

Martin Bielenin

**Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen
beim Schweißen von Aluminium mit pulsmodulier-
baren Laserstrahlquellen**

Fertigungstechnik – aus den Grundlagen für die Anwendung

Schriften aus der Ilmenauer Fertigungstechnik

Herausgegeben von

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann
(Technische Universität Ilmenau).

Band 10

Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Schweißen von Aluminium mit pulsmodulierbaren Laserstrahlquellen

Martin Bielenin



Universitätsverlag Ilmenau

2021

Impressum

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

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

Diese Arbeit hat der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Ilmenau als Dissertation vorgelegen.

Tag der Einreichung: 27. September 2019
1. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann
(Technische Universität Ilmenau)
2. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Ludger Overmeyer
(Leibnitz Universität Hannover)
3. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier
(Technische Universität Berlin)
Tag der Verteidigung: 23. Juni 2020

Technische Universität Ilmenau/Universitätsbibliothek
Universitätsverlag Ilmenau
Postfach 10 05 65
98684 Ilmenau
<https://www.tu-ilmenau.de/universitaetsverlag>

readbox unipress
in der readbox publishing GmbH
Rheinische Str. 171
44147 Dortmund
<https://www.readbox.net/unipress/>

ISSN 2199-8159
ISBN 978-3-86360-235-2 (Druckausgabe)
DOI 10.22032/dbt.47297
URN urn:nbn:de:gbv:ilm1-2020000609

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fachgebiet Fertigungstechnik der Technischen Universität Ilmenau. Mein besonderer Dank gilt daher dem Fachgebietsleiter Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Jean Pierre Bergmann für die Betreuung der Arbeit, die fortwährende Unterstützung, die anregenden Diskussionen, den großen Freiraum in der Themenfindung und –bearbeitung aber vor allem für meine fachliche und persönliche Weiterentwicklung und dementsprechend die bestmögliche Vorbereitung für meinen weiteren beruflichen Werdegang. Die ca. sechs Jahre an seinem Lehrstuhl waren für mich eine glückliche Zeit – nicht zuletzt aufgrund der ausgesprochen angenehmen und kollegialen Atmosphäre.

Weiter möchte ich mich besonders bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Ludger Overmeyer sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier für die Übernahme der Gutachten bedanken.

Innerhalb des Fachgebietes Fertigungstechnik gilt mein Dank allen Kollegen und studentischen Mitarbeitern für die langjährige freundschaftliche Zusammenarbeit. Insbesondere möchte ich Herrn Dr.-Ing. Karsten Günther, Herrn Dr.-Ing. Klaus Schricker, Herrn Dr.-Ing. Jörg Hildebrand, Herrn Thomas Feustel und Herrn Alexander Herb hervorheben. Speziell die experimentellen Arbeiten wären ohne die tatkräftige Unterstützung von Herrn Dipl.-Ing. Michael Bastick nicht möglich gewesen.

Mein Dank gilt weiter dem Bundesministerium für Wirtschaft und Energie (BMWi) für die finanzielle Förderung des AiF-Projekts „Prozessstrategie zur Stabilisierung des gepulsten Laserstrahlschweißens und zur Verbesserung der Nahtgüte beim Schweißen von Aluminiumwerkstoffen mittels Kombination eines Diodenlasers mit einem gepulsten Festkörperlaser“ (IGF-Nr. 17487 BG) in dessen Rahmen der Grundstein dieser Arbeit gelegt wurde.

Abschließend sei meinen Eltern, Malgorzata und Roman Bielenin, meiner Familie und meinen Freunden gedankt, die mich bei der Anfertigung der Arbeit stets unterstützt und mir diesen Weg ermöglicht haben.

Zusammenfassung

Das gepulste Laserstrahlschweißen ermöglicht die Vermeidung der Heißrissbildung beim Schweißen von 6xxx Aluminilegierungen ohne den Einsatz eines Schweißzusatzwerkstoffes. Im Rahmen der Arbeit wurden die Mechanismen und physikalischen Ursachen der Heißrissbildung beim gepulsten Laserstrahlschweißen untersucht und zusammenhängend beschrieben. Dafür wurde ein transientes thermomechanisches Simulationsmodell zur Abbildung des gepulsten Laserstrahlschweißprozesses mit zeitlich veränderlichem Pulsleistungsverlauf aufgebaut und experimentell validiert. Die zeit- und orts aufgelöste Berechnung des gesamten Spannungs-, Dehnungs- und Temperaturfeldes ermöglichte die Quantifizierung der wesentlichen Erstarrungsparameter an der Phasenfront zu jedem Zeitpunkt während Schmelzbadkristallisation.

Die experimentellen Untersuchungen erfolgten repräsentativ an der industriell etablierten, aber heißrissanfälligen Legierung EN AW 6082-T6. Die grundlegenden experimentellen Untersuchungen wurden zunächst an modellhaften Einzelpunktschweißungen ausgeführt. Innerhalb der experimentellen Untersuchungen wurden drei Regime identifiziert, die sich in Abhängigkeit der Erstarrungsgeschwindigkeit des Schmelzbades ergeben und in denen unterschiedliche Mechanismen die Entstehung von Heißrissen dominieren. Wohingegen die Rissbildung bei hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten auf die Dehnrage, die geringe Permeabilität des interdendritischen Netzwerks und die große Nachspeisedistanz zurückgeführt werden konnte, wurde bei langsamen Erstarrungsgeschwindigkeiten die Seigerung niedrigschmelzender Phasen an der Erstarrungsfront als Rissursache identifiziert. Punktüberlappende Nahtschweißungen sind durch das Umschmelzen rissbehafteter Bereiche des vorherigen Schweißpunktes weniger sensibel für die Bildung von Heißrissen als Punktschweißen.

Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse wurden aus den prozesstechnischen und physikalischen Ursachen für die Prozessgrenzen Strategien zur Erweiterung abgeleitet, entwickelt und umgesetzt. Hierfür wurde das gepulste Laserstrahlschweißen mit räumlich überlagerter cw-Diodenlaserstrahlung im niedrigen Leistungsbereich untersucht. Mit dem entwickelten Prozessansatz können heißrissfreie Schweißnähte auch mit konventionellen Rechteckpuls erzeugt werden. Darüber hinaus wird einerseits die Einschweißtiefe signifikant gesteigert. Andererseits wird durch die geringe Leistungszugabe des Diodenlasers die Schweißgeschwindigkeit um den Faktor 4 gegenüber dem derzeitigen Stand der Technik erhöht.

Abstract

Pulsed laser welding enables crack-free welding of heat treatable aluminum alloys (6xxx) without using an additional filler wire. In this work, hot cracking mechanisms and physical phenomena during pulsed laser beam welding were investigated and described. In order to quantify the phenomena during the melt pool solidification, a transient thermomechanical simulation model with a non-uniform heat flux was developed and experimentally validated.

The aluminum alloy EN AW 6082-T6 was used for the welding experiments. Three different welding regimes where solidification cracking appears were identified, which can be influenced by the laser parameters. From the investigations carried out, the formation of hot cracks is directly related to the solidification rate. At high solidification rates, hot cracking is attributed to the high strain rate, the dendritic network's low permeability, and the long feeding distance of liquid. At low solidification rates, low melting eutectic formation in the interdendritic network causes hot cracking. Due to the remelting of cracked areas of the previous weld spots, seam welding, where individual spot welds were set overlapped, is less sensitive for hot cracking.

Based on the experimental and numerical results, a new welding process was developed in which the pulsed laser was spatially superimposed with a cw-diode laser. Both laser beams arrangement allows the crack-free welding of heat treatable aluminum alloys using a conventional rectangular pulse. Weld penetration depth and process speed are increasing when using the dual laser beam welding process.

