

Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

D. Weller
Erhöhung der Prozesssicherheit
beim Remote-Laserstrahlfügen von
Aluminiumwerkstoffen

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.

Erhöhung der Prozesssicherheit beim Remote-Laserstrahlfügen von Aluminiumwerkstoffen

von Dr.-Ing. Daniel Weller
Universität Stuttgart



utzverlag München

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

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

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

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2021

D 93

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

Copyright © utzverlag GmbH 2021

ISBN 978-3-8316-4940-2

Printed in Germany

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

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|----|
| Inhaltsverzeichnis | 5 |
| Verzeichnis der Symbole | 7 |
| Kurzfassung der Arbeit | 13 |
| Extended Abstract | 15 |
| 1 Einführung..... | 17 |
| 2 Remote- AlMgSi -Legierungen zur Vermeidung von Heißrisen | 19 |
| 2.1 Heißrisbildung beim Schweißen in Blechrandlage..... | 20 |
| 2.1.1 Thermomechanische Belastung der Schweißnaht | 22 |
| 2.1.2 Heißriswiderstand der Schweißnaht..... | 26 |
| 2.2 Ansätze zur Vermeidung von Heißrisen..... | 29 |
| 2.2.1 Einflussfaktor Einspannsituation | 30 |
| 2.2.2 Einflussfaktor Schweißparameter | 33 |
| 2.2.3 Einflussfaktor Werkstoff..... | 34 |
| 2.3 Heißrisstest zur Bestimmung der kritischen Dehnrate..... | 39 |
| 2.3.1 Messprinzip und Versuchsaufbau des verwendeten Prüfverfahrens ... | 40 |
| 2.3.2 Bestimmung der Dehnung und Dehnrate..... | 43 |
| 2.3.3 Randabstandsabhängiger Verlauf der thermomechanischen Belastung auf die Erstarrungszone..... | 44 |
| 2.3.4 Kritische Dehnraten der untersuchten Werkstoffe..... | 47 |
| 2.4 Einfluss des Erstarrungspfades auf die Heißrisanfälligkeit | 49 |
| 2.4.1 Herleitung der Beziehung zwischen Erstarrungspfad und kritischer Dehnrate aus RDG-Modell | 50 |
| 2.4.2 Einfluss des Siliziumanteils auf den Erstarrungspfad | 52 |
| 2.4.3 Einfluss des Erstarrungspfades auf die Heißrisanfälligkeit | 56 |

| | | |
|-------|--|-----|
| 2.5 | Einfluss der Kornfeinung auf die Heißrissanfälligkeit | 57 |
| 2.5.1 | Bestimmung der Kornstruktur..... | 58 |
| 2.5.2 | Einfluss von Titangehalt auf die Kornstruktur..... | 59 |
| 2.5.3 | Einfluss der Kornstruktur auf die Heißrissanfälligkeit | 61 |
| 2.6 | Fazit | 62 |
| 3 | Remote-Prozessüberwachung zur Detektion von Nahtmittenrissen | 64 |
| 3.1 | Detektion von Nahtmittenrissen mittels Thermografie | 64 |
| 3.1.1 | Wärmebilder von Schweißnähten mit und ohne Nahtmittenriss | 66 |
| 3.2 | Umsetzung der Prüfmethode | 68 |
| 3.2.1 | Systemtechnik | 69 |
| 3.2.2 | Werkstoffe und Schweißparameter | 70 |
| 3.2.3 | Messmethodik | 71 |
| 3.3 | Rissdetektion anhand des zeitlichen Temperaturverlaufs | 76 |
| 3.4 | Rissdetektion anhand eines orts aufgelösten Wärmebilds..... | 78 |
| 3.5 | Fazit | 81 |
| 4 | Remote-Prozessregelung zum Fügen von Aluminium-Stahlverbindungen..... | 83 |
| 4.1 | Temperaturgeregelte Prozessführung | 86 |
| 4.1.1 | Systemtechnik | 86 |
| 4.1.2 | Prozessstart..... | 90 |
| 4.2 | Einfluss der Prozesstemperatur auf die Schweißnahteigenschaften..... | 92 |
| 4.2.1 | Bildung von intermetallischen Phasen..... | 92 |
| 4.2.2 | Statische Scherzugfestigkeit..... | 95 |
| 4.3 | Umsetzung der Remote-Prozessregelung mit einer Scanner-Bearbeitungsoptik | 97 |
| 5 | Zusammenfassung..... | 99 |
| 6 | Literaturverzeichnis | 103 |
| | Danksagung | 117 |

Verzeichnis der Symbole

| | |
|---------------|--|
| Al | Aluminium |
| DMS | Dehnmessstreifen |
| DIN | Deutsches Institut für Normung |
| DPI | Dye penetration inspection (Farbeindringprüfverfahren) |
| EDX | Energiedispersive Röntgenanalyse |
| FFT | Fast Fourier Transformation |
| Gew.-% | Gewichtsprozent |
| Mg | Magnesium |
| MK | Mischkristall |
| OCT | optischen Kohärenztomografie, englisch: optical coherence tomography |
| RDG-Kriterium | Rappaz-Drezet-Gremaud-Kriterium |
| ROF | Schmelzenachflussrate |
| ROS | Rate der Erstarrungsschrumpfung |
| Si | Silizium |
| Ti | Titan |
| u.a. | unter anderem |
| vgl. | Abkürzung für „vergleiche“ |
| WEZ | Wärmeeinflusszone |
| z.B. | zum Beispiel |

| | | |
|-----------|-----------------------|---|
| A | l | bestimmtes Integral A, definiert nach dem Modell von Rappaz et al. |
| A -Wert | l | legierungsspezifischer Wert des bestimmten Integrals A |
| A_{eqx} | mm | Zone mit äquiaxialen dendritischen Körnern |
| B | l | bestimmtes Integral B, definiert nach dem Modell von Rappaz et al. |
| a | mm | Amplitude der Oszillationsbewegung |
| a_{lst} | mm | tatsächliche Amplitude |
| b | mm | Anbindungsbreite, Nahtdicke |
| c_0 | m/s | Lichtgeschwindigkeit im Vakuum [$299.792.458 \text{ m/s}$] |
| D | m^2/s | werkstoffspezifische Diffusionskonstante |
| D_0 | 1 | präexponentieller Faktor |
| d_{eqx} | mm | mittleren Korngröße |
| d_k | mm | Kerndurchmesser |
| d_f | mm | Fokusbereich |
| f | Hz | Oszillationsfrequenz |
| f_{FFT} | Hz | Oszillationsfrequenz bestimmt durch Fast-Fourier-Transformation der Temperaturwerte |
| f_C | 1 oder % | Festkörperanteil bei Kohärenz |
| f_S | 1 oder % | Festkörperanteil |
| G | K/mm | Betrag des Temperaturgradienten |
| h_P | Js | Plancksches Wirkungsquantum [$6,62606957 \cdot 10^{-34} \text{ Js}$] |
| P_L | W | Laserleistung |
| k | J/K | Boltzmannkonstante [$1,3806488 \cdot 10^{-24} \text{ J/K}$] |

| | | |
|------------------------|-------------------------------------|---|
| k_{th} | m ² /s | Temperaturleitfähigkeit |
| L_R | % | Risslänge |
| $L_{R,rel}$ | % | relative Risslänge |
| L_s | mm | Schweißnahtlänge |
| $L_{T,max}$ | mm | Abstand zwischen Endkrater und $T_{max,R}$ am Blechrand |
| ℓ | mm | Länge zwischen zwei Messpunkten |
| ℓ_{th} | m | thermische Eindringtiefe |
| l_{PX} | mm | Periodenlänge in x-Richtung |
| ℓ_0 | mm | Bezugslänge |
| $\Delta\ell$ | mm | Längenänderung zwischen zwei betrachteten Punkten |
| M_T | | Temperaturmatrix |
| N | 1 | Anzahl der belasteten Körner |
| N_{GB} | 1 | breitenspezifische Anzahl an Korngrenzen |
| Q | J mol ⁻¹ | Aktivierungsenergie |
| P_L | W | Laserleistung |
| P_M | W | mittlere angeforderte Laserleistung |
| Δp_c | Pa | kritischer Druckabfall |
| Δp_ε | Pa | Druckabfall durch thermomechanische Verformung |
| Δp_L | Pa | Druckabfall in der Schmelze |
| Δp_{sh} | Pa | Druckabfall durch Erstarrungsschrumpfung |
| R | J mol ⁻¹ K ⁻¹ | allgemeine Gaskonstante [8.31446261815324 J mol ⁻¹ K ⁻¹] |
| R | mm | Randabstand |
| R_0 | mm | initialer Randabstand |

| | | |
|-------------|-----------|---|
| s | mm | Blechdicke, Einschweißtiefe |
| s_{tot} | mm | gesamte Dicke der Werkstücke |
| t | s | Zeit |
| Δt | s | Zeitintervall |
| t_{AK} | s | Abklingzeit |
| t_{diff} | s | Diffusionszeit |
| t_m | s | zeitlicher Mittelpunkt |
| $t_{max,1}$ | s | Zeitpunkt des 1. Maximum des Temperaturverlaufes innerhalb einer Periode |
| $t_{max,2}$ | s | Zeitpunkt des 2. Maximum des Temperaturverlaufes innerhalb einer Periode |
| t_{Start} | s | Zeitpunkt, bei der die Messung startet |
| $T_{P,FFT}$ | s | Periodendauer, Kehrwert von f_{FFT} |
| T | K | Temperatur |
| T_c | K oder °C | Kohärenztemperatur |
| T_L | K oder °C | Liquidustempertur, Schmelztemperatur |
| T_V | K oder °C | Verdampfungstemperatur |
| T_S | K oder °C | Solidustemperatur |
| v | m/min | Vorschub, Schweißgeschwindigkeit |
| v_x | m/min | konstante Geschwindigkeit in x-Richtung |
| v_T | m/s | Geschwindigkeit der Isothermen |
| w_{eqx} | mm | Breite der Zone mit äqui axial dendritischen Körnern / äqui axiale Breite |
| x_{IP} | m | intermetallische Phasensaumdicke |

| | | |
|-----------------------|---------------|---|
| x_0 | mm | Messposition |
| x_η | m | Phasensaumdicke der η -Phase |
| y_{0+} | mm | Position des Messpunktes auf positivem Nahtufer entlang der y-Achse auf der unverschweißten Probe |
| y_{0-} | mm | Position des Messpunktes auf negativem Nahtufer entlang der y-Achse auf der unverschweißten Probe |
| α | ° | Winkel der Schweißnaht des Heißrisstest nach SEP1220-3 |
| β | 1 | Koeffizient der Erstarrungsschrumpfung |
| $\dot{\delta}$ | m/s | kritische Verformungsrate |
| $\dot{\delta}_G$ | m/s | Verformungsrate des Korns |
| $\dot{\delta}_L$ | m/s | Verformungsrate der Schmelze |
| δ_y | mm | Verformung in y-Richtung (transversal zur Schweißrichtung) |
| ε_y | % | Dehnung in y-Richtung (transversal zur Schweißrichtung) |
| $\dot{\varepsilon}_y$ | %/s | Dehnrate in y-Richtung (transversal zur Schweißrichtung) |
| λ | μm | Wellenlänge des Lasers |
| λ_2 | m | Abstand zwischen den sekundären Dendritenarmen |
| μ | kg/(m·s) | Dynamische Viskosität |
| g | K oder °C | Temperaturwert |

Kurzfassung der Arbeit

In der Automobilindustrie bietet die Remote-Technologie für das Laserstrahl-Schweißen einige entscheidende Vorteile hinsichtlich der Wirtschaftlichkeit und bauteilgerechter Schweißkonturen. Gleichwohl muss bei Remote-Laserstrahlfügeprozessen systembedingt auf die taktile Drahtzufuhr von Zusatzwerkstoffen für das Auflegieren der Schweißnaht während des Schweißvorgangs oder auf das Zuführen von Lot und Flussmittel bei Lötprozessen verzichtet werden. Gerade für prozesstechnisch sehr anspruchsvolle Aluminiumwerkstoffe sind für das Remote-Laserstrahlschweißen daher speziell entwickelte Werkstoffe und Strategien zur Prozessüberwachung und Prozessführung nötig.

Mit dem Ziel, das Prozessverständnis bezüglich der Bildung von Nahtmittenrissen beim Laserstrahlschweißen in Blechrandnähe weiter zu erhöhen, wurde ein Heißrisstest entwickelt, mit dem die Heißrisswiderstandsfähigkeit einer mittels Laserstrahlen in Karoserieblechen aus speziellen Remote-ALMgSi-Legierungen Schweißnaht ermittelt werden kann. Basierend auf dem optischen Messverfahren der digitalen Bildkorrelation konnte durch Messungen in der Erstarrungszone während des Schweißvorgangs die kritische Dehnrate als Quantifizierung für den Heißrisswiderstand identifiziert werden. Mit diesem Testverfahren war es möglich, erstmalig den linearen Zusammenhang zwischen dem materialspezifischen Erstarrungspfad und der kritischen Dehnrate, welcher sich aus dem RDG-Kriterium von Rappaz ableiten lässt, experimentell nachzuweisen. Weiter konnte der Zusammenhang zwischen Kornstruktur und Heißrisswiderstand experimentell gezeigt werden.

Der Nahtmittenriss ist ein visuell schwer detektierbarer Nahtdefekt, dessen Auftreten nach aktuellem Stand der Technik in einer separaten Prüfstation mit aktiven Thermografie-Verfahren überprüft wird. Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine Remote-Prozessüberwachung zur Detektion von Nahtmittenrissen mithilfe von passiver Thermografie entwickelt. Als robusten Indikator zur Rissdetektion nutzt diese Prozessüberwachung das Abkühlverhalten und die örtliche Ausdehnung des Wärmestaus, der beim Schweißen in Blechrandlage entsteht. Kommt es zur Bildung eines Nahtmittenrisses, wird der Wärmefluss ins Bauteil unterbrochen. Dies führt zu einem signifikant höheren Wärmestau, der durch die Prozessüberwachung detektiert werden kann. Die Systemtechnik basiert auf einem Pyrometer, das koaxial zum Strahlengang des Lasers in eine Scanner-Bearbeitungsoptik integriert wurde und dessen Messfleck im Anschluss an den

Schweißprozess über die sich abkühlende Naht oszilliert. Dadurch wird die Remote-Prozessüberwachung nicht durch Prozessemissionen beeinflusst und funktioniert richtungsunabhängig.

Das koaxial in eine Bearbeitungsoptik integrierte Pyrometer wurde in einem weiteren Schritt dazu verwendet, das Laserstrahl-Schweiß-Löten von Aluminium und Stahl erstmalig als Remote-Laserstrahlprozess ohne Zusatzwerkstoffe wie Lot und Flussmittel mit einer temperaturgeregelte Prozessführung umzusetzen. Diese Regelung war nötig, da sich durch das Verwenden von verzinkten Stahlblechen als Ersatz für das Flussmittel, ein sehr enges Temperaturfenster an der Grenzfläche zwischen Aluminium und Stahl ergibt, innerhalb dessen der Fügeprozess stabil abläuft. Das Verfahren erlaubt es, auch die festigkeitsbeeinflussende intermetallische Phasensaumdicke über die Sollwerttemperatur des Reglers definiert einzustellen. Bei einer optimal eingestellten Sollwerttemperatur konnte die intermetallische Phasensaumdicke auf Werte von kleiner als 10 μm begrenzt werden. Die Schweißnähte erreichten eine Zugfestigkeit von bis zu 75% des Aluminium-Grundmaterials.

Extended Abstract

In the automotive industry, remote technology for laser beam welding offers some decisive advantages in terms of cost-effectiveness and component-specific welding contours. Nevertheless, welding aluminum imposes challenges to the remote technology. Established approaches, such as alloying the weld with filler material in order to prevent hot cracks by using a tactile filler wire feeding, are not applicable. Therefore, specially developed materials and methods for process monitoring and control are necessary to enable laser beam welding of aluminum with remote technology.

A self-restraint hot cracking test was developed, to gain a deeper understanding of the formation of hot cracks during laser beam welding and determine the resistance to hot cracking of laser welds on car body sheets made of special aluminum alloys. This test is based on the fan-shaped cracking test introduced by Kutsuna and was supplemented with the digital image correlation method to evaluate the local strain rate at the solidification zone during welding. By means of this measurement technique, the critical strain rate was identified as a quantitative value, which describes the resistance against the formation of hot cracks. With this test method, the direct relation between the material-specific solidification path and the critical strain rate as stated by the Rappaz-Drezet-Gremaud-criterion was confirmed experimentally for the first time. Furthermore, the correlation between grain structure and the resistance to hot cracking was demonstrated experimentally.

The non-destructive testing of laser welds within the process chain of industrial production is of prime importance for the quality assurance. According to the current state of the art, centerline cracks are detected by means of active thermography methods. In order to realize this monitoring process an additional stand-alone inspection station within the process chain is required. Within the scope of this work, an in-line process monitoring system was developed which is fully compatible with remote technology. Centerline cracks are likely to occur when welding of car body sheets in an overlap configuration close to the edge. Welding at this position leads to a strong heat accumulation. This results in a non-symmetric temperature field causing a heat flow from the edge into the body across the weld seam. When a centerline crack splits the weld seam, this heat flow is significantly disturbed. It was found that this characteristic change of

the heat flow is a robust indicator to detect centerline cracks without any additional thermal excitation of the weld. The developed in-line process monitoring system determines the change of the heat flow with a pyrometer, which is integrated coaxially to the beam path of the laser in a scanner processing optics. It monitors the welds for any centerline cracks by scanning over the cooling weld directly behind the welding process.

In order to join aluminum alloys with galvanized steel, the coaxially integrated pyrometer enabled the first implementation of a remote weld-brazing process. This joining process requires the closed-loop control of the laser power, to ensure that the temperature of the aluminum melt pool exceeds the melting temperature of 650°C of the aluminum alloy but is kept below the evaporation temperature of zinc, which is 907°C. Furthermore, the temperature-controlled process results in a significant reduction of the formation of brittle intermetallic phases between Iron and Aluminum. At an optimum set temperature the thickness of layer with an intermetallic phase was limited to less than 10 µm. These joints achieved tensile strengths of 75% of the aluminum base material.

The knowledge of the critical strain rate as the quantitative value for the description of the resistance against the formation of hot cracks and the experimental validation of its relation to the grain structure and material-specific solidification path explains and quantifies for the first time the benefits of aluminum alloys, which were especially designed for remote welding processes. This enhanced process understanding about the formation of hot cracks and the new methods for process monitoring and control elaborated in this thesis are a further step to exploit all advantages of the remote laser technology for welding of aluminum alloys.

1 Einführung

Das Remote-Laserstrahlfügen mit Scanner-Bearbeitungsoptiken ist heutzutage ein etabliertes Verfahren im automobilen Karosseriebau [1–3]. Charakteristisch hierbei ist der große Arbeitsabstand zwischen Bearbeitungsoptik und Werkstück von mehreren hundert Millimetern. Dadurch führen schon kleine Strahlauslenkungen der Ablenkspiegel zu einer großen Versatzbewegung auf der Werkstückoberfläche. Aufgrund der geringen Masse der Ablenkspiegel und dem resultierenden extrem dynamischen Verhalten, lassen sich mit Scanner-Bearbeitungsoptiken Versatzbewegungen von einigen Metern pro Sekunde realisieren [4]. Dies führt zu minimierten Nebenzeiten, da die Sprungbewegung zwischen einer Bearbeitungszone und der nächsten in Millisekunden erfolgt [4,2,3,1]. Nahezu unabhängig von der Anzahl der Schweißkonturen und dem Abstand zwischen diesen Konturen, wird die resultierende Zykluszeit somit durch den Fügeprozess selbst definiert [4]. Das erlaubt Schweißfolgen nicht wegoptimiert, sondern verzugsoptimiert auszulegen. Dadurch lässt sich ein homogener Wärmeintrag ins Bauteil realisieren, der zu einem geringen wärmeinduzierten Verzug führt [5]. Im automobilen Karosseriebau übersteigen die Bauteilabmessungen oftmals die Größe des Bearbeitungsfeldes von Scanner-Bearbeitungsoptiken. Wird der Scanner an einen Industrieroboter gekoppelt, können die Bewegungen beider Systeme kombiniert werden und eine sogenannte On-The-Fly-Bearbeitung wird möglich [6]. Der Roboter führt den Scanner über das Werkstück, während der Scanner den Laserstrahl lokal auf dem Werkstück positioniert. Dadurch lassen sich, unabhängig von der Bewegungsrichtung des Roboters, Schweißnahtkonturen hinsichtlich ihren Anforderungen an die Bauteilgeometrie und der Belastungsrichtung schweißen [7,2].

Im Karosseriebau wurde die Remote-Technologie zuerst beim Laserstrahlschweißen von Stahlblechen eingesetzt [1,3]. Inzwischen wird dort jedoch zunehmend der Leichtbauwerkstoff Aluminium eingesetzt, um das Gewicht der Bauteile zu reduzieren [8]. Vor allem im Bereich der Außenhaut und bei sogenannten „Hang-on-Parts“, wie zum Beispiel Motorhauben, Kotflügel und Türen, ersetzen Aluminiumlegierungen den Stahl als Werkstoff [9]. Speziell bei den hier häufig eingesetzten AlMgSi-Legierungen der 6000er Werkstoffgruppe besteht eine erhöhte Heißrisisanfälligkeit beim Schweißen [10–14]. Gewöhnlich kann über einen entsprechenden Zusatzwerkstoff eine gezielte Änderung der Legierungszusammensetzung im Schmelzebad realisiert werden, welche die

Heißrissanfälligkeit reduziert [15]. Zumeist wird dies über eine taktile Drahtzufuhreinheit, die an der Bearbeitungsoptik angebracht ist, umgesetzt [16]. Jedoch ist das beim Remote-Laserstrahlschweißen systembedingt nicht möglich. Speziell entwickelte Remote-ALMgSi-Legierung ermöglichen das heißrissfreie Schweißen ohne Zusatzwerkstoffe [17,18]. Ziel der im Folgenden vorgestellten Arbeiten war es, den Einfluss von Silizium und Titan als Bestandteil von solchen Remote-ALMgSi-Legierungen auf die kritische Belastungshöhe einer laserstrahlgefügten Schweißnaht und damit ihrer Heißrisswiderstandsfähigkeit quantitativ zu ermitteln. Die Ergebnisse hierzu werden im anschließenden Kapitel 2 vorgestellt.

Neben den werkstofftechnischen Herausforderungen an das Remote-Laserstrahlschweißen von ALMgSi-Legierungen, gibt es auch Einschränkungen bei der Integration von Diagnostik zur Prozessüberwachung und Prozessregelung in Remote-Bearbeitungsoptiken. Der große Arbeitsabstand dieser Optiken führt u.a. zu geringeren Auflösungen oder kleineren Sichtfeldern der eingesetzten Diagnostiksysteme [4]. Weiter ist oftmals eine zusätzliche Beleuchtung nötig, um Merkmale zur Detektion der Nahtposition zu erkennen [19]. Ziel war es, im Rahmen dieser Arbeit eine Remote-Prozessüberwachung zur Detektion von Nahtmittenrissen zu entwickeln, welche richtungsunabhängig und ohne zusätzliche Beleuchtung eingesetzt werden kann. Die Ergebnisse hierzu werden im Kapitel 3 vorgestellt.

Zusätzlich wurde im Rahmen dieser Arbeit eine Remote-Prozessregelung entwickelt, mit der das sensible Laserstrahl-Schweiß-Löten [20–22] von Aluminium mit verzinktem Stahl möglich wird. Hierbei muss ein enges Temperaturfenster während des Prozesses eingehalten werden, um die Bildung spröder und intermetallischer Phasen zu kontrollieren und auf die Grenzfläche beider Fügepartner zu limitieren. Dabei werden die Aluminiumlegierung und die Zinkschicht des verzinkten Stahls aufgeschmolzen und der Stahl selbst bleibt fest. Um ein Ausgasen von Zink zu vermeiden, darf die Temperatur des Aluminiumschmelzbad die Verdampfungstemperatur von Zink von 907°C [23] nicht überschreiten. Um diese Anforderungen zu erfüllen wurde ein temperaturgeregelter Laserprozess entwickelt, der es ermöglicht, die beiden Materialien ohne Flussmittel und Zusatzwerkstoff remote zu verbinden. Die Ergebnisse hierzu werden im Kapitel 4 vorgestellt.

2 Remote-ALMgSi-Legierungen zur Vermeidung von Heißrissen

Ein Heißriss entsteht während des Schweißvorgangs, wenn die thermomechanische Belastung auf die Naht größer ist, als ihre Belastbarkeit [24]. Quantitativ lässt sich die Belastungshöhe einer Naht und damit ihre Heißrissanfälligkeit durch die auf sie wirkende Dehnung und Dehnrate beschreiben [25].

Spezielle Remote-ALMgSi-Legierungen ermöglichen das heißrissfreie Schweißen ohne Zusatzwerkstoffe [17,18]. Sie enthalten gegenüber Standard-Aluminiumlegierungen der Werkstoffgruppe 6000, einen höheren Anteil an Silizium oder enthalten Keimbildner wie Titan [26,18]. Der höhere Anteil an Silizium verändert den Erstarrungspfad, sodass kritische Stadien während der Erstarrung innerhalb einem kleineren Temperaturintervall durchlaufen werden [27]. Der Keimbildner Titan führt zu einem feineren Schweißnahtgefüge [28–30]. Beides wirkt sich positiv auf die Belastbarkeit der Naht während des Schweißvorgangs aus und führt so zu einer geringeren Heißrissanfälligkeit [15,28,29].

Neben dem Werkstoff ist die Heißrissbildung abhängig von den verwendeten Schweißparametern und den Einspannbedingungen, die u.a. gegeben sind durch die Schweißposition und Spannvorrichtung. Diese Einflussfaktoren stehen in einem komplexen Zusammenspiel zu einander [31]. Vor allem bei Fügeverbindungen von Blechteilen im Karosseriebau, bei denen sich die Schweißnähte überwiegend am Blechrand befinden, kommt dies besonders zum Tragen [32]. Eine phänomenologische Betrachtung der Heißrissbildung beim Schweißen in Blechrandlage und mögliche Ansätze zur Vermeidung von Heißrissen anhand der o.g. Einflussfaktoren, sind Inhalt der ersten zwei Teile dieses Kapitels und schaffen die Grundlage für die weiteren Abschnitte.

Mit dem Ziel, den Einfluss von Silizium und Titan als Bestandteil von Remote-ALMgSi-Legierungen auf die kritische Belastungshöhe einer Remote-Laserstrahlnaht quantitativ zu ermitteln, wurde ein Heißrisstest entwickelt. Mit diesem Heißrisstest

- kann die kritische Dehnrate bestimmt werden, die zu einer Ausbreitung eines Heißrisses in der Nahtmitte führt

- und es kann der Einfluss der Werkstoffeigenschaften getrennt von dem Einfluss der Schweißparameter auf die Heißrissbildung untersucht werden.

Der Heißrisstest zur Bestimmung der kritischen Dehnrates wird im dritten Teil dieses Kapitels vorgestellt.

Die Ergebnisse der ermittelten kritischen Dehnrates von Schweißnähten mit verschiedenen ALMgSi-Legierungen in Abhängigkeit von ihrem Siliziumgehalt werden in vierten Teil des Kapitels erläutert. Basierend auf diesen Ergebnissen konnte erstmalig für das Laserstrahlschweißen, der aus dem allgemein anerkannten Rappaz-Drezet-Germaud-Kriterium [33] ableitbare Einfluss des legierungsspezifischen Erstarrungspfades auf die kritischen Dehnrates, experimentell nachgewiesen werden.

Die Kornstruktur der Schweißnähte wurde metallographisch analysiert. Das Ergebnis der Experimente ist eine empirische Aussage über den Einfluss der Kornfeinung auf die Heißrissanfälligkeit und wird im fünften Teil dieses Kapitels vorgestellt.

2.1 Heißrissbildung beim Schweißen in Blechrandlage

Beim Schweißen in Blechrandlage von Aluminiumlegierungen der Werkstoffgruppe 6000 entstehen Heißrisse in der Nahtmitte. Der durchgehende Heißriss in der Schweißnahtmitte wird aufgrund seiner Lage auch als Nahtmittenriss bezeichnet [10]. In Bild 2.1 zeigt der Flachschliff (links) und der Querschliff (rechts) eine Überlapp-Schweißnaht mit einem Nahtmittenriss, die zwei Karosseriebleche aus der Aluminiumlegierung EN AW 6014 mit einem Randabstand von $R = 6 \text{ mm}$ verbindet. Die Bleche wurden mit einer Scanner-Bearbeitungsoptik bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $v = 4 \text{ m/min}$ und einer Laserleistung von $P = 3200 \text{ W}$ geschweißt. Der Fokusedurchmesser auf der Oberfläche der Probe betrug $d_f = 560 \text{ }\mu\text{m}$. Für einen Flachschliff wird die Schweißnaht von der Nahtoberfläche her angeschliffen, für einen Querschliff quer zur Schweißrichtung. Die Schnittebene und Blickrichtung für einen Querschliff ist im Flachschliff in Bild 2.1 zur Verdeutlichung blau eingezeichnet. Tatsächlich stammt der Querschliff aus einer anderen Schweißnaht. Ein Nahtmittenriss erstreckt sich über die gesamte Nahtlänge oder zu mindestens über einen Teilbereich und trennt die beiden Seiten der Schweißnaht vollständig von der Nahtoberfläche bis zur Nahtwurzel [34]. Daher kommt es zu einem deutlichen Aufklaffen der beiden Rissufer, wodurch diese mit dem bloßen Auge erkannt werden können. Ein solcher Nahtmittenriss entsteht kontinuierlich, während sich der Schweißprozess in einem quasi-stationären Zustand befindet [35,36]. Das Erscheinungsbild der Naht ist gleichmäßig und unterscheidet sich bis auf den Riss nicht

merklich von dem einer rissfreien Naht [10]. Der Grund für die kontinuierliche Heißrissbildung entlang der Nahtmitte, sind hohe thermomechanische-induzierte Querdehnungen, welche die Schweißnaht während des Schweißvorgangs belasten [10,34,35].

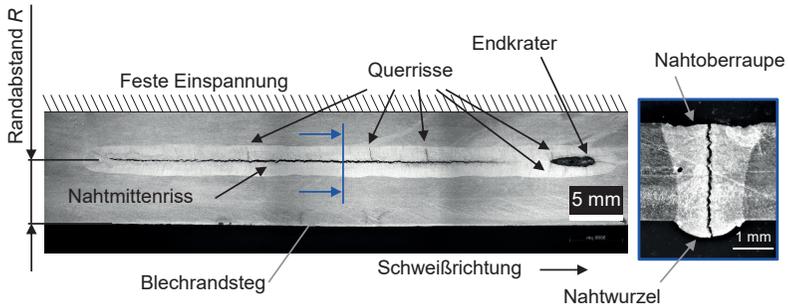


Bild 2.1: Flachschnitt (links) und Querschnitt (rechts) von einer Schweißnaht in Blechrandlage mit einem Nahtmittensriss (Erstarrungsris). Bezeichnungskonvention angelehnt an [10] (Ac-170 (EN AW 6014), $v = 4$ m/min, $P = 3200$ W, $d_f = 560$ μm , $R = 6$ mm).

Neben dem Nahtmittensriss sind im Flachschnitt der Schweißnaht in Bild 2.1 auch Querrisse und ein Endkrater zu sehen. Querrisse sind Heißrisse, die am Rand der Schweißnaht entstehen und sich in Richtung Schweißnahtmitte fortpflanzen. Auch Querrisse können die Tragfähigkeit einer Schweißnaht entscheidend verringern [37]. Der Endkrater entsteht, wenn am Ende einer Schweißung die Laserleistung ohne Rampe schlagartig weggewonnen wird. Schmelze, die während des Schweißprozesses die Dampfkapillare umströmt, fließt nicht mehr nach und führt zu einem Nahteinfall.

Heißriss ist ein Überbegriff und umfasst die drei verschiedenen Rissphänomene: Risse durch Verformbarkeitsabfall, Wiederaufschmelzrisse und Erstarrungsrisse. Risse durch Verformbarkeitsabfall entstehen durch auftretende Versprödungen in der Wärmeeinflusszone (WEZ) [38]. Wiederaufschmelzrisse entstehen neben der Schweißnaht im Bereich der WEZ oder unmittelbar an der Schmelzlinie durch ein Aufschmelzen niedrigschmelzender Phasen. Diese Phasen liegen vorwiegend bei Mehrlagenschweißungen durch Ausscheidungen an den Korngrenzen in vorausgegangenen Schweißnähten vor [39,40]. Die in Bild 2.1 gezeigten Heißrisse sind Erstarrungsrisse, wobei der Nahtmittensriss eine besonders gravierende Form davon ist. In der vorliegenden Arbeit wird ausschließlich die Entstehung von Erstarrungsrisen untersucht. Der Erstarrungsris entsteht während des Schweißvorgangs zwischen der Liquidustemperatur T_L und der Solidustemperatur T_S in der sogenannten Erstarrungszone direkt hinter dem Schmelzbad.

Die lokale Ausdehnung der Erstarrungszone ist in den Ausschnitt eines High-Speed Videos von einer Schweißnaht mit einer ALMgSi-Legierung in Bild 2.2 eingezeichnet.

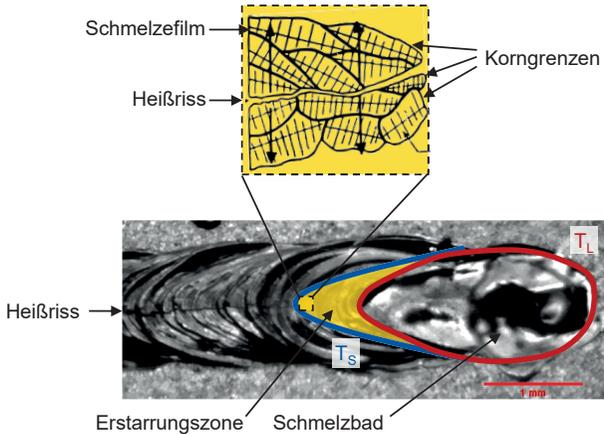


Bild 2.2: Ausschnitt eines High-Speed Videos bei der Ausbreitung eines Nahtmittensrisses von einer Schweißnaht mit einer ALMgSi-Legierung [24]. Skizze in Anlehnung an Pellini [41]

Innerhalb der Erstarrungszone bilden sich dendritische Körner in einer flüssigen Matrix. Nahe der Solidustemperatur sind die wachsenden Körner an ihren Korngrenzen nur noch von einem dünnen Schmelzefilm umgeben [41]. Bei einer Überbeanspruchung in diesem teilerstarten Bereich, wird der Schmelzefilm getrennt und es entsteht ein Heißriss. Pellini [41] hat diesen Vorgang bereits 1952 in seiner Theorie zur Heißrissentstehung mit der in Bild 2.2 oben gezeigten Skizze beschrieben. Die schwarzen Pfeile quer zum Heißriss zeigen die thermomechanisch induzierten Dehnungen, welche auf die Schmelzefilme wirken.

2.1.1 Thermomechanische Belastung der Schweißnaht¹

Beim Schweißen in Blechrandlage ändern sich die thermomechanischen Randbedingungen und damit die Belastung auf die Schweißnaht abhängig vom Randabstand R [10,35,43].

¹ Die Ausführungen in diesem Abschnitt basieren auf dem vom Autor verfassten und mitverfassten Veröffentlichungen [42,43].

In Bild 2.3 zeigen Wärmebilder den Einfluss vom Randabstand auf das Temperaturfeld während des Laserstrahlschweißens. Es sind Wärmebilder aus Schweißungen in Blechrandlage mit einem Randabstand zwischen 3 und 10 mm zu sehen. Die gezeigten Wärmebilder sind aus Infrarot-Videoaufnahmen entnommen und zeigen die lokale Intensität der gemessenen Wärmestrahlung in Falschfarben. Entsprechend dem Verlauf der Farbskala in Bild 2.3 steht blau für eine geringe Wärmestrahlung und rot für eine starke Wärmestrahlung. In den Wärmebildern kann daher in den roten Bereichen von einer heißen Oberflächentemperatur und in den blauen Bereichen von einer kalten Oberflächentemperatur ausgegangen werden.

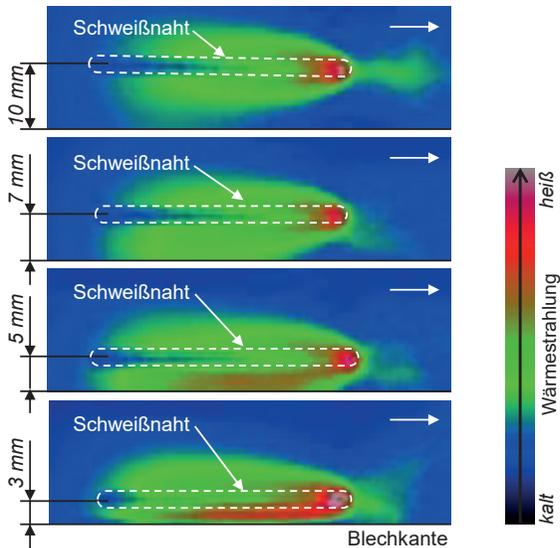


Bild 2.3: Wärmebilder aus Infrarot-Videoaufnahmen zeigen den Einfluss vom Randabstand auf das Temperaturfeld während des Laserstrahlschweißens (*Ac-170* (*EN AW 6014*), $v = 5,5 \text{ m/min}$, $P = 5000 \text{ W}$, $d_f = 650 \mu\text{m}$). [42,43]

Die verwendete Infrarot-Kamera hat einen Sensor der im Wellenlängenbereich von 7,5 bis 14 μm empfindlich ist. Die Wärmebilder in Bild 2.3 sind jeweils aus einem Infrarot-video, in dem eine Überlapp-Verbindung von zwei Blechen mit den Stärken 1,2 und 1,7 mm aus dem AlMgSi-Werkstoff EN AW 6014 geschweißt wurde. Die Proben wurden mit einer Scanner-Bearbeitungsoptik bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $v = 5,5 \text{ m/min}$ und einer Laserleistung von $P = 5 \text{ kW}$ geschweißt. Der Fokusedurchmesser auf der Oberfläche der Probe betrug $d_f = 650 \mu\text{m}$. Da Aluminiumlegierungen einen sehr

geringen Emissionsgrad [44] aufweisen, war die Oberfläche des oberen Bleches mit einem Graphitlack geschwärzt, um so die Emission der Wärmestrahlung zu erhöhen. Dadurch sinkt die kleinste messbare Temperatur der Infrarot-Kamera und es entstehen Aufnahmen mit einem höheren Dynamikumfang. Diese Lackschicht wird jedoch beim Schweißen zerstört, wodurch der Emissionsgrad auf der Schweißnahtoberfläche (weiße gestrichelte Linie) deutlich niedriger ist. Die Infrarot-Aufnahmen im Bereich der Schweißnaht zeigen daher deutlich kleinere Werte, welche eine vermeintlich niedrigere Temperatur indizieren. Die Wärmebilder in Bild 2.3 zeigen, dass es bei Randabständen von weniger als 10 mm zu einem Wärmestau im verbleibenden Blechrandsteg zwischen Schweißnaht und Blechkante kommt. Dieser erhöht sich mit kleiner werdendem Randabstand. Zusätzlich verringert sich die Steifigkeit des Blechrandsteges mit kleiner werdendem Randabstand. Je geringer die Steifigkeit und je größer der Wärmestau, desto größer werden die thermomechanisch induzierten Dehnungen und damit die Belastung, die während des Schweißens auf die Schweißnaht wirkt [35,43].

