten, ISBN 3-519-06233-X

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

Bloehs, Wolfgang
Laserstrahlhärten mit angepaßten Strahlformungssystemen
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06230-5

Bea, Martin
Adaptive Optik für die Materialbearbeitung mit CO_2-Laserstrahlung
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06231-3

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

Plaß, Wilfried
Zerstörschwellen und Degradation von CO_2-Laseroptiken
1998, 158 Seiten, ISBN 3-519-06235-6

Schaller, Markus K. R.
Lasergestützte Abscheidung dünner Edelmetallschichten zum Heißgaskorrosionsschutz für Molybdän
1998, 163 Seiten, ISBN 3-519-06236-4

Hack, Rüdiger
System- und verfahrentechnischer Vergleich von Nd:YAG- und CO_2-Lasern im Leistungsbereich bis 5 kW
1998, 165 Seiten, ISBN 3-519-06237-2

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

Pfeiffer, Wolfgang
Fluiddynamische und elektrophysikalisch optimierte Entladungsstrecken für CO_2-Hochleistungslaser
1998, 152 Seiten, ISBN 3-519-06239-9

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

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

Müller-Hummel, Peter
Entwicklung einer Inprozeßtemperaturmeßvorrichtung zur Optimierung der laserunterstützten Zerspanung
1999, 139 Seiten, ISBN 3-519-06242-9

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

Huonker, Martin
Strahlführung in CO_2-Hochleistungslasersystemen zur Materialbearbeitung
1999, 121 Seiten, ISBN 3-519-06244-5

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

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

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

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

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von
Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart
Forschungsberichte des IFSW ab 2000 erschienen im Herbert Utz Verlag, München

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Herrmann, Andreas
Fertigungsorientierte Verfahrensentwicklung des Weichlötens mit Diodenlasern
2002, 133 Seiten, ISBN 3-8316-0086-4

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Hohenberger, Bernd
Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokustechnik – Steigerung von Prozeßsicherheit, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung
2003, 128 Seiten, ISBN 3-8316-0223-9

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

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

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

Joachim Radtke
Herstellung von Präzisionsdurchbrüchen in keramischen Werkstoffen mittels repetierender Laserbearbeitung
2003, 150 Seiten, ISBN 3-8316-0285-9

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

Reinhard Winkler
Porenbildung beim Laserstrahlschweissen von Aluminium-Druckguss
2004, 153 Seiten, ISBN 3-8316-0313-8

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

Andreas Ruf
Modellierung des Perkussionsbohrens von Metallen mit kurz- und ultrakurzgepulsten Lasern
2004, 140 Seiten, ISBN 3-8316-0372-3

Guido Hergenhan
Kohärente Kopplung von Vertikalemittern – Systemkonzept und experimentelle Verifizierung
2004, 115 Seiten, ISBN 3-8316-0376-6

Klaus Goth
Schweißen von Mischverbindungen aus Aluminiumguß- und Knetlegierungen mit CO_2-Laser unter besonderer Berücksichtigung der Nahtart
2004, 143 Seiten, ISBN 3-8316-0427-4

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

Thomas Wawra
Verfahrensstrategien für Bohrungen hoher Präzision mittels Laserstrahlung
2004, 162 Seiten, ISBN 3-8316-0453-3

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

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

Reiner Heigl
Herstellung von Randschichten auf Aluminiumgusslegierungen mittels Laserstrahlung
2004, 173 Seiten, ISBN 3-8316-0460-6

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von
Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf, Universität Stuttgart
Forschungsberichte des IFSW ab 2005 erschienen im Herbert Utz Verlag, München

Thomas Fuhrich
Marangoni-effekt beim Laserstrahltiefschweißen von Stahl
2005, 163 Seiten, ISBN 3-8316-0493-2

Daniel Müller
Pulsenergiestabilität bei regenerativen Kurzpulsverstärkern im Scheibenlaserdesign
2005, 172 Seiten, ISBN 3-8316-0508-4

Jiancun Gao
Neodym-dotierte Quasi-Drei-Niveau-Scheibenlaser: Hohe Ausgangsleistung und Frequenzverdopplung
2005, 148 Seiten, ISBN 3-8316-0521-1

Wolfgang Gref
Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokusmatrixtechnik
2005, 136 Seiten, ISBN 3-8316-0537-8

Michael Weikert
Oberflächenstrukturieren mit ultrakurzen Laserpulsen
2005, 116 Seiten, ISBN 3-8316-0573-4

Julian Sigel
Lasergenerieren metallischer Bauteile mit variablem Laserstrahldurchmesser in modularen Fertigungssystemen
2006, 132 Seiten, ISBN 3-8316-0572-6

Andreas Ruß
Schweißen mit dem Scheibenlaser-Potentiale der guten Fokussierbarkeit
2006, 142 Seiten, ISBN 3-8316-0580-7

Gabriele Seibold
Absorption technischer Oberflächen in der Lasermaterialbearbeitung
2006, 156 Seiten, ISBN 3-8316-0618-8

Dirk Lindenau
Magnetisch beeinflusstes Laserstrahlschweißen
2007, 180 Seiten, ISBN 978-3-8316-0687-0

Jens Walter
Gesetzmäßigkeiten beim Lasergenerieren als Basis für die Prozesssteuerung und –regelung
2008, 140 Seiten, ISBN 978-3-8316-0770-9

Heiko Ridderbusch
Longitudinal angeregte passiv gütegeschaltete Laserzündkerze
2008, 175 Seiten, ISBN 978-3-8316-0840-9

Markus Leimser
Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigenschaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen
2009, 150 Seiten, ISBN 978-3-8316-0854-6

Mikhail Larionov
Kontaktierung und Charakterisierung von Kristallen für Scheibenlaser
2009, 186 Seiten, ISBN 978-3-8316-0855-3

Jürgen Müller-Borhanian
Kamerabasierte In-Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen
2009, 162 Seiten, ISBN 978-3-8316-0890-4

Andreas Letsch
Charakterisierung allgemein astigmatischer Laserstrahlung mit der Methode der zweiten Momente
2009, 176 Seiten, ISBN 978-3-8316-0896-6

Thomas Kübler
Modellierung und Simulation des Halbleiterscheibenlasers
2009, 152 Seiten, ISBN 978-3-8316-0918-5

Günter Ambrosy
Nutzung elektromagnetischer Volumenkräfte beim Laserstrahlschweißen
2009, 170 Seiten, ISBN 978-3-8316-0925-3

Agnes Ott
Oberflächenmodifikation von Aluminiumlegierungen mit Laserstrahlung: Prozessverständnis und Schichtcharakterisierung
2010, 226 Seiten, ISBN 978-3-8316-0959-8

Detlef Breitling
Gasphaseneinflüsse beim Abtragen und Bohren mit ultrakurz gepulster Laserstrahlung
2010, 200 Seiten, ISBN 978-3-8316-0960-4

Dmitrij Walter
Online-Qualitätssicherung beim Bohren mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung
2010, 156 Seiten, ISBN 978-3-8316-0968-0

Jan-Philipp Weberpals
Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserstrahlschweißen
2010, 154 Seiten, ISBN 978-3-8316-0995-6

Angelika Beyertt
Yb:KYW regenerativer Verstärker für ultrakurze Pulse
2010, 166 Seiten, ISBN 978-3-8316-4002-7

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

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

Sonja Kittel
Verzugsarmes Laserstrahlschweißen an axialsymmetrischen Bauteilen
2011, 162 Seiten, ISBN 978-3-8316-4088-1

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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