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	5
Zusammenfassung	7
Abstract	9
1 Einleitung	13
2 Stand der Technik	15
2.1 Aluminium	15
2.1.1 Gewinnung, Eigenschaften und Anwendung	15
2.1.2 Schweißeignung von Aluminiumlegierungen	17
2.2 Heißrissbildung	19
2.2.1 Definition, Einteilung und Ursachen	19
2.2.2 Theorien	21
2.3 Erstarrung beim Laserstrahlschweißen.....	25
2.3.1 Legierungsumverteilung und konstitutionelle Unterkühlung	25
2.3.2 Einfluss des Temperatur-Zeit-Profiles auf die Gefügestruktur	27
2.4 Modellhafte Zusammenfassung der Heißrissbildung	30
2.5 Gepulstes Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen	32
2.5.1 Prozesstechnische Grundlagen und Anwendungen	32
2.5.2 Experimentelle Heißrissvermeidung	35
2.5.3 Prozessmodellierung und -simulation	41
2.6 Zusammenfassende Betrachtung	43
3 Ziel der Arbeit	45
4 Versuchsdurchführung	47
4.1 Werkstoff und Probengeometrie	47
4.2 Versuchsaufbau und Schweißanlage.....	47
4.3 Versuchsdurchführung.....	50
4.4 Metallographische und metallurgische Schweißnahtcharakterisierung.....	52
4.5 Methodische Vorgehen	54
5 Ergebnisse und Diskussion	57
5.1 Experimentelle Untersuchungen an individuellen Punktschweißungen	57
5.1.1 Geometrie.....	57
5.1.2 Heißrissbildung.....	60

5.1.3	Experimentelle Schmelzbadentstehung und -erstarrung	64
5.2	Aufstellung eines numerischen Simulationsmodells	68
5.2.1	Modellannahmen für die transiente Temperaturfeldberechnung	68
5.2.2	Modellannahmen für die transiente strukturmechanische Berechnung.....	72
5.2.3	Vernetzung und Zeitschrittweite pw-Nd:YAG	73
5.2.4	Werkstoffbeschreibung	74
5.2.5	Modellvalidierung und -verifizierung	81
5.3	Numerische Berechnungsergebnisse.....	82
5.3.1	Experimentelle Modellvalidierung und -verifizierung	82
5.3.2	Temperaturfeld-Zeit-Profil	86
5.3.3	Transiente Bildung des Schmelzbades	88
5.3.4	Erstarrungsintervall	91
5.3.5	Erstarrungsgeschwindigkeit	96
5.3.6	Temperaturgradient.....	98
5.3.7	Transiente Spannungsverteilung.....	100
5.3.8	Dehnung und Dehnrate.....	106
5.4	Mikrostruktur	110
5.5	Punktüberlappende Nahtschweißungen.....	118
5.5.1	Rissbildung in punktüberlappenden Nahtschweißungen	118
5.6	Zusammenfassende Bewertung der Ergebnisse	121
5.7	Heißrissvermeidung durch eine angepasste Intensitätsverteilung.....	125
5.7.1	Einschweißtiefe	129
5.7.2	Heißrissanfälligkeit.....	131
5.7.3	Schmelzbaderstarrung und Mikrostruktur.....	136
5.7.4	Temperaturfeldverteilung des Diodenlasers	141
5.7.5	Strahlformung	146
5.8	Produktivität und Prozesseffizienz.....	150
5.9	Ergebnistransfer auf ein industrielles Demonstratorbauteil.....	154
6	Zusammenfassung und Ausblick	157
	Literaturverzeichnis.....	161
	Abbildungsverzeichnis.....	173
	Tabellenverzeichnis.....	179
	Abkürzungsverzeichnis.....	181
	Formelzeichenverzeichnis	183

1 Einleitung

Das wachsende Interesse sowie der zunehmende Einsatz von Aluminiumlegierungen in verschiedenen Bereichen der Wirtschaft und Industrie liegt in den Eigenschaften dieses Metalls begründet. Aufgrund der geringen Dichte bei gleichzeitig hoher spezifischer Festigkeit gilt Aluminium als einer der wichtigsten Werkstoffe für die Umsetzung von Leichtbauanforderungen im Automobil- und Flugzeugbau. Zusätzlich kommen Aluminiumlegierungen in der Elektro- und Medizintechnik zum Einsatz, wo neben geringem Gewicht und hoher Festigkeit auch die spezifische Funktionalität, wie etwa die elektrische Leitfähigkeit und die elektromagnetische Verträglichkeit (EMV), gefragt ist.

Ein wesentliches Kernelement für die Realisierung funktionsintegrierter Leichtbaukonstruktionen aus Aluminium ist eine werkstoffgerechte und prozesssichere Füge-technik. Nur so können die Werkstoffeigenschaften auf die gesamte Struktur bzw. Baugruppe übertragen und wirksam umgesetzt werden. Im Rahmen des zunehmenden Einsatzes von Aluminiumlegierungen unter Serienbedingungen hat sich das Laserstrahlschweißen als ein besonders geeignetes Verfahren erwiesen. Die Vorteile gegenüber dem konventionellen Lichtbogenschweißverfahren liegen in der hohen Leistungsdichte. Sie erlaubt es, einerseits hohe Prozessgeschwindigkeiten zu erreichen und andererseits den Gesamtenergieeintrag in das Bauteil zu minimieren. Dadurch lassen sich der Bauteilverzug sowie die Ausdehnung der Wärmeeinflusszone (WEZ) eingrenzen.

Zum Schweißen von Blechdicken ≤ 1 mm haben sich in der industriellen Anwendung bislang gepulste Laserstrahlquellen etabliert. Die gepulste Prozessführung ermöglicht eine weitere Anpassung des Temperaturfeldes, indem es beim Schweißen mit angepassten Pulsfrequenzen (< 50 Hz) zu einer vollständigen Erstarrung der Schweißpunkte zwischen den Laserpulsen kommt. Dadurch kann das zu schweißende Bauteil zwischen den einzelnen Laserpulsen abkühlen. Unter diesen Bedingungen hat sich das gepulste Laserstrahlschweißen für ein breites Spektrum vom hermetischen Dichtschweißen elektronischer Komponenten in einem Aluminiumgehäuse bis hin zu elektrischen Kontaktierungen in der Elektrotechnik etabliert.

Unabhängig von der Prozessführung (gepulste oder kontinuierliche Laserstrahlung) ist das Schmelzschweißen von Aluminiumlegierungen aufgrund der physikalischen und chemischen Eigenschaften mit Herausforderungen verbunden. Insbesondere die

in den genannten Industriezweigen häufig eingesetzten ausscheidungsgehärteten AlMgSi-Legierungen der 6xxx-Serie neigen zu einer ausgeprägten Bildung von Heißrissen beim Schweißen. Diese Risse können einerseits die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht erheblich reduzieren und andererseits zu einer Unbrauchbarkeit geschweißter Komponenten insbesondere dort führen, wo die Dichtheit eine essentielle Forderung darstellt. Heißrisse verursachen hohe wirtschaftliche Schäden, weshalb ihre Vermeidung in der Industrie von großer Bedeutung ist. Beim gepulsten Laserstrahlschweißen hat sich im industriellen Umfeld die zeitliche Formung der Laserpulse als ein adäquates Werkzeug zur Unterdrückung von Heißrissen erwiesen. Dabei wird die Leistung im Laserpuls meistens linear über einen definierten Zeitraum abgesenkt, um die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze zu verringern.

Zum gegenwärtigen Stand der Technik sind die bisherigeren Untersuchungen lediglich prozesstechnischer Art und basieren hauptsächlich auf experimentellen Untersuchungen, indem die Prozessparameter und die Pulsform den metallographisch erfassten Risslängen bzw. der Rissanzahl gegenübergestellt werden. Neben den bisher eher phänomenologisch vorliegenden Erkenntnissen zum Einfluss der Laserparameter, der Pulsform und der Legierung fehlt ein tiefergehendes Verständnis von den Zusammenhängen zwischen der zeitlichen Formung der Laserpulsleistung, den im Schmelzbad auftretenden physikalischen und metallurgischen Vorgängen und der daraus resultierenden Heißrissbildung. Diese Betrachtungen stehen im Mittelpunkt der vorliegenden Arbeit.

2 Stand der Technik

2.1 Aluminium

2.1.1 Gewinnung, Eigenschaften und Anwendung

Aluminium (Al) ist nach Sauerstoff (O) und Silizium (Si) das dritthäufigste Element der Erdkruste und mit ca. 8 % an ihrem Aufbau beteiligt [Bar08, Sch02]. Wegen der starken Neigung, mit Nichtmetallen – vor allem mit Sauerstoff – zu reagieren, kommt Aluminium in der Natur nicht in metallischer Form, sondern nur in Verbindungen vor [Roo02]. Der Rohstoff für die Aluminiumerzeugung ist Bauxit – ein Verwitterungsprodukt aus Kalk- und Silikatgestein, dessen Gehalt an Aluminiumoxid (Al_2O_3) häufig über 50 % beträgt [Ost07]. Infolge der starken Neigung des Aluminiums, sich mit Sauerstoff zu verbinden, ist die übliche thermische Reduktion mit Kohlenstoff oder durch wässrige Elektrolyse nicht möglich. Die Gewinnung von Aluminium aus Bauxit im industriellen Maßstab beruht auf dem Prozess der Schmelzflusselektrolyse [Ost07].