Um den Einfluss des Randabstandes auf die Belastung der Naht aufzuzeigen, ist die Länge eines entstandenen Nahtmittensrisses L_R ein einfach zu bestimmendes Maß. Dabei beschreibt die relative Risslänge

$$L_{R,rel} = \frac{L_R}{L_S} \quad (2.1)$$

die Länge eines Nahtmittensrisses im Verhältnis der Länge der Schweißnaht L_S . Die Risslänge lässt sich mithilfe von einer Farbeindringprüfung (DPI), wie in Bild 2.4 dargestellt, einfach ermitteln. Mit diesem Prüfverfahren werden Risse und Rissverläufe makroskopisch sichtbar.

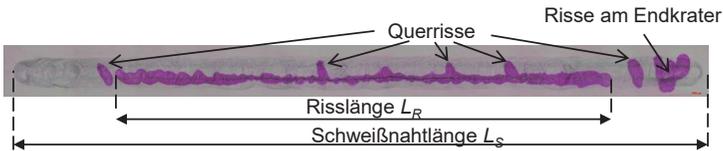


Bild 2.4: Die Farbeindringprüfung (DPI) der Schweißnaht zeigt die Risslänge des Nahtmittensrisses, die Anzahl der Querrisse und Risse am Endkrater an.

Bild 2.5 zeigt für den Werkstoff Ac-170 (EN AW 6014) die relative Risslänge $L_{R,rel}$ des Nahtmittensrisses (blaue Punkte) in Abhängigkeit vom Randabstand der Schweißnaht. Alle Werte, die im Diagramm in Bild 2.5 dargestellt sind, sind Mittelwerte von fünf

Schweißnähten pro untersuchtem Randabstand. Die Fehlerbalken zeigen die maximal und minimal ermittelten Werte. Nahtmittenrisse treten für Randabstände von 3 bis 6 mm auf. Dieser risskritische Bereich wurde für Werkstoffe der 6000er Legierungsgruppe auch schon in anderen Veröffentlichungen beobachtet [35,10,34]. Bei kleineren Randabständen kommt es zu einem Abschmelzen des Blechrandes, wodurch kein typischer Nahtmittenriss mehr entsteht [36]. Hier entstehen jedoch vermehrt Querrisse, wie in Bild 2.1 und Bild 2.4 gekennzeichnet.

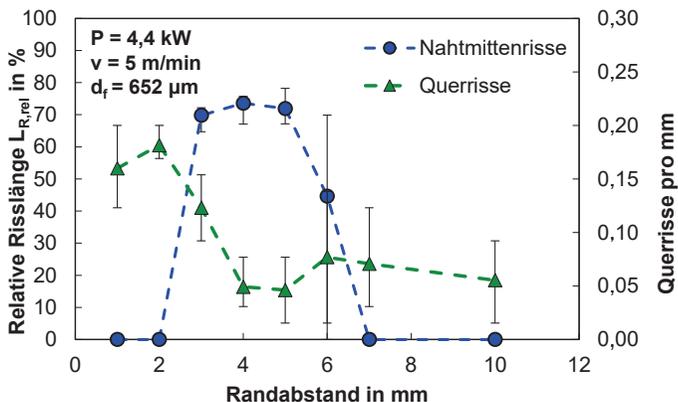


Bild 2.5: Relative Risslänge und Anzahl der Querrisse pro mm in Abhängigkeit vom Randabstand. (Werkstoff: EN AW 6014, oberes Blech: 1,2 mm, unteres Blech: 1,7 mm)².

Im Diagramm in Bild 2.5 ist die Anzahl der Querrisse pro Millimeter (grüne Dreiecke) in Abhängigkeit vom Randabstand der Schweißnaht dargestellt. Ab einem Randabstand von mehr als 4 mm ist das Auftreten von Querrissen deutlich reduziert. Bei Randabständen von mehr als 6 mm kommt es durch die höhere Steifigkeit des Blechrandsteges zu einer Druckbelastung auf die Erstarrungszone, welche die Entstehung von Nahtmittenrisse und Querrissen verhindert [36,25]. Wie in Bild 2.1 und Bild 2.4 zu sehen, entstehen Querrisse auch am Endkrater. Risse am Endkrater sind beim Schweißen von Aluminiumlegierungen unabhängig vom Randabstand der Schweißnaht zu beobachten [35] und werden hier daher nicht in der Betrachtung der Rissbildung als Funktion des Randabstandes berücksichtigt. Durch optimierte Leistungsrampen am Schweißnahtende, lassen sich die Risse am Endkrater vermeiden [35].

² Die ermittelten Werte zur relativen Risslänge und Anzahl der Querrisse stammen aus einer Bachelorarbeit [45], welche vom Autor dieser Dissertationsschrift angeleitet und betreut wurde.

2.1.2 Heißrisswiderstand der Schweißnaht

Der Belastung einer Naht durch thermomechanisch induzierten Dehnungen steht die Belastbarkeit einer Naht gegenüber. Die Höhe der Belastbarkeit einer Naht wird auch als ihr Heißrisswiderstand bezeichnet [24]. Der Heißrisswiderstand einer Naht ist abhängig von der Heißrissanfälligkeit der geschweißten Legierung und von der Kornstruktur im Schweißnahtgefüge.

Die Heißrissanfälligkeit einer Legierung wird maßgeblich durch den Erstarrungsverlauf bestimmt. Borland definierte in seiner Heißrisstheorie vier Stadien für den Erstarrungsvorgang [27]. Diese sind in Bild 2.6 links in ein binäres Phasendiagramm aus den Legierungselementen A und B mit Eutektikum eingezeichnet. Jedes Stadium ist unterschiedlich anfällig für die Heißrissbildung. Eine Legierung durchläuft bei der Erstarrung, in Abhängigkeit ihrer Zusammensetzung, die Stadien über ein unterschiedlich großes Temperaturintervall.

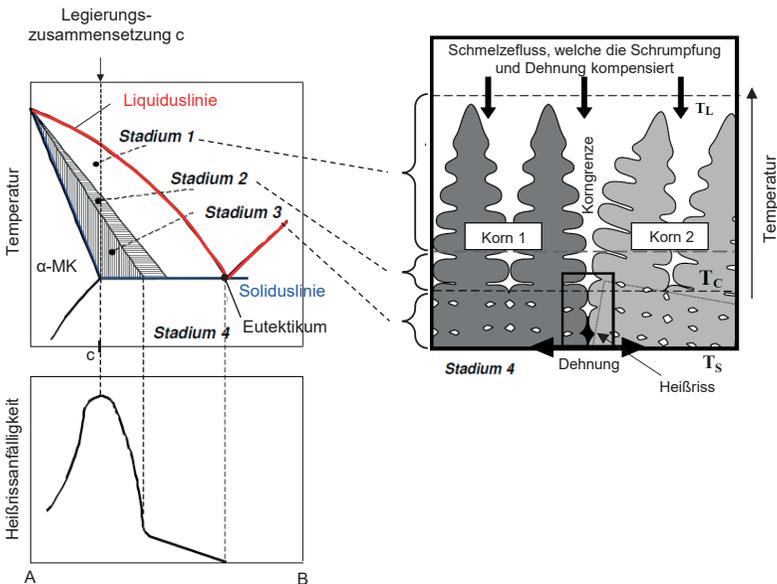


Bild 2.6: Links: Die vier Stadien für den Erstarrungsvorgang nach Borland mit unterschiedlicher Heißrissanfälligkeit [27]. Rechts: Prinzipskizze zusammenwachsender Körner an der Erstarrungsfront angelehnt an Rappaz et al. [46]. Die vier Stadien nach Borland wurden entsprechend gekennzeichnet.

Die Prinzipskizze in Bild 2.6 rechts, angelehnt an Rappaz [46], zeigt das Zusammenwachsen einzelner Körner mit sinkender Temperatur und damit fortschreitender Erstarrung. Mit dieser Prinzipskizze, lässt sich die Heißrissanfälligkeit der Erstarrungsstadien von Borland konkretisieren. Im ersten Stadium sind die wachsenden Körner noch vollständig von Schmelze umgeben. Dieses Stadium ist nach Borland unkritisch für die Heißrissentstehung. Im zweiten Stadium beginnen die Körner zusammenzuwachsen. Diesen Vorgang nennt man auch Koaleszenz. In diesem Stadium ist eine Rissbildung und damit eine Trennung der Schmelzefilme zwischen den Körnern möglich. Die Gefügestruktur ist aber immer noch ausreichend durchlässig, um die Trennungen durch Restschmelze auszuheilen. In Stadium drei ist dies nicht mehr möglich. Nach Rappaz [46,47] ist in diesem Stadium die Kohärenztemperatur T_C (siehe Bild 2.6 rechts) überschritten. Die Rissneigung ist in diesem Stadium der Erstarrung maximal. Im vierten Stadium ist die Legierung erstarrt und keine Heißrissentstehung mehr möglich. Betrachtet man die eingezeichneten Bereiche der Erstarrungsstadien im Phasendiagramm in Bild 2.6 links, ergibt sich die größte Heißrissanfälligkeit bei der Legierungszusammensetzung c , welche den Punkt der maximalen Löslichkeit des Legierungselementes B im α -Mischkristall (MK) schneidet. Bei dieser Legierungszusammensetzung durchläuft der Erstarrungspfad das besonders kritische Stadium drei über das maximal mögliche Temperaturintervall. Der Verlauf der Heißrissanfälligkeit einer Legierung nach Borland [27], abhängig von seiner Legierungszusammensetzung, ist qualitativ im unteren Diagramm in Bild 2.6 links eingezeichnet.

In ternären AlMgSi-Legierungen bildet sich die Gleichgewichtsphase Mg_2Si mit einem Überschuss an Silizium oder Magnesium [48]. Das Masseverhältnis der Gleichgewichtsphase Mg_2Si entspricht $Mg/Si = 1,73$. Bild 2.7 links zeigt das quasi-binäre Phasendiagramm für Al- Mg_2Si -Legierungen in Bezug zur relativen Heißrissanfälligkeit abhängig vom Mg_2Si -Anteil der Legierung. Die relative Heißrissanfälligkeit wurde experimentell mit Ringgußproben bestimmt [49]. Die größte Heißrissanfälligkeit zwischen 0,5 und 1,5 Gew.-% liegt nahe der Legierungszusammensetzung, die den Punkt der maximalen Löslichkeit von Mg_2Si im α -Mischkristall bei 1,85 Gew.-% und 595°C schneidet (vgl. Verlauf der Heißrissanfälligkeit in Bild 2.6). Somit bestätigt der Verlauf der relativen Heißrissanfälligkeit abhängig von der Legierungszusammensetzung die Theorie von Borland.

Die Legierungszusammensetzungen der industriell relevanten AlMgSi-Legierungen liegen bei 0,30 bis 1,5% Magnesium und 0,20 bis 1,6% Silizium [50]. Das entspricht einem Anteil der Gleichgewichtsphase Mg_2Si von 0,40 bis 1,6%. Damit gelten diese Legierungen als sehr heißrissanfällig. Das Diagramm in Bild 2.7 rechts zeigt den Einfluss der

Legierungsanteile Magnesium und Silizium auf die Heißrissanfälligkeit einer *AlMgSi*-Legierung. Die Niveaulinien im Diagramm zeigen die mittlere Risslänge aus Ringgußversuchen als Maß der Heißrissanfälligkeit an. Entlang der quasi-binären Linie, bei der sich im Legierungsgefüge neben dem α -Mischkristall nur die Gleichgewichtsphase Mg_2Si bildet, besteht eine hohe Heißrissanfälligkeit. Das Maximum der Rissempfindlichkeit befindet sich bei 0,5 Gew.-% Silizium und 0,2 Gew.-% Magnesium.

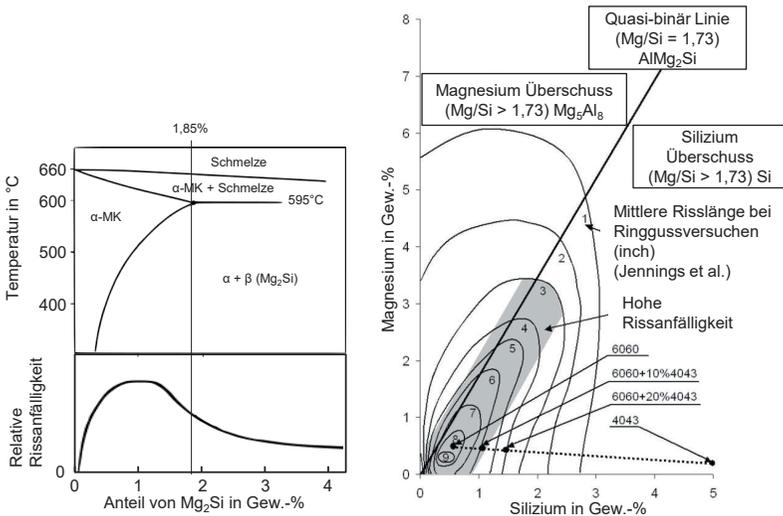


Bild 2.7: Links: relative Heißrissanfälligkeit des quasi-binären Al- Mg_2Si -Legierungssystem in Abhängigkeit vom Anteil der Gleichgewichtsphase Mg_2Si (Phasendiagramm aus [48] und Verlauf Rissanfälligkeit von Jennings et al. [51]). Rechts: Heißrissanfälligkeit der ternären Al-Mg-Si Legierung [52].

Die Aluminiumlegierung 6060 befindet sich nahe diesem Maximum der Heißrissanfälligkeit. Wird, wie aus Bild 2.7 hervorgeht, die Schweißnaht mit dem stark siliziumhaltigen Zusatzwerkstoff 4043 aufgelegt, erhöht sich deren Heißrisswiderstand, da die neue Legierungszusammensetzung weniger heißrissanfällig ist.

Bild 2.8 zeigt die Kornstruktur im Schweißnahtgefüge im Flachschnitt von einer vollständig durchgeschweißten Laserstrahlschweißnaht in Blechrandlage mit einem Nahtmittriss. Durch diese Probenpräparation mit einer Ätzung nach Barker [53] lassen sich die Körner in der Naht sehr gut voneinander unterscheiden.

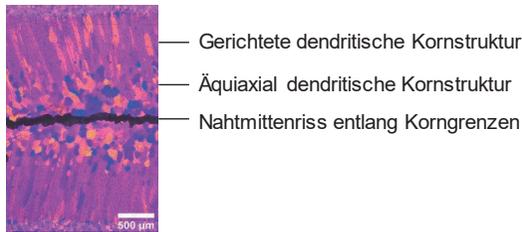


Bild 2.8: Nach Barker [53] geätzter Flachschliff einer vollständig durchgeschweißten Schweißnaht in Blechrandlage mit einem Nahtmittenriss in einer äquiaxialen dendritischen Kornstruktur. (*Ac-170 (EN AW 6014)*, $v = 4 \text{ m/min}$, $P = 3200 \text{ W}$, $d_f = 560 \text{ µm}$, $R = 6 \text{ mm}$).

In dem Flachschliff der Schweißnaht zeigt sich eine äquiaxiale dendritische Kornstruktur im Bereich der Nahtmitte. Am Nahttrand liegt eine gerichtete dendritische Kornstruktur vor. Generell gelten Schweißnähte in Blechen aus AlMgSi-Legierungen mit einem hohen Anteil an equiaxial dendritischen Kornstruktur als weniger heißrisanfällig, als solche, bei denen die gerichtete dendritische Kornstruktur überwiegt [54–56]. Hier kann sich die thermomechanische Belastung auf mehrere Korngrenzen verteilen [55]. Die Anzahl der Korngrenzen ist von den Erstarrungsbedingungen abhängig. Diese können gezielt durch die Zugabe von Keimbildner wie z.B. Titan [28,29,57] oder durch die Beeinflussung des Temperaturfeldes über die Schweißparameter [58,59] verändert werden.

Zusammenfassend sind die Einspannsituation, Schweißparameter und Legierung die Haupteinflussfaktoren für die Heißrisbildung. Während die Einspannsituation hauptsächlich die Belastung der Naht beeinflusst und die Legierung vor allem über die Belastbarkeit der Naht entscheidet, beeinflussen die Schweißparameter über das Temperaturfeld sowohl die thermomechanisch induzierten Dehnungen, als auch die Kornstruktur. Jeder dieser Haupteinflussfaktoren bietet Ansätze zur Vermeidung von Heißrissen oder Erhöhung des Heißrisswiderstandes der Schweißnaht.

2.2 Ansätze zur Vermeidung von Heißrissen

Mit dem Ziel, dass der Laserstrahlfügeprozess voll remotefähig bleibt und möglichst kurze Fertigungszeiten realisiert werden können, werden im Folgenden anhand

- der Einspannbedingungen,
- der verwendeten Schweißparameter und

- der Legierungszusammensetzung des verwendeten Werkstoffes

Ansätze zur Vermeidung von Heißbrissen betrachtet, die jeder für sich oder in Kombination zielführend sein können.

2.2.1 Einflussfaktor Einspannsituation³

Die Einspannsituation beeinflusst maßgeblich die Belastungshöhe, welche auf die Naht wirkt. Bild 2.9 zeigt den Ansatz von Matic [61], bei dem durch konstruktive Änderungen eines rotationssymmetrischen Bauteils die Einspannsituation der Schweißnaht so verändert werden kann, dass keine Heißrisse entstehen. Bei einem Einspannwinkel von $\alpha = 90^\circ$ wie rechts in Bild 2.9 gezeigt, lässt die Bauteilgeometrie Schrumpfung zu, während diese bei einem Winkel von 270° (Bild 2.9 links) verhindert werden und so die Rissanfälligkeit gegenüber einer gleichförmigen Welle (Bild 2.9 Mitte) sogar noch verstärkt wird.

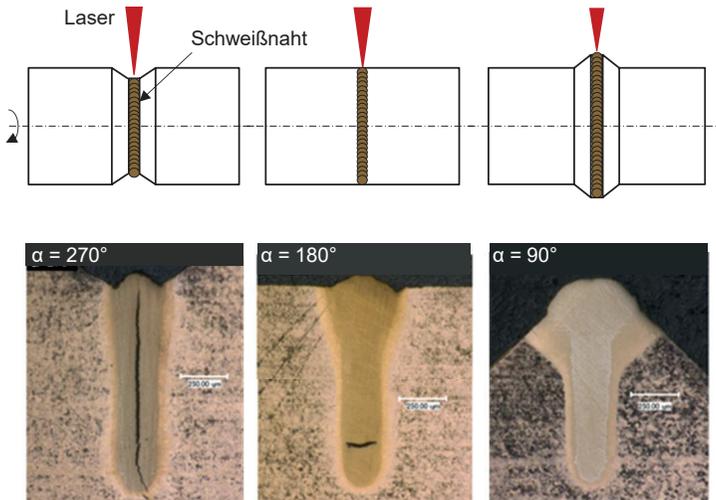


Bild 2.9: Auswirkungen des Einspannwinkels auf die Rissbildung [61].

Neben dem konstruktiven Einfluss der Bauteilgeometrie, kann auch mithilfe der Spannvorrichtung die Einspannsituation so verändert werden, dass die Belastung an der Schweißnaht zu keinem Heißriss führt. Cicala [62] schlägt dabei eine gleichförmige

³ Die Ausführungen in diesem Abschnitt basieren auf der vom Autor verfassten Veröffentlichung [60].

Kompression durch die Spannvorrichtung vor, um auftretende Schrumpfungsspannungen entgegenzuwirken, währenddessen Huang [63] eine möglichst symmetrisch zur Schweißnaht ausgeführte Spannvorrichtung empfiehlt, welche Schrumpfungen zulässt.

Diese Ansätze wurden im Rahmen dieser Arbeit in ähnlicher Weise auch auf das Schweißen in Blechrandlage übertragen. In Bild 2.10 sind der herkömmlich verwendeten I-Naht im Überlapp (links) eine Kehlnaht (Mitte), sowie eine Stirnnaht (rechts) gegenübergestellt. Bei der I-Naht und bei der Stirnnaht waren beide Bleche 1,2 mm stark. Bei der Kehlnaht wurde ein 1,2 mm starkes Blech mit einem 1,7 mm starken Blech verschweißt. Die I-Naht und die Kehlnaht wurden beide bei einem risskritischen Randabstand von 5 mm geschweißt. Während für die I-Naht ein typischer Nahtmittenriss entsteht, bleibt die Kehlnaht rissfrei. Dies liegt hauptsächlich daran, dass die Kehlnaht nicht durchgeschweißt wurde. Dadurch ist der Reststeg nie entkoppelt vom restlichen Blech, wodurch deutlich weniger thermomechanische Dehnungen frei werden können und die Erstarrungszone weniger belastet wird [37].

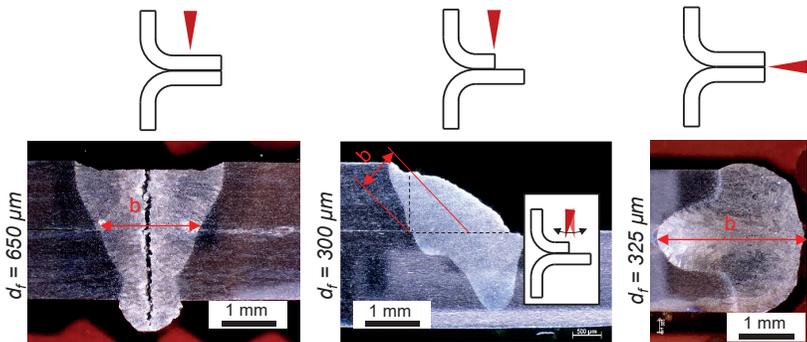


Bild 2.10: Drei verschiedenen Nahtformen: I-Naht (links), Kehlnaht (Mitte), Stirnnaht (rechts). ($v = 6\text{ m/min}$, $Ac-170$ (EN AW 6014), $s = 2x\ 1,2\ \text{mm}$)

Bei der Stirnnaht ist der Laserstrahl stirnseitig auf den Flansch gerichtet. Analog zu dem Ansatz von Matic, lässt diese Nahtform Schrumpfungen zu, wodurch keine Nahtmittenrisse entstehen. Mit der Kehlnaht und der Stirnnaht lassen sich also Schweißnähte mit deutlich kleineren Randabständen rissfrei schweißen. Dies ermöglicht im Karosseriebau Flansche mit kleineren Flanschstegen. Das führt zu einem geringeren Materialbedarf und damit Gewicht- und Kosteneinsparungen [10,32].

Für die Stirnnaht ergibt sich hinsichtlich der Prozesseffizienz noch ein weiterer inhärenter Vorteil gegenüber den anderen zwei Nahtformen. In Bild 2.10 ist in den gezeigten

Nahtformen die Anbindungsbreite b mit einem roten Pfeil bemaßt. Die Anbindungsbreite ergibt zusammen mit der Nahtlänge den Anbindungsquerschnitt und wirkt sich daher direkt auf die Festigkeit der Schweißnahtverbindung aus. Während sich die Anbindungsbreite für die I-Naht und Kehlnaht aus der Nahtbreite ergibt, wird diese bei der Stirrnaht durch die Einschweißtiefe bestimmt. Für Laserprozesse im Tiefschweißmodus ist das Aspektverhältnis zwischen Einschweißtiefe und Nahtbreite immer größer eins [64]. Bei gleicher Leistung erzielt man mit der Stirrnaht eine deutlich höhere Anbindungsbreite, als für die Kehl- und I-Naht. Die in Bild 2.11 aufgetragenen mittleren leistungsspezifischen Anbindungsbreiten für die untersuchten Nahtgeometrien belegen das. Jede Konfiguration wurde dreimal wiederholt. Die Fehlerbalken zeigen den Maximal- und Minimalwert an. Um die Anforderungen an die Festigkeit einer Schweißnaht zu erfüllen, sollte die Anbindungsbreite mindestens so groß wie die Dicke der zu verbindenden Bleche sein. Für die I-Naht wurde daher ein Fokaldurchmesser von $d_f = 650 \mu\text{m}$ verwendet. Die auf die Laserleistung bezogene erzielbare Anbindungsbreite bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 6\text{m/min}$ beträgt dann $0,67\text{ mm/kW}$. Um eine prozesssichere Einschweißung bei gleichzeitig nötiger Anbindungsbreite zu erzielen, wurde die Kehlnaht mit einem Fokaldurchmesser von $d_f = 300 \mu\text{m}$ mit einer überlagerten Oszillationsbewegung des Laserstrahls quer zur Schweißrichtung geschweißt. Die Amplitude betrug dabei $0,75\text{ mm}$ bei einer Oszillationsfrequenz von 150 Hz .

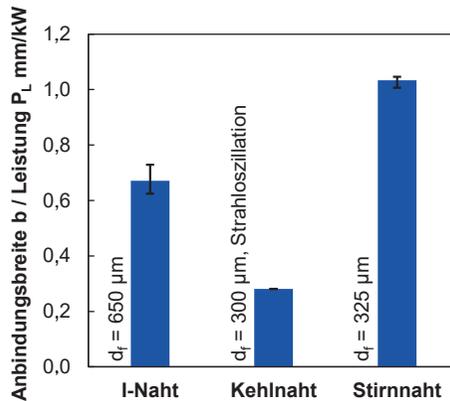


Bild 2.11: Leistungsspezifische Anbindungsbreite. ($v = 6\text{m/min}$, $Ac-170$ (EN AW 6014), $s = 2 \times 1,2\text{ mm}$)

Bei Kehlnähten ergibt sich die Anbindungsbreite bzw. Nahtdicke b gemäß DIN EN ISO 2553 [65] aus der bis zum theoretischen Wurzelpunkt gemessenen Höhe

des einschreibbaren gleichschenkligen Dreiecks. Daraus ergibt sich für die Kehlnaht bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 6 \text{ m/min}$ eine leistungsspezifische Anbindungsbreite von $0,28 \text{ mm/kW}$. Demgegenüber steht die Stirrnaht bei einem verwendeten Fokussdurchmesser von $d_f = 325 \mu\text{m}$ mit einer leistungsspezifischen Anbindungsbreite von $1,03 \text{ mm/kW}$. Die Stirrnaht kann also aufgrund ihrer Nahtgeometrie ohne Gefahr von Nahtmittenrissen geschweißt werden und ist bezüglich der leistungsspezifischen Anbindungsbreite gegenüber den anderen untersuchten Nahtformen deutlich effizienter. Um die Stirrnaht industriell einsetzen zu können, ist jedoch gegenüber der Kehlnaht und I-Naht eine deutlich aufwendigere Strahlpositionierung nötig [32].

2.2.2 Einflussfaktor Schweißparameter

Über die Schweißparameter kann sowohl die thermomechanische Belastung auf die Naht, als auch die Gefügestruktur der Naht und somit deren Heißrisswiderstandsfähigkeit beeinflusst werden [24]. Stritt [35] erkannte anhand von numerischen Betrachtungen, dass beim Schweißen in Blechrandlage insbesondere beim Prozessstart eine verminderte thermo-mechanische Belastung auf die Erstarrungszone anliegt. Wie in Bild 2.12 oben gezeigt, korreliert das auch sehr gut mit experimentellen Ergebnissen, bei denen der Nahtanfang zunächst rissfrei bleibt.

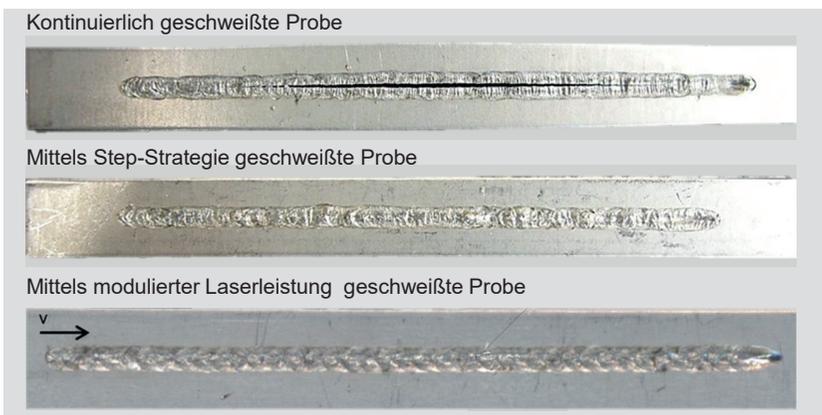


Bild 2.12: Oben: Nahtmittenriss nach kontinuierlichem Schweißprozess. Mitte: Rissfreie Naht mittels Step-Strategie. Unten: Rissfreie Naht mittels modulierter Laserleistung. (AA6016, Blechdicke (oben/unten): $1,2 \text{ mm}/1,6 \text{ mm}$, $P = 5 \text{ kW}$ (moduliert $P = 3 \pm 2 \text{ kW}$), $v = 6 \text{ m/min}$ (moduliert $v = 5 \text{ m/min}$), $d_f = 650 \mu\text{m}$, Randabstand 5 mm) [35]

Basierend auf dieser Erkenntnis konnte er zwei Strategien ableiten, wie es mit optimierten Schweißparametern möglich ist, Nähte am Blechrand ohne Nahtmittensrisse zu fertigen, die den gängigen Qualitäts- und Festigkeitsansprüchen genügen. Bei der ersten Strategie wird, wie in Bild 2.12 in der Mitte gezeigt, die rissfreie Schweißnaht mittels kurzen Steppnähten mit zeitlichem Versatz erzeugt. Hierbei werden die Nähte räumlich derart überlagert, dass der für Endkraterrisse (siehe Bild 2.1) anfällige Bereich überschweißt wird. Bei der zweiten Strategie wird, wie in Bild 2.12 unten gezeigt, die rissfreie Naht im kritischen Randbereich unter Verwendung modulierter Laserleistung gefertigt.

Ploshikhin [66,67] änderte die thermomechanische Belastung, in dem er zusätzliche parallel mitlaufende Laserstrahlen in geeignetem Abstand zum Bearbeitungslaserstrahl verwendet. Dadurch wirken thermisch induzierte Drücke auf die Erstarrungszone, die der Erstarrungsschrumpfung und somit der Belastung der Naht entgegenwirken. Einen ähnlichen Ansatz liefert Göbel durch induktives Erwärmen der Bereiche parallel zur Schweißnaht [68,69]. Drezet et al. [70], sowie Bergmann et al. [71] änderten die thermomechanische Belastung über einen nachlaufenden bzw. überlagerten Laserstrahl auf der erstarrten Schweißnaht. Dadurch verringert sich der Temperaturgradient im Bereich der Erstarrungszone und die damit auftretenden thermomechanisch induzierten Dehnungen. Einen positiven Einfluss auf die thermomechanische Belastung konnte auch durch den Ansatz von Hagenlocher et al. [11] nachgewiesen werden. Hier zeigte sich, dass bei sehr hohen Vorschüben >30 m/min auch für den sonst kritischen Randabstand zwischen 3 und 5 mm, keine Nahtmittensrisse mehr entstehen. Bei den vorgestellten Ansätzen sind jedoch nur die Prozessstrategien von Hagenlocher und Stritt voll remotefähig.

Durch korrekte Wahl der Schweißparameter kann die Gefügestruktur so beeinflusst werden, dass sich der Heißbrisswiderstand erhöht [72]. In den Arbeiten von Hagenlocher [73,58,74,59] konnte experimentell, als auch anhand eines analytischen Modells, nachgewiesen werden, dass die tiefenspezifische Streckenenergie $E_{Depth} = \frac{PL}{v_s}$ der Schlüsselparameter ist, um den Heißbrisswiderstand zu erhöhen [59].

2.2.3 Einflussfaktor Werkstoff

Durch gezielte Änderung der Legierungszusammensetzung lassen sich sowohl die Erstarrungsvorgänge, als auch die Gefügestruktur beeinflussen [28]. Dadurch ändert sich die Heißbrissanfälligkeit der Legierung bzw. der Heißbrisswiderstand der Schweißnaht. Gewöhnlich wird dies über einen entsprechenden Zusatzwerkstoff realisiert, der dem Schmelzebad lokal, z.B. durch einen Schweißdraht zugeführt wird. Dadurch verliert

der Prozess jedoch seine Remotefähigkeit und es entstehen lange Positionier- und Nebenzeiten in der Produktion [35]. Aus diesem Grund haben die beiden Hersteller von Aluminiumwalzprodukten Novelis und Constellium unabhängig voneinander remotefähige AlMgSi-Legierungen entwickelt. Sie verfolgen dabei unterschiedliche Ansätze, die im Folgenden vorgestellt werden.

Eine Mehrschichtlegierung wurde von Novelis entwickelt, die aus einem Grundwerkstoff und einer beidseitigen Mantelschicht besteht. Mit Mehrschichtlegierungen können einem Blech gezielt bestimmte Eigenschaften, wie Festigkeit, Korrosionsbeständigkeit, Oberflächenbeständigkeit und bessere Schweißbarkeit verliehen werden, die mit einem monolithischen Material so nicht erreicht werden [75]. Zur Herstellung der Mehrschichtlegierung hat Novelis einen neuen Gießprozess entwickelt. Der Prozess ist schematisch links in Bild 2.13 dargestellt und nennt sich Fusion™ Technology.

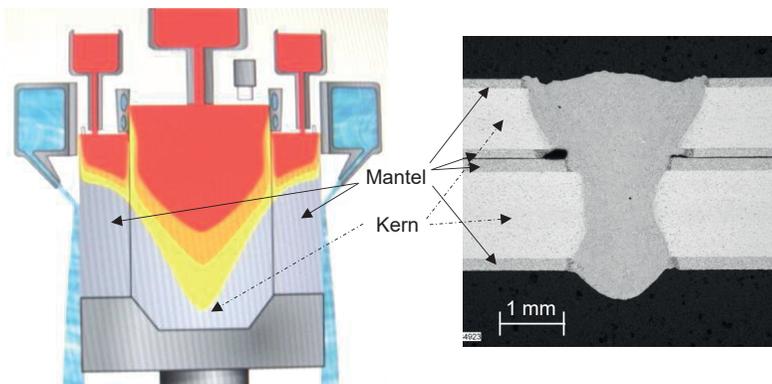


Bild 2.13: Links: Eine schematische Darstellung der Novelis Fusion™ Gießtechnologie [76]. Rechts: Querschnitt einer Überlappverbindung (1,2 mm/1,7 mm) mit Ac-200 RW Novelis Fusion™ bei einem Randabstand von 5 mm. ($P = 5000 \text{ W}$, $v = 5 \text{ m/min}$, $d_f = 560 \text{ }\mu\text{m}$)

Es handelt sich um eine Blockgusstechnik, bei der gleichzeitig drei verschiedene Legierungsschichten zu einem einzigen Aluminiumbarren vergossen werden. Dieser besitzt einen Kern und zwei äußere Mantelschichten, die nach der Erstarrung zu einem Blech gewalzt werden. Durch diese spezielle Gusstechnik entsteht eine Schmelzbindung zwischen den legierten Schmelzen, die frei von Verschmutzungen und Oxiden ist [75]. Mit dieser Technologie wurde die Novelis Fusion™ Ac-200 RW speziell für die Anforderungen beim Remote-Laserstrahlschweißen im Karosseriebau entwickelt. Die Kernlegierung ist eine höchstumformbare EN AW 6016 Aluminiumlegierung, die jedoch mit

einem Magnesiumgehalt zwischen 0,25 und 0,6 Gew.-% und einem Siliziumanteil zwischen 1,0 und 1,5 Gew.-% sehr heißrissanfällig ist (vgl. Bild 2.7). Die Mantellegierung besteht aus einer stark siliziumhaltigen EN AW 4045 (AlSi)-Legierung [26]. Die Mehrschichtlegierung durchmischt sich während des Schweißprozesses und es entsteht eine Aluminiumlegierung, die aufgrund des erhöhten Siliziumanteils deutlich weniger rissanfällig ist. In Bild 2.13 rechts ist ein Querschliff einer Überlappverbindung mit einer Ac-200 RW Novelis Fusion™ Legierung dargestellt. Sie wurde mit einem normalerweise heißrisskritischen Randabstand von 5 mm rissfrei geschweißt (vgl. Bild 2.5). Die Blechdicken sind 1,2 mm auf 1,7 mm. Die Naht wurde mit einer Laserleistung von $P = 5000\text{ W}$, bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 5\text{ m/min}$ und einem Fokussdurchmesser auf der Werkstückoberfläche von $d_f = 560\text{ }\mu\text{m}$ geschweißt.

Bild 2.14 zeigt das Ergebnis einer energiedispersiven Röntgenanalyse (EDX), die mit dem in Bild 2.13 rechts gezeigten Querschliff durchgeführt wurde. Links in Bild 2.14 ist ein qualitatives Mapping der Siliziumverteilung dargestellt. Silizium wird mit grünen Pixeln angezeigt.

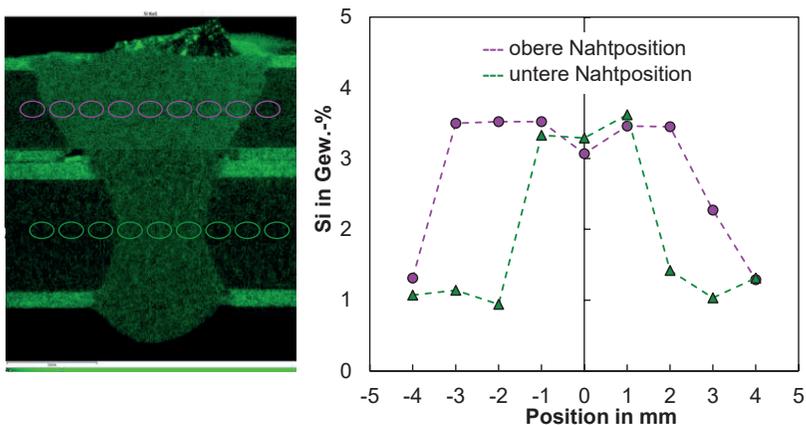


Bild 2.14: Links: EDX-Analyse auf dem in Bild 2.13 gezeigten Querschliff. Qualitatives Mapping der Silizium-Verteilung angezeigt mit grünen Pixeln. Rechts: Das Diagramm zeigt den Verlauf des Siliziumanteils entlang der Nahtpositionen, ermittelt durch die EDX-Analyse innerhalb der links eingezeichneten Ellipsen.

In den äußeren Mantelschichten wird eine hohe Dichte an Silizium angezeigt. Das Mapping der Schweißnaht selbst zeigt eine homogene Verteilung von Silizium an. Die Dichte der angezeigten grünen Pixel ist deutlich höher, als jeweils im Kern des Grund-

materials der verschweißten Bleche. Dies wird auch durch die Werte der EDX-Analysen, welche im Diagramm in Bild 2.14 rechts dargestellt sind, bestätigt. Hierbei wurden an zwei Nahtpositionen der Verlauf des Siliziumanteils der Legierung innerhalb einzelner Ellipsen (siehe links in Bild 2.14) ermittelt. Die magentafarbenen Punkte zeigen den Verlauf an der oberen Nahtposition an und die grünen Dreiecke den Verlauf an der unteren Nahtposition. Auf der Schweißnaht wurde im Mittel ein Siliziumanteil von 3,4 Gew.-% gemessen. Im Kern der Legierung wurde ein mittlerer Wert von 1,1 Gew.-% gemessen. Durch die stark siliziumhaltigen Mantelschichten wurde die Schweißnaht in einen deutlich weniger heißbrissanfälligen Bereich aufgelegt. Es gibt keinen erkennbaren Unterschied zwischen den Werten aus der oberen und unteren Nahtposition innerhalb der Schweißnaht. Dies weist auf eine sehr homogene Durchmischung hin. In der Mercedes-Benz S-Klasse (Baureihe 222) wird die Novelis FusionTM Ac-200 RW für das Heckmittelstück eingesetzt und sorgt hier für ein prozesssicheres Fügen auf Serienniveau [26].

Die von Constellium speziell für das Remote-Laserstrahlschweißen entwickelte Formalex[®] Remote Aluminiumlegierung ist eine monolithische Legierung. Hier ist der Ansatz eine Heißbrissvermeidung durch Kornfeinung zu erreichen. Dieser Ansatz ist ein übliches Verfahren beim industriellen Gießen [54]. Für eine Kornfeinung durch Erstarrung müssen zwei Voraussetzungen gleichzeitig erfüllt werden. Zum einen braucht es eine ausreichende Unterkühlung an der Erstarrungsfront und zum anderen die Existenz geeigneter Keimbildner an der Erstarrungsfront [77]. Die Unterkühlung ist abhängig vom Temperaturgradienten und der Erstarrungsgeschwindigkeit, die sich durch die Prozessparameter ergeben, sowie durch die Legierungselemente der technischen Aluminiumlegierungen [78]. So ist bekannt, dass ein hoher Siliziumanteil die Unterkühlung verstärkt [79]. Ein geeigneter Keimbildner ist ein Trägermaterialteilchen, das eine möglichst ähnliche Kristallstruktur oder einen ähnlichen Atomzwischenraum wie das erstarrende Metall hat [80]. Der Keimbildner bietet eine geeignete Oberfläche, auf der eine heterogene Keimbildung starten kann. Je höher die Konzentration der Keimbildner in der Schmelze ist, desto niedriger muss die Unterkühlung ausfallen, um eine stabile Keimbildung zu aktivieren. Constellium fügt in die Formalex[®] Remote Aluminiumlegierung Titan als Keimbildner hinzu. Titan gilt neben anderen möglichen Kornfeinern, wie Niob und Zirconium als wirksamstes Kornfeinungsmittel [81]. Zusätzlich hat diese Legierung einen Siliziumanteil von 4,5 %, der die Unterkühlung verstärkt und die Erstarrung, wie in Kapitel 2.1, zu einem weniger heißbrissanfälligen Verlauf verändert.

In Bild 2.15 ist jeweils mit einem Querschliff einer Überlappverbindung die Formalex® Remote Aluminiumlegierung (rechts) der Standard 6016X (EN AW 6016) Aluminiumlegierung (links) von Constellium gegenübergestellt. In der Schweißnaht der Standardlegierung 6016X (Bild 2.15 links) bilden sich am Nahtrand gerichtete dendritische Körner. Im Bereich der Nahtmitte bildet sich eine äquiaxiale Kornstruktur. In der Schweißnaht mit der Formalex® Remote Aluminiumlegierung (Bild 2.15 rechts) bildet sich über den kompletten Querschnitt ein feines Gefüge mit äquiaxial dendritischer Körnern aus. Dadurch hat dieses Schweißgefüge eine deutlich höhere Anzahl an Korngrenzen, auf die sich die thermomechanische Belastung verteilt. Wie im Abschnitt 2.1.2 bereits näher beschrieben, ergibt sich dadurch ein höherer Heißrisswiderstand. Mit der Formalex® Remote Aluminiumlegierung lassen sich rissfreie Blechverbindungen im kritischen Randbereich zwischen 3 und 6 mm schweißen [18]

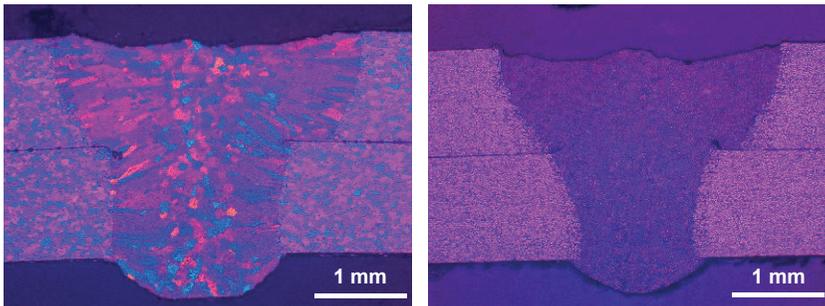


Bild 2.15: Links: Querschliff mit Barker-Ätzung von einer Überlappverbindung mit einer 6016X (EN AW 6016) von Constellium. Rechts: Querschliff einer Überlappverbindung mit Formalex® Remote von Constellium. ($P = 3000\text{ W}$, $v = 3\text{ m/min}$, $d_f = 560\text{ }\mu\text{m}$)

2.3 Heißrisstest zur Bestimmung der kritischen Dehnrate⁴

Heißrisstests werden eingesetzt, um unter einer definierten Beanspruchung die Heißrisanfälligkeit von Werkstoffen zu quantifizieren [83]. Grundsätzlich wird hierbei nach Art der Lastaufbringung zwischen selbst- und fremdbeanspruchten Heißrisstests unterschieden [84]. Eine umfassende Übersicht zu den existierenden Heißrisstests und ihren Anwendungsgrenzen liefert Kannengießer in [85]. Obwohl viele Einflussfaktoren, wie im vorherigen Kapitel 2.2 vorgestellt, zur Heißrisentstehung bekannt sind, ist es oft selbst unter definierten Testbedingungen nicht möglich, metallurgische Effekte und thermo-mechanische Ursachen, die zu einem Heißriss führen, eindeutig zu trennen [85]. Dies liegt unter anderem daran, dass es mit herkömmlichen Messverfahren, wie induktiven Wegaufnehmern und Dehnmessstreifen (DMS) nicht möglich ist, die lokalen Dehnungen und Dehnraten am Ende eines Schmelzebades zu bestimmen und so die Widerstandsfähigkeit einer Schweißnaht gegenüber der Heißrisentstehung zu bestimmen. Diese Techniken versagen aufgrund der hohen Temperaturen, welche in der Nähe des Schmelzebades herrschen. Matsuda [86] hat daher eine optische Methode entwickelt, bei der mit einer Highspeed-Kamera durch ein Mikroskop die Längenänderung zwischen zwei Punkten direkt hinter dem Schmelzebad gemessen werden kann. Bei der sogenannten MISO – Methode (Measurement by means of In-Situ Observation) kann jedoch immer nur der Verlauf der Längenänderungen zwischen zwei ortsfesten Punkten verglichen werden. Shibahara et al. [87,88], De Strycker et al. [89], Quiroz et al. [90] und Hagenlocher [25] setzen in ihren Untersuchungen die digitale Bildkorrelationsmethode ein. Dabei werden die Verschiebungen eines künstlich an der Probenoberfläche aufgebrachten Oberflächenmusters mit einer Kamera während des Schweißens aufgezeichnet. Mit Hilfe von Bildkorrelationsalgorithmen lässt sich dann eine zweidimensionale Verformungsanalyse erstellen, über die sich lokale und zeitabhängige Dehnungen und Dehnraten ableiten lassen. Eine detaillierte Erklärung zum Funktionsprinzip und Algorithmen der digitalen Bildkorrelation kann in [91–93] nachgelesen werden.

In diesem Kapitel wird ein Prüfverfahren zur Quantifizierung der Heißrisanfälligkeit von Aluminiumlegierungen vorgestellt, bei der die einfache Umsetzbarkeit eines selbstbeanspruchten Heißrisstests mit der digitalen Bildkorrelationsmethode kombiniert wird. Damit ist es möglich, kritische Dehnraten auf der Höhe des Erstarrungsbereichs zu bestimmen, die zu einem Stopp der Heißrispropagation führen. Dieses Prüfverfahren führt zu quantitativen Messwerten hinsichtlich der Heißrisanfälligkeit in Abhängigkeit von Prozessparametern und Materialeigenschaften.

⁴ Die Ausführungen in diesem Abschnitt basieren auf dem vom Autor verfassten Veröffentlichung [82].

2.3.1 Messprinzip und Versuchsaufbau des verwendeten Prüfverfahrens

Bei selbstbeanspruchten Heißrissstests wird die Beanspruchung während des Schweißvorgangs konstruktiv durch eine besondere Gestaltung der Probengeometrie oder durch eine äußere Einspannung und damit behinderte Schrumpfung der Proben selbst erzeugt [83]. Relevant für das Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierung in Blechrandnähe ist der modifizierte Fan-Shaped-Heißrissstest von Kutsuna [94]. Die Probengeometrie ist eine Weiterentwicklung basierend auf den Heißrissstests von Houldcroft [95] und Matsuda [96]. Aufgrund seiner Einfachheit wird dieser Test in der Industrie zur Qualifizierung und Qualitätssicherung von Werkstoffen eingesetzt [97]. Er ist im Stahleisenprüfblatt SEP1220-3 als Prüfmethode zur Eignung von Stahlblechen für das Laserstrahlschweißen vorgesehen [98]. In dem Heißrissstest nach SEP1220-3 werden zwei Bleche im Überlapp geschweißt, wie in Bild 2.16 links schematisch dargestellt. Die Abmessungen der Schweißproben betragen in dieser Arbeit 45 mm x 105 mm. Die Einspannung erfolgt einseitig über die gesamte Länge der Schweißprobe, um eine freie Verformung der Bleche beim Schweißen zu ermöglichen. Damit ein quasi-stationärer Zustand des Schweißprozesses auf der Probe gewährleistet ist, schreibt die Norm einen sogenannten „fliegenden Start“ vor. Dieser wird umgesetzt, in dem die Schweißung auf zwei Opferblechen, mit gleichem Material und Blechdicke startet. Um dabei einen Randeinfluss auszuschließen, sind diese Opferbleche breiter ausgeführt. Sobald das Schmelzebad den seitlichen Blechrand der Heißrissprobe mit dem initialen Randabstand R_0 bei $x = 0$ passiert hat, entsteht ein Heißriss, der sich in der Nahtmitte fortpflanzt. Die Schweißnaht wird unter einem Winkel von $\alpha = 7^\circ$ geschweißt, wodurch der Abstand zum Blechrand

$$R(x) = \sin(\alpha) \cdot x + R_0 \quad (2.2)$$

kontinuierlich zunimmt. Dies führt zu einer allmählichen Abnahme der thermo-mechanischen Belastung auf die Erstarrungszone. Abhängig von den Prozessparametern und der Zusammensetzung der Legierung endet die Rissfortpflanzung bei Unterschreitung einer bestimmten Grenzbeanspruchung. Die Rissanfälligkeit wird dabei über das Verhältnis der Risslänge zur Schweißnahtlänge als relativer Wert, analog zur Gleichung (2.1), ermittelt [94]. Während die in Bild 2.5 vorgestellten relativen Risslängen abhängig von diskreten Randabständen sind, lassen sich mit dem selbstbeanspruchten Heißrissstest, wie in Bild 2.16 dargestellt, relative Risslängen mit einer stetigen Abhängigkeit zum Randabstand bestimmen. Dieser Heißrissstest erlaubt es daher, Legierungen und

Schweißparameter sehr fein nach ihrer Heißrissanfälligkeit zu klassifizieren. Die relative Risslänge ist jedoch nur ein indirektes Maß für die Heißrissanfälligkeit, das immer unter Berücksichtigung der verwendeten Probenform und der Ausführung der Schweißnaht gesehen werden muss. Eine direkte Übertragbarkeit auf das Bauteil ist nicht möglich [85].

Um jedoch den Heißrisswiderstand der Naht als direkten Messwert zu quantifizieren, wurde die Dehnung und Dehnrates über der Zeit am Schmelzbadende mithilfe von digitaler Bildkorrelation ermittelt. Der Bildausschnitt rechts in Bild 2.16 zeigt beispielhaft die lokalen Verschiebungen quer zur Schweißrichtung in Falschfarben (in y -Richtung) für einen Zeitpunkt der Schweißung. Blau bedeutet eine kleine und rot bedeutet eine große Verschiebung. Zur Messung der lokalen Verschiebungen wurde die Vorgehensweise von Hagenlocher [25,99] übernommen und auf die verwendete Probengeometrie angepasst.

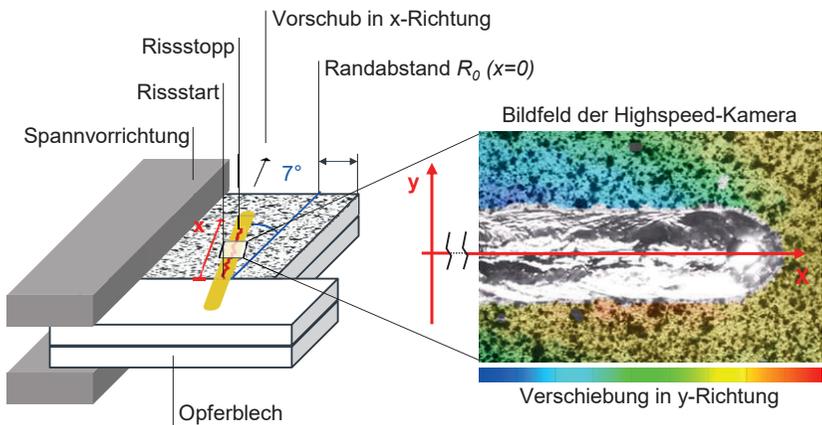


Bild 2.16: Links: Schematische Darstellung der experimentellen Anordnung für den Heißrisstest. Rechts: Bildfeld der Highspeed-Kamera mit überlagerten Falschfarbenebenen zur Darstellung der mittels digitaler Bildkorrelation ermittelte Verschiebung in y -Richtung. [82]

Wie in Bild 2.16 links zu sehen, wird für die digitale Bildkorrelation ein möglichst kontrastreiches Muster auf der Probenoberfläche benötigt. Während des Schweißvorganges werden dann die Verschiebungen der einzelnen Punkte von diesem Muster mit einer Highspeed-Kamera bei einer Aufnahmerate von 1000 Hz aufgenommen. Dabei wurden

die Proben unter einer ortsfest angebrachten Kamera und Laserbearbeitungsoptik durchgeführt. Das Bildfeld der Kamera war dabei so positioniert, dass Verschiebungen rund um das Schmelzbad während des Schweißprozesses verfolgt werden konnten. Der Randabstand zu Beginn der Schweißnaht wurde so eingestellt, dass die Fortpflanzung des Nahtmittenrisses in jedem Fall vor dem Nahtende gestoppt war. Die Schweißnahtlänge betrug 80 mm. Die Auswertung der Hochgeschwindigkeitsvideos zum Ermitteln der Dehnung und Dehnrate wurde mit der Software GOM-Correlate [100] durchgeführt.

Die Experimente wurden mit einem TruDisk 16002 Laser und einer Strahlführungsfaser mit einem Kerndurchmesser von $d_k = 200 \mu\text{m}$ und einer Numerischen Apertur von 0,1 durchgeführt. Der verwendete Laser hat eine Maximalleistung von $P_L = 16000 \text{ W}$ und erzeugt einen Laserstrahl mit einer Wellenlänge von $\lambda \approx 1030 \text{ nm}$. Der Fokusbereich auf dem Werkstück betrug $d_f = 560 \mu\text{m}$. Die Untersuchungen wurden bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min und 9 m/min durchgeführt. Die Laserleistung wurde dabei immer so angepasst, dass eine Durchschweißung erreicht wurde.

Um den Einfluss von Silizium und Titan als Bestandteil der in Abschnitt 2.2.3 vorgestellten Remote-Legierungen von Novelis und Constellium auf die kritische Belastungshöhe einer Remote-Laserstrahlnaht quantitativ ermitteln zu können, wurden sie den drei Standardlegierungen Ac-170, Surfalex und 6016X gegenübergestellt. Die genauen Anteile der Hauptlegierungselemente, sowie der Titangehalt der getesteten Legierungen sind in Tabelle 2.1 aufgelistet.

| Bezeichnung | | Zusammensetzung im Schweißgut | | |
|---|------------|-------------------------------|-------------|-------------|
| Hersteller | Norm | Mg in Gew.% | Si in Gew.% | Ti in Gew.% |
| Ac-170 | EN AW 6014 | 0,6 | 0,6 | k.A. |
| Surfalex [®] | EN AW 6016 | 0,37 | 0,9 | 0,02 |
| 6016X [®] | EN AW 6016 | 0,41 | 1,07 | 0,02 |
| Ac-200 RW | - | 0,25 | 3,1 | k.A. |
| Formalex [®] Remote | - | 0,28 | 4,5 | 0,14 |
| 6016X [®] /Formalex [®] Remote | - | 0,345 | 2,785 | 0,07 |

Tabelle 2.1: Legierungszusammensetzungen der untersuchten Werkstoffe.

Es ergab sich eine Variation des Siliziumanteils innerhalb der untersuchten Aluminiumlegierungen von 0,6 bis 4,5 Gew.-%. Der Einfluss von Titan als Kornfeiner wurde in

drei Abstufungen getestet. Die Standard-Aluminium-Legierung 6016X enthält 0,02 Gew.-% Titan. Die Formalex® Remote Aluminiumlegierung enthält 0,14 Gew.-% Titan und in Kombination mit der 6016X Standard-Aluminiumlegierung verschweißt, ergibt sich eine dritte Abstufung mit 0,7 Gew.-% Titan.

2.3.2 Bestimmung der Dehnung und Dehnrate

Bild 2.17 zeigt zwei Einzelbilder aus einem Highspeed-Video eines Schweißprozesses. Um die Dehnungen zu bestimmen, welche quer auf die Schweißnaht wirken, wurden die Verschiebungen in y-Richtung auf beiden Seiten der Schweißnaht zeitaufgelöst gemessen. Dazu wurde der Abstand von zwei gegenüberliegenden Punkten auf der gleichen x-Koordinate verfolgt, wobei sich deren y-Positionen initial bei $y = +2 \text{ mm}$ (y_{0+}) und $y = -2 \text{ mm}$ (y_{0-}) auf der ursprünglichen unverschweißten Probe befanden.

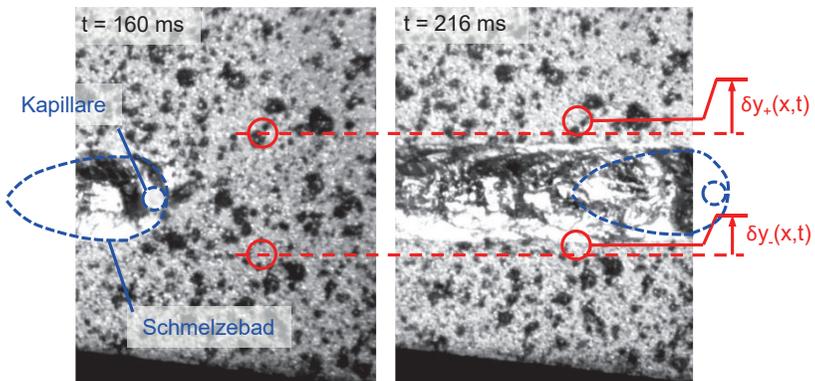


Bild 2.17: Längenänderung zwischen zwei Punkten an einem festen x-Wert gegeben durch ihre Verschiebung in y-Richtung über der Zeit. Vorgehensweise nach Hagenlocher [25].

Der Abstand zwischen den zwei Punkten y_{0+} und y_{0-} betrug damit auf der unverschweißten Naht $\ell_0 = 4 \text{ mm}$. Die zeitabhängige Längenänderung

$$\Delta \ell(x, t) = \delta y_+(x, t) - \delta y_-(x, t) \quad (2.3)$$

ergibt sich aus den Verschiebungen $\delta y_+(x, t)$ und $\delta y_-(x, t)$ der zwei Punkte bezogen auf ihre ursprüngliche Position y_{0+} und y_{0-} . Aus der Längenänderung $\Delta \ell$ bezogen auf die Bezugslänge ℓ_0 ergibt sich die Dehnung

$$\varepsilon_y(x, t) = \frac{\Delta \ell(x, t)}{\ell(x, t_0)} \quad (2.4)$$

in y-Richtung. Bezogen auf das Zeitintervall ∂t ergibt sich aus der Dehnung die Dehnrate

$$\dot{\varepsilon}_y(x, t) = \frac{\partial \varepsilon_y(x, t)}{\partial t} \quad (2.5)$$

in y-Richtung.

2.3.3 Randabstandsabhängiger Verlauf der thermomechanischen Belastung auf die Erstarrungszone

Die Diagramme in Bild 2.18 zeigen den zeitabhängigen Verlauf der Dehnung bzw. Dehnrate an drei verschiedenen x-Positionen einer Schweißnaht. Die Dehnungen bzw. Dehnraten wurden dabei (siehe Abschnitt 2.3.2) basierend auf der Längenänderung zwischen zwei Punkten $y_+(x)$ und $y_-(x)$ bestimmt. Die Skizze oberhalb der Diagramme in Bild 2.18 zeigt schematisch die Messpunkte der drei verschiedenen x-Positionen. Der initiale Randabstand der Schweißnaht am linken Blechrand der Probe betrug $R_0 = 3 \text{ mm}$. In den zwei Diagrammen zeigen die grünen Punkte die Verläufe der Dehnung und der Dehnrate bei einem Randabstand von $R (x = 10 \text{ mm}) = 4,2 \text{ mm}$. Die Punkte in Magenta zeigen die Verläufe der Dehnung und Dehnrate bei einem Randabstand von $R (x = 40 \text{ mm}) = 7,9 \text{ mm}$. Die blauen Punkte zeigen die Verläufe der Dehnung und Dehnrate bei einem Randabstand von $R (x = 60 \text{ mm}) = 10,4 \text{ mm}$. In Gelb markiert ist der Zeitpunkt, an dem der Schmelzebadanfang die jeweilige x-Position passiert. Rot markiert den Zeitpunkt, an dem sich das Schmelzebadende an der betrachteten x-Position befindet (siehe auch Bild 2.17 rechts). Ist die Änderung der Dehnungen und damit die Dehnrate in Bild 2.18 negativ, wandern die Punkte $y_+(x)$ und $y_-(x)$ aufeinander zu. Dadurch wird die Naht bzw. das Schmelzebad komprimiert. Ist die Änderung der Dehnungen positiv, entfernen sich die Punkte $y_+(x)$ und $y_-(x)$ voneinander, wodurch die Naht bzw. das Schmelzebad auf Zug belastet wird. Bei einem Randabstand von $R = 4,2 \text{ mm}$ wird das durchlaufende Schmelzebad zunächst komprimiert und dann wieder entlastet. Am Schmelzebadende ist die Dehnung und die Dehnrate positiv. Die Erstarrungszone ist somit auf Zug belastet. Bei einem Randabstand von $R = 7,9 \text{ mm}$ liegt der Umkehr-

punkt erst kurz vor dem Durchgang des Schmelzbadendes. Bezogen auf die Anfangslänge $\ell(x, t_0)$ ist der absolute Wert der Dehnung am Schmelzbadende hier negativ. Die Dehnrate jedoch positiv. Somit ist das Schmelzbadende bei einem Randabstand von $R = 7.9 \text{ mm}$ auf Zug belastet.

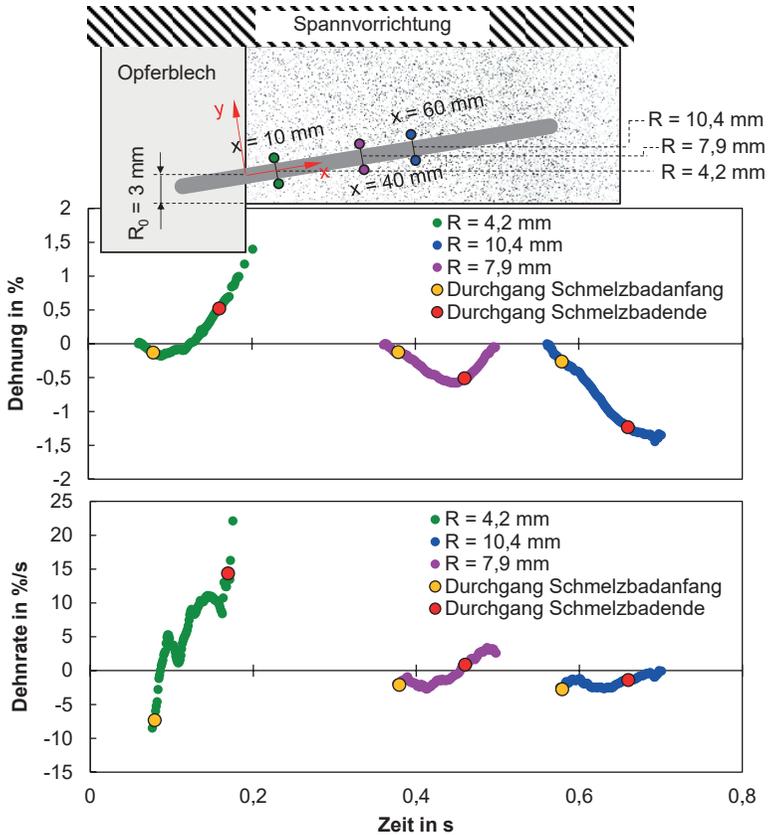


Bild 2.18: Verlauf der Dehnung und Dehnrate über der Zeit bezogen auf den Zustand des unverschweißten Bleches an drei verschiedenen x -Positionen. ($P = 4400 \text{ W}$, $v = 6 \text{ m/min}$, $d_f = 560 \text{ }\mu\text{m}$, $Ac-200 \text{ RW}$, 2 Bleche mit je $s = 1,2 \text{ mm}$).

Bei einem Randabstand von $R = 10,4 \text{ mm}$ ist sowohl die Dehnung, als auch die Dehnrate beim Durchlauf des Schmelzbadendes negativ. Es steht also eine Druckbelastung an. Dies stimmt sehr gut mit den Messungen von Hagenlocher [25] und den Simulationen

von Stritt [35] überein. Mit zunehmenden Randabstand nimmt die Breite des Reststeges zu. Dieser wird dadurch steifer und setzt inneren Belastungen einen größeren Widerstand entgegen. Dies führt zu geringeren thermomechanisch induzierten Dehnungen und kehrt sich dann um in negative Dehnungen.

Relevant für die Ermittlung des Heißrisswiderstandes der Naht sind die Dehnraten in der Erstarrungszone [25]. Sie zeigen unabhängig von der Dehnung zum ursprünglichen, unverschweißten Zustand an, ob die Erstarrungszone auf Zug oder Druck belastet wird. Die Erstarrungszone beginnt am Ende des Schmelzbadende. Bild 2.19 zeigt die Dehnraten am Schmelzbadende entlang der Schweißnaht mit Messpunkten im Abstand von $\Delta x = 10 \text{ mm}$. Die Messungen erstrecken sich dabei über einen Randabstand von $R = 4,2 \text{ mm}$ bis $R = 14,1 \text{ mm}$. Jeder Wert der Dehnraten zeigt das arithmetische Mittel aus fünf verschiedenen Versuchen. Die Fehlerbalken zeigen jeweils den maximal und minimal ermittelten Wert aus diesen Versuchen.

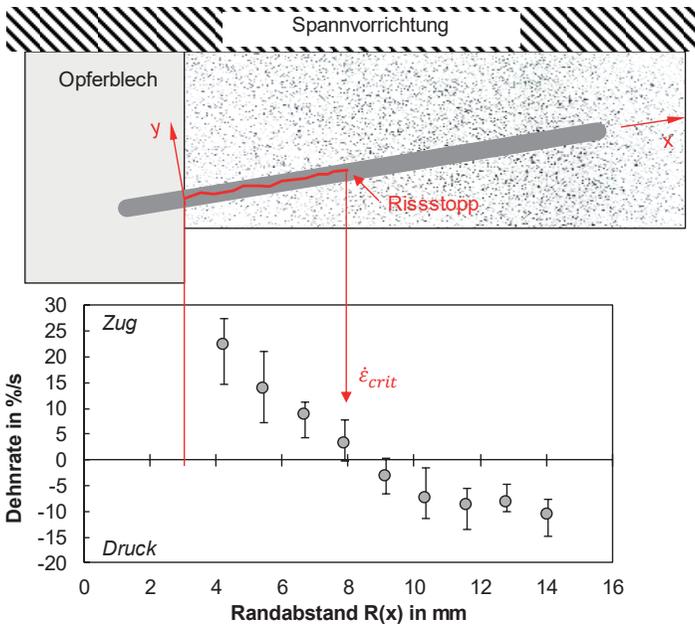


Bild 2.19: Verlauf der Dehnrate am Schmelzbadende in Abhängigkeit vom Randabstand ($P = 4400 \text{ W}$, $v = 6 \text{ m/min}$, $d_f = 560 \text{ }\mu\text{m}$, Ac-200 RW, 2 Bleche mit je $s = 1.2 \text{ mm}$).

Mit zunehmendem Randabstand sinken die auf die Erstarrungszone wirkenden Dehnraten kontinuierlich. Abhängig vom Randabstand ergeben sich für den Verlauf der Dehnraten drei Zonen: Bei Randabständen kleiner 8 mm liegen am Schmelzebadende positive Dehnraten $\dot{\epsilon} > 0\%/s$ an. Somit ist die Erstarrungszone auf Zug belastet. Für größere Randabstände werden die Dehnraten $\dot{\epsilon} < 0\%/s$ negativ. Die Erstarrungszone wird auf Druck belastet. Ab einem Randabstand von 10 mm sättigt die Kurve.

Wie in Kapitel 2.3.1 anhand der Skizze in Bild 2.16 erläutert, entsteht beim Übergang der Schweißnaht vom Opferblech in das Probenblech initial ein Nahtmittentriss. Dieser Nahtmittentriss breitet sich solange aus, bis die wirkende Dehnraten $\dot{\epsilon}$ die zur Rissfortpflanzung nötige Dehnraten unterschreitet [25,55]. Mithilfe von Highspeed-Videos kann der Ort dieses Rissstoppes ermittelt werden und der zu diesem Zeitpunkt wirkende Dehnraten zugeordnet werden. Diese Dehnraten wird als kritische Dehnraten $\dot{\epsilon}_{crit}$ bezeichnet [82], anhand der mit dem oben beschriebenen Prüfverfahren die Heißrisanfälligkeit einer Schweißnaht in einer bestimmten Legierung quantifiziert werden kann. In Bild 2.19 endet die Rissfortpflanzung bei einer kritischen Dehnraten von $\dot{\epsilon}_{crit} = 3,3\%/s$ und damit einer positiven (zugartigen) Dehnraten.

2.3.4 Kritische Dehnraten der untersuchten Werkstoffe

In Bild 2.20 sind die ermittelten kritischen Dehnraten $\dot{\epsilon}_{crit}$ für die untersuchten AlMgSi-Legierungen (siehe Übersicht in Tabelle 2.1) aufgetragen. Die blauen Messpunkte zeigen die Werte bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 6\text{ m/min}$, die grünen bei $v = 9\text{ m/min}$. Jeder Messpunkt entspricht dem Durchschnittswert von fünf analysierten Schweißnähten. Die Länge der vertikalen Fehlerbalken ergibt sich aus den minimal und maximal ermittelten kritischen Dehnraten. Die herkömmlichen AlMgSi-Legierungen für den Karosseriebau im Außenhautbereich Ac-170, Surfalex und 6016X benötigen die höchsten negativen Dehnraten (Druck), um die Rissausbreitung zu unterbinden, was für eine hohe Heißrisanfälligkeit steht. Die heißrissoptimierten Remote-Legierungen Ac-200 RW und Formalex Remote, sowie die Kombination aus 6016X und Formalex Remote dagegen widerstehen sogar positiven Dehnraten (Zug). Ein Grund hierfür ist der hohe Siliziumanteil in den Remote-Legierungen, der bekanntermaßen zu einer deutlich reduzierten Heißrisanfälligkeit führt [15,67,76]. Die kritische Dehnraten von Formalex Remote, die mit einer separaten Skala im rechten Diagramm in Bild 2.20 dargestellt ist, ist signifikant höher als die der anderen untersuchten Legierungen. Dies ist auf den Titangehalt der Legierung zurückzuführen, welcher als Kornfeiner in der Schweißnaht wirkt [18]. Es bildet sich dort ein sehr feines Gefüge mit äquiaxial dendritischen Körnern (siehe auch Bild 2.15), das den Heißriswiderstand der Naht zusätzlich

deutlich erhöht. Gegenüber der Remote-Legierungen Ac-200 RW erreicht die Formalex Remote Legierung eine kritische Dehnrate, die im Mittel mit $\dot{\epsilon}_{crit} = 24,5 \%/s$ um den Faktor 5 höher ist. Die Werte in Bild 2.20 bestätigen Untersuchungen aus früheren Studien [67,54,101] und damit die Eignung des vorgestellten Prüfverfahrens.

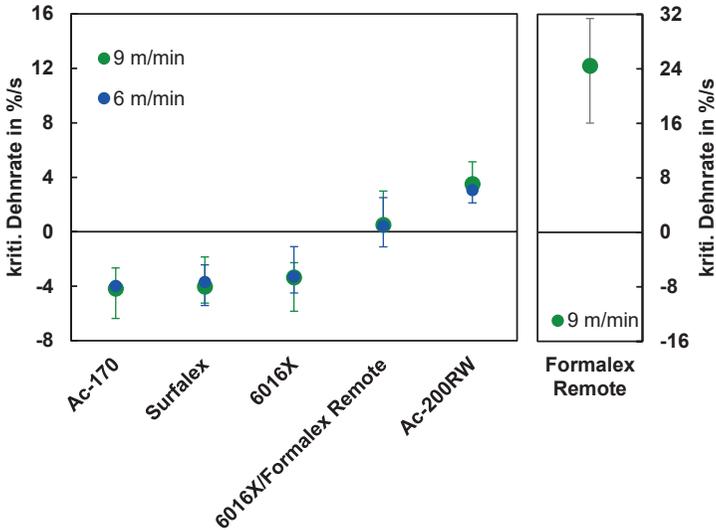


Bild 2.20: Kritische Dehnraten der untersuchten ALMgSi-Legierungen, die zum Ausbreitungsstopp des Nahtmittenrisses führen. [82]

In den zwei folgenden Abschnitten wird der Einfluss des Erstarrungspfades und der Einfluss der Kornfeinung auf die Heißbrissanfälligkeit näher untersucht. Grundlage hierfür sind die in Bild 2.20 dargestellten kritischen Dehnraten der untersuchten ALMgSi-Legierungen in Abhängigkeit ihres Anteils an Silizium und Titan.

2.4 Einfluss des Erstarrungspfades auf die Heißbrissanfälligkeit⁵

Der Erstarrungspfad beschreibt den temperaturabhängigen Erstarrungsverlauf einer Legierung von flüssig zu fest innerhalb der Erstarrungszone [103]. Dabei nimmt der Festkörperanteil f_s mit sinkender Temperatur zu. Der Erstarrungspfad startet bei der Liquidustemperatur mit $f_s = 0$ und endet bei der Solidustemperatur mit $f_s = 1$. Der Verlauf des Erstarrungspfades einer Aluminiumlegierung hat einen wesentlichen Einfluss auf die Heißbrissanfälligkeit beim Laserstrahlschweißen [104,76,67]. Je nachdem wie die Eingangs in Kapitel 2.1.2 nach der Theorie von Borland [27] beschriebenen Stadien der Erstarrung durchlaufen werden, ergibt sich eine unterschiedlich ausgeprägte Heißbrissanfälligkeit der Legierung. Mit fortschreitender Erstarrung und zunehmendem Festkörperanteil verringert sich die Durchlässigkeit des sich entwickelnden Dendritennetzwerkes und damit die Nachfließfähigkeit der Restschmelze. Gleichzeitig kommt es durch die Phasenumwandlung von flüssig zu fest zu Erstarrungsschrumpfungen. Nach der Theorie von Feuerer [105], hängt die ertragbare Erstarrungsschrumpfung einer Legierung davon ab, wie gut ihr Nachfließverhalten ist, um die Schrumpfung zu kompensieren. Lässt sich die Erstarrungsschrumpfung nicht kompensieren, entsteht ein Heißriss. Remote-Legierungen, wie die Ac-200 RW von Novelis (siehe Tabelle 2.1), weisen einen hohen Siliziumgehalt auf, die zu einem hohen Volumenanteil an niedrig schmelzenden eutektischen Phasen in der Schweißnaht führt [15,42,76]. Diese niedrigschmelzenden Phasen stellen sicher, dass am Ende des Erstarrungsvorgangs noch genügend Restschmelze vorhanden ist, um die Erstarrungsschrumpfung auszugleichen [15]. Dadurch sind diese Legierungen weniger anfällig für Heißrisse.