Die bei Aluminiumlegierungen am häufigsten verwendeten Legierungselemente sind Cu, Mn, Si, Mg und Zn [Mat02]. Durch das Zulegieren dieser Elemente lassen sich vor allem die Festigkeitswerte in erheblichem Maße erhöhen [Dor98]. Eine weitere Unterscheidung von Aluminiumlegierungen ergibt sich aus der Art der Verarbeitung in Knet- oder Gusswerkstoffe [Dav93]. Aluminiumgusslegierungen besitzen aufgrund der hohen Mengen an Silizium (3 % bis 20 %) ein gutes Formfüllungs- und Fließvermögen sowie eine hohe Heißrissbeständigkeit [Roo02]. Das Element Silizium reduziert die Erstarrungsschrumpfung von reinem Aluminium von 7,1 % auf ca. 4 %, da Si während der Erstarrung eine Volumenzunahme erfährt und der Schrumpfung des Aluminiums entgegenwirkt [Mag01, Ost07]. Verarbeitet werden Aluminiumknetlegierungen mithilfe verschiedener Umformverfahren wie bspw. Strangpressen und Walzen [Ost07]. Bereits geringe Zusätze der jeweiligen Legierungselemente reichen aus, um eine deutliche Veränderung der Eigenschaften zu bewirken. Die Festigkeitssteigerung durch Kornfeinung und Mischkristallhärtung spielt bei Al-Legierungen nur eine untergeordnete Rolle [Dor98]. Die entscheidenden festigkeitssteigernden Mechanismen sind Kaltverformung (nur bei Raumtemperaturanwendungen) und Ausscheidungshärtung [Wei07]. Daher wird generell zwischen aushärtbaren und nicht aushärtbaren Legierungen unterschieden. Durch den Mechanismus der Ausscheidungshärtung gelingt es, einen weiten Festigkeitsbereich von $50 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-2}$ bis $700 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-2}$ abzudecken [Dor98]. Die Aushärtung findet sowohl bei Raumtemperatur (Kaltauahärtung) als auch bei erhöhten Temperaturen von 120 bis 200 °C (Warmaushärtung) statt [Stö05, Row02].

In Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung, dem Grad der Kaltverfestigung und dem Wärmebehandlungszustand besitzen Aluminiumlegierungen eine Reihe von Vorteilen gegenüber Stählen:

- Geringe Dichte ($2,7 \text{ g cm}^{-3}$ im Vergleich zu Stahl $7,8 \text{ g cm}^{-3}$) [Hes08]
- Vorteilhaftes Verhältnis von Festigkeit zur Dichte (hohe spezifische Festigkeit)
- Hohe Korrosionsbeständigkeit
- Hohe Duktilität und Zähigkeit
- Hohe thermische Leitfähigkeit λ ($230 \text{ W m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) für Al 99,5 im Vergleich zu niedriglegiertem Stahl $50 \text{ W m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) [Mer03]

Aufgrund der zuvor genannten Eigenschaften haben sich Aluminiumlegierungen im Verlauf des letzten Jahrhunderts zunehmend als einer der wichtigsten Konstruktions- und Leichtbauwerkstoffe etabliert. So stieg die weltweite Produktion von Aluminium von ca. 0,3 Mio. t im Jahr 1931 auf ca. 58,9 Mio. t im Jahr 2016 [Alu18]. Zusätzlich ist ein zunehmender Anstieg der weltweiten Produktion von Sekundäraluminium zu verzeichnen, bei der bis zu 95 % weniger Energie als zur Ersterzeugung benötigt wird [VWM17].

Aluminium-Knetlegierungen werden gemäß DIN EN 573-3 und der American Aluminium Association in Relation zu ihren Hauptlegierungselementen in 8 Legierungsgruppen eingeteilt (Tabelle 2-1).

Tabelle 2-1: Serien von Aluminiumknetlegierungen [Kau00, Alu06, Wei07]

Serie	Hauptlegierungselement(e)	Härtungsmechanismus	Wichtige Eigenschaft	Typische Anwendung
1xxx	–	Kaltverfestigung	Umformbarkeit	Verpackung (Folie)
2xxx	Cu	Ausscheidungshärtung	Festigkeit	Luftfahrt
3xxx	Mn	Kaltverfestigung	Korrosionsbeständigkeit	Dosen
4xxx	Si	Kaltverfestigung	Umformbarkeit	Kolben
5xxx	Mg	Kaltverfestigung	Korrosionsbeständigkeit	Schiffsbau
6xxx	Mg + Si	Ausscheidungshärtung	Umformbarkeit	Automobilkarosserie
7xxx	Zn	Ausscheidungshärtung	Festigkeit	Fahrradrahmen
8xxx	–	Ausscheidungshärtung	Festigkeit	Raumfahrt

Infolge des günstigen Verhältnisses von Dichte zu Festigkeit, der Korrosionsbeständigkeit, der guten Recyclingeigenschaft sowie wegen ihrer guten Verformbarkeit haben sich Aluminium und Al-Legierungen in der Automobilindustrie [Gou12, Neu13, Kre07], in der Luft- und Raumfahrtindustrie [Enz12, Gru08], in der Verpackungsindustrie bspw. für Getränkedosen [Gda17], in der Strombranche (Überlandstromleitungen) [Led13], im Baugewerbe [Kai07] oder als Kupferersatz bei elektrischen Leitungen etabliert [Dil11].

2.1.2 Schweißbeugung von Aluminiumlegierungen

Bei der Fertigung von Konstruktionen in unterschiedlichen Bereichen kommt dem Verbinden von Bauteilen durch Schweißen eine besondere Bedeutung zu. Ein Anwendungsbeispiel ist das Schweißen von Karosseriebauteilen aus Aluminium im Automobilbereich [Gou12]. Diese Strukturen bestehen hauptsächlich aus Legierungen der 6xxx-Serie und werden mittels Metall-Inertgasschweißen verbunden [Sta09, And09]. Im Schiffsbau (5xxx) [Dud11] und bei Fahrradrahmen (7xxx) [Yas16] erfolgt das Verbinden mittels Wolfram-Inertgasschweißen. Im Flugzeugbau sind Aluminiumlegierungen der wichtigste Konstruktionswerkstoff, sodass auch hier seit ca. 15 Jahren das Laserstrahlschweißen Einzug gefunden und das bislang vorherrschende Nieten zunehmend ersetzt hat [Enz12].

Im Gegensatz zu un- und niedriglegierten Stählen weisen Aluminiumlegierungen keine polymorphen Erscheinungen auf, sodass allein die Erstarrungsbedingungen die resultierenden Werkstoffeigenschaften bestimmen [Dor98]. Das bedeutet, dass nach dem Schmelzschweißen die Schweißnaht und der wärmebeeinflusste Bereich die schwächste Zone bilden (Auflösung von kaltverfestigten Bereichen bei naturharten Aluminiumlegierungen und ausscheidungshärtenden Bereichen durch Kornwachstum) [Dor98, Cro03]. Der Festigkeitsverlust durch das Schweißen kann im Vergleich zur Grundwerkstofffestigkeit bis zu 50 % betragen [Cro03, Ber14]. Bei ausscheidungshärtenden Legierungen lässt sich der Ausgangszustand durch eine legierungsspezifische Wärmebehandlung wiederherstellen [Cie88].

Als Folge der hohen Affinität zu Sauerstoff (O) entsteht an der Atmosphäre auf der Aluminiumoberfläche eine dünne Oxidschicht und Hydroxidschicht [Mat02]. Das entstehende Oxid Al_2O_3 bildet eine dichte, festhaftende, elektrisch nicht leitfähige Schicht. Der Schmelzpunkt des Oxids liegt bei 2050 °C [Kah12] und weicht somit erheblich vom Schmelzpunkt der Aluminiumlegierung ab, die je nach Legierungszusammensetzung in einem Temperaturbereich zwischen 550 und 650 °C schmilzt [Dor98]. Durch die hohe Wärmeleitfähigkeit (λ) im Bereich von 120 bis 240 $\text{W m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ wird trotz des geringen Schmelzpunkts eine hohe und konzentrierte Wärmezufuhr erfordert

[Klo77, Ger88]. Der hohen Reflektivität von bis zu 95 % gerade bei den Wellenlängen 1030–1070 nm und 10600 nm muss beim Laserstrahlschweißen mit hohen Intensitäten entgegengewirkt werden. Dadurch erhöhen sich der Energieaufwand und somit auch die Investitionskosten [Sut10]. Aufgrund der im Vergleich zu Stahl um den Faktor 2 erhöhten Wärmeausdehnung (α) wird es vor allem beim Schweißen im Dünnschichtbereich schwierig, die Toleranzen durch die Ausbildung von Verzug einzuhalten [Dil05]. Aufgrund der niedrigen Viskosität [Avi12] und Oberflächenspannung [Avi12, Lid88] besteht beim Aluminiumschmelzschweißen die erhöhte Gefahr eines Durchbrechens der Schmelze [Bac14] – eines Austropfens der Schmelze beim Durchschweißen von Blechen – sowie der Bildung von Schweißspritzern [Sch13, Hug15] und Schmelzbadauswürfen [Mül02, Ber15]. Die Ursache der Porenbildung beim Schmelzschweißen von Aluminiumlegierungen ist hingegen die sprunghafte Verringerung der Löslichkeit von Gasen beim Übergang vom schmelzflüssigen in den festen Zustand [Thi73].

Eine Herausforderung beim Schmelzschweißen von Aluminiumlegierungen ist das Auftreten von Heißrissen. Die Heißrissanfälligkeit einer Aluminiumlegierung definiert deren Schweißbarkeit. Sie wird vom Legierungssystem, dem Schweißverfahren und der Konstruktion bestimmt [Cro05]. Einige Aluminiumlegierungen weisen eine derart hohe Heißrissanfälligkeit auf, dass ein Schweißen ohne Heißrissbildung nicht möglich ist [Cro90]. Dies betrifft vor allem die ausscheidungshärtenden Legierungen der 2xxx-, 6xxx- und 7xxx-Serie, die aus diesem Grund in ihren Einsatzbereichen oft durch „kalte“, also mechanische Fügeverfahren, so bspw. in der Luft- und Raumfahrt [Pal06] und im Automobilbau [Neu12], verbunden werden.

Den ausgeprägten Zusammenhang zwischen der Legierungszusammensetzung und der Heißrissanfälligkeit zeigten bereits Ende der 1940er Jahre Gießexperimente [Sin46, Sin47, Jen48, Pum48] und durchgeführte Heißrisstests beim Schweißen [Ara74, Sen71]. Auf der Grundlage dieser Ergebnisse kann die Schweißbarkeit anhand der Legierungsgruppen bereits im Vorfeld abgeschätzt werden. Viele binäre und ternäre Legierungssysteme bspw. Al-Si [Sin46], Al-Cu [Pum48], Al-Mg [Dow52] und Al-Mg-Si [Jen48] zeigen bei einer bestimmten Legierungszusammensetzung eine maximale Rissanfälligkeit. Bei binären Legierungssystemen kann die Heißrissanfälligkeit der Größe des Erstarrungsintervalls gegenübergestellt und auf diese Weise abgeschätzt werden [Bor60]. Wird über die maximale Löslichkeit des Mischkristalls legiert, erfolgt eine verstärkte eutektische Erstarrung, was die Heißrissneigung reduziert. Der daraus resultierende charakteristische Verlauf wird in der Literatur als „Lambda-Kurve (Λ -Kurve)“ bezeichnet [Esk04]. Auch die Bewertung der Heißrissanfälligkeit von 6xxx-

Legierungen (Al-Mg-Si) wurde von [Jen48] mittels Ringgussproben ermittelt; sie zeigen die höchste Heißrissanfälligkeit bei einem Legierungsgehalt von ca. 0,25 Gew.-% Mg und 0,5 Gew.-% Si (s. Abbildung 2.1).

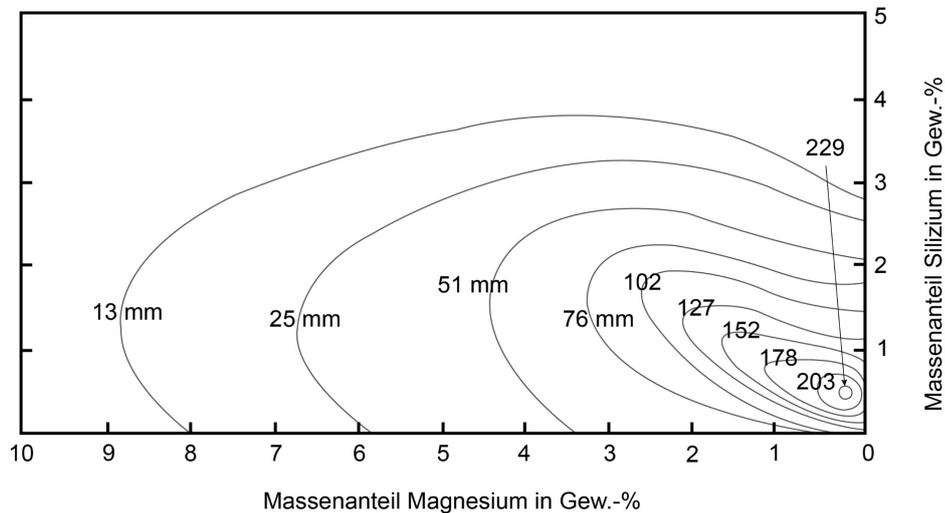


Abbildung 2.1 An Ringgussproben ermittelte Rissslänge in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung für das Al-Mg-Si-Legierungssystem (Al-Mg-Si) [Jen48]

2.2 Heißrissbildung

2.2.1 Definition, Einteilung und Ursachen

Nach Merkblatt DVS 1004-1 [DVS96] sind Heißrisse als Risserscheinungen definiert, die „in Anwesenheit von niedrigschmelzenden sowie spröden Substanzen auf den Korngrenzen bei hohen Temperaturen im Verlauf und nach Beendigung des Schweißprozesses entstehen können“. Der interkristalline Verlauf [Str16] sowie die Merkmale einer frei erstarrten Bruchoberfläche, an der niedrigschmelzende Eutektika nachgewiesen werden können, sind typische Merkmale von Heißrissen [Sch04, Hil01, Kou03].

Die übergreifende Literatur klassifiziert Heißrisse nach ihrer örtlichen Lage zur Fügezone in drei Arten. Diese Einteilung geht auf die Arbeit von [Hem69] zurück, der als Erster die Unterteilung in Erstarrungsrisse, Wiederaufschmelzrisse und Risse durch Verformbarkeitsabfall vorgenommen hat.

- Erstarrungsrisse (engl.: solidification cracks), deren Bildung im Schweißgut erfolgt und deren Rissverlauf im Normalfall bis zur Oberfläche reicht

- Wiederaufschmelzrisse (engl.: liquation cracks), die in der WEZ durch das Aufschmelzen niedrigschmelzender Phasen an den Korngrenzen infolge des Wärmeeintrags durch den Schweißprozess entstehen, jedoch bis ins Schweißgut verlaufen; der Rissbildungsmechanismus ist dabei dem Mechanismus der Erstarrungsrisssbildung gleich
- Risse infolge von Verformbarkeitsabfall (engl.: ductility dip cracks, DDC), die in Verbindung mit hohen Temperaturen, jedoch unabhängig von flüssigen Phasen an den Korngrenzen meist in einiger Entfernung zum Schmelzbad auftreten

Sowohl beim Gießen als auch beim Schweißen ist die während der Erstarrung eintretende Heißrisssbildung ein komplexes Phänomen. Es beruht auf metallurgischen Vorgängen (Ausbildung von Kristallen und eutektischen Bereichen) sowie auf durch Schrumpfung und Wärmekontraktion erzeugten Spannungen (schweißbedingte inhomogene Wärmeverteilung) [Tan14]. Obwohl der exakte Mechanismus bis heute widersprüchlich bzw. ungeklärt ist [Esk07], werden unabhängig vom Legierungssystem gewisse Grundvoraussetzungen in der Literatur wiederkehrend definiert. So führen [Hil01, Zha08, Esk07] übereinstimmend

- niedrigschmelzende Phasen im Korngrenzenbereich und
- mechanische Zugbeanspruchung während der Erstarrung und Abkühlung

als notwendige Bedingungen für die Bildung von Heißrissen an. [Sch04] postuliert zusätzlich ein

- grobkörniges oder grobdendritisches Gefüge als Voraussetzung für die Entstehung langer Rissbahnen.