Das Model von Rappaz, Drezet und Gremaud (RDG-Kriterium) [33] verknüpft anhand einer Druckbilanz das Kriterium zur Erstarrungsschrumpfung und Nachfließfähigkeit von Feuerer [105] mit der thermomechanischen Verformung, die auf die Erstarrungszone wirkt. Ein Heißriss entsteht, wenn der Druckabfall in der flüssigen Schmelze durch Erstarrungsschrumpfung und thermomechanische Verformung einen kritischen Kavitationsdruck unterschreitet [33]. Um die Heißbrissanfälligkeit zu quantifizieren, kann die Druckbilanz in Abhängigkeit einer kritischen Dehnrate dargestellt werden. Wie die Ergebnisse aus Kapitel 2.3.4 zeigen, ist die kritische Dehnrate von Eigenschaften der Legierung abhängig. Neben den Materialeigenschaften beeinflussen auch die Schweißparameter die kritische Dehnrate [82,59]. Werden die Schweißparameter konstant gehalten

⁵ Die Ausführungen in diesem Abschnitt basieren auf der vom Autor verfassten Veröffentlichung [102].

ten, kann mit dem RDG-Kriterium die Heißbrissanfälligkeit von Legierungen in Abhängigkeit von ihren Materialeigenschaften klassifiziert werden. Der Heißbrisswiderstand einer Naht korreliert dann mit der Heißbrissanfälligkeit des Werkstoffes.

Im Folgenden wurde diese Beziehung experimentell validiert, indem die experimentell bestimmten kritischen Dehnraten für ALMgSi-Legierungen mit unterschiedlichem Siliziumanteil ihrem legierungsspezifischen Erstarrungspfad gegenübergestellt wurden.

2.4.1 Herleitung der Beziehung zwischen Erstarrungspfad und kritischer Dehnrates aus RDG-Modell

Nach dem RDG-Kriterium entsteht ein Heißbriss, wenn der Druckabfall Δp_L in der Schmelze zwischen den erstarrenden Körnern größer als der kritische Druckabfall Δp_c ist, der dazu führt, dass ein kritischer Kavitationsdruck p_c unterschritten wird [33]. Zusätzlich berücksichtigt das RDG-Modell den statischen Druck p_m , welcher bei Gießprozessen, für die das Modell ursprünglich entwickelt wurde, z.B. aus der Flüssigkeitssäule des Speisers resultiert [24]. Beim Schweißen dünner Bleche kann diese Druckkomponente vernachlässigt werden [28]. In Bild 2.21 wird der örtliche Druckabfall der Schmelze in der Erstarrungszone entsprechend des Modells von Rappaz [33] dargestellt.

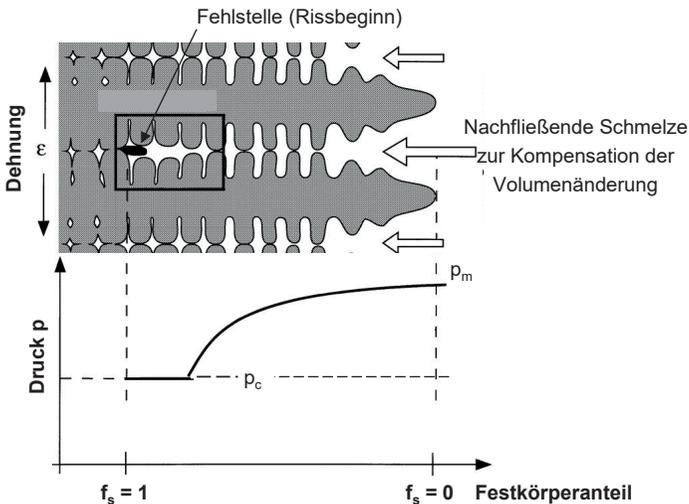


Bild 2.21: Druckabfall der Schmelze in der Erstarrungszone (nach [33]).

Die Erstarrung beginnt rechts im Bild bei einem Festkörperanteil von $f_s = 0$ und endet links bei einem Festkörperanteil von $f_s = 1$. Da der Druckabfall Δp_L in Bild 2.21 schon vor der vollständigen Erstarrung den kritische Druckabfall Δp_c unterschreitet, führt dies zur Bildung eines Heißrisses. Wie einleitend in Kapitel 2.4 erwähnt, ergibt sich der Druckabfall

$$\Delta p_L = \Delta p_\varepsilon + \Delta p_{sh} = \frac{180\mu}{G\lambda_2^2} \left[\frac{(1+\beta)\dot{\varepsilon}}{G} \cdot A + v_T\beta \cdot B \right] \quad (2.6)$$

aus dem Beitrag Δp_c durch die thermomechanische Verformung und dem Beitrag Δp_{sh} durch die Erstarrungsschrumpfung [104], wobei μ die Viskosität der Schmelze, λ_2 der Abstand zwischen den sekundären Dendritenarmen, β der Koeffizient der Erstarrungsschrumpfung, $\dot{\varepsilon}$ die Dehnrage, G der Betrag des Temperaturgradienten und v_T die Geschwindigkeit der Isothermen ist, die beim Schweißen der lokalen Erstarrungsgeschwindigkeit entspricht. A und B werden bestimmt durch die Integrale

$$A = \int_{T_c}^{T_L} \frac{I(T) \cdot f_s(T)^2}{(1 - f_s(T))^3} \cdot dT, \quad (2.7)$$

$$\text{mit } I(T) = \int_{T_c}^T f_s(T) \cdot dT \quad (2.8)$$

$$\text{und } B = \int_{T_c}^{T_L} \frac{f_s(T)^2}{(1 - f_s(T))^2} \cdot dT. \quad (2.9)$$

Die bestimmten Integrale von A und B ergeben jeweils einen legierungsspezifischen Wert, der vom Erstarrungspfad $f_s(T)$ der Legierung abhängt. Die Integrationsintervalle in Gleichung (2.7) bis (2.9) reichen von der Kohärenztemperatur T_c bis zur Liquidustemperatur T_L . Die Integrale A und B beschreiben somit die Nachfließbedingungen für die Restschmelze im Netzwerk des erstarrenden Gefüges, bis es die Kohärenztemperatur T_c erreicht. Hohe Werte für die Integrale A und B kennzeichnen ein schlechtes Nachfließverhalten von der Schmelze bis zur Kohärenztemperatur. Entsprechend Gleichung (2.6) hat dies eine Erhöhung des Druckabfall Δp_L zur Folge und bei Unterschreitung des kritischen Kavitationsdrucks p_c entsteht ein Heißriss. Bei der Kohärenztemperatur hat sich aus den wachsenden Körnern ein zusammenhängendes Netzwerk gebildet, was die Nachfließbedingungen drastisch verschlechtert. Bei unzureichendem Druck in der Restschmelze oberhalb der Kohärenztemperatur, können entstehende Risse unterhalb der Kohärenztemperatur nicht ausgeheilt werden und Volumenänderungen durch Erstar-

rungsschrumpfung und thermomechanischer Verformung können nicht mehr kompensiert werden [105]. Ist dies der Fall, kommt es zu Rissinitiationen und Rissfortpflanzungen schon vorhandener Risse. Die Kohärenztemperatur wird von Borland als Übergang in das heißbrisskritische Stadium 3 (vgl. Bild 2.6) gekennzeichnet. Je geringer das Temperaturintervall zwischen Kohärenztemperatur T_C und Solidustemperatur T_S von einer ALMgSi-Legierung ist, desto geringer ist ihre Heißbrissanfälligkeit [27].

Wird in Gleichung (2.6) Δp_L mit dem kritischen Druckabfall Δp_c gleichgesetzt und die Gleichung nach der Dehnrate $\dot{\epsilon}$ aufgelöst, resultiert die kritische Dehnrate

$$\dot{\epsilon}_{crit} = \frac{1}{A} \cdot \left[\frac{G}{(1 + \beta)} \left(\frac{G\lambda_2^2}{180\mu} \cdot \Delta p_c - v_T \beta \cdot B \right) \right], \quad (2.10)$$

die während der Erstarrung maximal auf die Erstarrungszone wirken kann, ohne dass Heißbrisse gebildet werden. Die kritische Dehnrate ist umgekehrt proportional zum legierungsspezifischen Wert des bestimmten Integrals A, der im Folgenden als A-Wert bezeichnet wird. Anhand dieser Proportionalität zeigt sich, dass der Erstarrungspfad, aus dem sich der A-Wert ergibt, einen wesentlichen Einfluss auf die kritische Dehnrate hat. Ein hoher A-Wert führt zu einer niedrigen kritischen Dehnrate, was gleichbedeutend mit einer hohen Heißbrissanfälligkeit ist.

2.4.2 Einfluss des Siliziumanteils auf den Erstarrungspfad

Um den Einfluss des Siliziumanteils auf den Erstarrungspfad und den daraus resultierenden A-Wert zu untersuchen, wurden die Werkstoffe Ac-170 und Ac-200 RW von Novelis sowie Surfalex[®], 6016X[®] und Formalex[®] Remote von Constellium betrachtet, die einen Bereich der Siliziumkonzentration von 0,6 bis 3,1 Gew.-% abdecken. Formalex[®] Remote wurde in Kombination mit 6016X getestet, indem ein 6016X[®] Blech auf ein Formalex[®] Remote Blech verschweißt wurde. Die detaillierte Menge der Hauptlegierungselemente Magnesium und Silizium der betrachteten Legierungen ist in Tabelle 2.1 aufgeführt. Bild 2.22 zeigt die nach Scheil [106] [103,106] berechneten Erstarrungspfade der untersuchten ALMgSi-Legierungen. Die Berechnung wurde mit der Software Thermo-Calc-2016b unter Verwendung der ALMgSi-Datenbank durchgeführt [107,108]. Bei diesen Berechnungen wurden nur die Hauptlegierungselemente Magnesium und Silizium berücksichtigt. Die schwarze Linie in Bild 2.22 markiert den Festkörperanteil $f_C = 0,94$, bei dem nach [33,109] ein kohärentes dendritisches Netzwerk angenommen werden kann.

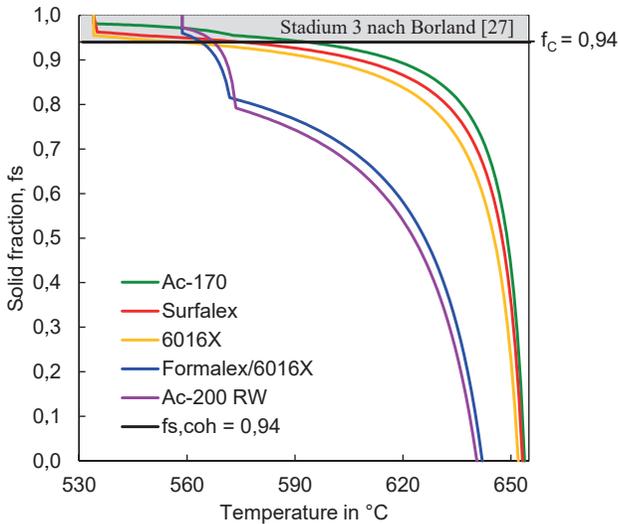


Bild 2.22: Erstarrungskurven verschiedener 6000er Aluminiumlegierungen berechnet nach Scheil [106].

Die Kohärenztemperatur T_C und die Liquidustemperatur T_L , die den Integrationsbereich zur Berechnung des A-Wertes nach Gleichung (2.7) festlegen, ergeben sich durch die Punkte auf der Erstarrungskurve bei $f_s(T_C) = f_c$ und $f_s(T_L) = 0$. In Tabelle 2.2 sind diese Integrationsgrenzen und der sich daraus ergebende A-Wert für die in Bild 2.22 betrachteten AlMgSi-Legierungen aufgelistet.

| Werkstoff | T_L in °C | T_C in °C | A-Wert |
|--|-------------|-------------|-------------------|
| Ac-170 | 654 | 593 | $6,50 \cdot 10^5$ |
| Surfalex [®] | 653 | 575 | $1,17 \cdot 10^6$ |
| 6016X [®] | 652 | 558 | $1,73 \cdot 10^6$ |
| 6016X [®] /Formalex [®] Remote | 642 | 563 | $5,87 \cdot 10^4$ |
| Ac-200 RW | 641 | 568 | $3,25 \cdot 10^4$ |

Tabelle 2.2: Kohärenztemperatur T_C , Liquidustemperatur T_L und A-Wert der untersuchten AlMgSi-Legierungen.

Die stark unterschiedlichen Kohärenztemperaturen der Werkstoffe Ac-170, Surfalex® und 6016X® führen zu deutlich verschiedenen A-Werten, obwohl ihre Erstarrungspfade sonst nur geringfügig voneinander abweichen. Der Erstarrungspfad vom Werkstoff Ac-200 RW und von der Materialkombination von Formalex® Remote mit 6016X® unterscheidet sich deutlich von den Standard ALMgSi-Legierungen. Für beide Legierungen ergeben sich aufgrund der geringeren Integrationsfläche vergleichsweise kleine A-Werte. Nach Gleichung (2.10) sollten Schweißnähte mit diesen Legierungen daher besonders widerstandsfähig gegenüber Heißbrissen sein.

Bild 2.23 zeigt die A-Werte der betrachteten Legierungen in Abhängigkeit ihres Siliziumanteils. Die Werte ergeben die typische Λ -förmige Kurve, wie es auch das Modell von Borland [27] vorhersagt (vgl. Bild 2.6). Die größte Heißbrissanfälligkeit der untersuchten ALMgSi-Legierungen ergibt sich im Bereich eines Siliziumanteils von 1 bis 1,5 Gew.-%. Dieser Verlauf der Heißbrissanfälligkeit in Abhängigkeit des Siliziumgehalts bestätigt die Ergebnisse aus den Ringgussproben, wie in Abschnitt 2.1.2 anhand dem Bild 2.7 erklärt [51,110].

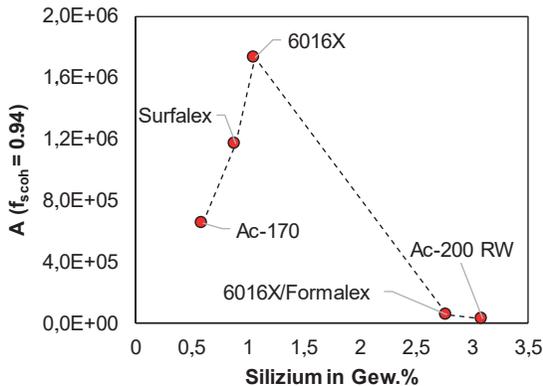


Bild 2.23: Einfluss des Siliziumanteils auf die mittels des A-Werts dargestellten Heißbrissanfälligkeit der untersuchten ALMgSi-Legierungen. [102]

Der hellgraue Bereich $f_s > f_c$ in Bild 2.22, ab dem ein kohärentes dendritisches Netzwerk vorhanden ist, entspricht dem Stadium 3 nach Borland [27] (siehe auch Kapitel 2.1), welches besonders heißbrissanfällig ist [47]. Die Erstarrungspfade von Ac-200 RW und der Materialkombination von Formalex® Remote und 6016X® durchlaufen dieses empfindliche Stadium innerhalb eines deutlich kleineren Temperaturintervalls als die von den Aluminiumlegierungen Ac-170, Surfalex® und 6016X®. Beim Schweißen ist

also das Volumen des zusammenhängenden Netzwerkes oberhalb der Kohärenztemperatur ebenfalls kleiner. Somit muss zur Kompensation von Volumenänderungen weniger Restschmelze durch die vorherigen Erstarrungsstadien nachfließen. Das kleinere Temperaturintervall der Remote-Legierungen ergibt sich durch den hohen Siliziumanteil. Dies führt zu einem deutlich höheren Anteil an niedrig schmelzendem Eutektikum, das am Ende des Erstarrungsverlaufes bei konstanter Temperatur erstarrt. Außerdem nimmt die Dicke der Restschmelzefilme zwischen den erstarrenden Körnern durch die verstärkte Bildung einer eutektischen Zusammensetzung deutlich zu, was das Nachfließen der Restschmelze zusätzlich verbessert. Bild 2.24 zeigt eine Detailansicht eines Querschliffs von einer Schweißnaht in einer Ac-200 RW Aluminiumlegierung. Insbesondere am Übergang der Mantelschicht zur Schweißnaht, zeigt sich ein erhöhter Anteil an eutektischer Phasen.

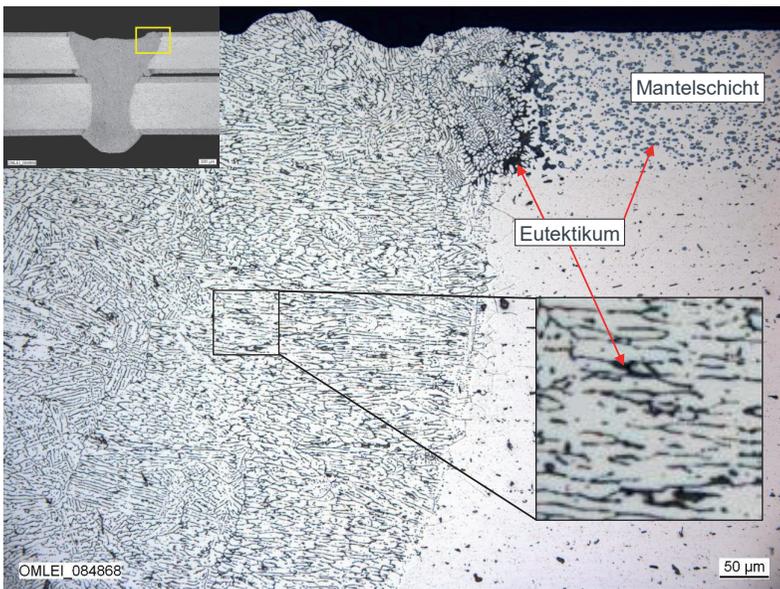


Bild 2.24: Detailansicht von einem Querschliff einer Überlappverbindung von einer Schweißnaht in einer Ac-200 RW Aluminiumlegierung ($s = 1,2 \text{ mm}/1,7 \text{ mm}$, $P_L = 5000 \text{ W}$, $v = 6 \text{ m/min}$, $d_f = 650 \text{ }\mu\text{m}$).

Die Mantelschicht hat einen Siliziumanteil von 10 Gew.-%. Vermischt sich diese mit der Kernlegierung, ergibt sich in der Schweißnaht eine Legierung mit einem Siliziumanteil von ungefähr 3,1 Gew.-%. Dies führt dazu, dass die dendritische Kornstruktur im

Schweißgefüge auch im heißrisskritischen Stadium 3 der Erstarrung vollständig mit dem niedrig-schmelzendem Eutektikum umgeben ist und so Volumenänderungen durch Erstarrungsschrumpfung und thermomechanischer Verformung durch das Nachfließen von eutektischer Schmelze kompensieren kann.

2.4.3 Einfluss des Erstarrungspfad auf die Heißrissanfälligkeit

Bild 2.25 zeigt die experimentell bestimmten kritischen Dehnraten (vgl. Bild 2.20) der untersuchten ALMgSi-Legierungen als Funktion von $1/A$. Der lineare Anstieg der kritischen Dehnrates mit zunehmendem $1/A$ bestätigt den durch Gleichung (2.10) dargelegten proportionalen Zusammenhang. Aluminiumlegierungen mit einem niedrigen A-Wert (hoher $1/A$ -Wert) weisen kleine negative (Druck) oder sogar positive kritische Dehnraten (Zug) auf, was einer geringen Heißrissanfälligkeit entspricht. Legierungen mit hohen A-Werten (niedrige $1/A$ -Werte) benötigen entsprechend hohe negative Dehnraten (Druck), um die Ausbreitung eines Nahtmittenrisses zu unterbinden, was einer hohen Heißrissanfälligkeit entspricht.

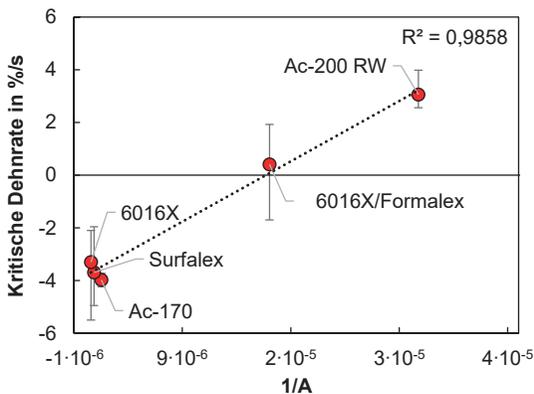


Bild 2.25: Kritische Dehnrates von ALMgSi-Schweißnähten bezogen auf den reziproken Wert des A-Integrals. ($v = 6 \text{ m/min}$, $d_f = 560 \text{ }\mu\text{m}$). [102]

Der experimentelle Nachweis der umgekehrt-proportionalen Beziehung zwischen dem A-Wert und der kritischen Dehnrates zeigt, dass mit dem materialspezifischen Erstarrungspfad einer ALMgSi-Legierungen auf ihre Heißrissanfälligkeit beim Laserstrahlschweißen geschlossen werden kann.

2.5 Einfluss der Kornfeinung auf die Heißrissanfälligkeit⁶

Wie in Kapitel 2.1 beschrieben, hat neben dem legierungsabhängigen Erstarrungspfad auch die entstehende Kornstruktur des erstarrenden Materials einen wesentlichen Einfluss auf die Heißrisswiderstandsfähigkeit einer Schweißnaht [28]. Eine äquiaxial dendritische Erstarrungsmorphologie ist weniger heißrissanfällig, als eine gerichtete dendritische Erstarrungsmorphologie [56]. Durch Kornfeinung der äquiaxial dendritischen Gefügestruktur kann die Heißrissanfälligkeit noch weiter herabgesetzt werden [28]. In diesem Fall verteilt sich die thermomechanische Dehnung, welche die Schweißnaht belastet, auf eine größere Anzahl an Korngrenzen [41]. Die Dehnung auf den Flüssigkeitsfilm an jeder Korngrenze nimmt daher mit zunehmender Anzahl an Körnern entlang der Wirkungsrichtung ab [41]. Coniglio und Cross [111,55] definierten eine kritische Verformungsgeschwindigkeit

$$\dot{\delta} = N \cdot (\dot{\delta}_L + \dot{\delta}_G) \quad (2.11)$$

die zur Bildung eines Heißrisses führt, welche linear mit der Anzahl der belasteten Körner N , und damit auch der Anzahl der Korngrenzen, zunimmt. Dabei ist $\dot{\delta}_L$ die kritische Verformungsgeschwindigkeit der Schmelze und $\dot{\delta}_G$ die kritische Verformungsgeschwindigkeit des erstarrten Korns, welche hauptsächlich von der Erstarrungsschrumpfung abhängt [111].

Daraus lässt sich schließen, dass zur Reduzierung der Heißrissanfälligkeit einer Schweißnaht möglichst viele Korngrenzen über die Breite der Schweißnaht vorhanden sein sollten, damit sich die thermomechanische Querbelastung über viele Korngrenzen verteilt. Im Folgenden wird der Einfluss von Titan als Legierungsadditiv von der Remote-Legierung Formalex Remote von Constellium auf die Heißrissanfälligkeit untersucht. Legierungsadditive fördern die Keimbildung und führen so zu einer erhöhten Anzahl an Korngrenzen [28–30]. Die genaue Zusammensetzung der Hauptlegierungselemente, sowie der Anteil an Titan in der Legierung ist in Tabelle 2.1 aufgelistet.

⁶ Die Ausführungen in diesem Abschnitt basieren auf der vom Autor mitverfassten Veröffentlichung [74].

2.5.1 Bestimmung der Kornstruktur

Um die Kornstruktur der Schweißnähte zu beurteilen, wurden die Querschnitte der geschweißten Proben geschliffen und mechanisch poliert. Anschließend wurden die polierten Oberflächen elektrolytisch nach dem Verfahren von Barker [53] für eine Dauer von 70 s bei einer Spannung von 30 V geätzt. Zur Analyse der Erstarrungsmorphologie wurden die geätzten Proben im Mikroskop unter polarisiertem Licht betrachtet. Unterschiedliche Kornorientierungen erscheinen so in einer anderen Farbe und ermöglichen die Identifizierung der Kornstruktur, wie der in Bild 2.26 gezeigte Querschliff einer Aluminiumschweißnaht veranschaulicht. In der mit einer gestrichelten weißen Linie markierten Fläche A_{eqx} weist die Schweißnaht eine äquiaxial dendritische Kornstruktur auf. Außerhalb dieses Bereiches weist die Schweißnaht eine gerichtet dendritische Kornstruktur auf.

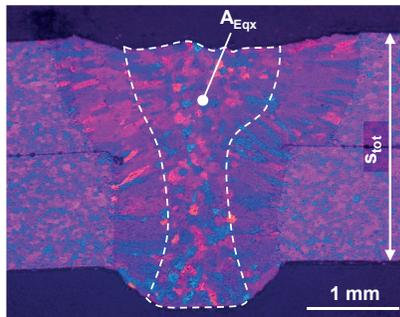


Bild 2.26: Querschliff mit elektrolytischer Farbätzung nach Barker [53]. Die gestrichelte weiße Linie markiert den Bereich mit äquiaxial dendritischer Kornstruktur.

Die mittlere Breite der äquiaxialen Zone wird als Quotient aus

$$w_{eqx} = \frac{A_{eqx}}{S_{tot}} \quad (2.12)$$

definiert, wobei S_{tot} der Dicke der zwei verschweißten Bleche entspricht.

Die mittlere Anzahl der Korngrenzen

$$N_{GB} = \frac{w_{eqx}}{d_{eqx}} + 1 \quad (2.13)$$

Über die Breite der Naht ergibt sich aus dem Quotient der mittleren Breite der äquiaxialen Zone w_{eqx} und der mittleren Korngröße d_{eqx} . Die mittlere Korngröße innerhalb der äquiaxial erstarrten Zone wurde mithilfe des Linienschnittverfahrens nach der DIN EN ISO 643 [112] bestimmt. Hierzu wird die Länge einer Referenzlinie durch die Anzahl der Körner, die durch diese Linie geschnitten werden, geteilt.

2.5.2 Einfluss von Titangehalt auf die Kornstruktur

Bild 2.27 zeigt mit Querschliffen die Kornstruktur von drei Schweißnähten, die in AlMgSi-Aluminiumlegierungen mit jeweils unterschiedlichem Titangehalt bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 9 \text{ m/min}$ geschweißt wurden. Der in Bild 2.27 a dargestellte Querschliff zeigt eine Schweißnaht, die zwei Bleche aus einer 6016X[®] Legierung mit einem Titangehalt von 0,02 Gew.-% verbindet. Der Querschliff in Bild 2.27b zeigt eine Schweißnaht, bei der das obere Blech aus einer 6016X[®] Legierung und das untere Blech aus einer Formalex[®] Remote Legierung besteht. Daraus ergibt sich in der Schweißnaht ein Titangehalt von 0,07 Gew.-%. Der Querschliff in Bild 2.27c zeigt eine Schweißnaht, die zwei Bleche aus einer Formalex[®] Remote Legierung mit einem Titangehalt von 0,14 Gew.-% verbindet. Die weiße gestrichelte Linie in den Querschliffen begrenzt den Bereich mit äquiaxialer dendritischer Kornstruktur.

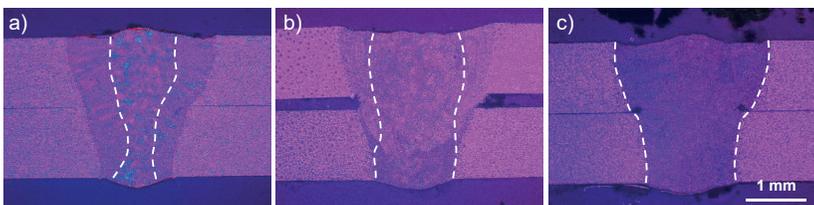


Bild 2.27: Querschliffe von Überlappnähten bei 9 m/min Vorschub in zwei Blechen mit einer Dicke von jeweils 1,2 mm aus einer AlMgSi-Legierungen mit einem Titan-gehalt von (a) 0,02 Gew.-% (6016X[®]), (b) 0,07 Gew.-% (6016X[®]/Formalex[®] Remote) und (c) 0,14 Gew.-% (Formalex[®] Remote). Die weiß gestrichelte Linie markiert den Bereich mit äquiaxialer dendritischer Gefügestruktur.

Titan behindert bei der Erstarrung von Aluminiumlegierungen das Wachstum der Körner, indem der Wechsel vom Wachstum gerichteter auf äquiaxialer dendritischer Körner

begünstigt wird [77]. Der Einfluss von Titan auf das Erstarrungsgefüge ist in den Querschliffen in Bild 2.27 dargestellt. Mit zunehmendem Titangehalt vergrößert sich auch der Bereich mit äquial dendritisch erstarrtem Gefüge. Im Fall der Naht vom Querschliff in Bild 2.27 (c), führt der Titangehalt von 0,14 Gew.-% sogar zu einem Schweißgefüge, das ausschließlich aus äquial dendritisch erstarrten Körnern besteht.

Bild 2.28 zeigt in Diagramm a) auf der linken vertikalen Achse den Einfluss, welcher Titan in ALMgSi-Legierungen auf die Breite w_{eqx} des Bereichs mit äquial dendritisch erstarrten Körnern (rote, kreisförmige Datenpunkte) hat. In der rechten vertikalen Achse wird der Einfluss von Titan in ALMgSi-Legierungen auf die Korngröße d_{eqx} (grüne, quadratische Datenpunkte) gezeigt. Der Einfluss von Titan auf die sich daraus ergebende breitenspezifische Anzahl an Korngrenzen N_{GB} in ALMgSi-Legierungen wird im Diagramm b) (blaue, kreisförmige Datenpunkte) gezeigt.

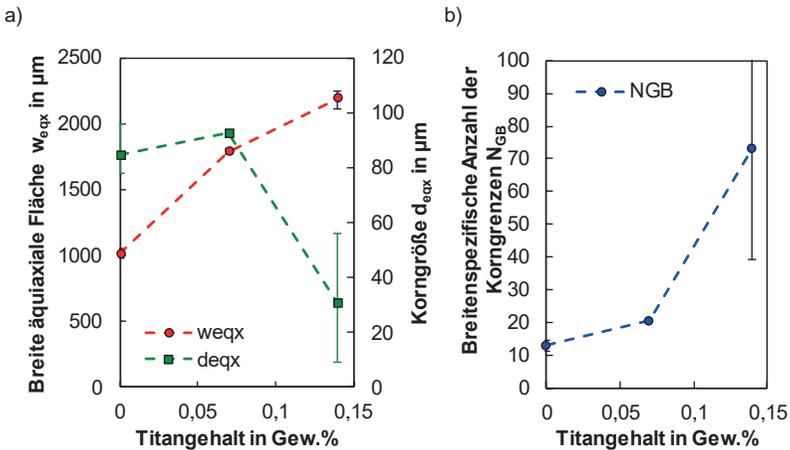


Bild 2.28: Einfluss des Legierungsanteils Titan auf die Breite der äquialen Fläche (links), die äquiale Korngröße (links) und die sich daraus ergebende breitenspezifische Anzahl der Korngrenzen N_{GB} (rechts) bei Schweißnähten in ALMgSi-Legierungen.

Jeder Wert in den Diagrammen zeigt den Mittelwert aus fünf Schweißnähten mit gleichem Werkstoff und gleichen Parametern. Die Breite der Fehlerbalken ergibt sich jeweils aus den minimal und maximal bestimmten Werten. Das Minimum der breitenspezifischen Anzahl N_{GB} an Korngrenzen ergibt sich aus dem Verhältnis zwischen dem Minimum der äquialen Breite w_{eqx} und dem Maximum der ermittelten Korngröße

d_{eqx} . Das Maximum ergibt sich entsprechend aus dem Verhältnis zwischen dem Maximum der äquialen Breite w_{eqx} und dem Minimum der bestimmten Korngröße d_{eqx} .

Durch die Steigerung der Keimbildung mit zunehmendem Titangehalt vergrößert sich die Breite w_{eqx} des Bereichs mit äquial dendritischen Körnern. Bei einem Titangehalt von 0,02 Gew.-% beträgt die Breite $w_{eqx} = 1014_{-42}^{+33} \mu\text{m}$. Bei einem Titangehalt von 0,14 Gew.-% beträgt die Breite $w_{eqx} = 2193_{-54}^{+83} \mu\text{m}$. Durch den Einsatz von Formalex[®] Remote gegenüber 6016X[®] lässt sich die Breite w_{eqx} also mehr als verdoppeln. Einen Einfluss des Titangehalts auf die Korngröße zeigt erst ab 0,07 Gew.-%. Bei einem Titangehalt von 0,07 Gew.-% beträgt die Korngröße $d_{eqx} = 92,5 \mu\text{m}$. Bei einem Titangehalt von 0,14 Gew.-% reduziert sich die Korngröße auf $d_{eqx} = 30,4 \mu\text{m}$. Beides zusammen, der Anstieg der Breite w_{eqx} und die Abnahme der Korngröße d_{eqx} mit Zunahme des Titangehaltes von 0,02 Gew.-% auf 0,14 Gew.-%, führen zu einer Vergrößerung der breitenspezifischen Anzahl N_{GB} der Korngrenzen um den Faktor 5,6, wobei die Messwerte bei einer Titankonzentration von 0,14 Gew.-% eine hohe Streuung von $\pm 50\%$ haben.

2.5.3 Einfluss der Kornstruktur auf die Heißrissanfälligkeit

In Bild 2.29 zeigen die rot eingefärbten Datenpunkte die kritischen Dehnraten $\dot{\epsilon}_{crit}$ in Abhängigkeit der breitenspezifischen Anzahl der Korngrenzen N_{GB} für AlMgSi-Legierungen mit unterschiedlichem Titangehalt bei einer Schweißgeschwindigkeit von 9 m/min. Die Datenpunkte sind Durchschnittswerte aus jeweils fünf Einzelmessungen. Die Länge der vertikalen Fehlerbalken entsprechen den maximal und minimal ermittelten kritischen Dehnraten, wie in Abschnitt 2.3.4 vorgestellt. Die horizontalen Fehlerbalken entsprechen den Werten aus Diagramm b) in Bild 2.28. Eine Erhöhung des Titangehaltes von 0,02 Gew.-% auf 0,14 Gew.-% führt zu einem Anstieg der kritischen Dehnrates von $\dot{\epsilon}_{crit} = -3,4\%/s$ auf $\dot{\epsilon}_{crit} = 25\%/s$. Dieser ist auf den Anstieg der breitenspezifischen Anzahl der Korngrenzen zurückzuführen, der sich aus der Vergrößerung der Zone mit äquial dendritischen Körnern und der Verringerung der Korngröße durch den Legierungszusatz Titan ergibt.

Für den Werkstoff 6016X wurden in das Diagramm in Bild 2.29 zwei weitere Messwerte für die Schweißgeschwindigkeiten von 3 m/min (grüne Raute) und 6 m/min (blaue Raute) aus [74] eingetragen. Für diese Datenpunkte wurden die gleichen Messmethoden, wie oben beschrieben, angewandt. Die gestrichelte Linie stellt die Regressionsgerade aller Messwerte mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,99$ dar. Dieser hohe Wert

zeigt einen direkten Zusammenhang zwischen der kritischen Dehnrates $\dot{\epsilon}_{crit}$ und der breiten-spezifischen Anzahl der Korngrenzen der Datenpunkte auf. Die kritischen Dehnrates $\dot{\epsilon}_{crit}$ steigt mit zunehmender breiten-spezifischer Anzahl der Korngrenzen an. Dieser Zusammenhang deckt sich mit dem proportionalen Einfluss der Anzahl der Körner auf die kritische Verformungsrate $\dot{\delta}$ in Gleichung (2.11) [55,111].

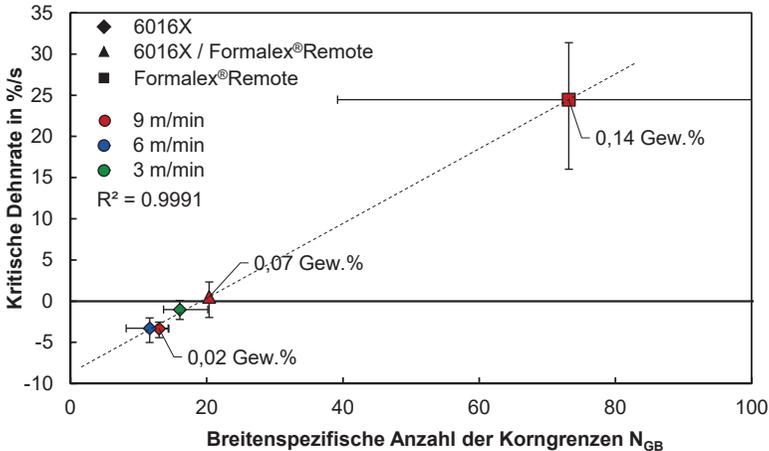


Bild 2.29: Ermittelte kritische Dehnrates von Schweißnähten für AlMgSi-Legierungen mit unterschiedlichem Titangehalt in Abhängigkeit von ihrer breitenspezifischen Anzahl der Korngrenzen N_{GB} .

2.6 Fazit

Mit dem entwickelten Heißrissstest zur Bestimmung der kritischen Dehnrates, konnte die Wirksamkeit der Legierungsanteile Silizium und Titan zur Unterdrückung der Heißrissbildung, für die zwei untersuchten Remote-ALMgSi-Legierungen, quantitativ nachgewiesen werden. Der Heißrissstest bildet die Bedingungen beim Schweißen in Blechrandlage nach und ermöglicht es, den Einfluss der Werkstoffeigenschaften getrennt von dem Einfluss der Schweißparameter auf die Heißrissbildung zu untersuchen. Die Ergebnisse zeigen, dass Schweißnähte in einer AlMgSi-Legierung mit einem Siliziumanteil von $>2,7$ Gew.-% sogar positiven Dehnrates widerstehen können. Enthält die AlMgSi-Legierung zusätzlich Titan als Keimbildner, erhöht sich die Heißrisswiderstandsfähigkeit nochmals um ein Vielfaches.