Die Heißrissentstehung basiert somit auf der Koexistenz von fester und flüssiger Phase. Sie tritt ein, wenn das Deformationsvermögen des Zweiphasenverbundes (Mushy-Zone) nicht ausreicht, die induzierten Spannungen beim Übergang zwischen flüssiger und fester Phase durch Umlagern bzw. Nachspeisen der Restschmelze zu kompensieren. Die erforderlichen Kräfte zur Trennung der Korngrenzen ergeben sich aus der Erstarrungsschrumpfung und der thermischen Kontraktion des Werkstoffes [Esk06]. Aufgrund ihres flüssigen Aggregatzustandes besitzen die niedrigschmelzenden Phasen an den Korngrenzen keine Formelastizität. Somit können sie die auftretenden Schrumpfspannungen nicht übertragen und reißen auf. Der Ort der Rissinitiation ist daher die benetzte Korngrenze bzw. die Restschmelze zwischen den Zellen oder Dendriten.

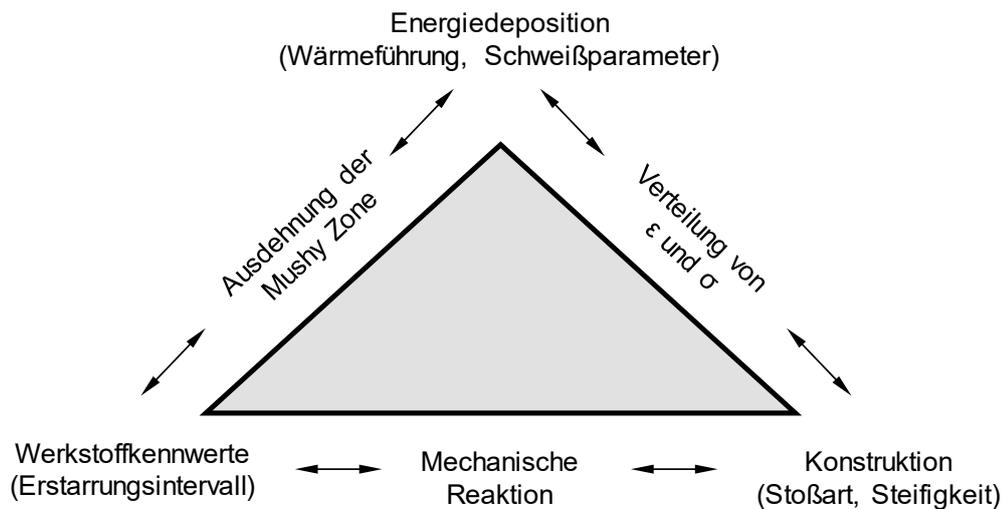


Abbildung 2.2: Komplexe Wechselwirkung der Einflüsse auf die Heißrissbildung [Cro05]

In Bezug auf Schweißprozesse ist das wechselseitige Aufeinander-Einwirken der Haupteinflussfaktor Werkstoff, Konstruktion und Wärmeführung in Abbildung 2.2 dargestellt [Cro05]. Die komplexen Interaktionen zwischen metallurgischen und mechanischen Einflussgrößen entstehen durch die im Schweißprozess auftretenden Temperaturgradienten. Während die Wärmeführung und der Werkstoff die resultierende Mikrostruktur bestimmen, wird die lokale Verteilung thermischer Dehnungen durch die Wechselwirkung zwischen Wärmeführung und Konstruktion beeinflusst. Die Behinderung der freien Ausdehnung durch konstruktive Auslegungen resultiert in mechanischen Spannungen.

2.2.2 Theorien

Im letzten Jahrhundert wurde eine Vielzahl an Modellvorstellungen konzipiert und weiterentwickelt, um den Mechanismus der Heißrissbildung zu erklären. Eine strukturierte und zusammenfassende Übersicht über die derzeit vorherrschenden Theorien findet sich in der Arbeit von [Esk07]. Jede vorgestellte Theorie hebt andere Ursachen hervor und definiert individuelle Kriterien der Heißrissentstehung. Beispielsweise definiert Pellini die kritische Dehnung [Pel52], Rappaz [Rap99] und Prokhorov [Pro62, Pro68] die Dehnrage, für Zacharia [Zac93, Zac94] ist die Spannungsverteilung ausschlaggebend und Borland [Bor60] stellt die Verteilung der Mengenverhältnisse flüssiger Phasen an den Korngrenzen in den Vordergrund. Die genannten Heißrissmodelle wurden meist für Gießprozesse entwickelt und durch Anpassung der Randbedingungen in Bezug auf Abkühlrate und Temperaturgradient auf Schweißprozesse übertragen.

Im Gegensatz zu reinen Metallen erstarren Legierungen in dem Temperaturintervall zwischen Solidus- und Liquidustemperatur, wobei feste und flüssige Phasen in einem sich ständig ändernden Mengenverhältnis gemeinsam vorliegen. Bereits 1950 zeigte eine Vielzahl von Untersuchungen, dass Heißrisse in dieser sogenannten „Mushy-Zone“ entstehen und sich entlang der interdendritischen Restschmelze ausbreiten. Weitergehend stimmt eine Reihe von Autoren darin überein, dass Heißrisse hauptsächlich im letzten Stadium der Erstarrung auftreten, d. h. in einem Temperaturbereich knapp oberhalb der Solidustemperatur, wenn der Feststoffanteil über 85–95 % liegt [Esk07]. Auch lässt sich aus dem derzeitigen Stand der Wissenschaft eindeutig ableiten, dass die Heißrissbildung verstärkt auftritt, wenn die Schmelze bei hohen Temperaturgradienten abkühlt und erstarrt [Zha08, Kat01].

Nach [Bor60] besteht zwischen der Größe des Erstarrungsintervalls und der Heißrissanfälligkeit eine direkte Proportionalität, da die Verweildauer der schmelzflüssigen Filme im interdendritischen Netzwerk mit zunehmender Vergrößerung des Erstarrungsintervalls ansteigt. Bei einer Ungleichgewichtserstarrung wird die Solidustemperatur durch das niedrigste Eutektikum definiert. Ebenso führt eine filmartige Verteilung der flüssigen Phase entlang der Kristalle zu einer hohen Heißrissneigung [Bor60], da in diesem Zustand bereits geringe Kräfte bzw. Dehnungen ausreichen, um einen Heißriss zu bilden.

[Esk04] separiert das Erstarrungsgebiet in die Bereiche „Slurry“ und „Mush“. Während im „Slurry“ (dt. Schlamm) Liquidus- und Solidusphasen ungehindert zwischen Kristallen fließen, sind die Dendritenarme im Bereich „Mush“ vereinigt und bilden so eingeschlossene Schmelzbereiche. Der Zustand, in dem die Dendritenarme vereinigt sind, wird als Kohärent [Rap99, Esk04], der Zeitpunkt der Vereinigung als Kohärenztemperatur bezeichnet. In diesem Zustand kann das Solidusnetzwerk Spannungen übertragen. Die Zugspannungen entstehen einerseits aufgrund der Erstarrungsschrumpfung durch die Differenz der Dichte zwischen flüssiger und fester Phase und andererseits durch die thermische Kontraktion aufgrund der temperaturabhängigen Dichte im festen Zustand. Aufgrund der wirkenden Zugspannungen ergibt sich entlang des Erstarrungsgebietes ein Druckabfall [Rap99], wodurch die Schmelze entgegen der Erstarrungsrichtung fließen kann. Dies wird in der Literatur als Nachspeisung bezeichnet [Cro05]. Oberhalb der Kohärenztemperatur, im Slurry, können auftretende Zugspannungen das Dendritennetzwerk verformen und die Dendritenarme auseinanderziehen. Die hohe Permeabilität der Schmelze in diesem Bereich ermöglicht die Nachspeisung der geweiteten Bereiche. Tief in der Mushy-Zone ist die Permeabilität des

Solidusnetzwerks klein und die Viskosität der Schmelze groß, weshalb die Nachspeisung der Schmelze als gering zu werten ist. Damit kann eine Öffnung des kohärenten Netzwerks nicht mehr durch Nachspeisen der Restschmelze kompensiert werden. Dies führt zur Heißrissbildung [Cam91].