Die mit Hilfe des entwickelten Heißrisstests ermittelten kritischen Dehnraten von Schweißnähten in verschiedenen AlMgSi-Legierungen in Abhängigkeit ihres Siliziumanteils, ermöglichten es, den Einfluss des Erstarrungspfades auf die Heißrisanfälligkeit zu untersuchen. Betrachtet man den Erstarrungsverlauf sind die Nachfließbedingungen der Restschmelze während der Erstarrung bis zur Kohärenztemperatur entscheidend für das Auftreten eines Heißrisse. Die Druckbilanz des Rappaz-Drezet-Gremaud-Heißrisiskriteriums betrachtet den Erstarrungsverlauf bis zur Kohärenztemperatur. In der Druckbilanz werden die Nachfließbedingungen der Restschmelze über den A-Wert berücksichtigt, der eine Integralfunktion des legierungsspezifischen Erstarrungspfades ist. Ein hoher A-Wert steht für schlechte Nachfließbedingungen. Für die untersuchten AlMgSi-Legierungen mit einem Siliziumanteil zwischen 0,6 und 3,1 Gew.-% ergab sich für die A-Werte eine typische Λ -förmige Kurve, wie es auch das Modell von Borland [27] vorhersagt (vgl. Bild 2.6), mit einem Maximum bei einem Siliziumanteil zwischen 1 und 1,5 Gew.-%. Der kleinste A-Wert wurde mit der Remote-Legierung Ac-200 RW erreicht. Nach dem RDG-Kriterium verhält sich der A-Wert reziprok-proportional zur kritischen Dehnraten. Ein hoher A-Wert resultiert also in einer niedrigen kritischen Dehnraten, was gleichbedeutend mit einer hohen Heißrisanfälligkeit ist. Dieser Zusammenhang konnte mit den ermittelten Dehnraten erstmals experimentell bestätigt werden. Der experimentelle Nachweis dieser Abhängigkeit zeigt, dass der A-Wert einer AlMgSi-Legierung, wie im RDG-Kriterium definiert, als Maß für die Heißrisanfälligkeit beim Laserstrahlschweißen verwendet werden kann.

Der hohe Titananteil in der Formalex[®] Remote Aluminiumlegierung sorgt während der Erstarrung für eine starke Keimbildung, welche die Ausdehnung der Zone mit äquiaxial-dendritischen Körnern vergrößert und die Größe dieser Körner verringert. Dadurch erhöht sich die Anzahl der Korngrenzen in einer Schweißnaht. Dies reduziert den Anteil der Belastung auf die einzelnen Schmelzefilme zwischen den Körnern, die während der Erstarrung durch Schrumpfungsvorgänge und thermomechanische Verformungen auftreten. Um die Anzahl der Korngrenzen unabhängig von der Schweißnahtgeometrie vergleichen zu können, wurde die breitenspezifische Anzahl der Korngrenzen eingeführt. Es konnte ein direkter Zusammenhang zwischen der breitenspezifischen Anzahl der Korngrenzen und der kritischen Dehnraten aufgezeigt werden. Die kritische Dehnraten steigt mit zunehmender breitenabhängiger Anzahl der Korngrenzen. Dieser Trend steht im Einklang mit dem linearen Einfluss der Anzahl der Körner auf die kritische Verformungsrate, wie er im Modell von Coniglio et al. aufgezeigt wurde [55,111].

3 Remote-Prozessüberwachung zur Detektion von Nahtmittenrissen⁷

Beim Remote-Laserstrahlschweißen von AlMgSi-Legierungen im Karosseriebau gelten Nahtmittenrisse als gravierende Fertigungsfehler und sind unbedingt zu vermeiden. Die Prozessüberwachung ist daher ein zentrales Werkzeug für die Qualitätssicherung, um das Auftreten solcher Nahtfehler zu entdecken. Damit die Remote-Technologie beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen im Karosseriebau eingesetzt werden kann, benötigt es remotefähige Diagnostiksysteme zur Qualitätssicherung. Im Rahmen dieser Arbeit war es daher ein Ziel, eine Remote-Prozessüberwachung zur Detektion von Nahtmittenrissen zu entwickeln, welche richtungsunabhängig und ohne zusätzliche Beleuchtung eingesetzt werden kann. Die Ergebnisse hierzu werden in diesem Kapitel vorgestellt.

3.1 Detektion von Nahtmittenrissen mittels Thermografie

Um eine Prozessüberwachung online in einen Remoteprozess zu realisieren, muss die dazu benötigte Sensorik in die Bearbeitungsoptik integriert werden. Beim Remote-Laserstrahlschweißen werden üblicherweise Scanner-Bearbeitungsoptiken eingesetzt, wie es in Bild 3.1 schematisch dargestellt ist. Damit die Prozessüberwachung in der Scanner-Bearbeitungsoptik richtungsunabhängig funktioniert, werden die Sensoren über das Beobachtungsfenster am Strahlteiler koaxial zum Strahlengang des Lasers angebracht. Die Prozessüberwachungssysteme lassen sich entsprechend ihrer Messposition bezüglich der Wechselwirkungszone zwischen Laserstrahl und Werkstück klassifizieren. Wie in dem Videoausschnitt eines Laserstrahlschweißprozesses in Bild 3.1 eingezeichnet, wird je nachdem, ob sich die Messpositionen in Vorschubrichtung vor, in oder hinter der Wechselwirkungszone befindet, zwischen Pre-, In- und Post-Prozessüberwachungssystemen unterschieden [115].

⁷ Die Ausführungen in diesem Kapitel basieren auf der vom Autor verfassten Veröffentlichung [113]. Die Experimente mit der Scanner-Bearbeitungsoptik wurden im Rahmen einer Bachelorarbeit [114] durchgeführt, welche vom Autor dieser Dissertationsschrift angeleitet und betreut wurde.

Pre-Prozessüberwachungssysteme ermöglichen eine Bahnkorrektur, bei welcher die Schweißbahn kontinuierlich (online) oder in einem vorangegangenen Prozessschritt (offline) an der Bauteilposition ausgerichtet wird. Weiter lassen sich mit solchen Systemen Spaltmaße erfassen, auf die dann mit einer Parameteranpassung reagiert werden kann [116–118].

In-Prozessüberwachungssysteme messen während des Schweißprozesses Prozessemissionen aus der Wechselwirkungszone oder erfassen geometrische Merkmale, wie z.B. die Schmelzebadgröße und bewerten damit die resultierenden Eigenschaften der Schweißnaht oder einfach ausgedrückt ihre Qualität [19,119].

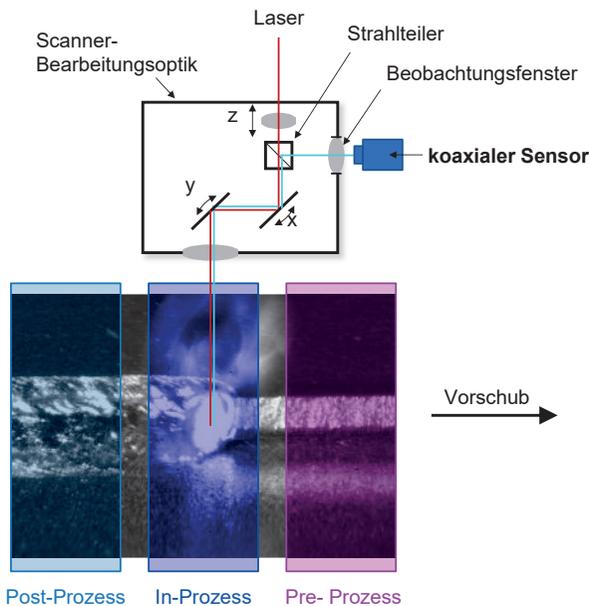


Bild 3.1: Aufbau eines Remote-Prozessüberwachungssystems.

Nahtmittennisse lassen sich erst in der erstarrten Schweißnaht detektieren. Um sie zu entdecken, benötigt man sogenannte Post-Prozessüberwachungssysteme. Die Thermografie ist hierfür ein geeignetes Diagnostikverfahren, da es berührungslos funktioniert und sich sehr gut automatisieren lässt [120,121]. Mit geeigneten Thermografie-Überwachungssystemen lassen sich anhand der Wärmestrahlung der sich abkühlenden Schweißnahtoberfläche und deren Umgebung auf der Werkstückoberfläche direkt

Rückschlüsse auf Temperaturen oder auf die Temperatur beeinflussenden Größen im Inneren des Werkstücks ziehen. Von außen nicht sichtbare Nahtunregelmäßigkeiten, wie Anbindungsfehler, Poren oder Risse beeinflussen den Wärmefluss innerhalb der Schweißnaht derart, dass diese durch Beobachtung des zeitlichen Verlaufes der Wärmestrahlung an der Nahtoberfläche analysiert werden können [122]. Bei in der Industrie etablierten, aktiven Thermografie-Verfahren wird durch eine zusätzliche thermische Anregung ein Wärmefluss in der zu prüfenden Schweißnaht im Anschluss an den eigentlichen Schweißvorgang erzeugt [123,124]. Der Nachteil einer aktiven Thermografie-Prüfung ist jedoch, dass aufgrund der Prüfanordnung mit Thermografie-Kamera und thermischer Anregungsquelle eine separate Prüfstation nötig ist, die in den Fertigungsablauf integriert werden muss. Ziel war es daher, ein passives Thermografie-Verfahren zu entwickeln, dass sich in einer Remote-Scanner-Bearbeitungsoptik integrieren lässt.

3.1.1 Wärmebilder von Schweißnähten mit und ohne Nahtmittenriss

Bild 3.2 zeigt Wärmebilder aus Infrarot-Videoaufnahmen während des Schweißprozesses von Schweißnähten in AlMgSi-Legierungen. Aufgrund des geringen Emissionsgrades von Aluminium [44], war die Oberfläche des oberen Bleches mit einem Graphitlack geschwärzt, um so die Emission der Wärmestrahlung zu erhöhen (siehe auch Kapitel 2.1.1). Das obere Wärmebild in Bild 3.2 zeigt eine Schweißnaht ohne Nahtmittenriss und das untere Wärmebild zeigt eine Schweißnaht mit Nahtmittenriss. Die Schweißnähte wurden im Überlapp bei einem heißbrisskritischen Randabstand von 5 mm mit einer Scanner-Bearbeitungsoptik bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $v = 6\text{ m/min}$ und einer Laserleistung von $P = 5\text{ kW}$ geschweißt. Der Fokus lag auf der Oberfläche der Probe und sein Durchmesser betrug $d_f = 650\text{ }\mu\text{m}$. In Bild 3.2 rechts sind die zugehörigen Querschliffe zu sehen. Für die Naht ohne Nahtmittenriss wurden zwei Bleche mit den Stärken $1,2$ und $1,7\text{ mm}$ aus dem heißbrissoptimierten Remote-Werkstoff Ac-200 RW verschweißt. Für die Naht mit Nahtmittenriss wurden zwei Bleche mit den Stärken $1,2$ und $1,7\text{ mm}$ aus einer heißbrissanfälligen Ac-170 Aluminiumlegierung (siehe Ergebnisse in Bild 2.20) verschweißt.

In beiden Wärmebildern ist ein Wärmestau am Blechrand zu sehen. Dieser Wärmestau führt zu einem Wärmefluss von der Blechkante über die Schweißnaht hinweg, in den Flansch des Karosseriebauteils hinein. Entsteht ein Nahtmittenriss wird der Wärmefluss ins Bauteil unterbrochen. Wie im unteren Wärmebild in Bild 3.2 zu sehen, ist hier der Wärmestau deutlich ausgeprägter als bei der Schweißnaht ohne Nahtmittenriss. Die örtliche Ausprägung des Wärmestaus am Blechrandsteg eignet sich also als charakteristisches Merkmal, um einen Nahtmittenriss zu detektieren.

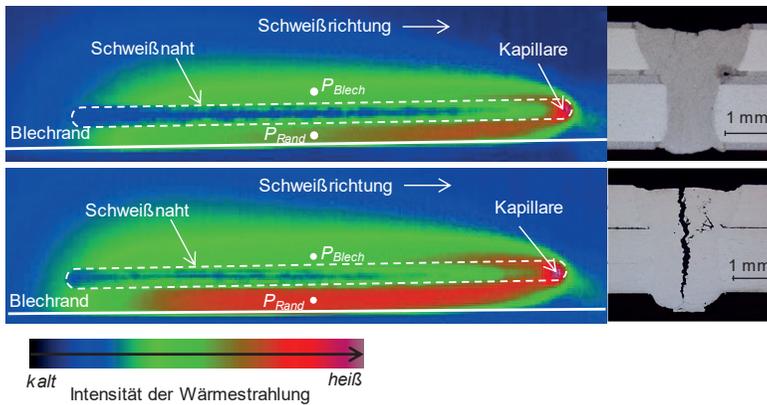


Bild 3.2: Vergleich von Wärmebildern aus Infrarot-Videoaufnahmen während des Schweißprozesses von Schweißnähten mit (unten) und ohne (oben) Nahtmittentriss. Messpositionen P_{Rand} und P_{Blech} deren zeitaufgelösten Temperaturwerte in Bild 3.3 dargestellt sind. ($P = 5 \text{ kW}$, $v = 6 \text{ m/min}$, $d_f = 650 \mu\text{m}$, Werkstoff: Ac-200 RW oben, bzw. Ac-170 unten)[113]

Bild 3.3 zeigt den Verlauf der lokalen Intensität der Wärmestrahlung in Grauwerten über die komplette Dauer des Schweißvorgangs, gemessen an zwei ortsfesten Punkten P_{Rand} und P_{Blech} für den Fall ohne Nahtmittentriss (links) und für den Fall mit Nahtmittentriss (rechts). Die Messpositionen P_{Rand} und P_{Blech} befanden sich, wie in Bild 3.2 eingezeichnet, seitlich neben der Schweißnaht in der Mitte der Schweißnahtlänge. Sie befanden sich auf beiden Seiten der Schweißnaht jeweils $2,5 \text{ mm}$ von der Schweißnahtmitte entfernt. In beiden Diagrammen in Bild 3.3 kommt es bei $t = 0,5 \text{ s}$ zu einem starken Temperaturanstieg in den Temperaturverläufen. Dieser Anstieg ist auf den Laserstrahl zurückzuführen, der zu diesem Zeitpunkt die Messpunkte passiert. Am Messpunkt P_{Rand} (rote Linie) steigt die Temperatur aufgrund des Wärmestaus deutlich stärker an als am Messpunkt P_{Blech} (blaue Linie). Nach dem der Laserstrahl die Messpunkte passiert hat, beginnt sofort die Abkühlphase. Der Vergleich der beiden Diagramme in Bild 3.3 zeigt einen charakteristischen Unterschied zwischen den zwei Abkühlkurven. Ohne Nahtmittentriss sieht das Abkühlverhalten an beiden Messpunkten, P_{Rand} und P_{Blech} , sehr ähnlich aus, während der Abkühlvorgang mit Nahtmittentriss am Messpunkt P_{Rand} (rote Kurve rechts) deutlich langsamer vorangeht. Somit eignet sich das Abkühlverhalten als weiteres charakteristisches Merkmal, um über den zeitlichen Temperaturverlauf an zwei Messpunkten, seitlich neben der Schweißnaht, einen Nahtmittentriss beim Schweißen in Blechrandlage zu detektieren.

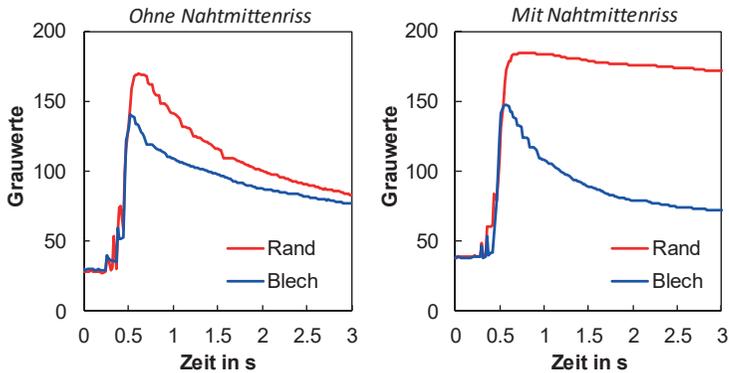


Bild 3.3: Zeitlicher Verlauf der lokalen Intensität der Wärmestrahlung, welche als Grauwert aus Thermografie-Videos an zwei ortsfesten Punkten, P_{Rand} und P_{Blech} (siehe Bild 3.2) extrahiert wurden. Links ohne Nahtmittentriss. Rechts mit Nahtmittentriss. ($P = 5 \text{ kW}$, $v = 6 \text{ m/min}$, $d_f = 650 \text{ }\mu\text{m}$) [113]

3.2 Umsetzung der Prüfmethode

Um eine Remote-Prozessüberwachung mittels Thermografie zu realisieren, muss die dazu benötigte Sensorik in die Scanner-Bearbeitungsoptik integriert werden. Dazu eignen sich jedoch Thermografie-Kameras, wie sie für die im vorherigen Abschnitt vorgestellten Wärmebilder verwendet wurden, nur bedingt. Damit die Beobachtung der sich abkühlenden Schweißnaht in einer Scanner-Bearbeitungsoptik richtungsunabhängig funktioniert, würde eine solche Thermografie-Kamera ein entsprechend großes Bildfeld benötigen. Das verringert jedoch die mögliche Auflösung der Bildaufnahmen, die durch den großen Arbeitsabstand von Remote-Optiken sowieso schon kleiner ist, als bei Kameras in Festoptiken [4]. Beim Schweißen von Aluminiumwerkstoffen kommt noch hinzu, dass die Messung mit einer Thermografie-Kamera während des Schweißprozesses deutlich anfälliger gegenüber Störungen aus der Umgebung ist [122]. Grund dafür ist der niedrigere Emissionsgrad und die gegenüber dem Schweißen von Stahl niedrigeren Oberflächentemperaturen.

Die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Remote-Prozessüberwachung von Nahtmittentrissen setzt deshalb auf ein Thermografie-Verfahren, bei dem unmittelbar nach dem Schweißprozess die Scanner-Bearbeitungsoptik mit einem koaxial integrierten Pyrometer einen 2D-Scan über die sich abkühlenden Schweißnaht durchführt. Dadurch lassen

sich richtungsunabhängig, orts- und zeitaufgelöste Auswertungen vom Abkühlverhalten der Schweißnaht mit deutlich weniger Störfaktoren aus der Umgebung durchführen.

3.2.1 Systemtechnik

Für die Remote-Prozessüberwachung zur Detektion von Nahtmittennissen beim Schweißen in Blechrandlage wurde ein Pyrometer koaxial in eine PFO 3D Scanner-Bearbeitungsoptik von der Firma Trumpf GmbH + Co. KG integriert. Das Pyrometer der Firma Dr. Mergenthaler GmbH wurde mit einem Lichtleitkabel (LLK) am Kameraeingang der Scanner-Bearbeitungsoptik angeschlossen. Das LLK hatte einen Kerndurchmesser von $600 \mu\text{m}$, wodurch sich ein Durchmesser des Messpunktes auf der Werkstückoberfläche von $1,8 \text{ mm}$ (gemessen) ergab. Das Pyrometer misst die Wärmestrahlung an der Oberfläche der Probe mit einer Frequenz von 10 kHz und in einem Wellenlängenbereich von $1,65$ und $2,0 \mu\text{m}$. Der verwendete TruDisk 8001 Laser der Firma Trumpf GmbH + Co. KG erzeugt einen Laserstrahl mit einer Wellenlänge von $\lambda = 1030 \text{ nm}$. Für die Schweißversuche wurde der Laserstrahl in einem Lichtleitkabel mit einem Kerndurchmesser von $d_k = 200 \mu\text{m}$ zur Scanner-Optik transportiert. Mit dem Abbildungsverhältnis von $3,25:1$ der verwendeten Scanner-Bearbeitungsoptik ergab sich ein Fokusedurchmesser in der Fokusebene von $650 \mu\text{m}$. Die Fokusebene des Messpunktes des Pyrometers wurde so justiert, dass er bei der Position $x, y, z = 0$ des Scanners genau auf der Fokusebene des Laserstrahls lag. Bei einer Auslenkung der Scanner-Spiegel kommt es jedoch aufgrund der chromatischen Aberration zu einem Versatz. Diese Positionsabweichung wurde vermessen und mit einer entsprechenden Korrektortabelle in der Signalverarbeitung berücksichtigt.

Das am Kameraeingang der Scanner-Bearbeitungsoptik angeschlossene Pyrometer, wurde vor den Experimenten mit einem Schwarzkörperstrahler kalibriert. Diese Kalibrierung gilt jedoch nur für einen idealen Schwarzkörper. Bei einem realen Körper hängt die emittierte Wärmestrahlung von seiner Oberflächentemperatur und seinem Emissionsgrad ε ab. Der Emissionsgrad beschreibt das Verhältnis der Wärmestrahlung eines realen Körpers zur Strahlung eines idealen Schwarzkörpers bei gleicher Temperatur. Er ist abhängig von Material, Aggregatzustand, Oberflächenbeschaffenheit, Temperatur und Emissionswinkel zur Oberflächennormalen und der Wellenlänge [125]. Für die Messungen wurde vereinfachend ein konstanter Emissionsgrad von 4% verwendet. Dies entspricht dem Absorptionsgrad einer AlMgSi-Legierung bei einer Wellenlänge von $1,65$ bis $2 \mu\text{m}$ bei einer Temperatur von 630°C [44].

3.2.2 Werkstoffe und Schweißparameter

Für die Versuche wurden die Remote-ALMgSi-Legierung Ac-200 RW (siehe auch Tabelle 2.1), sowie die ALMgSi-Legierung Ac-300 [126] jeweils mit einer Blechstärke von $s = 1,7 \text{ mm}$ verwendet. Beide Legierungen sind von der Firma Novelis. Bei allen Versuchen wurden die Bleche mit einer I-Naht im Überlapp und einem Randabstand von $R = 6 \text{ mm}$, sowie immer gleichen Parametern verschweißt. Es wurde eine Leistung von $P = 7,5 \text{ kW}$ bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v = 6 \text{ m/min}$ verwendet. Die Schweißnahtlänge betrug $L_s = 50 \text{ mm}$. Mit diesen Parametern wurde bei beiden Legierungen eine Durchschweißung der Bleche erzielt.

Bild 3.4 zeigt exemplarisch für beide Werkstoffe jeweils die Ober- und Unterseite einer Schweißnaht.

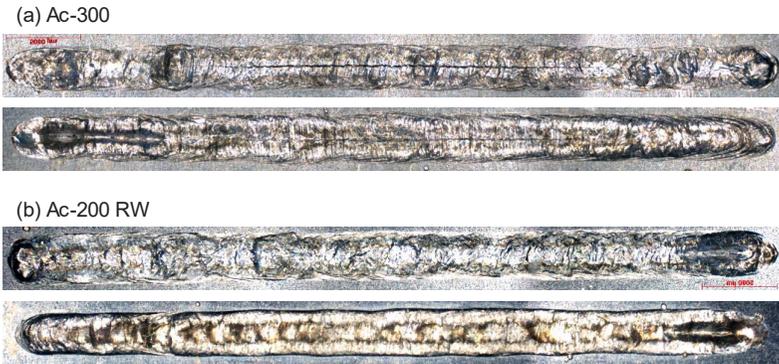


Bild 3.4: (a) Durchgängiger Nahtmittenriss an Schweißnahtober- (oberes Bild) und –unterseite (unteres Bild) in einer Überlappnaht aus dem Werkstoff Ac-300
 (b) Rissfreie Schweißnahtober- (oberes Bild) und –unterseite (unteres Bild) in einer Überlappnaht aus den Werkstoff Ac-200 RW. ($P = 7,5 \text{ kW}$, $v = 6 \text{ m/min}$, $R = 6 \text{ mm}$, $x_s = 50 \text{ mm}$, $s = 1,7/1,7 \text{ mm}$)

Mit den verwendeten Parametern entstand für die heißbrisskritische Aluminiumlegierung Ac-300 (Bild 3.4a) wiederholbar ein Nahtmittenriss, der von der Nahtoberseite bis zur Nahtunterseite durchgängig war und so den Wärmefluss durch die Schweißnaht unterbricht. Bleche aus der Remote-ALMgSi-Legierung Ac-200 RW (Bild 3.4b) wurden bei denselben Parametern wiederholbar heißbrissfrei im Überlapp verschweißt.

3.2.3 Messmethodik

Im Anschluss an einen Schweißprozess wird der Messfleck des in die Scanner-Bearbeitungsoptik integrierte Pyrometers über die sich abkühlende Schweißnaht gescannt. Wie in Kapitel 3.1.1 erläutert, kann ein Nahtmittriss anhand der örtlichen Ausdehnung des Wärmestaus oder über den zeitlichen Temperaturverlauf an zwei Messpunkten seitlich neben der Schweißnaht detektiert werden. Um einen Nahtmittriss über den zeitlichen Temperaturverlauf zu detektieren, wird der Messfleck des Pyrometers durch die Scanner-Bearbeitungsoptik sinusförmig in y -Richtung an einer festen x -Position um die Schweißnahtmitte bewegt. Dies wird im Folgenden auch als Messmethode 1 bezeichnet. Die Vektor-Funktion

$$\mathbf{f}_{\text{pos},1}(t) = \begin{bmatrix} x(t) \\ y(t) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} x_0 \\ a \cdot \sin(2 \cdot \pi \cdot f \cdot t) \end{bmatrix} \quad (3.1)$$

stellt diese Bewegung als Funktion der Zeit t dar, a der Amplitude und f der Oszillationsfrequenz. Der Messfleck bewegt sich bei der Messmethode 1 nur in y -Richtung und bleibt in x -Richtung konstant bei x_0 . In Bild 3.5 oben ist die Bewegung des Messflecks für die Messmethode 1 schematisch über das Bild eines Flachschliffs von einer Überlappnaht mit Nahtmittriss eingezeichnet. Mit dieser Messmethode ist es möglich, analog zu Bild 3.3, den zeitlichen Temperaturverlauf von zwei ortsfesten Messpunkten P_{Rand} und P_{Blech} seitlich neben der Schweißnaht miteinander zu vergleichen.

Um einen Nahtmittriss über die örtliche Ausprägung des Wärmestaus am Blechrandsteg anhand eines Wärmebildes zu erkennen, wird die in Gleichung (3.1) beschriebene sinusförmige Bewegung des Messflecks auf der y -Achse, durch eine Bewegung mit konstanter Geschwindigkeit v_x auf der x -Achse entgegen der Schweißrichtung überlagert. Die sich ergebende Messbahn ist schematisch in Bild 3.5 unten dargestellt und wird im Folgenden als Messmethode 2 bezeichnet. Die Vektor-Funktion

$$\mathbf{f}_{\text{pos},2}(t) = \begin{bmatrix} x(t) \\ y(t) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} v_x \cdot t \\ a \cdot \sin(2 \cdot \pi \cdot f \cdot t) \end{bmatrix} \quad (3.2)$$

stellt diese Bewegung als Funktion der Zeit t dar. Mithilfe der Messmethode 2 lässt sich ein orts- und zeitaufgelöster Temperaturverlauf entlang der Schweißnaht ermitteln, um einen Nahtmittriss über die örtliche Ausprägung des Wärmestaus am Blechrandsteg zu ermitteln (siehe auch Bild 3.2).

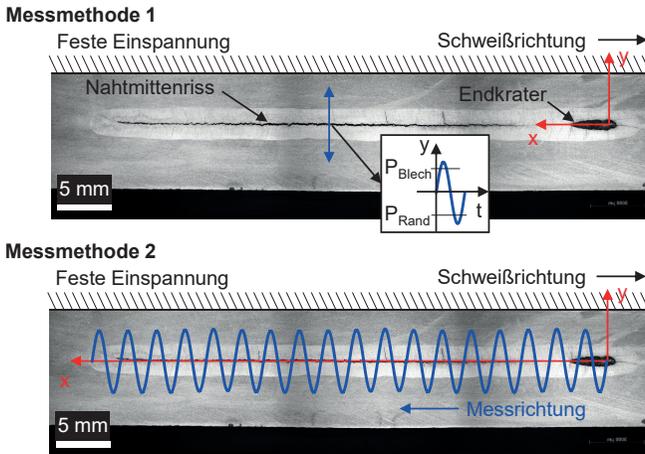


Bild 3.5: Messmethode 1: Sinusförmige Oszillation in y -Richtung um Schweißnahtmitte an einer festen x -Position. Messmethode 2: sinusförmige Oszillation in y -Richtung mit linearem Vorschub entlang der Schweißnaht.

Bild 3.6 zeigt für beide Messmethoden je ein Beispiel der Rohdaten der ermittelten Temperaturwerte des Pyrometers als Funktion der Zeit. Bild 3.6 links zeigt die Werte für Messmethode 1, wobei der Messfleck bei $x_0 = 25 \text{ mm}$ mit einer Sollfrequenz von $f_{\text{Soll}} = 50 \text{ Hz}$ und mit einer Amplitude von $a = 6,95 \text{ mm}$ in y -Richtung über die Schweißnaht oszillierte. Die obere Einhüllende der Temperaturwerte zeigt einen Abfall der Temperatur von $T = 484^\circ\text{C}$ auf $T = 355^\circ\text{C}$. Dabei ist $T = 355^\circ\text{C}$ die vom Pyrometer minimal messbare Temperatur.

In Bild 3.6 rechts sind die Temperaturwerte für Methode 2 dargestellt, bei welcher die oszillierende Bewegung in y -Richtung mit einer konstanten Bewegung in x -Richtung mit $v_x = 7,3 \text{ m/min}$ überlagert wurde. Im Diagramm ist oben die Koordinate $x(t)$ aufgetragen. Die eingestellte Soll-Frequenz für die Oszillation betrug $f_{\text{Soll}} = 200 \text{ Hz}$ und die Amplitude $a = 6,93 \text{ mm}$. Wie bei Methode 1 entspricht die untere Einhüllende der Messwerte die vom Pyrometer minimal messbare Temperatur. Die obere Einhüllende zeigt die gemessenen Maximaltemperaturen entlang der x -Achse. Da die Vorschubrichtung entgegen der Schweißrichtung gerichtet war, wurde zuerst die Temperatur des Schweißnahtendes gemessen. Daher ist die Temperatur am Schweißnahtende noch deutlich höher als am Schweißnahtanfang. Hier ist die Abkühlung der Naht schon deutlich

weiter vorangeschritten und erreicht bereits die Grenze der minimal messbaren Temperatur.

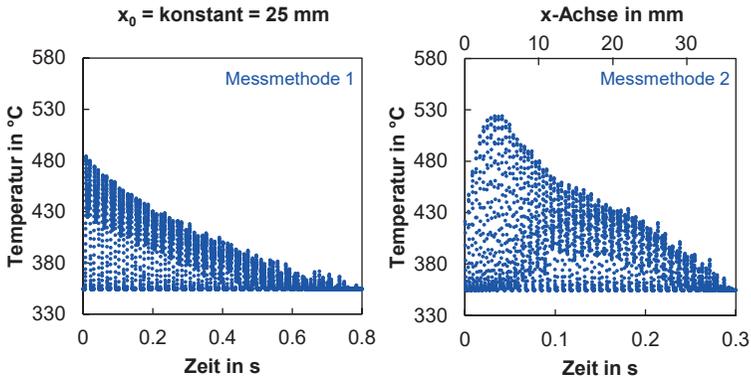


Bild 3.6: Links: Mittels Messmethode 1 gemessene Temperaturwerte ($x_0 = 25$ mm, $f_{\text{Soll}} = 50$ Hz, $a_{\text{Ist}} = 6,95$ mm). Rechts: Mittels Messmethode 2 gemessene Temperaturwerte ($v_x = 7,3$ m/min, $f_{\text{Soll}} = 200$ Hz, $a_{\text{Ist}} = 6,93$ mm)

Die verwendete Scanner-Bearbeitungsoptik liefert keine zeitlich aufgelösten Positionsdaten, welche den Temperaturmesswerten zugeordnet werden können. Weiter setzt die Scanner-Bearbeitungsoptik die durch die Gleichungen (3.1) und (3.2) vorgegebene Messbahnen nicht liniengetreu um, da sie diese über einzelne Liniensegmente nur näherungsweise ausführt. Um die tatsächlich ausgeführte Messbahn mit den Temperaturmesswerten zu synchronisieren, wurde eine Positionsanalyse durchgeführt.

Im ersten Schritt wurden dazu die tatsächliche Oszillationsfrequenz, Amplitude und Geschwindigkeit in x-Richtung ermittelt. Die tatsächliche Amplitude a_{Ist} und die Periodenlänge wurden experimentell mit Markierfahrten auf einem schwarzeloxierten Aluminiumblech bestimmt. Die tatsächliche Oszillationsfrequenz f_{FFT} wurde mittels einer Fast Fourier Transformation (FFT) der gemessenen Temperaturwerte ermittelt. Über die Oszillationsfrequenz und die Periodenlänge konnte die tatsächliche Geschwindigkeit in x-Richtung bestimmt werden. Anhand dieser experimentell ermittelten Werte lassen sich dann mit den Gleichungen (3.1) und (3.2) die tatsächlich ausgeführten Messbahnen bestimmen.

In einem zweiten Schritt wurden diese Messbahnen mit den zeitaufgelösten Temperaturmesswerten synchronisiert. Dadurch ist es dann möglich, das zeitaufgelöste Temperatursignal in ein ortsaufgelöstes Temperatursignal umzuwandeln. In Bild 3.7 sind die Temperaturwerte der ersten Periode aus einer Messung in blau und die berechnete y-Position der Messbahn in rot dargestellt. Die ermittelten Messbahn-Parameter für die in Bild 3.7 dargestellten y-Positionen sind $f_{FFT} = 121,5 \text{ Hz}$, $a_{ist} = 6,93 \text{ mm}$ und $v_{x, ist} = 121,5 \text{ mm/s}$. Der in blau dargestellte Temperaturverlauf hat zu den Zeitpunkten $t_{max,1}$ und $t_{max,2}$ zwei deutlich abgegrenzte Maxima innerhalb einer Periode. Der Temperaturverlauf entlang der y-Achse muss demnach genau ein Maximum haben, welches innerhalb einer Periode zweimal überfahren wird. Für die Positionsanalyse wird die Annahme getroffen, dass dieses Maximum innerhalb einer Periode an der gleichen y-Position bleibt. Dabei spielt es keine Rolle, bei welcher y-Position sich das Maximum befindet. Die Periode $T_{P,FFT}$ entspricht dem Kehrwert der Frequenz f_{FFT} . Auf Basis der oben genannten Annahme muss sich während des zeitlichen Mittelpunkts

$$t_m = \frac{t_{max,1} + t_{max,2}}{2} \quad (3.3)$$

der Messpunkt des Pyrometers an der maximalen positiven oder negativen y-Auslenkung von der Nullposition befinden. Das Vorzeichen der Auslenkung kann anhand des Temperaturwertes $\vartheta(t)$ bei $t = t_m$ und $t = t_m + 0,5 T_{P,FFT}$ bestimmt werden. Wie eingangs des Kapitels in Bild 3.2 gezeigt, ist bedingt durch den Wärmestau die Temperatur seitlich neben der Schweißnaht, unabhängig ob mit oder ohne Nahtmittenrisse, auf der Randseite immer höher, als auf der Blechseite. Gilt die Ungleichung

$$\vartheta(t_m) > \vartheta(t_m + \frac{1}{2} \cdot T_{P,FFT}), \quad (3.4)$$

so befindet sich der Messpunkt des Pyrometers zum Zeitpunkt $t = t_m$ am Blechrand. Nach den Gleichungen (3.1) und (3.2) hat die Messposition des Pyrometers am Blechrand die maximale negative Auslenkung. Über die Ungleichung (3.4) kann also unabhängig davon, ob ein Riss in der Naht vorhanden ist oder nicht, den zeitaufgelösten Temperaturwerten eine Messposition zugeordnet werden.

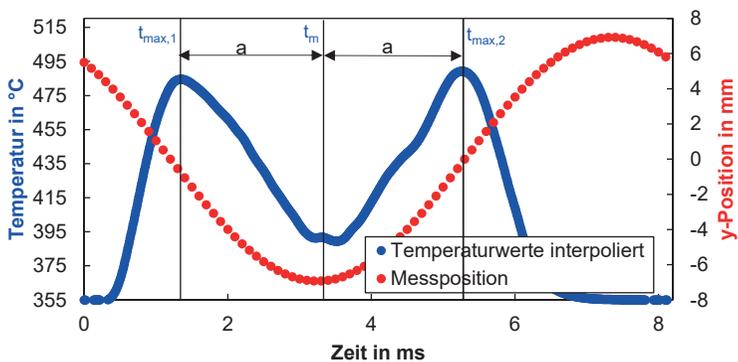


Bild 3.7: Synchronisation der Temperaturwerte mit der dazugehörigen Messposition in y-Richtung des Pyrometer-Fokus mit den Messbahn-Parametern $f_{FFT} = 121,5 \text{ Hz}$, $a_{ist} = 6,93 \text{ mm}$ und $v_{x,ist} = 121,5 \text{ mm/s}$.

3.3 Rissdetektion anhand des zeitlichen Temperaturverlaufs

Um anhand des zeitlichen Temperaturverlaufs der zwei Messpunkte P_{Rand} und P_{Blech} das Vorhandensein eines Nahtmittenrisses zu ermitteln (Methode 1), wurden die Temperaturmesswerte und deren zugeordnete y-Positionen zunächst in Zeitintervallen von einer Periode gemäß der Sinusfunktion in Gleichung (3.1) aufgeteilt. Wie in Bild 3.8 schematisch dargestellt, ergibt sich dadurch eine zeitliche Auflösung des Temperaturverlaufs für die einzelnen Messpositionen entlang der y-Achse mit einem Zeitintervall $\Delta t = T_{P,FFT}$.