Die Nachspeisung des interdendritischen Netzwerkes nimmt somit einen wichtigen Stellenwert für die Heißrissbildung ein. Daher leiten einige Autoren [Feu77, Niy77] Theorien auf der Grundlage der Nachspeisung ab. So entstehen Heißrisse, wenn die Nachspeisung durch bereits erstarrte Kristalle unterbunden wird [Niy77]. Entsprechend dem Ansatz von [Feu77] kommt es im Verlauf der Erstarrung zur Heißrissbildung, wenn die Geschwindigkeit der Erstarrungsschrumpfung größer wird als die Geschwindigkeit, mit der die fließende Schmelze entstehende Hohlräume nachspeisen kann. Ab einem gewissen Zeitpunkt sind die Zwischenräume in diesem Netzwerk so klein, dass eine Nachspeisung behindert oder unterbunden wird. Somit hat auch das sich ausbildende Erstarrungsgefüge in Bezug auf Morphologie und Größe einen signifikanten Einfluss auf die Heißrissbildung.

Neben den metallurgischen Vorgängen bei der Erstarrung sowie der Nachspeisung üben auch die durch Erstarrungsschrumpfung und thermische Kontraktion verursachten Spannungen und Dehnungen einen wesentlichen Einfluss auf die Heißrissbildung [Cro05] aus. Eine Vielzahl von Theorien betrachtet die Dehnung (ϵ) als wesentliches Kriterium für die Heißrissbildung. Nach [Pel52] liegt der Heißrissentstehung die Dehnungslokalisierung im interkristallinen Schmelzfilm zugrunde. Die aus dem Schweißprozess resultierenden Zugdehnungen werden aus dem vollständig erstarrten Bereich und den Dendriten im Erstarrungsgebiet in die interdendritischen Schmelzfilme übertragen und dort akkumuliert. Die Rissinitiation erfolgt nahe der Solidustemperatur, da die Korngrenzen in diesem Stadium mit dünnen Schmelzfilmen bedeckt sind und bereits geringe Dehnungen zur Rissbildung ausreichen. Aufbauend auf den Arbeiten von [Pel52] erläutern [Dod56] und [Met69], dass die Seigerung niedrigschmelzender Elemente die zeitliche Existenz des Schmelzfilms erhöht. Dadurch wird die gesamte Dehnung über dem Schmelzfilm erhöht. Dies führt zur Erhöhung der Heißrissanfälligkeit. [Pro62] definiert das „Temperaturintervall der Sprödigkeit – TIS“. Innerhalb dieses Temperaturbereichs durchläuft das Schweißgut während der Erstarrung sein Minimum an Verformbarkeit. Übersteigen die entstehenden Dehnungen das Verformbarkeitsvermögen der kristallisierenden Schmelze, kommt es zum Heißriss. Aufbauend auf dieser Grundidee haben verschiedene Autoren die maximal tragfähige Dehnung dieses Temperaturbereichs experimentell bestimmt [Pro68, Bor60, Sen71]. Das TIS-Konzept von [Pro62] betrachtet zwar nur die mechanische Komponente der

Heißrissbildung, eignet sich jedoch besonders, um verschiedene Werkstoffe hinsichtlich ihrer Heißrissanfälligkeit zu vergleichen.

Infolge der kontinuumsmechanischen Verknüpfung müssen bei den zuvor aufgeführten dehnungsbasierten Theorien auch Spannungen eine wesentliche Rolle spielen. Spannungsbasierte Kriterien beruhen auf der Annahme, dass Heißrisse im teigigen Zweiphasengebiet entstehen, wenn die anliegenden Zugspannungen die Werkstofffestigkeit überschreiten. Aus einer transienten thermomechanischen Betrachtung der Schmelzbadumgebung leitet [Zac93] die Rissinitiierung ab und postuliert eine Heißrissentstehung für den Fall, dass sich das lokale Zugspannungsfeld in die Mushy-Zone verschiebt.

[Esk07] und [Cro05] nehmen an, dass die Dehnrates bzw. Dehngeschwindigkeit für die Entstehung eines Heißrisses entscheidend ist, da das teilerstarrte Schmelzbad den auferlegten thermischen Dehnungen durch plastische Verformung, Diffusionskriechen, strukturelle Neuordnung und das Nachfließen von Restschmelze in Hohlräume und Poren entgegenwirken kann. Da die genannten Vorgänge zeitabhängig sind, kommt es zur Rissentstehung, wenn das betreffende Zeitintervall zu kurz ist. Somit besteht laut [Esk07] eine maximale Dehnrates, die das teilerstarrte Schmelzbad während der Erstarrung ertragen kann. Die Bedeutung der Dehnrates für die Heißrissbildung rückte [Pro56] im Zuge seiner Arbeit als Erster in den Vordergrund. Für die Ermittlung der kritischen Dehnrates gehen [Feu77] und [Rap99] von einer Bilanzierung zwischen flüssiger und fester Phase während der Kristallisation aus. [Rap99] stellt eine interdendritische Druckbilanz auf. Unter Berücksichtigung einer Massenbilanz über die Dendritenlänge wird sowohl die Verformung des bereits erstarrten Werkstoffes als auch die Möglichkeit einer interdendritischen Nachspeisung ermittelt. Für eine ideal angenommene Kornstruktur wird über die Verformungsgeschwindigkeit des bereits erstarrten Materials der maximale Druckabfall berechnet, der zur Rissinitiierung führt. Dabei resultiert die Verformung aus der Volumenänderung durch den Phasenwechsel flüssig/fest, wodurch im interdendritischen Raum ein Druckabfall entsteht, der das Nachspeisen durch Restschmelze bis zu den Dendritenwurzeln bewirkt. Somit kann der entstehende Hohlraum als Ort der Heißrissinitiierung angesehen werden.

Der in den vorangegangenen Abschnitten vorgestellte theoretische und experimentelle Wissensstand der aktuell einschlägigen Fachliteratur macht deutlich, dass die Heißrissentstehung durch eine Vielzahl unterschiedlicher Modellvorstellungen und Kriterien beschrieben werden kann. Im Hinblick auf die hohe Heißrissanfälligkeit beim Schweißen von ausscheidungshärtenden Aluminiumlegierungen lassen sich vorläufig folgende Ursachen ableiten:

- Durch das große Erstarrungsintervall (Temperaturdifferenz zwischen Liquidus- und Solidustemperatur) ergeben sich für die Restschmelze lange Nachspeisewege im interdendritischen Netzwerk.
- Aus den hohen Temperaturgradienten resultiert ein grobstängeliges Gefüge mit langen Strecken für die eingeschlossene Schmelze.
- Infolge der hohen thermischen Wärmeausdehnung (ca. $23 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) und der Volumenkontraktion (Erstarrungsschrumpfung) am Phasenübergang flüssig/fest entstehen um bis zu 7 % höhere Dehnungen und Zugspannungen.
- Die hohe Wärmeableitung bewirkt höhere Dehnraten für das teilerstarre Schmelzbad.

2.3 Erstarrung beim Laserstrahlschweißen

2.3.1 Legierungsumverteilung und konstitutionelle Unterkühlung

Die Heißrissbildung beim Schweißen tritt während der Schmelzbaderstarrung ein. Aus diesem Grund haben die Erstarrungsbedingungen und das sich bildende Erstarrungsgefüge in Bezug auf Morphologie und Größe einen signifikanten Einfluss. Obgleich die Erstarrung bei Schweißprozessen unter anderen thermischen Randbedingungen abläuft als bei Gießprozessen, liegen ähnliche Gesetzmäßigkeiten zugrunde. Die Erstarrung wird durch einen Wärmeentzug an der Phasengrenze zwischen fest und flüssig erzielt und setzt sich im unmittelbaren Bereich der Liquidustemperatur aus mehreren Teilreaktionen zusammen.