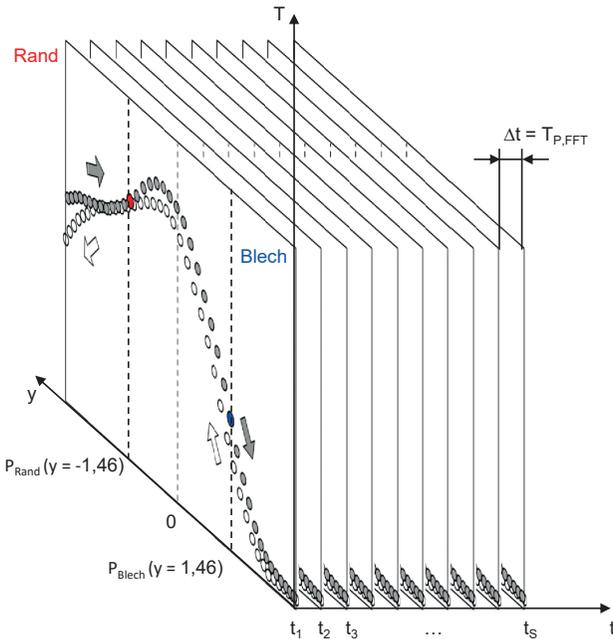


Bild 3.8: Temperaturmesswerte der sinusförmigen Bewegung in y -Richtung aufgeteilt in ein Zeitintervall von $\Delta t = T_{P,FFT}$. Es wird unterschieden in Temperaturwerte (ausgefüllte Punkte), die bei der Überfahrt der Messpositionen vom Blechrand zur Blechmitte erfasst wurden und entgegengesetzte Richtung (Punkte ohne Füllung). Roter Datenpunkt entspricht Messpunkt P_{Rand} und blauer Datenpunkt entspricht P_{Blech} .

Innerhalb einer Periode $T_{P,FFT}$ überfährt der Messfleck des Pyrometers die Messpositionen von zwei Richtungen. Dadurch gibt es für jede Messposition in einem Zeitintervall Δt zwei Temperaturwerte. Für die weitere Betrachtung der Ergebnisse wurden nur die Temperaturwerte aus der Überfahrt der Messpositionen vom Blechrand zur Blechmitte berücksichtigt (grau ausgefüllte Datenpunkte). Wie in Bild 3.8 dargestellt, befinden sich die Messpositionen der Messpunkte P_{Rand} (roter Datenpunkt) und P_{Blech} (blauer Datenpunkt) zur Rissdetektion $\pm 1,46 \text{ mm}$ von der Nahtmitte entfernt. Somit befindet sich der Messpunkt P_{Rand} auf dem Reststeg zwischen Schweißnaht und Blechrand und der Messpunkt P_{Blech} befindet sich auf der dem Blech zugewandten Seite der Schweißnaht.

In Bild 3.9 ist der zeitaufgelöste Temperaturverlauf der zwei Messpunkte P_{Rand} und P_{Blech} für eine Schweißnaht ohne (links) und mit (rechts) Nahtmittenriss dargestellt (vergleiche auch Bild 3.3).

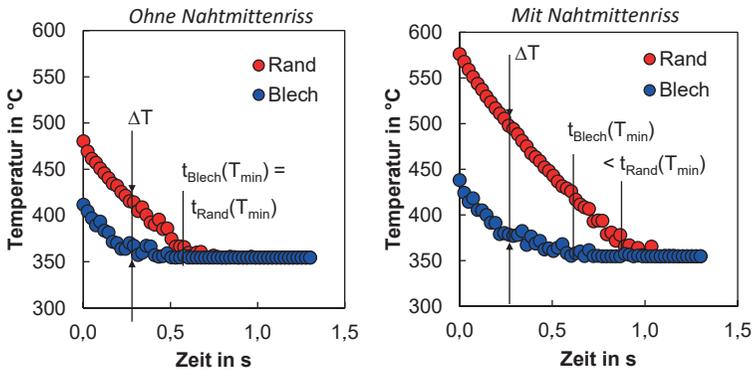


Bild 3.9: Temperaturverlauf über der Zeit für eine Schweißnaht ohne (links) und mit (rechts) Nahtmittenriss. Die Messpunkte P_{Rand} und P_{Blech} befinden sich bei $x_0 = 25 \text{ mm}$, $y = \pm 1,46 \text{ mm}$. Schweißparameter: $P = 7,5 \text{ kW}$, $v = 6 \text{ m/min}$, $s = 2x \text{ l, 7}$, Ac-200 RW ohne Riss bzw. Ac-300 mit Riss; Messbahn: $f_{FFT} = 41,85 \text{ Hz}$, $a = 6,7 \text{ mm}$.

Der Vergleich der beiden Diagramme in Bild 3.9 zeigt charakteristische Unterschiede zwischen den Temperaturverläufen. Tritt ein Nahtmittenriss auf, ist der Temperaturunterschied ΔT zwischen den Temperaturverläufen der zwei Messpunkten P_{Rand} und P_{Blech} signifikant höher. Weiter erreichen die Messpunkte P_{Rand} und P_{Blech} die minimal detektierbare Temperatur T_{min} bei einer Schweißnaht ohne Nahtmittenrisse nahezu zeitgleich, während bei einer Schweißnaht mit Nahtmittenrisse der Temperaturverlauf des Mess-

punkts P_{Rand} eine deutlich längere Abkühlzeit hat ($t_{Rand}(T_{min}) > t_{Blech}(T_{min})$). Die vorgestellte Messmethode 1 ist also geeignet, um über den Vergleich der Temperaturverläufe der zwei Messpunkte P_{Rand} und P_{Blech} einen Nahtmittenriss zu erkennen.

Grenzen für die Rissdetektion ergeben sich aus der minimal messbaren Temperatur des Pyrometers und der Abkühlzeit bis diese erreicht wird. Die Messkurven in Bild 3.9 zeigen, dass für die Messpunkte P_{Blech} nach einer Messzeit von ungefähr $t_{MZ} = 0,5$ s die minimal detektierbare Temperatur erreicht wurde. Die Abkühlung startet aber schon direkt nach dem der Laserstrahl die spätere Messposition während des Schweißprozesses passiert hat. Diese Zeit bis zum Messstart,

$$t_{start} = \frac{x_0}{v} \quad (3.5)$$

ist abhängig von der Messposition x_0 und der Schweißgeschwindigkeit v . t_{start} addiert mit t_{MZ} ergibt die Abklingzeit t_{AK} . Setzt man die verwendeten Schweißparameter (siehe Abschnitt 3.2.2) und Messparameter aus den gezeigten Messkurven in Bild 3.9 ein, ergibt sich eine Abklingzeit von $t_{AK} \approx 0,75$ s. Die Abklingzeit ist abhängig von der örtlichen Ausprägung des Wärmestaus. Die Messposition x_0 ist durch die örtliche Lage des Nahtmittenrisses vorgegeben, der sicher in der Mitte der Schweißnahtlänge L_S auftritt. Damit die vorgestellte Messmethode 1 anwendbar ist, muss sichergestellt werden, dass $t_{start}(x_0 = 0,5 \cdot L_S) < t_{AK}$ ist.

3.4 Rissdetektion anhand eines ortsaufgelösten Wärmebilds

Um anhand eines ortsaufgelösten Wärmebilds (Messmethode 2) einen Nahtmittenriss zu ermitteln, wurden die Temperaturmesswerte und deren zugeordnete y-Positionen identisch wie bei der Messmethode 1 in Zeitintervalle der Periodendauer $T_{P,FFT}$ aufgeteilt. Allen Temperaturmesswerten pro Zeitintervall wird eine x-Position entsprechend der zeitabhängigen Vektorfunktion in Gleichung (3.2) zugeordnet. Gleich wie bei der Messmethode 1 in Kapitel 3.3, wurden für die Auswertung nur die Temperaturwerte aus der Überfahrt vom Blechrand in die Blechmitte berücksichtigt (vergleiche auch Bild 3.8).

Bild 3.10 zeigt ein örtlich aufgelöstes Wärmebild, das mit dem Pyrometer direkt nach der Schweißung aufgenommen wurde. Verschweißt wurden zwei Bleche mit einer Überlappnaht aus der heißrissoptimierten Remote-Aluminiumlegierung Ac-200 RW.

Im zugehörigen Flachschnitt im unteren Teil von Bild 3.10 ist zu erkennen, dass kein Nahtmittenriss entstanden ist.

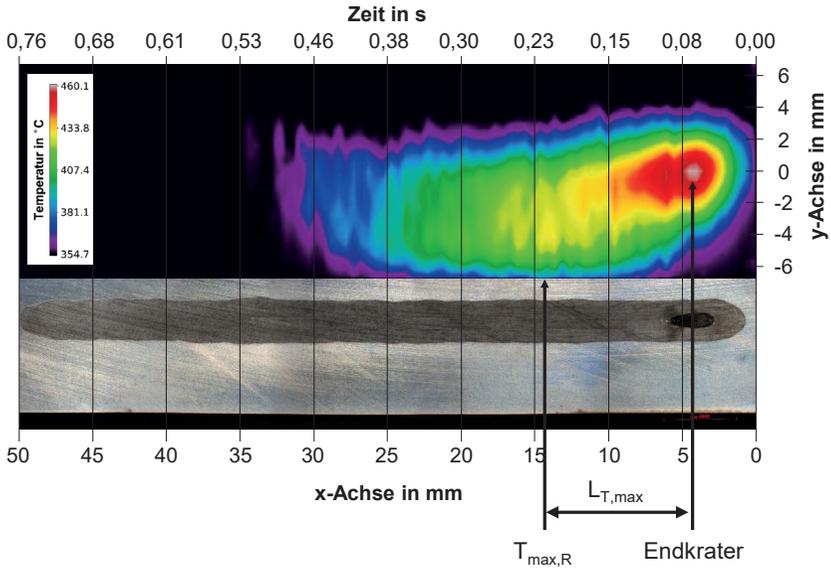


Bild 3.10: Temperaturfeld und entsprechender Flachschnitt für eine Schweißnaht ohne Nahtmittenriss. Schweißparameter: $P = 7,5 \text{ kW}$, $v = 6 \text{ m/min}$, $s = 2 \times 1,7 \text{ mm}$, $Ac-200 \text{ RW}$; Messbahn: $f_{FFT} = 130,8 \text{ Hz}$, $v_x = 3,9 \text{ m/min}$, $a_{Ist} = 6,8 \text{ mm}$.

Die Temperaturen im Temperaturfeld sind in Falschfarben dargestellt. In Schwarz ist der Bereich dargestellt, in dem die Temperatur unterhalb der messbaren Schwelle des Pyrometers liegt. Lila steht für die minimal messbare Temperatur von $T = 354,7^\circ\text{C}$ und rot für die maximal gemessene Temperatur von $T = 460^\circ\text{C}$. Der Messfleck des Pyrometers wurde mit einer Frequenz von $f_{FFT} = 130,8 \text{ Hz}$, bei einer Amplitude von $a_{Ist} = 6,8 \text{ mm}$ und einer überlagerten Geschwindigkeit in x-Richtung von $v_x = 3,9 \text{ m/min}$ über die Schweißnaht bewegt. Das Temperaturfeld ist leicht asymmetrisch, was einen Wärmestau analog zu Bild 3.2 (oben) indiziert. Die maximale Temperatur am Rand beträgt $T_{max,R} = 380^\circ\text{C}$ und deren Position hat einen Abstand zum Endkrater von $L_{T,max} = 10 \text{ mm}$. Ab dem Zeitpunkt $t_{MZ} = 0,46 \text{ s}$ und damit ab einer in x-Richtung zurückgelegten Messstrecke von 30 mm fällt die Temperatur unter die Grenze, die vom Pyrometer noch detektierbar ist. Berücksichtigt man die Zeit bis zum Messstart nach Gleichung (3.5), ergibt sich eine Abklingzeit von $t_{AK} = 0,78 \text{ s}$.

Bild 3.11 zeigt das Temperaturfeld (oben) und den entsprechenden Flachschliff (unten) einer Schweißnaht mit Nahtmittenriss. Verschweißt wurden zwei Bleche mit einer Überlappnaht aus der heißbrissanfälligen Aluminiumlegierung Ac-300.

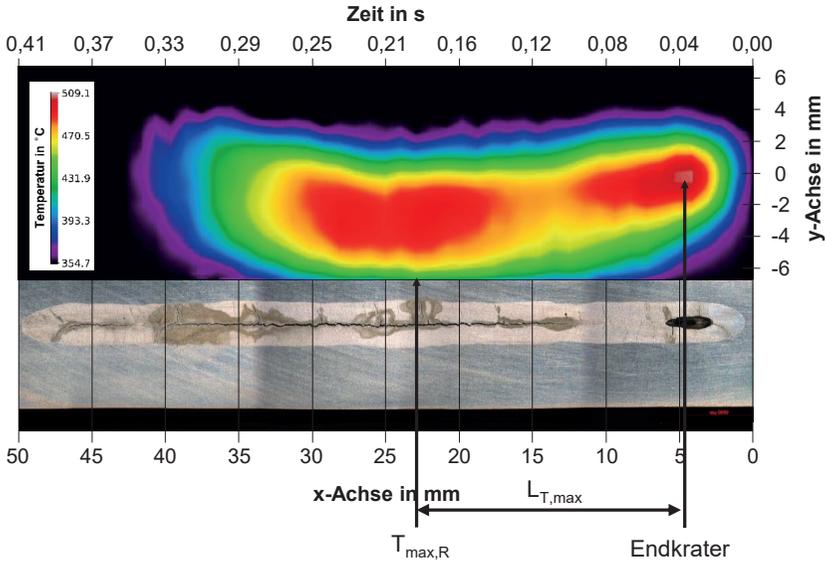


Bild 3.11: Temperaturfeld und entsprechender Flachschliff für eine Schweißnaht mit Nahtmittenriss. Schweißparameter: $P=7,5 \text{ kW}$, $v = 6 \text{ m/min}$, $s=2x \ 1,7 \text{ mm}$, Ac-300; Messbahn: $f_{FFT} = 121,5 \text{ Hz}$, $v_x = 7,3 \text{ m/min}$, $a_{Ist} = 6,9 \text{ mm}$.

Die maximal gemessene Temperatur ist im Vergleich zur rissfreien Naht in Bild 3.10 höher und liegt bei $T = 509,1^\circ\text{C}$. Die Frequenz von $f_{FFT} = 121,5 \text{ Hz}$ und die Amplitude von $a_{Ist} = 6,9 \text{ mm}$ welche die Messbahn definierten, blieben gegenüber den Messbahnparametern in Bild 3.10 nahezu gleich. Die Geschwindigkeit in x-Richtung wurde dagegen auf $v_x = 7,3 \text{ m/min}$ erhöht. Bei diesen Messbahnparametern fällt die Temperatur zum Zeitpunkt $t_{MZ} = 0,3 \text{ s}$ und damit nach einer in x-Richtung zurückgelegten Messstrecke von 42 mm unter die Grenze, die vom Pyrometer noch detektierbar ist. Die Abklingzeit beträgt damit $t_{AK} = 0,72 \text{ s}$.

In dem in Bild 3.11 dargestellten Temperaturfeld ist der Wärmestau am Blechrand deutlich ausgeprägter, als in dem in Bild 3.10 gezeigten Temperaturfeld. Der Grund hierfür ist ein Nahtmittenriss, der den Wärmefluss ins Bauteil blockiert. Der Nahtmittenriss breitet sich, wie mit dem in Bild 3.11 gezeigten Flachschliff gezeigt, deutlich sichtbar

über fast die gesamte Länge der Naht aus. Durch den stärker auftretenden Wärmestau hat sich der Abstand zwischen der Position der maximalen Temperatur am Blechrand und der Endkrater auf einen Wert $L_{T,max} = 18 \text{ mm}$ deutlich vergrößert. Auch der Wert der maximalen Temperatur am Blechrand in Bild 3.11 ist mit $T_{max,R} = 430 \text{ °C}$ deutlich größer, als der ermittelte Wert für die Schweißnaht ohne Nahtmittenriss in Bild 3.10. Mit den zwei vorgestellten orts aufgelösten Wärmebildern in Bild 3.10 und in Bild 3.11 konnte beispielhaft gezeigt werden, dass sich sowohl die Position, als auch die Höhe der maximalen Temperatur, die am Blechrand auftritt, als charakteristische Kenngrößen eignen, um das Auftreten von Nahtmittenrissen zu detektieren.

3.5 Fazit

Die örtliche und zeitliche Ausdehnung des Wärmestaus beim Schweißen in Blechrandlage ist ein robuster Indikator für die Erkennung von Nahtmittenrissen in Überlappschweißverbindungen. Dieses charakteristische Merkmal eignet sich zur Remote-Prozessüberwachung mittels passiver Thermografie, die im Gegensatz zu etablierten aktiven Thermografie-Verfahren zur zerstörungsfreien Prüfung von Überlappschweißverbindungen mit hochreflektierenden Werkstoffen keine separate Prüfstation benötigt. Mit der Integration eines Pyrometers in eine Scanner-Bearbeitungsoptik, konnte dies anhand von zwei Messverfahren aufgezeigt werden:

- Für das erste Messverfahren wurde der zeitliche Temperaturverlauf an zwei Messpunkten links und rechts von der Schweißnaht analysiert.
- Für das zweite Messverfahren wurde die Ausprägung eines örtlich aufgelösten Wärmebildes um die Schweißnaht betrachtet.

Bei beiden Messverfahren wird der Messfleck des Pyrometers nach Abschluss des Schweißprozesses über die sich abkühlenden Schweißnaht bewegt. Dies ermöglicht eine richtungsunabhängige Remote-Prozessüberwachung ohne Störungen aus der Umgebung, die während des Schweißens durch Prozessemissionen entstehen.

Für die Rissdetektion über den zeitlichen Temperaturverlauf eignet sich der Temperaturunterschied zwischen den zwei Messpunkten links und rechts von der Schweißnaht als charakteristische Kenngröße. Tritt ein Nahtmittenriss auf ist der Temperaturunterschied zwischen diesen zwei Messpunkten deutlich größer, als bei Schweißnähten ohne Nahtmittenriss. Als weitere charakteristische Kenngröße eignet sich der Vergleich des Zeitpunktes, an dem die Messpunkte die minimal messbare Temperatur des Pyrometers unterschreiten. Bei einer Schweißnaht ohne Nahtmittenriss wird die minimal messbare

Temperatur bei den zwei Messpunkten links und rechts der Schweißnaht gleichzeitig unterschritten. Bei einer Schweißnaht mit Nahtmittenriss erreicht der Messpunkt auf der Seite des Blechrandes diese Schwelle deutlich später, als der Messpunkt auf der Innenseite des Blechs.

Für die Rissdetektion, anhand orts aufgelöster Wärmebilder des Bereichs der Schweißnaht, eignen sich Position und Höhe der maximal auftretenden Temperatur, die am Blechrand auftritt, als Kenngrößen zur Detektion von Nahtmittenrissen. Tritt ein Nahtmittenriss auf, ist die Position an welcher die maximale Temperatur auftritt deutlich weiter vom Nahtende entfernt und die Temperatur deutlich höher, als bei einer Schweißnaht ohne Nahtmittenriss.

Grenzen für die Rissdetektion von Nahtmittenrissen mit der vorgestellten Remote-Prozessüberwachung ergeben sich aus der vom Pyrometer minimal detektierbaren Temperatur und aus der Abkühlzeit bis diese erreicht ist. Für die verwendeten Werkstoffe in den vorgestellten Ergebnissen lag die minimale messbare Messtemperatur bei 355°C . Für die verwendete Nahtlänge von $x_s = 50 \text{ mm}$, einem Randabstand von $R = 6 \text{ mm}$, bei einer Laserleistung von $P = 7,5 \text{ kW}$, einer Vorschubgeschwindigkeit von $v = 6 \text{ m/min}$ und einem Fokusbereich auf der Werkstückoberfläche von $d_f = 650 \mu\text{m}$ ergab sich eine Abklingzeit von ungefähr $t_{AK} = 0,7 \text{ s}$, für die das Pyrometer ein auswertbares Temperatursignal messen konnte.

4 Remote-Prozessregelung zum Fügen von Aluminium-Stahlverbindungen⁸

So groß das Interesse an kompromisslosen Konstruktionen durch einen funktionsbestimmten Werkstoffeinsatz ist, so groß sind auch die Herausforderungen beim thermischen Fügen von artfremden Werkstoffen. Beim Fügen von Aluminium und Stahl sind das ihre stark abweichenden Schmelzpunkte, sowie das Entstehen von intermetallischen Phasen. Aluminium hat einen Schmelzpunkt von 660°C. Eisen als Hauptbestandteil von Stahl hat einen Schmelzpunkt von 1538°C. Intermetallische Phasen entstehen, da Aluminium und Eisen bei Raumtemperatur gegenseitig nicht ineinander löslich sind [20,128,129]. Vermischen sich Aluminium und Eisen während eines Schweißvorgangs in einer Schmelze, bilden sich diese intermetallischen Phasen daher im kompletten Schweißgefüge aus und führen aufgrund ihrer Sprödigkeit zu einer geringen statischen und dynamischen Festigkeit, sowie zu einem ungenügenden Umformverhalten [20,128,129].

Das Laserstrahl-Schweiß-Löten ist ein Verfahren, mit dem die unkontrollierte Bildung von intermetallischen Phasen im Schweißnahtgefüge vermieden werden kann [20–22]. Das Prinzip des Verfahrens ist in Bild 4.1 links schematisch dargestellt. Es nützt die unterschiedlichen Schmelztemperaturen von Aluminium und Eisen, wodurch über einen Wärmeleitschweißprozess eine Verbindung mit Doppelcharakter entsteht. Während sich auf der Aluminiumseite eine Schweißnaht bildet, wird das Stahlblech nur durch die Aluminiumschmelze benetzt und über die gesamte Bearbeitungsdauer nicht aufgeschmolzen. Über Diffusionsvorgänge an der Grenzfläche zwischen Aluminium und Stahl entsteht dadurch eine Lötverbindung. Es bilden sich dabei ebenfalls intermetallische Phasen, die jedoch nur örtlich begrenzt an der Grenzfläche und nicht, wie bei einem Schweißprozess, im ganzen Schweißnahtgefüge auftreten [130,20,22].

Das Ziel war es, das Laserstrahl-Schweiß-Löten erstmalig als Remote-Laserstrahlprozess ohne Zusatzwerkstoffe wie Lot und Flussmittel umzusetzen. Eine verzinkte Stahloberfläche verbessert die Benetzbarkeit und erlaubt den Verzicht auf ein Flussmittel [131,21,132,133]. Dies liegt vor allem daran, dass bei verzinkten Proben das flüssige

⁸ Die Ausführungen in diesem Kapitel basieren auf der vom Autor verfassten Veröffentlichung [127]

Aluminium auf einen flüssigen Kontaktpartner trifft, da Zink mit $T_L = 420^\circ\text{C}$ eine Schmelztemperatur unterhalb der von Aluminium hat. Der Nachteil bei verzinkten Stahlblechen ist, dass die Verdampfungstemperatur von Zink bei $T_V = 907^\circ\text{C}$ liegt [23]. Verdampft Zink während des Fügeprozesses, führt dies zu explosionsartigen Auswürfen [64]. Für das Laserstrahl-Schweiß-Löten ergibt sich dadurch ein sehr enges Temperaturfenster an der Grenzfläche zwischen Aluminium und Stahl, innerhalb dessen der Fügeprozess stabil abläuft. Wie im Balkendiagramm in Bild 4.1 rechts dargestellt, muss die Temperatur an der Grenzfläche über dem Schmelzpunkt von Aluminium liegen und darf die Zinkverdampfungstemperatur nicht überschreiten.

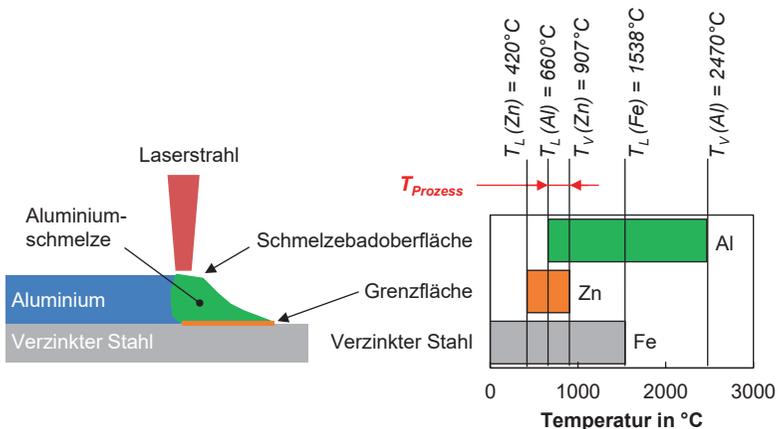


Bild 4.1: Links: Schematische Darstellung des Fügeprozesses von Aluminium auf verzinktem Stahl für eine Kehlnaht [127]. Rechts: Temperaturfenster für die Schmelzbadoberfläche des Aluminiums (grün), Zink an der Grenzfläche (orange) und verzinktem Stahl (grau), in denen sich ein stabiler Fügeprozess ergibt.

Ein zusätzliches Lot ist für das Schweißlöten von Aluminium mit Stahl nicht zwingend erforderlich, da diese Funktion von der Aluminiumschmelze übernommen wird. Da der Prozess über das Wärmeleitungs-Laserstrahlschweißen umgesetzt wird, ist er jedoch ohne eine zusätzliche Drahtzufuhr von Lot sehr anfällig für auftretende Spalte zwischen den zu fügenden Blechen oder für Positionierungsungenauigkeiten der Bearbeitungsoptik. Schon kleine Änderungen bei der Absorption des Laserstrahls oder der Wärmeleitung, können dazu führen, dass der Fügeprozess an der Grenzfläche aufgrund von zu geringer Energiezufuhr abbricht oder im umgekehrten Fall die Verdampfungstemperatur von Aluminium bei $T_V = 2470^\circ\text{C}$ an der Schmelzbadoberfläche überschritten wird.

Die Bildung der intermetallischen Phasen beim Laserstrahl-Schweißlöten ist abhängig von der Temperatur an der Grenzfläche und der Prozessdauer [134]. Das Wachstum der Dicke

$$x_{IP} = \sqrt{D(T) \cdot t_{diff}}, \quad (4.1)$$

des intermetallischen Phasensaums wird durch das 2te Fick'sche Gesetz beschrieben [135], wobei t_{diff} die Diffusionszeit und D die werkstoffspezifische Diffusionskonstante ist. Die Diffusionskonstante beschreibt die Reaktionsgeschwindigkeit, deren Temperaturabhängigkeit sich über die Arrhenius-Gleichung

$$D(T) = D_0 \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.2)$$

darstellen lässt, wobei D_0 ein werkstoffspezifischer Faktor, Q die für das Diffusionswachstum erforderliche Aktivierungsenergie und R die allgemeine Gaskonstante ist [136]. Mit zunehmender Phasensaumdicke steigen die Eigenspannungen und somit die Gefahr von Rissbildung an der Grenzfläche [129]. In Bild 4.2 ist das Phasendiagramm für Eisen und Aluminium dargestellt. Bei den kurzen Temperaturzyklen von thermischen Fügeprozessen bilden sich überwiegend die Phasen Fe_2Al_5 (η -Phase) und $FeAl_3$ (θ -Phase) [137,128]. Diese Phasen sind sehr spröde, was sich über ihre Härtewerte verdeutlichen lässt. Fe_2Al_5 erreicht eine Härte zwischen 1000 und 1100 HV, $FeAl_3$ erreicht eine Härte zwischen 820 und 980 HV [20]. Im Vergleich dazu liegt die Härte von AlMgSi-Aluminiumlegierungen zwischen 35 und 149 HV [138]. In mehreren experimentellen Studien konnte gezeigt werden, dass die Schichtdicke aus intermetallischen Phasen beim Laserstrahl-Schweiß-Löten von 10 μm nicht überschritten werden darf, damit die Naht trotzdem gute mechanische Eigenschaften aufweist [20,130,128].

Um das Laserstrahl-Schweiß-Löten von Aluminium mit verzinktem Stahl als Remote-Verfahren ohne Zusatzwerkstoffe wie Lot und Flussmittel prozesssicher umzusetzen, wurde eine temperaturgeregelte Prozessführung entwickelt, mit der

- das enge Temperaturfenster des Fügeprozesses reproduzierbar eingehalten wird und
- die Schichtdicke der intermetallischen Phasen über einen definierten Temperaturzyklus kontrolliert eingestellt werden kann.

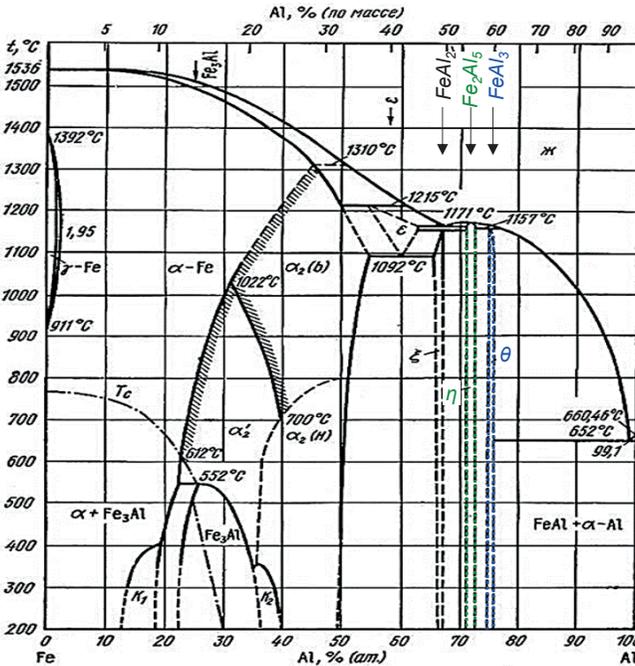


Bild 4.2: Phasendiagramm für Eisen und Aluminium [139].

4.1 Temperaturregelte Prozessführung

4.1.1 Systemtechnik

Die Versuchsanordnung des temperaturgeführten Fügeprozesses ist in Bild 4.3 schematisch dargestellt. Die Experimente wurden mit einem TruDisk 5001 Scheibenlaser, der mit einem Lichtleitkabel mit einem Kerndurchmesser von $d_k = 200 \mu\text{m}$ versehen war, durchgeführt. Der Laser hat eine maximale Leistung von $P_L = 5000 \text{ W}$ bei einer Wellenlänge von $\lambda = 1030 \text{ nm}$. Die Bleche wurden in einer Kehlnahtkonfiguration mit einem Wärmeleitprozess gefügt. Ziel war es, in der Schweißnaht eine möglichst große Anbindungsbreite zu erreichen. Daher wurde für die Versuche eine Doppelfokusoptik

verwendet, mit der sowohl der Abstand der zwei Teilstrahlen zueinander, als auch die Verteilung der Laserleistung auf die Teilstrahlen flexibel eingestellt werden konnte. Die verwendete Doppelfokusoptik erzeugte zwei Teilstrahlen mit je einem Fokusbereich von $d_f = 750 \mu\text{m}$. Für den Wärmeleitprozess zeigten sich folgende Parameter als geeignet: Die Verteilung der Leistung auf die beiden Teilstrahlen wurde in einem Verhältnis von 50:50 eingestellt. Der Fokus beider Laserstrahlen lag auf der Oberfläche des Aluminiumblechs. Der Abstand zwischen den beiden Laserstrahlen betrug auf der Blechoberseite $1,68 \text{ mm}$. Wie in der Draufsicht in Bild 4.3 unten eingezeichnet, wurden die beiden Teilstrahlen so positioniert, dass der Abstand zwischen ihrem Mittelpunkt und der Blechkante 2 mm betrug.

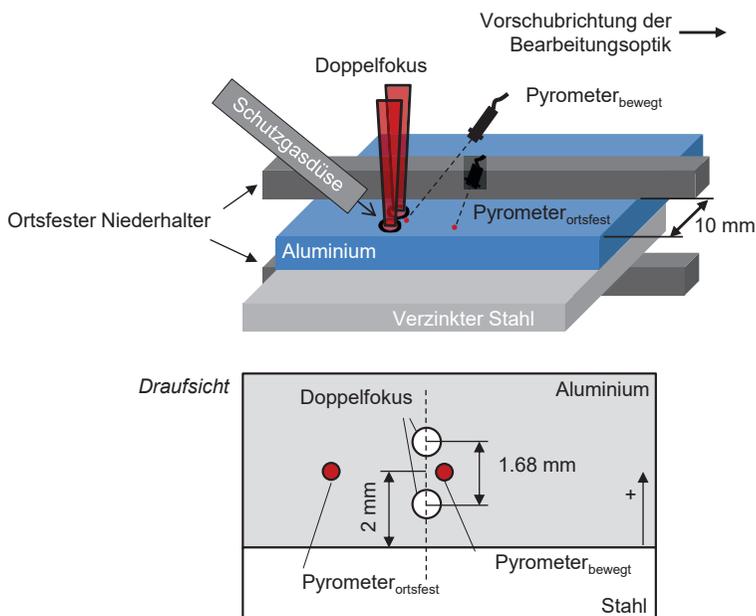


Bild 4.3: Oben: Schematische Skizze der Versuchsanordnung des Fügeprozesses von Aluminium auf verzinktem Stahl. Unten: Draufsicht der Skizze zur Versuchsanordnung mit Abstandsmaßen der verwendeten Doppelfokusoptik und den Messpositionen der verwendeten Pyrometer [127].

Gemäß der Norm DIN EN ISO 14273 [140] für Scherzugprüfungen wurden Probenbleche mit den Abmessungen 45 mm auf 105 mm mit einer Überlappung von 35 mm ver-

wendet. Die Bleche wurden mit Schweißnähten von einer Länge von 35 mm verschweißt. Die Proben wurden mit einem Niederhalter parallel zur Schweißnaht eingespannt. Der Abstand vom Niederhalter zur Schweißnaht betrug 10 mm.

Aluminium hat eine starke Affinität zu Sauerstoff. Der hohe Schmelzpunkt des entstehenden Aluminiumoxids führt zu einer zähen Oxidschicht, welche das flüssige Aluminium während des Fügeprozesses umgibt [48]. Die zähe Oxidschicht verhindert jedoch eine Benetzung der Stahloberfläche durch das flüssige Aluminium. Um die Oxidation des flüssigen Aluminiums zu vermeiden, wurde Argon als Schutzgas mit einer Durchflussrate von $12,5 \times 100 \text{ NI/h}$ der Prozesszone zugeführt.

Die Experimente wurden mit der Aluminiumlegierung AlSi1Mg0,6-T4 und einer Blechdicke von 1,0 mm und mit feuerverzinkten Stahlblechen (DX56D+Z100MBO) mit einer Dicke von 0,8 mm durchgeführt. Die Spezifikationen für diese Materialien sind in Tabelle 4.1 aufgeführt.

| Legierung | Material Nr. | Dicke (mm) | Zugfestigkeit R_m (N/mm ²) |
|---------------|--------------|------------|--|
| AlSi1Mg0.6 T4 | 6451 | 1.0 | 230 |
| DX56D+Z100MBO | 1.0322 | 0.8 | 260-350 |

Tabelle 4.1: Legierungszusammensetzung der untersuchten Werkstoffe [141,142].

Für die Prozessdiagnostik und Prozessregelung wurde je ein Pyrometer der Dr. Mergenthaler GmbH & Co KG mit integrierter Steuerungseinheit eingesetzt. Wie in Bild 4.3 oben dargestellt, wurde ein Pyrometer mitfahrend an die Bearbeitungsoptik montiert und so positioniert, dass sich der Messfleck leicht vor den Laserstrahlen befindet. Dieses Pyrometer erfasst die Temperatur an der Oberfläche des Schmelzbad und dient der Regelung der Laserleistung, um die Temperatur im Prozess auf der gewünschten Soll-Temperatur zu halten. Der Messfleck des zweiten Pyrometers wurde ortsfest auf die Naht gerichtet. So konnte der Temperaturzyklus des Fügeprozesses gemessen werden und damit die Diffusionszeit t_{diff} , innerhalb der die Temperatur oberhalb der Schmelztemperatur von Aluminium ist, bestimmt werden. Die Messfrequenz beider Pyrometer betrug 10 kHz.

Bild 4.4 zeigt das mit dem ortsfesten Pyrometer aufgezeichnete Temperatursignal. Zum Zeitpunkt, an dem die Temperaturkurve ihr Maximum (1) erreicht, passiert der Laserstrahl den Messpunkt des Pyrometers. Wie in der Detailansicht in Bild 4.4 rechts darge-

stellt, erfolgt während des Abkühlprozesses des Schmelzbad es ein stufenartiger Temperaturabfall im Temperaturverlauf. Diese charakteristische Änderung ergibt sich aus einem für Aluminiumlegierungen typischen schlagartigen Abfall des Emissionsgrades beim Phasenübergang von flüssig zu fest [44]. Für die Temperaturbestimmung mittels Pyrometer wurde vereinfachend ein konstanter Emissionsgrad angenommen, der anhand des charakteristischen Temperaturabfalls so angepasst wurde, dass der obere Temperaturwert der Temperaturstufe der Liquidustemperatur von $T_L = 650^\circ\text{C}$ der verwendeten Aluminiumlegierung entspricht. Daraus ergab sich ein Emissionsgrad von $\varepsilon = 0,095$.

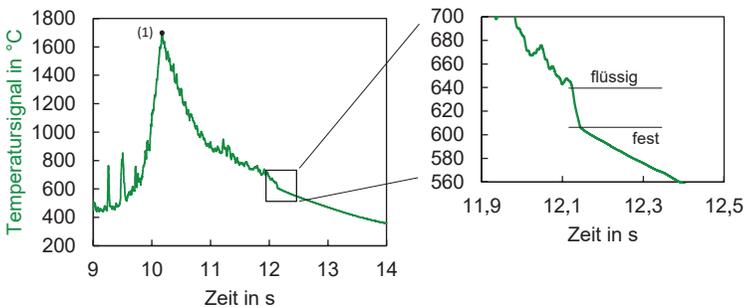


Bild 4.4: Links: Temperatursignal einer Schweißlötung; (1) Am Maximum der Temperaturkurve passiert der Laserstrahl den ortsfesten Messpunkt des Pyrometers. Rechts: Detailansicht des linken Diagramms zeigt Temperatursprung am Phasenübergang von flüssig nach fest [127].

Die Leistungsregelung wurde mit der im Pyrometer integrierten Regeleinheit und der Software LASCON der Dr. Mergenthaler GmbH & Co KG realisiert. Das mitfahrende Pyrometer misst die Ist-Temperatur und gibt diese an die integrierte Regeleinheit weiter, welche sie in Echtzeit mit einer programmierten Solltemperatur vergleicht. Entsprechend der ermittelten Temperaturabweichung wird dann in Echtzeit mit dem Regelalgorithmus der LASCON-Software die analoge Ausgangsspannung am Pyrometer angepasst, welche die Laserleistung über einen analogen Eingang des Lasers steuert. In Bild 4.5 ist beispielhaft die gemessene Temperatur (grüne Linie) und die angeforderte Laserleistung (blaue Linie), wie sie während des Prozesses aufgezeichnet wurden, dargestellt. Die Soll-Temperatur (rote Linie) betrug bei diesem Fügeprozess $T_{Soll} = 1565^\circ\text{C}$ und die Vorschubgeschwindigkeit war $v = 0,42 \text{ m/min}$. Für diese Prozessparameter forderte die Pyrometer-Regeleinheit eine mittlere Laserleistung von $P_M = 3508 \text{ W}$ an.

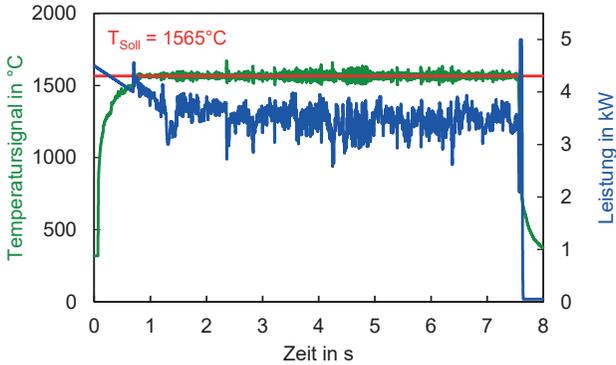


Bild 4.5: Temperatursignal (grün) und angeforderte Laserleistung (blau) des mitlaufenden Pyrometers für eine Soll-Temperatur von $T_{Soll} = 1565^{\circ}\text{C}$ [127].

4.1.2 Prozesstart

Wie eingangs im Kapitel aufgeführt, läuft der Laserstrahl-Schweiß-Lötprozess im Wärmeleitungsmodus ab. Die Energieeinkopplung erfolgt daher an der Oberfläche des erzeugten Schmelzbad und der Energietransport innerhalb des Werkstücks erfolgt im Wesentlichen konduktiv. Der Einfluss der Zeit t und der werkstoffspezifischen Temperaturleitfähigkeit k_{th} auf diesen Vorgang, kann durch die thermischen Eindringtiefe

$$l_{th} = 2 \cdot \sqrt{k_{th} \cdot t} \quad (4.3)$$

beschrieben werden [64]. Entsprechend Gleichung (4.3) ist also zu Beginn des Prozesses eine bestimmte Haltezeit t notwendig, bis die Schmelzbadisotherme die Fügeebene zwischen dem Aluminiumblech und dem verzinkten Stahlblech erreicht. Bild 4.6 zeigt diese Aufheizphase in einer Bildfolge aus einem Hochgeschwindigkeitsvideo zum Start des Laserstrahl-Schweiß-Lötprozesses aus der in Bild 4.5 dargestellten Messkurve. Es dauert etwa 400 ms , bis die Isotherme der Schmelztemperatur von Aluminium das Stahlblech erreicht. Sobald das Zink auf der Oberfläche des Stahlbleches geschmolzen ist, benetzt das flüssige Aluminium die Stahloberfläche.

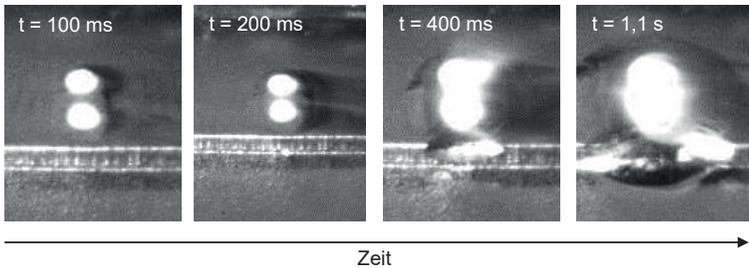


Bild 4.6: Bildfolge aus einem Hochgeschwindigkeitsvideo am Startpunkt des Laserstrahl-Schweiß-Lötprozesses mit einer Aufheizzeit von $t = 1,1$ s für $T_{set} = 1565^{\circ}\text{C}$ [127].

Bild 4.7 links zeigt die Temperaturkurve der Aufheizphase zu der Bildfolge in Bild 4.6. Die Soll-Temperatur von $T_{Soll} = 1565^{\circ}\text{C}$ wurde im Prozess nach etwa 0,7 s erreicht. Die erforderliche Aufheizzeit ist abhängig vom verwendeten Fokusbereich, der Blechdicke des bearbeiteten Materials und der gewünschten Breite der Schweißverbindung.

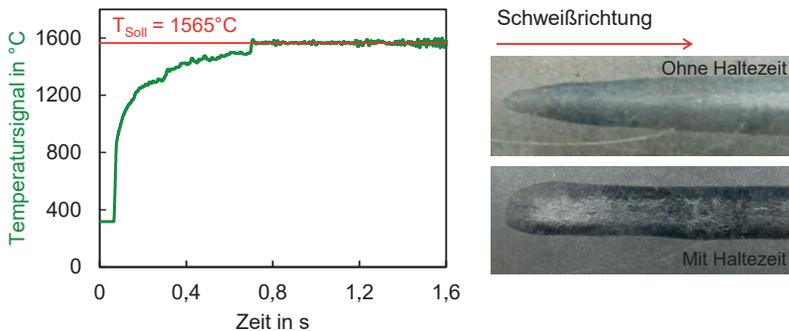


Bild 4.7: Links: Temperaturkurve der Aufheizphase des in der Bildfolge in Bild 4.6 dargestellten Fügeprozesses. Rechts: Unterseiten von Aluminium-Stahl Fügeverbindungen ohne (oben) und mit (unten) Haltezeit zum Prozessbeginn. [127].

Um die für den Prozess erforderliche Aufheizzeit experimentell zu bestimmen, kann der Bereich auf der Rückseite, in dem das Zink der gefügten Proben aufgeschmolzen wurde, als Indikator verwendet werden. Bild 4.7 rechts zeigt die Unterseiten von zwei Aluminium-Stahl Fügeverbindungen. In der im oberen Bild gezeigten Fügeverbindung wurde der Prozess ohne Haltezeit zum Prozessbeginn ausgeführt. Die Breite der sichtbaren Spur, in welchem das Zink während des Fügeprozesses aufgeschmolzen war, nimmt

zunächst kontinuierlich zu und erreicht dann eine nahezu konstante Spurbreite. Bei einer konstanten Spurbreite, kann davon ausgegangen werden, dass der Fügeprozess einen quasi-stationären Zustand erreicht hat. Der quasi-stationäre Zustand ist gekennzeichnet durch ein Gleichgewicht zwischen der zugeführten Leistung und der für den Prozess benötigten Leistung, inklusive der Verlustleistung durch die Wärme, die ins Bauteil geht. In diesem quasi-stationären Zustand entsteht eine stoffschlüssige Verbindung zwischen Aluminium und Stahl. Mit einer Haltezeit des Laserstrahls am Nahtanfang ergibt sich ein stabiler Prozess mit konstanten Nahteigenschaften direkt zu Beginn des Schweißprozesses. Wie im unteren Bild von Bild 4.7 rechts zu sehen, entsteht dann eine gleichmäßige Spurbreite, indem das Zink aufgeschmolzen wird.

4.2 Einfluss der Prozesstemperatur auf die Schweißnahteigenschaften

Um den Einfluss der Prozesstemperatur auf die resultierenden Schweißnahteigenschaften zu untersuchen, wurden Versuche bei verschiedenen Solltemperaturen durchgeführt. Die Vorschubgeschwindigkeit betrug dabei $v = 0,42 \text{ m/min}$. Aus den Ergebnissen ließ sich ein Prozessfenster für Prozesstemperaturen zwischen $T_{Soll} = 1200^\circ\text{C}$ und $T_{Soll} = 1800^\circ\text{C}$ ermitteln. Bei einer Soll-Temperatur unterhalb von $T_{Soll} = 1200^\circ\text{C}$ erreichte der temperaturgeregelter Fügeprozess keine gleichbleibende Anbindungsbreite in der Fügeebene zwischen Aluminiumblech und Stahlblech. Bei Soll-Temperaturen größer $T_{Soll} = 1800^\circ\text{C}$ wird die Tiefschweißschwelle erreicht. Dadurch erhöht sich die Einschweißtiefe signifikant. Dies führt zum Aufschmelzen des Stahlbleches und die resultierende schmelzmetallurgische Verbindung zwischen Aluminium und Stahl hat eine verstärkte Bildung von spröden intermetallischen Phasen im gesamten Schweißgut zur Folge.

4.2.1 Bildung von intermetallischen Phasen

Für die Phasenbildung werden initial Keime benötigt. Unterhalb der Schmelztemperatur von Aluminium $T_L = 660^\circ\text{C}$ [143] ist die Keimbildung jedoch stark verzögert bzw. gehindert [144]. Daher muss der Fügeprozess für eine stoffschlüssige Verbindung zwischen Aluminium und Stahl oberhalb der Schmelztemperatur von Aluminium stattfinden [20,22]. Entsprechend Gleichung (4.1) ist das Wachstum der intermetallischen Phasen neben der Temperatur auch von der Diffusionszeit abhängig. Bild 4.8 zeigt den

Temperaturverlauf von einer temperaturgeregelten Schweißblötung mit einer Soll-Temperatur von $T_{Soll} = 1400^\circ\text{C}$. Der Temperaturverlauf wurde mit dem ortsfest auf die Oberfläche der Schweißnaht gerichteten Pyrometer gemessen (siehe Bild 4.3). Für den Temperaturverlauf in Bild 4.8 wurde eine Diffusionszeit, in der die Temperatur oberhalb der Schmelztemperatur von $T_L = 660^\circ\text{C}$ liegt (grau eingefärbter Bereich), von $t_{diff} = 2,39\text{ s}$ ermittelt.

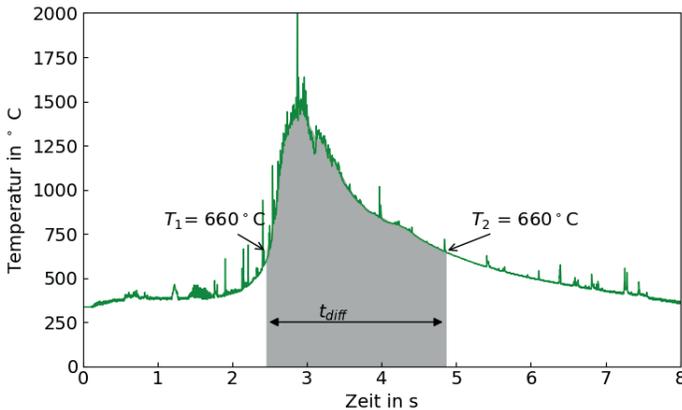


Bild 4.8: Temperaturverlauf einer temperaturgeregelte Schweißblötung mit $T_{Soll} = 1400^\circ\text{C}$ und $v = 0,42\text{ m/min}$, gemessen mit einem Pyrometer an einem ortsfesten Messpunkt auf der Schweißnahtoberfläche (siehe Bild 4.3).

Wie eingangs beschrieben, entstehen bei den kurzen Temperaturzyklen von thermischen Fügeprozessen überwiegend die Phasen Fe_2Al_5 (η -Phase) und FeAl_3 (θ -Phase). Die Diffusionsgeschwindigkeit, mit der die η -Phase entsteht, ist jedoch um mehrere Zehnerpotenzen größer [144]. Basierend auf den Gleichungen (4.1) und (4.2) wurde das Wachstum der η -Phase von Heumann und Dittrich [144] für den Temperaturbereich von 715 bis 980°C mit

$$x_\eta^2 = 0,0323 \exp \frac{13100}{R \cdot T} \cdot t_{diff} \quad (4.4)$$

experimentell bestimmt. Innerhalb dieses Temperaturbereiches ergibt sich bei einer Prozesszeit von $t_{diff} = 2,39\text{ s}$ nach Gleichung (4.4) eine Schichtdicke aus der η -Phase von mindestens $12,7\text{ }\mu\text{m}$ ($T = 715^\circ\text{C}$) und maximal $15,0\text{ }\mu\text{m}$ ($T = 980^\circ\text{C}$).

In Bild 4.9 sind Querschliffe von Fügeverbindungen die mit Soll-Temperaturen von $T_{Soll} = 1400^{\circ}\text{C}$ und $T_{Soll} = 1600^{\circ}\text{C}$ erzeugt wurden, dargestellt. Bei der Fügeverbindung, die mit einer Soll-Temperatur von $T_{Soll} = 1400^{\circ}\text{C}$ erzeugt wurde, sind die intermetallische Phasen nur an der Anbindungsfläche zwischen den zwei Blechen entstanden. Im Schliff dieser Fügeverbindung wurden mithilfe eines Rasterelektronenmikroskops (REM) das Auftreten der drei intermetallischen Phasen FeAl , Fe_2Al_5 und FeAl_3 festgestellt. Die Detailansicht in Bild 4.9 zeigt den Schichtaufbau des intermetallischen Phasensaums. Die mittlere Schicht besteht aus der η -Phase (Fe_2Al_5). Die nadelförmigen Kristalle an der Aluminiumseite des Phasensaums bestehen aus der θ -Phase (FeAl_3). Die nadelförmigen Kristalle deuten darauf hin, dass die Bildung dieser Phase durch Konvektionsbewegungen des flüssigen Aluminiums nahe der intermetallischen Phasensaums begünstigt wurde [22]. Die unterste, der Stahlseite zugewandte Schicht besteht aus der β -Phase (FeAl). Diese Schichtdicke ist aufgrund der sehr geringen Wachstumsgeschwindigkeit der β -Phase am kleinsten [145].

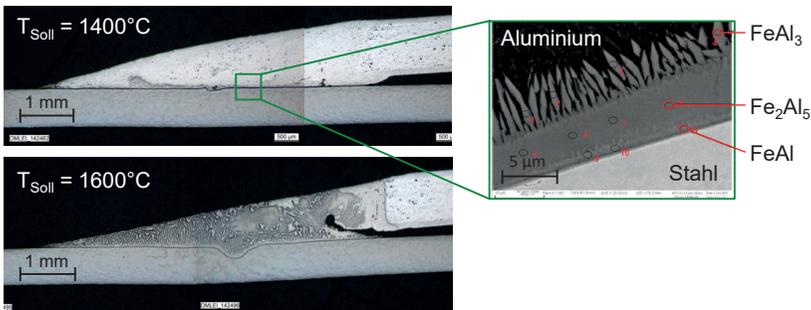


Bild 4.9: Querschliffe von Fügeverbindungen die mit temperaturgeregelten Prozessen bei $T_{Soll} = 1400^{\circ}\text{C}$ und $T_{Soll} = 1600^{\circ}\text{C}$ bei einem Vorschub von $v = 0,42 \text{ m/min}$ erzeugt wurden. Die Detailansicht zeigt in einer REM-Aufnahme die entstandenen intermetallischen Phasen an der Grenzfläche zwischen Aluminium und Stahl für die Fügeverbindung, die mit $T_{Soll} = 1400^{\circ}\text{C}$ erzeugt wurde. [127].

Die Gesamtdicke des intermetallischen Phasensaums, der in der Detailansicht in Bild 4.9 dargestellten Fügeverbindung, beträgt etwa $10 \mu\text{m}$. Dieser Wert entspricht nahezu der Schichtdicke, die mit Gleichung (4.4) und der experimentell ermittelten Diffusionszeit berechnet wurde. Im Querschliff der Fügeverbindung in Bild 4.9, die mit einer Soll-Temperatur von $T_{Soll} = 1600^{\circ}\text{C}$ erzeugt wurde, haben sich im kompletten Schweißgüt intermetallische Phasen gebildet. Grund hierfür ist, dass es in der Mitte der Naht zu einem teilweisen Aufschmelzen des Stahlbleches kam. Weiter zeigt der Querschliff einen Einzug vom rechten Ende der Fügefläche, welcher die Festigkeit der Naht schwächt.

Eventuell wurde an dieser Stelle der Fügeverbindung die Verdampfungstemperatur von Zink überschritten, wodurch es zu einer Zinkentgasung kam, die zu einem solchen Einzug führen kann.

4.2.2 Statische Scherzugfestigkeit

Um den Einfluss der Prozesstemperatur auf die statische Scherzugfestigkeit der Fügeverbindung zu ermitteln, wurden Scherzugversuche nach DIN EN ISO 14273 [140] durchgeführt. Dazu wurden Fügeverbindungen mit den Soll-Temperaturen von 1300°C, 1400°C, 1500°C und 1600°C hergestellt. Die ermittelten Scherzugfestigkeiten der Fügeverbindungen sind in Bild 4.10 dargestellt.

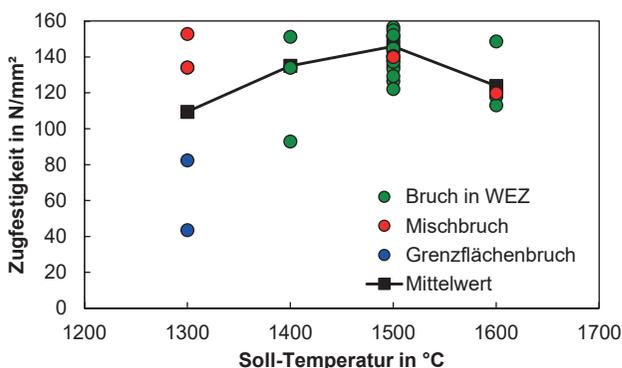


Bild 4.10: Einfluss der Soll-Temperatur auf die statische Scherzugfestigkeiten der Fügeverbindung. (Doppelfokus, $2 \times 750 \mu\text{m}$, $v = 0,42 \text{ m/min}$) [127]

Jeder Kreispunkt steht für eine Messung. Mit einem schwarzen quadratischen Datenpunkt sind die Mittelwerte der erreichten Zugfestigkeiten für die Fügeverbindungen bei unterschiedlichen Prozesstemperaturen dargestellt. Die Zugfestigkeiten ergeben sich aus der Maximalkraft während des Prüfvorganges, bezogen auf den Nennquerschnitt der Fügeverbindung. Die verwendeten Probenbleche aus AlSi1Mg0,6-Aluminiumlegierung waren lösungsgeglüht und kaltausgelagert und befanden sich damit nach DIN EN 515 im Zustand $T4$ [146]. Der Grundwerkstoff erreicht dadurch eine Zugfestigkeit von 230 N/mm^2 (siehe auch Tabelle 4.1). Nach dem Fügevorgang wurde keine Wärmebehandlung durchgeführt. Wie in Bild 4.11 zu sehen, konnten drei verschiedene Bruchbilder festgestellt werden: (a) Ein Versagen der Fügestelle, bei dem die Bruchstelle an der Anbindungsfläche zwischen dem Aluminiumblech und dem Stahlblech auftritt. Die

Versagensart tritt auf, wenn die Anbindungsfläche nicht ausreichend groß ist. (b) Ein Versagen der Fügestelle, bei dem der Bruch in der Wärmeeinflusszone (WEZ) im Aluminiumblech auftritt. (c) Ein Mischbruch aus den ersten zwei genannten Versagensarten.

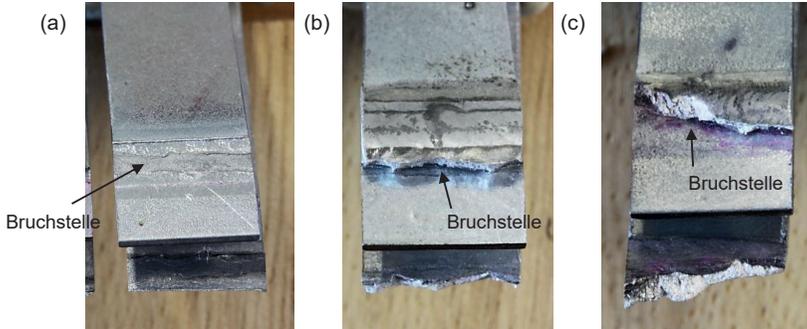


Bild 4.11: (a) Bruchstelle ist an der Anbindungsfläche zwischen Aluminium- und Stahlblech. (b) Bruch in der Wärmeeinflusszone. (c) Mischbruch

Die Farben der Datenpunkte in Bild 4.10 verweisen auf das aufgetretene Bruchbild der getesteten Scherzugprobe. Grün steht für einen Bruch in der Wärmeeinflusszone, rot für einen Mischbruch und blau für einen Bruch an der Grenzfläche. Bei Fügeverbindungen, die mit einer Soll-Temperatur von $T_{Soll} = 1300^{\circ}\text{C}$ erzeugt wurden, versagen die meisten Schweißnähte an der Grenzfläche oder als Mischbruch. Dies deutet darauf hin, dass die Temperaturen an der Anbindungsfläche für den Prozess zu niedrig waren, um eine konstante und ausreichende Verbindung zwischen beiden Blechen zu erzeugen. Die sehr hohe Abweichung von 109 N/mm^2 zwischen der maximalen und minimalen erreichten Zugfestigkeit ist ein weiterer Hinweis auf eine stark schwankende Anbindung und damit auf instabile Prozessbedingungen während des Fügevorgangs. Proben mit Fügeverbindungen, die mit Solltemperaturen größer 1400°C erzeugt wurden, versagen zu 90 % in der Wärmeeinflusszone. Das deutet auf einen konstanten Anbindungsquerschnitt der Fügeverbindung hin. Die größten Zugfestigkeiten bei den Versuchen wurden mit einem Mittelwert von 146 N/mm^2 bei Fügeverbindungen, die mit einer Solltemperatur von $T_{Soll} = 1500^{\circ}\text{C}$ erzeugt wurden, erreicht. Die sehr gute Wiederholbarkeit des Fügeprozesses bei einer Solltemperatur von $T_{Soll} = 1500^{\circ}\text{C}$ zeigt sich dem geringen Unterschied zwischen der minimalen und maximalen Zugfestigkeit der geprüften Fügeverbindungen von 40 N/mm^2 . Bei Fügeverbindungen, die mit einer Prozessregeltemperatur von $T_{Soll} = 1600^{\circ}\text{C}$ erzeugt wurden, sinkt der Mittelwert der Zugfestigkeit auf 124 N/mm^2 . Dies deutet auf ein erhöhtes Vorkommen von spröden intermetallischen Phasen im

Schweißgut hin. Zusätzlich kann bei zu hohen Temperaturen an der Grenzfläche eine Zinkentgasung zu einer weiteren Schwächung der Schweißnaht führen (vgl. Bild 4.9).

4.3 Umsetzung der Remote-Prozessregelung mit einer Scanner-Bearbeitungsoptik

Der vorgestellte temperaturgeregelte Laserfügeprozess mit einer Doppelfokusoptik ermöglicht reproduzierbare und ausreichend feste Verbindungen von Aluminium mit verzinktem Stahl, ohne Verwendung von Zusatzwerkstoffen und chemischen Flussmitteln. Mit diesem Prozess konnte die Dicke des entstehenden intermetallischen Phasensaums auf einen unkritischen Wert von kleiner 10 μm begrenzt werden. Scherzugversuche an den geschweißten Proben zeigten einen deutlichen Einfluss der Prozess Temperatur auf die resultierende Zugfestigkeit. Bei zu hohen Temperaturen schwächt die Zinkentgasung und die Bildung von intermetallischen Phasen im gesamten Schweißgut die Zugfestigkeit der Verbindung. Zu niedrige Temperaturen führen zu inkonsistenten Anbindequerschnitten und damit zu stark streuenden Zugfestigkeiten. Bei einer für den Prozess optimalen Solltemperatur versagen die Fügeverbindung im Scherzugtest vorwiegend außerhalb der Fügeverbindung in der Wärmeinflusszone. Das zeigt, dass die Fügeverbindung ausreichend fest ist.

Das beschriebene temperaturgeregelte Laserstrahlschweißlöten funktioniert berührungslos und ohne Zusatzwerkstoffe und erfüllt somit alle Voraussetzungen für ein Remote-Fügeverfahren. Für eine erste Machbarkeitsuntersuchung, wurde die Prozessregelung mit der in Kapitel 3.2.1 vorgestellten Remote-Scanner-Bearbeitungsoptik umgesetzt. Diese Scanner-Bearbeitungsoptik hat jedoch ein wellenlängenabhängiges F-Theta Objektiv, wodurch bei größeren Strahlablenkungen der Messpunkt vom Pyrometer vom Auftreffpunkt des Laserstrahls abweicht. Daher wurde die Vorschubbewegung während des Fügeprozesses mit einem Roboter durchgeführt. In der Industrie werden sogenannte „post-objective“ Scanner-Bearbeitungsoptiken eingesetzt, um diesem Effekt zu begegnen [147]. Diese korrigieren die Abbildungsfehler in der Bearbeitungsebene mit einer integrierten optischen z-Achse vor dem Kameraeingang der Bearbeitungsoptik, wodurch mit diesen Bearbeitungsoptiken eine pyrometerbasierte Temperaturregelung umgesetzt werden kann. Weiter wurde eine mitfahrende Schutzgasdüse verwendet. Für die industrielle Fertigung kann diese durch Schutzgaszufuhr über die Spannvorrichtung ersetzt werden.

Bild 4.12 zeigt mit einem Ausschnitt aus einem Hochgeschwindigkeitsvideo einen Schweißlötprozess von Aluminium mit verzinktem Stahl, der mit einer Remote-Prozessregelung in einer Scanner-Bearbeitungsoptik umgesetzt wurde. Der Laserstrahl wurde dazu kreisförmig im Uhrzeigersinn mit einer Amplitude von $a = 1,5 \text{ mm}$ und einer Frequenz von $f = 250 \text{ Hz}$ bewegt.

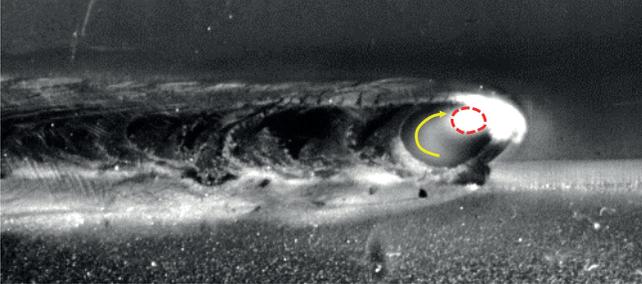


Bild 4.12: Bild aus einem Hochgeschwindigkeitsvideo eines Schweißlötprozesses mit einer Scanner-Bearbeitungsoptik. ($T_{Soll} = 1200^\circ\text{C}$, $v = 1,2 \text{ m/min}$, $d_f = 1,95 \text{ mm}$, zirkular oszillierend mit $a = 1,5 \text{ mm}$, $f = 250 \text{ Hz}$, $P_M \approx 5000\text{W}$)

Um einen sicheren Wärmeleitprozess zu gewährleisten, wurde ein Strahldurchmesser von $1,95 \text{ mm}$ auf der Werkstückoberfläche verwendet. Bei gleicher Soll-Temperatur an der Schmelzebadoberfläche kann mit einem größeren Strahldurchmesser mehr Leistung in den Fügeprozess gebracht werden [64,148]. Die optimale Solltemperatur für den in Bild 4.12 abgebildeten Schweißlötprozess lag bei $T_{Soll} = 1200^\circ\text{C}$. Bei dieser Temperatur wurden durch die Prozessregelung eine mittlere Leistung $P_M = 5\text{kW}$ vom Laser angefordert. Die erzeugten Anbindungsquerschnitte waren vergleichbar mit der in Kapitel 4.1.1 vorgestellten Versuchsanordnung mit Doppelfokusoptik. Der Vorschub der für den Schweißlötprozess mit Scanner-Bearbeitungsoptik verwendet wurde, war dabei mit $v = 1,2 \text{ m/min}$ mehr als doppelt so schnell.

5 Zusammenfassung

Bei Laserstrahl-Fügeprozessen mit Remote-Technologie muss systembedingt auf die taktile Drahtzufuhr verzichtet werden. Für prozesstechnisch sehr anspruchsvolle Werkstoffe wie hochfeste Aluminiumlegierungen können dadurch keine Zusatzwerkstoffe für das Auflegieren der Schweißnaht verwendet werden. Auch bei Lötprozessen ist das Zuführen von Lot und Flussmittel nicht möglich. Diese Einschränkungen erfordern Werkstoffe, die speziell für das Remote-Laserstrahlschweißen entwickelt wurden und neuartige Strategien zur Prozessüberwachung und Prozessführung. Mit dem Ziel einer verbesserten Prozesssicherheit beim Remote-Laserstrahlfügen von Aluminiumwerkstoffen, wurde im Rahmen dieser Arbeit

- ein Prüfverfahren entwickelt, mit dem der Einfluss von Silizium und Titan als Bestandteil von speziellen AlMgSi-Legierungen auf den Heißbrisswiderstand einer Laserstrahlschweißnaht quantitativ bestimmt werden kann,
- eine Remote-Prozessüberwachungsmethode entwickelt, die mittels passiver Thermografie die orts- und zeitaufgelöste Temperaturverteilung beim Schweißen in Blechrandlage als robusten Indikator zur Detektion von Nahtmittenrissen nutzt,
- sowie eine Remote-Prozessregelung entwickelt, mit welcher der sehr kleine Temperaturbereich beim Laserstrahl-Schweiß-Löten zuverlässig eingehalten werden kann und so die festigkeitsbeeinflussende Schichtdicke der intermetallische Phasen an der Grenzfläche zwischen Aluminium und Stahl definiert eingestellt werden kann.

Beim Laserstrahlschweißen hochfester Aluminiumlegierungen in Blechrandnähe entstehen kontinuierliche Nahtmittenrisse, wenn die thermomechanische Belastung auf die Naht größer ist, als ihre Belastbarkeit. Nahtmittenrisse sind Heißrisse und entstehen in der Erstarrungszone des Schmelzbad. Quantitativ lässt sich die Belastungshöhe einer Naht und damit ihre Heißrisseanfälligkeit durch die auf sie wirkende Dehnung und Dehnrate beschreiben. Bei dem entwickelten Heißrisstest wird eine Schweißnaht unter einem Winkel von 7° zum Blechrand erzeugt. Hierdurch reduziert sich die thermomechanische Belastung auf die Erstarrungszone kontinuierlich, während sich der Nahtmittenriss ausbreitet. Dieser Nahtmittenriss breitet sich solange aus, bis die auf die Erstarrungszone

wirkende Dehnrate die zur Rissfortpflanzung nötige Dehnrate unterschreitet. Diese kritische Dehnrate lässt sich mittels digitaler Bildkorrelation bestimmen und quantifiziert den Heißrisswiderstand einer Schweißnaht. Durch den Vergleich der zwei speziell für das Remote-Schweißen entwickelten AlMgSi-Legierungen Ac-200 RW von Novelis und Formalex[®] Remote von Constellium mit den drei Standard-Aluminiumlegierungen Ac-170, Surfalex[®] und 6016X[®], wurde die Wirksamkeit der Legierungsanteile Silizium und Titan zur Vermeidung der Heißrissbildung untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass Schweißnähte aus einer AlMgSi-Legierung mit einem Siliziumanteil von >2,7% positiven Dehnraten widerstehen können. Positive Dehnraten indizieren eine Zugbelastung. Enthält die AlMgSi-Legierung zusätzlich Titan als Keimbildner, erhöht sich die Heißrisswiderstandsfähigkeit nochmals um ein Vielfaches.

Mit dem entwickelten Heißrissstest war es möglich, erstmalig den Zusammenhang zwischen dem materialspezifischen Erstarrungspfad und der kritischen Dehnrate, die sich aus dem Rappaz-Drezet-Gremaud-Kriterium ableiten lässt, experimentell nachzuweisen. Betrachtet man den Erstarrungsverlauf, sind die Nachfließbedingungen der Restschmelze während der Erstarrung entscheidend für das Auftreten eines Heißrisses. In der Druckbilanz des RDG-Kriteriums werden diese Nachfließbedingungen der Restschmelze über den A-Wert berücksichtigt, der eine Integralfunktion des legierungsspezifischen Erstarrungspfads ist. Der experimentelle Nachweis des reziprok-proportionalen Zusammenhangs zwischen der kritischen Dehnrate und des A-Wertes beweist die Eignung des A-Wertes als Maß für die Heißrissanfälligkeit einer AlMgSi-Legierung beim Laserstrahlschweißen.

Der hohe Titananteil in der Formalex[®] Remote Aluminiumlegierung sorgt für eine starke Keimbildung während der Erstarrung, welche die Anzahl der Korngrenzen in einer Schweißnaht erhöht. Das reduziert den Anteil der thermomechanischen Belastung auf die einzelnen Schmelzefilme zwischen den Körnern. Um die Anzahl der Korngrenzen unabhängig von der Schweißnahtgeometrie zu vergleichen, wurde die breitenspezifische Anzahl der Korngrenzen betrachtet. Die Ergebnisse der Versuche zeigten, dass die kritische Dehnrate mit der breitenspezifischen Anzahl der Korngrenzen der resultierenden Naht proportional ansteigt.

Mithilfe von Thermografie-Aufnahmen konnte gezeigt werden, dass die örtlich- und zeitaufgelöste Temperaturverteilung beim Schweißen in Blechrandlage ein robuster Indikator für die Erkennung von Nahtmittenrissen in Überlappschweißverbindungen ist. Entsteht ein Nahtmittenriss, wird der Wärmefluss vom Blechrand ins Bauteil unterbrochen. Dadurch liegt eine signifikant höhere Temperatur im Blechrandsteg vor, als bei

einer Schweißnaht ohne Nahtmitriss. Basierend auf diesem charakteristischen Merkmal wurde eine Remote-Prozessüberwachungsmethode entwickelt, die im Gegensatz zu etablierten Thermografie-Verfahren für die zerstörungsfreie Prüfung von Überlappschweißverbindungen, keine aktive thermische Anregung des Bauteils benötigt. Für diese Methode wird ein Pyrometer in die selbe Scanner-Bearbeitungsoptik integriert, die auch zur Strahlführung beim Schweißen verwendet wird. Nach Abschluss des Schweißprozesses wird der Messfleck des Pyrometers durch die Scanner-Bearbeitungsoptik mit einer sinusförmigen Bewegung über die sich abkühlende Schweißnaht bewegt. Mit den gewonnenen Temperaturmessdaten ist es möglich, die Temperaturerhöhung im Blechrandsteg zu detektieren, womit im Experiment das Auftreten von Nahtmitrissen zuverlässig erkannt werden konnte.

Zur erstmaligen Umsetzung des Laserstrahl-Schweiß-Lötens von Aluminium und Stahl als Remote-Laserstrahlprozess ohne Zusatzwerkstoffe wie Lot und Flussmittel, wurde eine temperaturgeregelter Prozessführung entwickelt. Das Fügen von Blechen aus einer Aluminiumlegierung mit verzinkten Stahlblechen ist nur innerhalb eines sehr kleinen Temperaturbereichs möglich. Die Prozesstemperatur an der Grenzfläche zwischen Aluminium und Stahl muss oberhalb der Schmelztemperatur von Aluminium liegen, während die Verdampfungstemperatur von Zink nicht überschritten werden darf. Die Zinkbeschichtung ist als Flussmittlersatz zwingend notwendig. Zink hat jedoch eine geringe Verdampfungstemperatur, die bei $T_V = 907^\circ\text{C}$ liegt. Wird die Verdampfungstemperatur an der Grenzfläche zwischen Aluminium und Stahl überschritten, kommt es zu explosionsartigen Auswürfen. Da das Fügeverfahren ausschließlich über Wärmeleitungsprozesse und ohne eine zusätzliche Drahtzufuhr von Lot umgesetzt wird, ist er sehr anfällig gegenüber auftretenden Spalten zwischen den zu fügenden Blechen oder gegenüber Positionierungsungenauigkeiten der Bearbeitungsoptik. Durch die temperaturgeregelter Prozessführung kann auf solche Änderungen der Randbedingungen mit einer Leistungsanpassung reagiert werden. Außerdem konnte mit der temperaturgeregelter Prozessführung auch die Dicke des entstehenden intermetallischen Phasensaums in der Fügeebene auf einen unkritischen Wert von kleiner $10\ \mu\text{m}$ begrenzt werden. Scherzugversuche an geschweißten Proben zeigten einen deutlichen Einfluss der Prozesstemperatur auf die resultierende Zugfestigkeit. Bei zu hohen Temperaturen schwächt die Zinkentgasung und die Bildung von intermetallischen Phasen im gesamten Schweißgut die Zugfestigkeit der Verbindung. Zu niedrige Temperaturen führen zu einem inkonsistenten Anbindequerschnitt an der Grenzfläche zwischen Aluminium und Stahl und damit zu stark streuenden Zugfestigkeitswerten. Bei einer für den Prozess optimalen Solltemperatur versagen die Fügeverbindungen im Scherzugtest vorwiegend außerhalb der Fügeverbindung in der Wärmeinflusszone. Das zeigt, dass die Fügeverbindung ausreichend fest ist.

Im Rahmen dieser Arbeit konnte der Nutzen spezieller Remote-Aluminiumlegierungen anhand von experimentell bestimmten kritischen Dehnraten erklärt und quantifiziert werden. Das dabei gewonnene Prozessverständnis zur Heißbrissbildung und die in dieser Arbeit erarbeiteten neuen Methoden zur Prozessüberwachung und -regelung sind ein weiterer Schritt, um auch bei anspruchsvollen Fügeprozessen von hochfesten Aluminiumlegierungen die Vorteile der Remote-Technologie voll auszuschöpfen.