Bei Aluminiumlegierungen handelt es sich um Stoffsysteme mit mindestens zwei Stoffen. Die Hauptlegierungselemente wirken ausschließlich schmelzpunkterniedrigend, was aus binären [Sch10] und ternären [Eas12] Zustandsdiagrammen direkt abgelesen werden kann und an der Phasengrenze Erscheinungen hervorruft, die den Erstarrungsverlauf im Gegensatz zu reinen Metallen zusätzlich beeinflussen [Sah99]. Während der Erstarrung von Legierungen kommt es an der Phasengrenze zwischen fest und flüssig zu einer Umverteilung der Legierungselemente zwischen der Schmelze und dem erstarrten Mischkristall. Die Ursache dafür ist die im Vergleich zum Kristall bzw. Festkörper weitaus höhere Löslichkeit und Diffusionsgeschwindigkeit der einzelnen Legierungselemente in der Schmelze. Während der Erstarrung können die wachsenden Al-Mischkristalle nur einen begrenzten Gehalt der Legierungselemente lösen. Dadurch wird die Restschmelze vor der Erstarrungsfront zunehmend mit schmelzpunktherabsenkenden Elementen angereichert. Dieser lokal auftretende Konzentrationsunterschied wird als Entmischung bzw. Seigerung bezeichnet. Die Schmelze erstarrt dort nicht beim Erreichen der Liquidustemperatur der Legierung, sondern aufgrund ihrer veränderten chemischen Zusammensetzung bei geringeren

Temperaturen. Dieser Bereich der Konzentrationsverschiebung wird als Zone der konstitutionellen Unterkühlung bezeichnet, die ausschließlich bei Legierungen auftritt und im Folgenden erläutert wird.

Abbildung 2.3 rechts zeigt schematisch das Phasendiagramm A-B einer Legierung mit Mischkristallbildung in der festen Phase, wobei die Liquidustemperatur mit zunehmender Konzentration des Elementes B abfällt, wie es binären Al-Si-, Al-Cu- oder Al-Mg-Phasendiagrammen entspricht. Im Phasendiagramm kennzeichnet L die Schmelze und α_{AL} den Mischkristall. Die Ausgangskonzentration der Schmelze ist c_0 .

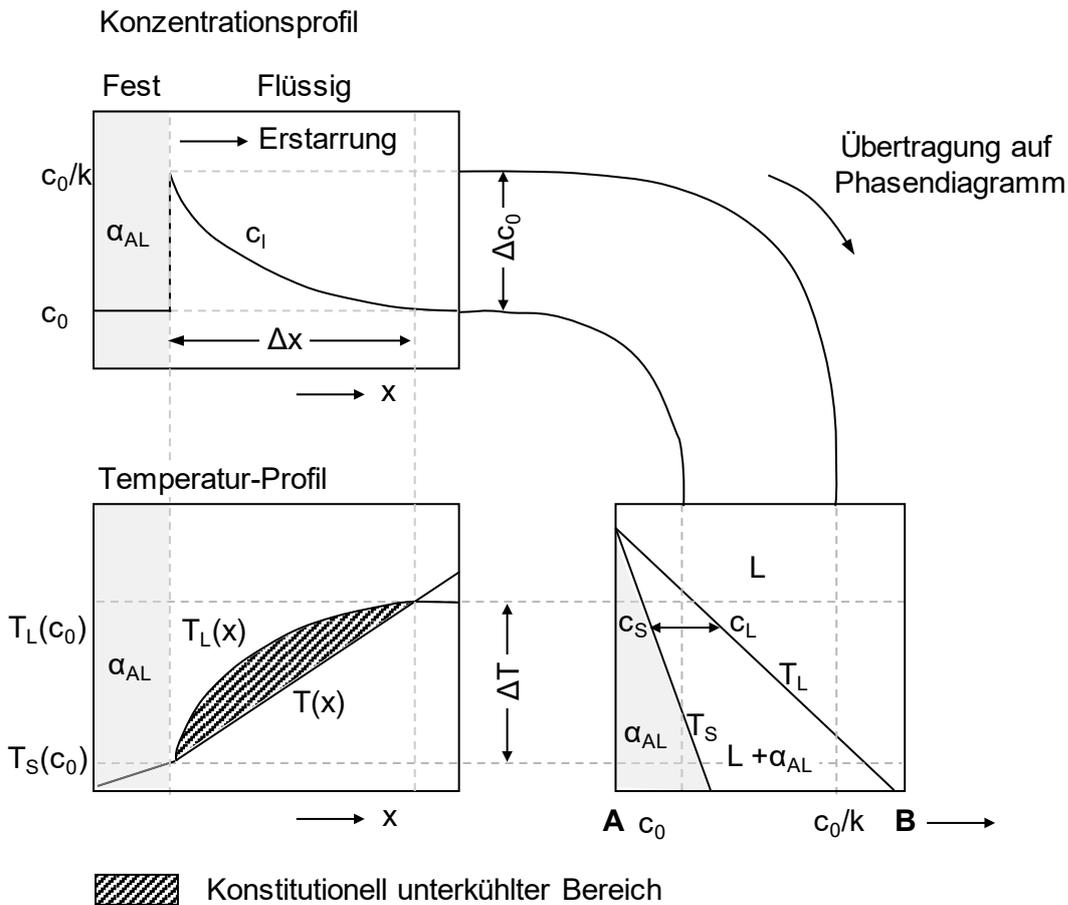


Abbildung 2.3: Konstitutionelle Unterkühlung: Konzentrationsprofil, Verlauf von T_L , Phasendiagramm nach [Kou03]

$T_L(c_0)$ ist die Liquidus- und $T_S(c_0)$ die Solidustemperatur, c_L und c_S sind die Gleichgewichtskonzentrationen für eine bestimmte Temperatur im Erstarrungsintervall $\Delta T = T_L(c_0) - T_S(c_0)$. Ihr Verhältnis c_S/c_L wird als Verteilungskoeffizient k bezeichnet. Direkt beim Unterschreiten von T_L weisen die ersten erstarrten Mischkristalle α_{AL} mit der Konzentration kc_0 einen geringeren Gehalt des Elementes B als die Schmelze

(c_0). Bei der weiteren Erstarrung der Schmelze reichert sich diese mit B-Elementen an, sodass die Liquidustemperatur zunehmend sinkt.

Bei Gleichgewichtserstarrung (theoretisch unendlich langsamer Abkühlgeschwindigkeit) findet zwischen fester und flüssiger Phase ein vollständiger Diffusionsausgleich statt, sodass nach vollständiger Erstarrung ein metallurgisch homogener, seigerungs-freier Mischkristall mit der chemischen Zusammensetzung c_0 vorliegt. Da jedoch Schmelzbäder beim Schweißen nicht unter Gleichgewichtsbedingungen erstarren und die Zeit für einen Diffusionsausgleich nicht oder nur in einem begrenzten Umfang gegeben ist, kommt es in dieser schmalen Zone vor der Erstarrungsfront zu einer Anreicherung bzw. Konzentrationsüberhöhung von B-Atomen. Dabei steigt die Konzentration von B vor der Phasengrenze exponentiell über die Strecke Δx an. Dadurch werden die niedrigschmelzenden Legierungselemente im Verlauf der Erstarrung zunehmend im Zentrum des Schmelzbades in großen Mengen konzentriert. Im letzten Stadium der Schmelzbaderstarrung treten Heißrisse auf, weil die in der Nahtmitte mit B-Atomen angereicherte Restschmelze die entstehenden Schrumpfkkräfte des Schweißgutes nicht aufnehmen kann [Cro05]. Somit bestimmen auch die Abkühlbedingungen der Schmelze die Mechanismen an der Phasengrenze.

2.3.2 Einfluss des Temperatur-Zeit-Profiles auf die Gefügestruktur

Das sich in Bezug zur Morphologie und Größe ausbildende Erstarrungsgefüge wird nicht nur durch die chemische Legierungszusammensetzung der Schmelze und die Konzentrationsverhältnisse an der Grenzfläche zwischen fest und flüssig bestimmt, sondern auch durch das im Schmelzbad während der Erstarrung auftretende Temperatur-Zeit-Profil. Analog zu Gießprozessen kann die beim Schweißen entstehende Mikrostruktur durch folgende thermische Erstarrungsparameter beschrieben werden [Sah99, Kou03]:

- | | | |
|--------------------------------|---------|----------------------|
| • Abkühlrate β | dT/dt | (K s ⁻¹) |
| • Temperaturgradient G | dT/dx | (K m ⁻¹) |
| • Erstarrungsgeschwindigkeit R | dx/dt | (m s ⁻¹) |

Dabei stehen Abkühlrate (β), Temperaturgradient (G) und Erstarrungsgeschwindigkeit (R) in folgender Beziehung zueinander:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{dT}{dx} \cdot \frac{dx}{dt} \quad \text{Gleichung 2-1}$$

Der Temperaturgradient beschreibt die Änderung der Temperatur in der Schmelze unmittelbar an der Phasengrenze zwischen fest und flüssig. Dabei wird G senkrecht

zur Erstarrungsfront, bspw. entlang der Dendritenachse, angelegt. Den signifikanten Einfluss des Temperaturgradienten (G) auf die Ausdehnung des unterkühlten Bereiches bzw. die Länge des Erstarrungsgebietes (ψ) und die daraus resultierende Gefügestruktur [Kou03] zeigt Abbildung 2.4.