6 Literaturverzeichnis

- [1] Brockmann, R.: *Optimierte Fertigungstechnologie bei Audi-Laserscanner-schweißen an den Türen des neuen A4*. Laser Technik Journal 2, 2007, S.27–28.
- [2] Oefele, F.: *Remote-Laserstrahlschweißen mit brillanten Laserstrahlquellen*. Dissertation. Herbert Utz Verlag, 2013.
- [3] Hammer, T.; Brockmann, R.: *Scannerschweißen mit dem Scheibenlaser-Auf dem Weg zur Serienanwendung bei VW*. Laser Technik Journal 3, 2006, S.36–38.
- [4] Zaeh, M. F.; Moesl, J.; Musiol, J.; Oefele, F.: *Material processing with remote technology revolution or evolution?* Physics Procedia, 2010, S.19–33.
- [5] Neumann, S.; Thomy, C.; Seefeld, T.; Vollertsen, F.: *Distortion minimization and shielding gas flow optimisation in CO₂-laser remote welding of steel*. In: International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, S.2006, 2005.
- [6] Schwoerer, T.: *Robot-guided remote laser scanner welding for highly-productive welding applications*. In: International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, S.708, 2008.
- [7] Becker, W.; Beck, M.; Stahs, T.; others: *Robot-guided remote laser welding*. Stuttgarter Lasertage (SLT), Institut für Strahlwerkzeuge der Universität Stuttgart (IFSW), 2008.
- [8] Eckstein, L.; Urban, P.; Fassbender, S.; Dux, E.; Hartmann, B.: *Aluminium-Potenzial als Karosseriewerkstoff für Elektrofahrzeuge*. Lightweight Design 3, 2012, S.20–25.
- [9] Mike Seidensticker, 2018: *Aluminium 2018 zeigt Lösungen für den automobilen Leichtbau*. URL:<https://www.blechnet.com/aluminium-2018-zeigt-loesungen-fuer-den-automobilen-leichtbau-a-733415/>. [Stand: 07.05.2019].

- [10] Hilbinger, R. M.: *Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage*. Zugl.: Bayreuth, Univ., Diss., 2001. Utz Wiss, München, 2001.
- [11] Hagenlocher, C.; Fetzer, F.; Weber, R.; Graf, T.: *Benefits of very high feed rates for laser beam welding of AlMgSi aluminum alloys*. Journal of Laser Applications 1, 2018, S.12015.
- [12] Fetzer, F.; Hu, H.; Berger, P.; Weber, R.; Graf, T.: *Pores in laser beam welding*. In: Kaierle, S.; Heinemann, S. W. (Hg.) High-Power Laser Materials Processing: Applications, Diagnostics, and Systems VII. 31 January-1 February 2018, San Francisco, California, United States. SPIE. Bellingham, Washington, USA, S.12, 2018.
- [13] Boley, M.; Weber, R.; Graf, T.: *Online detection of pore formation during laser deep-penetration welding*. In: Proceeding of lasers in manufacturing congress (LIM), 2015, 2015.
- [14] Schinzel, C. M.: *Nd:YAG-Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Automobilbau*. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., 2002. Utz, München, 2002.
- [15] Coniglio, N.; Cross, C. E.; Michael, T.; Lammers, M.: *Defining a critical weld dilution to avoid solidification cracking in aluminum*. Welding Journal 87, 2008, S.237–247.
- [16] Pilarczyk, J.; Banasik, M.; Stano, S.; Dworak, J.: *Laser joining with additional material and mechanical joint tracking system*. Welding International 3, 2015, S.182–186.
- [17] Jubera, D.; Gessman, A.: *Aluminiumschweißen ohne Zusatzwerkstoff*. ATZ-Automobiltechnische Zeitschrift 115, 2013, S.328–331.
- [18] Kempa, S.; Masse, J.-P.; Cervi Laurent: *Formalex Remote, a laser-remote weldable monolithic aluminium alloy, opens new opportunities in car body engineering*. Automotive Circle, Nürnberg, 30.05.2017.
- [19] Bautze, T.; Moser, R.; Strebel, M.; Kogel-Hollacher, M.; others: *Use of inline coherent imaging for laser welding processes*. In: Proceeding of lasers in manufacturing congress (LIM), 2015, S.1–9, 2015.

-
- [20] Radscheit, C. R.: *Laserstrahlfügen von Aluminium mit Stahl*. BIAS-Verlag, Bremen, 1997.
- [21] Laukant, H.; Wallmann, C.; Müller, M.; Korte, M.; Stirn, B.; Haldenwanger, H.-G.; Glatzel, U.: *Fluxless laser beam joining of aluminium with zinc coated steel*. Science and Technology of Welding and Joining 2, 2013, S.219–226.
- [22] Peyre, P.; Sierra, G.; Deschaux-Beaume, F.; Stuart, D.; Fras, G.: *Generation of aluminium–steel joints with laser-induced reactive wetting*. Materials Science and Engineering: A 1-2, 2007, S.327–338.
- [23] Zhang, Y.; Evans, J. R. G.; Yang, S.: *Corrected values for boiling points and enthalpies of vaporization of elements in handbooks*. Journal of Chemical & Engineering Data 2, 2011, S.328–337.
- [24] Hagenlocher, C.: *Die Kornstruktur und der Heißrisswiderstand von Laserstrahlschweißnähten in Aluminiumlegierungen*. Dissertation. Institut für Strahlwerkzeuge. Universität Stuttgart, 2020.
- [25] Hagenlocher, C.; Stritt, P.; Weber, R.; Graf, T.: *Strain signatures associated to the formation of hot cracks during laser beam welding of aluminum alloys*. Optics and Lasers in Engineering, 2018, S.131–140.
- [26] Simon, J.: *Innovative alloys for remote laser welding and resistance spot welding*. Aluminium Federation Ltd, Birmingham, 2017.
- [27] Borland: *Generalized theory of super-solidus crackin in welds (and castings)*. British Welding Journal, 1960, S.508–512.
- [28] Tang, Z.; Vollertsen, F.: *Influence of grain refinement on hot cracking in laser welding of aluminum*. Welding in the World 3, 2014, S.355–366.
- [29] 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 9-10, 2012, S.95–104.
- [30] Schempp, P.; Cross, C. E.; Pittner, A.; Oder, G.; Neumann, R. S.; Rooch, H.; Dörfel, I.; Österle, W.; Rethmeier, M.: *Solidification of GTA aluminum weld metal*. Weld. J, 2014, S.53S–59S.

- [31] Cross, C. E.: *On the Origin of Weld Solidification Cracking*. In: Böllinghaus, T.; Herold, H. (Hg.) *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Springer-Verlag. s.l., S.3–18, 2005.
- [32] Christoph Franz: *New Process Technology for Joining of High Strength Steel Components in the Automotive Industry*. In: *Proceedings of the International Laser Technology Congress AKL*, 2014.
- [33] Rappaz, M.; Drezet, J.-M.; Gremaud, M.: *A new hot-tearing criterion*. *Metalurgical and Materials Transactions A 2*, 1999, S.449–455.
- [34] Plochikhine, V.; Prikhodovsky, A.; Zoch, H.-W.: *Zum Mechanismus der Heißrissbildung beim Schweißen von Al-Legierungen*. HTM. Härtereitechnische Mitteilungen 6, 2003, S.357–362.
- [35] Stritt, P.: *Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Remote-Laserstrahlschweißen von AlMgSi 6016*. Dissertation, Stuttgart.
- [36] Stritt, P.; Weber, R.; Graf, T.; Mueller, S.; Weberpals, J.-P.: *New hot cracking criterion for laser welding in close-edge position*. In: *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*, S.357–366, 2012.
- [37] Langrieger, H.: *Heißrisse in Aluminium-Stirnkehlnähten*. Dissertation. Shaker Verlag GmbH; Technische Universität München, 2016.
- [38] Ramirez, A. J.; Lippold2, J. C.: *New Insight into the Mechanism of Ductility-Dip Cracking in Ni-base Weld Metals*. In: Böllinghaus, T.; Herold, H. (Hg.) *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Springer-Verlag. s.l., S.19–41, 2005.
- [39] Schuster, J.: *Heißrisse in Schweißverbindungen*. Entstehung, Nachweis und Vermeidung. Zugl.: Chemnitz, Techn. Univ., Habil.-Schr., 2004. Nachdr. aus 2004. DVS Media, Düsseldorf, 2012.
- [40] Wolf, M.: *Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren*. Zugl.: Hamburg, Univ. der Bundeswehr, Diss., 2006. Wirtschaftsverl. NW Verl. für neue Wiss, Bremerhaven, 2006.
- [41] Pellini, W. S.: *Strain Theory of Hot Tearing*. *Foundry* 80, 1952, S.125–199.

-
- [42] Weller, D.: *Remote Laser Welding of Multi-Alloy Aluminum at Close-Edge Position*. Physics Procedia 41, 2013, S.164–168.
- [43] Stritt, P.; Weller, D.: *Temperature and Stress Behavior During Close-Edge Laser Welding*. Laser Technik Journal 3, 2014, S.54–56.
- [44] Müller-Lufft, S.: *Temperatur und wellenlängenabhängige Absorption von Aluminium legierungen*. Diploma thesis, 1994.
- [45] Schießler, M.: *Entwicklung eines aussagekräftigen Schnellprüfverfahrens zur Bestimmung der Heißrissanfälligkeit*. Bachelorarbeit. IFSW 14-38. Universität Stuttgart, Stuttgart.
- [46] Rappaz, M.; Drezet, J. M.; Mathier, V.; Vernède, S.: *Towards a Micro-Macro Model of Hot Tearing*. Materials Science Forum, 2006, S.1665–1674.
- [47] Rappaz, M.; Grasso, P. D.; Mathier, V.; Drezet, J. M.; Jacot, A.: *How does coalescence of dendrite arms or grains influence hot tearing*. solidification of Aluminium Alloys, eds. Men G. Chu et al., TMS, 2004, S.179–190.
- [48] Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*. 3., neu bearb. Aufl., 2014.
- [49] Davis, J. R.: *Aluminum and aluminum alloys*. 3. print, 1994.
- [50] Uyma, F.: *Untersuchungen auf dem Gebiet der Al-Mg-Si- und Al/Mg₂Si-in-situ Legierungen*. Dissertation. Technischen Universität Bergakademie, Freiberg.
- [51] 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 7, 1948, S.227–246.
- [52] Coniglio, N.; Cross, C. E.: *Weld parameter and minor element effects on solidification crack initiation in aluminium*. In: Hot cracking phenomena in welds II. Springer, S.277–310, 2008.
- [53] Barker, L. J.: *Revealing the grain structure of common aluminum alloy metallographic specimens*. Trans. ASM, 1950, S.347.
- [54] Tang, Z.: *Heißrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scheibenlaser*. Zugl.: Bremen, Univ., Diss., 2014. BIAS, Bremen, 2014.

- [55] Coniglio, N.; Cross, C. E.: *Mechanisms for Solidification Crack Initiation and Growth in Aluminum Welding*. Metallurgical and Materials Transactions A 11, 2009, S.2718–2728.
- [56] Braccini, M.; Martin, C. L.; Suéry, M.; Bréchet, Y.: *Relation between the mushy zone rheology and hot tearing phenomena in Al-Cu alloys*. Modeling of casting, welding, and advanced solidification processes IX, 2000, S.18–24.
- [57] Schempp, P.; Cross, C. E.; Pittner, A.; Rethmeier, M.: *Influence of Solute Content and Solidification Parameters on Grain Refinement of Aluminum Weld Metal*. Metallurgical and Materials Transactions A 7, 2013, S.3198–3210.
- [58] Hagenlocher, C.; Sommer, M.; Fetzter, F.; Weber, R.; Graf, T.: *Optimization of the solidification conditions by means of beam oscillation during laser beam welding of aluminum*. Materials & Design, 2018, S.1178–1185.
- [59] Hagenlocher, C.; Weller, D.; Weber, R.; Graf, T.: *Analytical Description of the Influence of the Welding Parameters on the Hot Cracking Susceptibility of Laser Beam Welds in Aluminum Alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, S.107791.
- [60] Weller, D.: *Effects of different joining geometries on cracking susceptibility and process efficiency using multi-alloy aluminum*. In: International Congress on Applications & Electro-Optics, S.378–382, 2014.
- [61] Matic, M.: *Laserstrahlschweißen hochfester Werkstoffe an rotationssymmetrischen Bauteilen*. Dissertation, Dresden, 2011.
- [62] Cicală, 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 1-2, 2005, S.1–9.
- [63] Huang, C.; Kou, S.: *Liquidation Cracking in Full-Penetration Al-Cu Welds*. Welding Journal February, 2004, S.50–58.
- [64] Hügel, H.; Graf, T.: *Laser in der Fertigung*. Grundlagen der Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren. 3., überarb. und erw. Aufl. Springer Vieweg, Wiesbaden, 2014.

-
- [65] *DIN EN ISO 2553:2017-04, Schweißen und verwandte Prozesse - Symbolische Darstellung in Zeichnungen - Schweißverbindungen (ISO/DIS_2553:2017); Deutsche und Englische Fassung prEN_ISO_2553:2017*, 2017.
- [66] Ploshikhin, V.; Prihodovsky, A.; Ilin, A.: *Experimental investigation of the hot cracking mechanism in welds on the microscopic scale*. *Frontiers of Materials Science* 2, 2011, S.135–145.
- [67] Ploshikhin, V.; Prihodovsky, 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* 11-12, 2006, S.46–50.
- [68] Göbel, G.; Brenner, B.: *New thermo-mechanical approach to overcome hot cracking in laser welding*. In: *Proceedings of the Fourth International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing*, 2007.
- [69] Göbel, G.: *Erweiterung der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen heiß-risssgefährdeter Werkstoffe*. IRB-Verlag, 2008.
- [70] Drezet, J. M.; Lima, M. S.F.; Wagniere, J. D.; Rappaz, M.; Kurz, W.: *Crack-free aluminium alloy welds using a twin laser process*. In: *Proceedings of the Inter. Institute of Welding Conference*, edited by P. Mayr, G. Posch, H. Cerjak, S.87–94, 2008.
- [71] Bergmann, J. P.; Bielenin, M.; Stambke, M.; Feustel, T.; Witzendorff, P. v.; Hermsdorf, J.: *Effects of Diode Laser Superposition on Pulsed Laser Welding of Aluminum*. *Physics Procedia*, 2013, S.180–189.
- [72] Stritt, P.; Hagenlocher, C.; Weber, R.; Graf, T.: *The Effect of Laser Welding Parameters on the Grain Structure Distribution in the Resultant Weld*. In: *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*, 2016, S.1201.
- [73] Hagenlocher, C.; Fetzer, F.; Weller, D.; Weber, R.; Graf, T.: *Explicit analytical expressions for the influence of welding parameters on the grain structure of laser beam welds in aluminium alloys*. *Materials & Design*, 2019, S.107791.
- [74] Hagenlocher, C.; Weller, D.; Weber, R.; Graf, T.: *Reduction of the hot cracking susceptibility of laser beam welds in AlMgSi alloys by increasing the number of grain boundaries*. *Science and Technology of Welding and Joining* 4, 2018, S.313–319.

- [75] Gupta, A.; Lee, S.; Wagstaff, R. B.; Mark Gallerneault, W.; Fenton, J. W.: *The distribution of magnesium and silicon across the as-cast interface of aluminum laminates produced via the Novelis Fusion™ process*. JOM 8, 2007, S.62–65.
- [76] Bezençon, C.; Simon, J.; Bassi, C.; Weller, D.; Weber, R.: *Remote Laser Welding of Multi-Alloy Aluminium Sheets*. SLT 2014 - Stuttgarter Lasertage, 2014.
- [77] Dvornak, M. J.; Frost, R. H.; Olson, D. L.: *Influence of solidification kinetics on aluminum weld grain refinement*. Welding Journal 10, 1991, S.271s-276s.
- [78] Kurz, W.; Fisher, D. J.: *Fundamentals of Solidification*. Trans Tech Publications, 1986 (Erstauflage 184).
- [79] Coniglio, N.: *Aluminum Alloy Weldability*. Identification of Weld Solidification Cracking Mechanisms through Novel Experimental Technique and Model Development. Dissertation, Berlin, 2008.
- [80] McCartney, D. G.: *Grain refining of aluminium and its alloys using inoculants*. International Materials Reviews 1, 2013, S.247–260.
- [81] Cibula, A.: *The grain refinement of aluminum alloy castings by additions of Titanium and Boron*. J. Inst. Metals, 1951.
- [82] Weller, D.; Hagenlocher, C.; Steeb, T.; Weber, R.; Graf, T.: *Self-restraint hot cracking test for aluminum alloys using digital image correlation*. Procedia CIRP 74, 2018, S.430–433.
- [83] Merkblatt 1004-1: *Heißrissprüfverfahren*. Deutscher Verband für Schweißtechnik e.V. (DVS), November 1996.
- [84] DIN EN ISO 17641-1: *Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Heißrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogen-schweißprozesse*. DIN Deutsches Institut fuer Normung e.V., Oktober 2004.
- [85] Kannengiesser, T.; Boellinghaus, T.: *Hot cracking tests—an overview of present technologies and applications*. Welding in the World 3, 2014, S.397–421.
- [86] Matsuda, F.; Nakagawa, H.; Nakata, K.; Kohmoto, H.; Honda, Y.: *Quantitative evaluation of solidification brittleness of weld metal during solidification by means of in-situ observation and measurement (report I)*. Transactions of JWRI 1, 1983, S.65–72.

-
- [87] Shibahara, M.; Onda, T.; Itoh, S.; Masaoka, K.: *Full-field time-series measurement for three-dimensional deformation under welding*. *Welding International* 11, 2013, S.856–864.
- [88] Shibahara, M.; Yamaguchi, K.; Onda, T.; Itoh, S.; Masaoka, K.: *Studies on in-situ full-field measurement for in-plane welding deformation using digital camera*. *Welding International* 8, 2012, S.612–620.
- [89] Strycker, M. de; Lava, P.; van Paepegem, W.; Schueremans, L.; Debruyne, D.: *Measuring welding deformations with the digital image correlation technique*. *Welding Journal* 6, 2011, S.107S-112S.
- [90] Quiroz, V.; Gumenyuk, A.; Rethmeier, M.: *Investigation of the hot cracking susceptibility of laser welds with the controlled tensile weldability test*. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 8, 2012, S.587–599.
- [91] Luo, P.-F.; Chao, Y. J.: *Application of stereo vision to three-dimensional deformation analyses in fracture experiments*. *Optical Engineering* 3, 1994, S.981.
- [92] Sutton, M. A.; McNeill, S. R.; Helm, J. D.; Chao, Y. J.: *Advances in Two-Dimensional and Three-Dimensional Computer Vision*. In: Rastogi, P. K. (Hg.) *Photomechanics*. Springer. Berlin, Heidelberg, S.323–372, 2000.
- [93] Pan, B.; Qian, K.; Xie, H.; Asundi, A.: *Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement*. *Measurement Science and Technology* 6, 2009, S.62001.
- [94] Kutsuna, M.; Shido, K.; Okada, T.: *Fan shaped cracking test of aluminum alloys in laser welding*. In: Miyamoto, I.; Kobayashi, K. F.; Sugioka, K.; Poprawe, R.; Helvajian, H. (Hg.). *SPIE*, S.230, 2002.
- [95] Houldcroft, P. T.: *A simple cracking test for use with argon-arc welding*. *British Welding Journal* 10, 1955, S.471–475.
- [96] Matsuda, F.; Nakata, K.: *A New Test Specimen for Self-Restraint Solidification Crack Susceptibility Test of Electron-Beam Welding Bead*. *Transactions of JWRI* 2, 1982, S.87–94.
- [97] Heuser, H.: *Value of different hot cracking tests for the manufacturer of filler metals*. In: *Hot cracking phenomena in welds*. Springer, S.305–327, 2005.

- [98] SEP 1220-3: *Testing and Documentation Guideline for the Joinability of thin sheet of steel - Part 3: Laser beam welding*. Stahlinstitut VDEh, 1. August 2011.
- [99] Hagenlocher, C.; Stritt, P.; Friebe, H.; Blumenthal, C.; Weber, R.; Graf, T.: *Space and Time Resolved Determination of Thermomechanical Deformation Adjacent to the Solidification Zone During Hot Crack Formation in Laser Welding*. In: International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, 2016, S.1202.
- [100] Gesellschaft fuer optische Messsysteme GOM GmbH: *GOM Correlate*, Braunschweig, 2018.
- [101] Katayama, S.: *Solidification phenomena of weld metals (1st report). Characteristic solidification morphologies, microstructures and solidification theory*. Welding International 12, 2000, S.939–951.
- [102] Weller, D.; Hagenlocher, C.; Weber, R.; Graf, T.: *Influence of the solidification path of AlMgSi aluminium alloys on the critical strain rate during remote laser beam welding*. Science and Technology of Welding and Joining 25, 2019, S.101–105.
- [103] Kou, S.: *Welding metallurgy*. 2. ed. Wiley, Hoboken NJ, 2003.
- [104] Drezet, J.-M.; Allehaux, D.: *Application of the rappaz-drezet-gremaud hot tearing criterion to welding of aluminium alloys*. In: Hot cracking phenomena in welds II. Springer, S.27–45, 2008.
- [105] Feurer, U.: *Mathematisches Modell der Warmrissneigung von binären Aluminiumlegierungen*. Giesserei Forschung 28, 1976.
- [106] Scheil, E.: *Bemerkungen zur Schichtkristallbildung*. Zeitschrift für Metallkunde 3, 1942, S.70–72.
- [107] Thermo-Calc 2018a: *TCAL5 Al-Alloys database version 5*.
- [108] Andersson, J.-O.; Helander, T.; Höglund, L.; Shi, P.; Sundman, B.: *Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science*. Calphad 2, 2002, S.273–312.

-
- [109] Ludwig, O.; Drezet, J.-M.; Martin, C. L.; Suéry, M.: *Rheological behavior of Al-Cu alloys during solidification constitutive modeling, experimental identification, and numerical study*. Metallurgical and Materials Transactions A 6, 2005, S.1525–1535.
- [110] Giraud, E.; Suéry, 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: Hot Cracking Phenomena in Welds III. Springer, S.87–99, 2011.
- [111] Coniglio, N.; Cross, C. E.: *Initiation and growth mechanisms for weld solidification cracking*. International Materials Reviews 7, 2013, S.375–397.
- [112] DIN EN ISO 643: *Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße*. DIN Deutsches Institut fuer Normung e.V., September 2017.
- [113] Weller, D.; Stritt, P.; Fetzer, F.; Weber, R.; Graf, T.; Bezençon, C.; Simon, J.; Bassi, C.: *Online Crack Detection During Laser Welding Using Passive Thermography*. In: Lasers in Manufacturing Conference, 2015.
- [114] Häußler, S.: *Heißrisserkennung mit einem koaxial angebrachten Pyrometer für das Remote-Laserschweißen*. Bachelorarbeit. IFSW 18-03. Universität Stuttgart, Stuttgart, 2018.
- [115] Müller-Borhanian, J.: *Kamerabasierte In-Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen*. Herbert Utz Verlag, 2009.
- [116] Fixemer, P.; Albert, F.; Sievi, P.; Graham, T.: *Seam guided laser remote welding with automated gap bridging*. Laser Technik Journal 2, 2015, S.38–41.
- [117] Hesse, T.; Zaska, S.: *A “World Champion” in Energy Efficiency*. Laser Technik Journal 3, 2018, S.56–58.
- [118] Precitec GmbH & Co. KG, 08.04.2020: *WeldMaster Scan&Track*. URL:<https://www.precitec.de/produkte/fuegetechnologie/prozessueberwachung/weldmaster-scantrack/>.
- [119] Abt, F.; Graf, T.: *Bildbasierte Charakterisierung und Regelung von Laserschweißprozessen*. Dissertation. Herbert Utz Verlag, Stuttgart.

- [120] Ulrich, S.; Klisch, A.; Jahn, S.; Keitel, S.: *Thermografische Untersuchungen beim Laserstrahlschweißen mit Faserlaser hoher Brillanz*. DGZfP-Jahrestagung, 2018.
- [121] Dorsch, F.: *Rugged Sensor Systems Lay a Solid Foundation for Welding Processes*. Laser Technik Journal 3, 2015, S.40–43.
- [122] Siemer, U.: *Einsatz der Thermografie als zerstörungsfreies Prüfverfahren in der Automobilindustrie*. Entwicklung einer Ingenieurplattform. Dissertation. Universität des Saarlandes, 2010.
- [123] Just, P.: *Zerstörungsfreie Prüfung metallischer Überlappschweißverbindungen in Lithium-Ionen-Batterien mit Fokus auf die optisch angeregte Infrarotthermografie*, Dresden.
- [124] thyssenkrupp System Engineering GmbH, 23.10.2020: *Aktive Thermografie zur zerstörungsfreien Qualitätsprüfung in der Batterieproduktion*. URL:https://ucpcdn.thyssenkrupp.com/_legacy/UCPthyssenkruppBAISSystemEngineering/assets.files/batterieindustrie/systemmontage/factsheet_puls_phase_thermography_new_brand_new_designde.pdf. [Stand: 23.10.2020].
- [125] Pedrotti, F.; Pedrotti, L.; Bausch, W.; Schmidt, H.: *Optik für Ingenieure*. Springer, 2005.
- [126] Novelis Automotive: *Ac-300 T4 Aluminium*. Technical Specifications, 2011.
- [127] Weller, D.; Simon, J.; Stritt, P.; Weber, R.; Graf, T.; Bezençon, C.; Bassi, C.: *Temperature Controlled Laser Joining of Aluminum to Galvanized Steel*. Physics Procedia, 2016, S.515–522.
- [128] Ryabov, V. R.: *Welding of aluminium alloys to steels*. Welding and surfacing reviews 9, 1998, S.1–142.
- [129] Staubach, M.: *Eigenschaften schweißgelöteter Stahl-Aluminium-Mischverbindungen unter Verwendung wärmearmer MSG-Prozesse*. Dissertation. Technische Universität Dresden, 2009.
- [130] Laukant, H.; Guimaraens, Elisa, Glatzel, Uwe: *Laser beam aluminium-steel joints - mechanical and dynamical properties and detailed microstructural*

- analysis of intermetallic FeAl-phases*. In: International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, 2007, S.1006.
- [131] Laukant, H.: *Laserschweiß-Löten von Stahl-Aluminium-Mischverbindungen*. Mechanisch-technologisches Eigenschaftsprofil und mikrostrukturelle Charakterisierung. Dissertation, Universität Bayreuth. Köster, Berlin, 2007.
- [132] Frank, S.: *Flux-free laser joining of aluminum and galvanized steel*. Journal of Materials Processing Technology, 2015, S.365–372.
- [133] Gatzert, M.; Radel, T.; Thomy, C.; Vollertsen, F.: *Wetting behavior of eutectic Al–Si droplets on zinc coated steel substrates*. Journal of Materials Processing Technology 1, 2014, S.123–131.
- [134] Bouayad, A.; Gerometta, C.; Belkebir, A.; Ambari, A.: *Kinetic interactions between solid iron and molten aluminium*. Materials Science and Engineering: A 1-2, 2003, S.53–61.
- [135] Gebhart, B.: *Heat conduction and mass diffusion*. McGraw Hill, New York, 1993.
- [136] Jost, W.: *Diffusion in solids, liquids and gases*. 1st edition. Academic Press, 1960.
- [137] ISHIDA, T.: *Fusion Joining of Aluminium to Mild Steel With and Without Copper Filler Metal*. Transactions of the Japan Welding Society 1, 1988, S.10–16.
- [138] MatWeb - Material Property Data: *Overview of materials for 6000 Series Aluminium Alloy*. URL:<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=26d19f2d20654a489aefc0d9c247cebf>. [Stand: 24.11.2020].
- [139] Matysik, P.; Jóźwiak, S.; Czujko, T.: *Characterization of Low-Symmetry Structures from Phase Equilibrium of Fe-Al System-Microstructures and Mechanical Properties*. Materials (Basel, Switzerland) 3, 2015, S.914–931.
- [140] DIN EN ISO 14273: *Specimen dimensions and procedure for shear testing resistance spot, seam and embossed projection welds*. DIN Deutsches Institut fuer Normung e.V., 2013-02.
- [141] Simon, J.: *Datenblatt Ac-600 RW*. Novelis Switzerland SA, 2013.

- [142] Salzgitter Flachstahl GmbH: *Datenblatt DX56D*. Weiche Stähle zum Kaltumformen, Salzgitter.
- [143] Kammer, C. (Hg.): *Aluminium-Taschenbuch*. Aluminium-Verl., Düsseldorf, 1998.
- [144] Heumann, T.; Dittrich, S.: *Structure character of the Fe₂Al₅ intermetallic compound in hot dip aluminizing process*. Zeitschrift für Metallkunde 50, 1959, S.617–625.
- [145] Bouché, K.; Barbier, F.; Coulet, A.: *Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium*. Materials Science and Engineering: A 1-2, 1998, S.167–175.
- [146] *DIN EN 515:2017-05, Aluminium und Aluminiumlegierungen- Halbzeug- Bezeichnungen der Werkstoffzustände; Deutsche Fassung EN_515:2017*, 2017.
- [147] Trumpf Laser- und Systemtechnik GmbH, 28.11.2020: *Technisches Datenblatt - Temperaturregelung*. URL:https://www.trumpf.com/de_DE/produkte/laser/sensorik/temperaturregelung/. [Stand: 28.11.2020].
- [148] Graf, T.; Berger, P.; Weber, R.; Hügel, H.; Heider, A.; Stritt, P.: *Analytical expressions for the threshold of deep-penetration laser welding*. Laser Physics Letters 5, 2015, S.56002.

Danksagung

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

An erster Stelle möchte ich meinem Doktorvater Prof. Dr. phil. nat. Thomas Graf danken. Durch seine mitreißende Vorlesung bin ich überhaupt erst zur Lasertechnik gekommen. Danken möchte ich ihm auch, für die stetige Unterstützung und die zahlreichen Anregungen, welche maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Bei Herrn Prof. Dr. rer. nat. Siegfried Schmauder bedanke ich mich für das Interesse an meiner Arbeit und für die Übernahme des Mitberichts.

Herrn apl. Prof. Dr. phil. nat. Ruedi Weber möchte ich herzlich danken für die zahlreichen fachlichen Diskussionen. Seine stetige Unterstützung meiner Arbeit als auch das entgegengebrachte Vertrauen darüber hinaus haben mir nicht nur fachlich sehr geholfen.

Herrn Corrado Bassi, Herrn Dr. Cyrille Bezençon und Herrn Jörg Simon von Novelis Switzerland SA möchte ich danken, dass sie es verstanden haben ihre Begeisterung für die untersuchte Thematik auf mich überspringen zu lassen und mich stets mit ihrem fachlichen Wissen und Erfahrung unterstützten.

Besonderer Dank gilt auch meinen Kollegen am IFSW für die freundschaftliche Arbeits- und Diskussionsatmosphäre. Besonders bedanken möchte ich mich bei meiner Gruppe: Dr. Peter Stritt, Dr. Andreas Heider, Dr. Christian Hagenlocher, Dr. Michael Jarwitz, Dr. Florian Fetzer, Meiko Boley, Michael Sawannia, Artur Leis, Jannik Lind, Jonas Wagner und Eveline Reinheimer. Außerdem möchte ich mich bei allen Studenten bedanken, die im Rahmen einer studentischen Arbeit oder als Hiwi wertvolle Beiträge zu meiner Arbeit geleistet haben.

Mein Dank gilt auch meinen Eltern, die durch ihre Unterstützung und meine Erziehung die Grundlage für das Gelingen dieser Arbeit gelegt haben. Besonders bedanken möchte ich mich bei meiner Frau Barbara. Durch ihre Entbehrungen, ihr Verständnis und ihre Unterstützung war es mir möglich, die Dissertation fertigzustellen.

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

Zoske, Uwe

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

Gorritz, Michael

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

Mohr, Ursula

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

Rudlaff, Thomas

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

Borik, Stefan

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

Paul, Rüdiger

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

Wahl, Roland

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

Frederking, Klaus-Dieter

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

Grünewald, Karin M.

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

Shen, Jialin

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

Arnold, Johannes M.

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

Holzwarth, Achim

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

Dausinger, Friedrich

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

Meiners, Eckhard

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

Beck, Markus

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

Breining, Klaus

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

Griebsch, Jürgen

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

Krepulat, Walter

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

Xiao, Min

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

Glumann, Christiane

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

Gross, Herbert

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

Rapp, Jürgen

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

Wittig, Klaus

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

Grünenwald, Bernd

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

Lee, Jae-Hoon

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

Albinus, Uwe N. W.

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

Wiedmaier, Matthias

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

Bloehs, Wolfgang

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

Bea, Martin

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

Stöhr, Michael

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

Plaaß, Wilfried

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

Schaller, Markus K. R.

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

Hack, Rüdiger

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

Krupka, René

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

Pfeiffer, Wolfgang

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

Volz, Robert

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

Bartelt-Berger, Lars

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

Müller-Hummel, Peter

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

Rohde, Hansjörg

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

Huonker, Martin

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

Callies, Gert

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

Schubert, Michael E.

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

Kern, Markus

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

Raiber, Armin

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

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

Schittenhelm, Henrik

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

Stewen, Christian

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

Schmitz, Christian

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

Karszewski, Martin

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

Chang, Chin-Lung

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

Haag, Matthias

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

Bahn Müller, Jochen

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

Schellhorn, Martin Carl Johannes

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

Angstenberger, Birgit

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

Bachhofer, Andreas

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

Breitschwerdt, Sven

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

Mochmann, Gunter

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

Herrmann, Andreas

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

Mästle, Rüdiger

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

Voß, Andreas

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

Müller, Matthias G.

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

Abeln, Tobias

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

Erhard, Steffen

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

Contag, Karsten

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

Krastel, Klaus

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

Staud, Jürgen

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

Schinzl, Cornelius M.

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

Sebastian, Michael

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

Lücke, Bernd

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

Hohenberger, Bernd

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

Jasper, Knut

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

Heimerdinger, Christoph

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

Christoph Fleig

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

Joachim Radtke

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

Michael Brandner

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

Reinhard Winkler

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

Helmut Kindler

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

Andreas Ruf

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

Guido Hergenhan

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

Klaus Goth

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

Armin Strauch

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

Thomas Wawra

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

Michael Honer

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

Thomas Herzinger

Prozessüberwachung beim Laserbohren von
Turbinenschaufeln
2004, 143 Seiten, ISBN 3-8316-0443-8

Reiner Heigl

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

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

Thomas Fuhrich

Marangoni-effekt beim Laserstrahl-tiefschweißen von Stahl

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

Daniel Müller

Pulsenergiestabilität bei regenerativen Kurzpuls-verstärkern im Scheibenlaserdesign

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

Jiancun Gao

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

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

Wolfgang Gref

Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokusmatrixtechnik

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

Michael Weikert

Oberflächenstrukturieren mit ultrakurzen Laser-pulsen

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

Julian Sigel

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

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

Andreas Ruß

Schweißen mit dem Scheibenlaser-Potentiale der guten Fokussierbarkeit

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

Gabriele Seibold

Absorption technischer Oberflächen in der La-sermaterialbearbeitung

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

Dirk Lindenau

Magnetisch beeinflusstes Laserstrahlschweißen

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

Jens Walter

Gesetzmäßigkeiten beim Lasergenerieren als Basis für die Prozesssteuerung und -regelung

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

Heiko Ridderbusch

Longitudinal angeregte passiv gütegeschaltete Laserzündkerze

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

Markus Leimser

Strömungsinduzierte Einflüsse auf die Nahteigen-schaften beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen

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

Mikhail Larionov

Kontaktierung und Charakterisierung von Kristal-len für Scheibenlaser

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

Jürgen Müller-Borhanian

Kamerabasierte In-Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen

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

Andreas Letsch

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

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

Thomas Kübler

Modellierung und Simulation des Halbleiterschei-benlasers

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

Günter Ambrosy

Nutzung elektromagnetischer Volumenkräfte beim Laserstrahlschweißen

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

Agnes Ott

Oberflächenmodifikation von Aluminiumlegierun-gen mit Laserstrahlung: Prozessverständnis und Schichtcharakterisierung

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

Detlef Breiting

Gasphaseneinflüsse beim Abtragen und Bohren mit ultrakurz gepulster Laserstrahlung

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

Dmitrij Walter

Online-Qualitätssicherung beim Bohren mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung

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

Jan-Philipp Weberpals

Nutzen und Grenzen guter Fokussierbarkeit beim Laserstrahlschweißen

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

Angelika Beyertt

Yb:KYW regenerativer Verstärker für ultrakurze Pulse

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

Christian Stolzenburg

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

Svent-Simon Beyertt

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

Sonja Kittel

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

Andrey Andreev

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

Christian Föhl

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

Andreas Josef Birnesser

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

Christoph Neugebauer

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

Andreas Dauner

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

Axel Heß

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

Christian Gehrke

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

David Schindhelm

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

Tilman Froschmeier-Hanss

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

Moritz Vogel

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

Andreas Michalowski

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

Georg Stöppler

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

Patrick Mucha

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

Claus-Dieter Reiniger

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

Andreas Leitz

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

Peter Stritt

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

Katrin Sarah Wentsch

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

Jan-Philipp Negel

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

Christian Freitag

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

Andreas Popp

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

Karin Heller

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

Stefan Piehler

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

Felix Abt

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

Volker Rominger

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

Thomas Rataj

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

Michael Diez

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

Andreas Heider

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

Marcel Schäfer

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

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

Forschungsberichte des IFSW ab 2019 erschienen im utzverlag, München

Tom Dietrich

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

Martin Rumpel

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

Michael Eckerle

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

Martin Stubenvoll

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

Christian Hagenlocher

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

Florian Fetzer

Analyse der Geometrie und Stabilität der Kapillare beim Laserstrahlieferschweißen mittels reduzierter Modelle.
2020, 180 Seiten, ISBN 978-3-8316-4874-0

Michael Jarwitz

Laserstrahlschweißen von Metallen mit unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften.
2020, 154 Seiten, ISBN 978-3-8316-4882-5

Christian Röhler

Flexible Führung hochbrillanter Laserstrahlen mit optischen Fasern
2020, 130 Seiten, ISBN 978-3-8316-4888-7

Martin Sommer

Laserstrahlschweißen der Aluminiumlegierung
AlMgSi mittels Strahloszillation
2021, 110 Seiten, ISBN 978-3-8316-4898-6

Birgit Weichelt

Experimental Investigations on Power Scaling of
High-Brightness cw Ytterbium-Doped Thin-Disk
Lasers.
2021, 166 Seiten, ISBN 978-3-8316-4914-3

Sebastian Faas

Oberflächenfunktionalisierung von Stahl mit UKP-
Lasern mit mehreren Hundert Watt mittlerer La-
serleistung.
2021, 95 Seiten, ISBN 978-3-8316-4935-8

Daniel Weller

Erhöhung der Prozesssicherheit beim Remote-
Laserstrahlfügen von Aluminiumwerkstoffen.
2021, 130 Seiten, ISBN 978-3-8316-4940-2