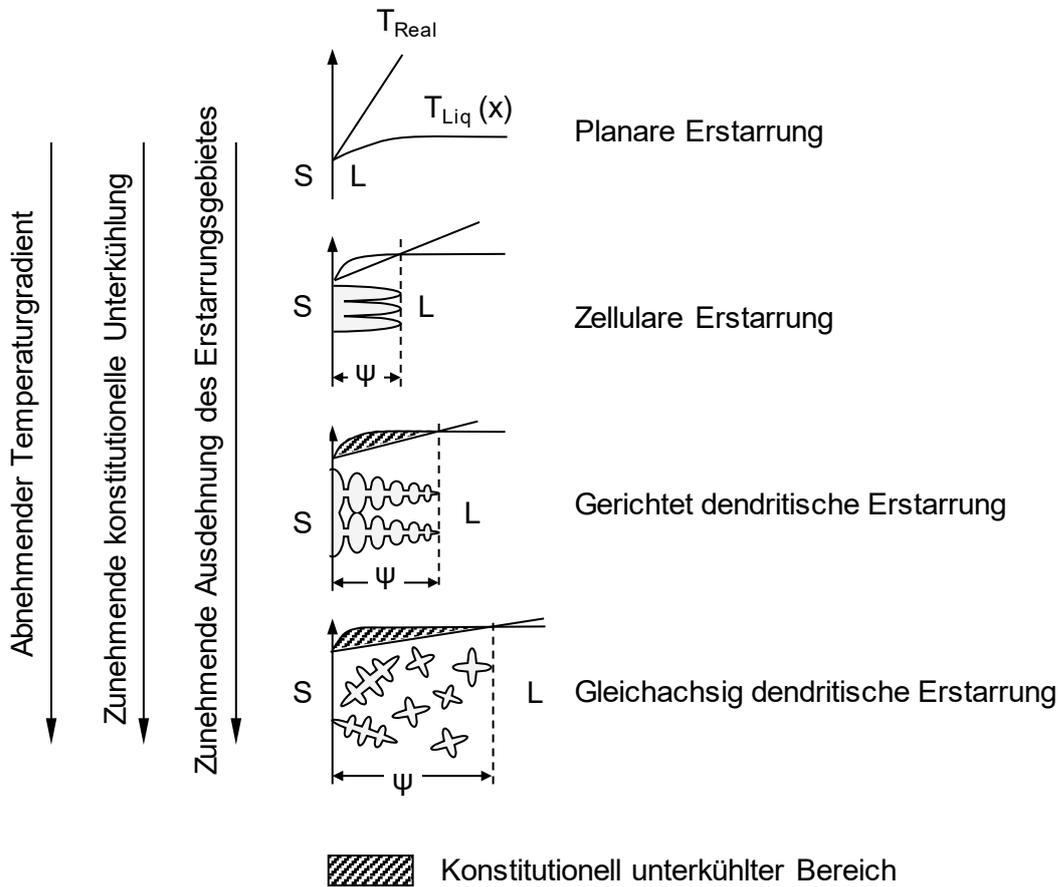


Abbildung 2.4: Einfluss der konstitutionellen Unterkühlung auf die Erstarrungsmorphologie nach [Kou03]

Mit abnehmendem Temperaturgradienten und der sich damit vergrößernden Zone der konstitutionellen Unterkühlung werden die Bedingungen für das Wachstum von Kristallen in das zunehmend tiefer unterkühlte Gebiet verbessert und die Bildung von Dendriten wird begünstigt. Dabei ändert sich die Kornunterstruktur mit abnehmenden Temperaturgradienten von planar oder zellular (bei kleinen Unterkühlungen) bis hin zu gerichtet und globular dendritisch (bei großen Unterkühlungen) [Ru53, Win54, Kou03]. Die Erstarrungsmorphologie auf mikrostruktureller Ebene ist somit eine Funktion der konstitutionellen Unterkühlung, die wiederum durch das Temperatur-Zeit-Profil beeinflusst wird.

Da technische Schmelzbäder in jedem Fall mindestens binäre Legierungssysteme darstellen, ist eine vollständig planare Erstarrung auszuschließen, da gemäß [Sav80]

geringe Gehalte von Legierungselementen eine konstitutionelle Unterkühlung an der Erstarrungsfront hervorrufen. Die Verringerung des Temperaturgradienten während der Erstarrung ist somit entscheidend für die Ausbildung planarer bzw. zellularer Gefügestrukturen in Nahtrandbereichen [Zha08, Kou03] und dendritischer Gefügestrukturen im Nahtzentrum.

Darüber hinaus wird die resultierende Gefügestruktur neben dem Temperaturgradienten auch durch die Erstarrungsgeschwindigkeit (R) bestimmt. Der Zusammenhang beider Größen in Abbildung 2.5 zeigt, dass die Erstarrungsmorphologie durch das Verhältnis G/R und die Feinheit der Struktur durch das Produkt $G \cdot R$ bestimmt wird.

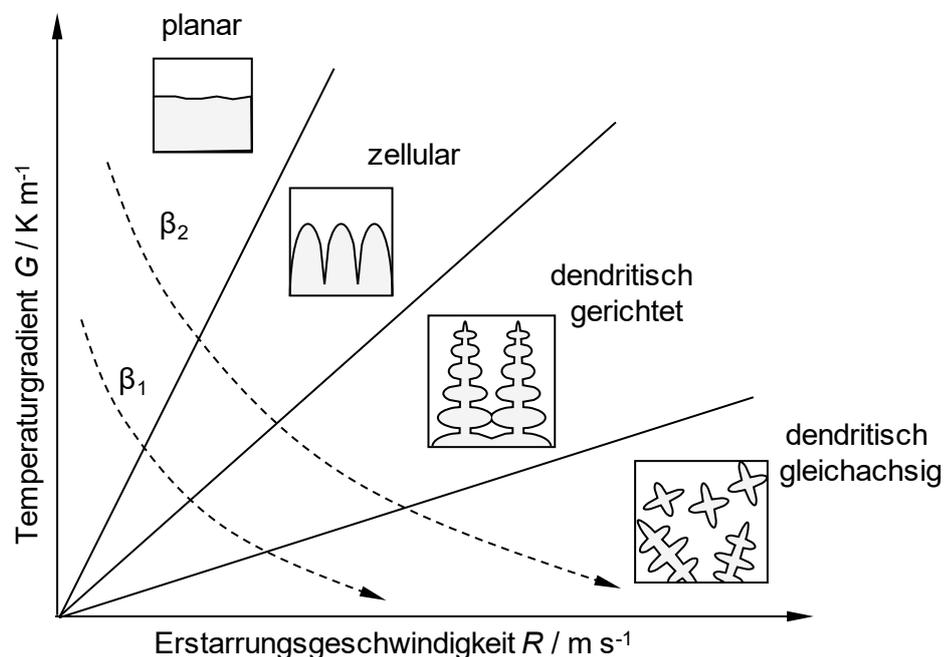


Abbildung 2.5: Einfluss von Temperaturgradient und Erstarrungsgeschwindigkeit auf die Ausbildung und Größe der Kornstruktur nach [Kou03]

Die Feinheit der sich ausbildenden Gefügestruktur in Schweißnähten steht in engem Zusammenhang mit der Abkühlrate des Schmelzbades und kann bspw. durch den primären Zell- bzw. Dendritenarmabstand (λ_1) charakterisiert werden, der nach [Hun79] folgende Proportionalität aufweist:

$$\lambda_1 = K \cdot G^{-0,5} \cdot R^{-0,25} \quad \text{Gleichung 2-2}$$

Dabei ist K die legierungsabhängige Materialkonstante, die nach [Eas06] für EN AW 6082 den Wert $95,8 \mu m (K s^{-1})$ beträgt. Somit ergibt sich aus einer höheren Abkühlrate bzw. geringeren Erstarrungszeit eine feinere Gefügestruktur. Die resultierende Länge

der Zellen bzw. Dendriten l_c wird durch den Temperaturgradienten im Schmelzintervall bestimmt und nach [Fle74] und [Zha08] durch folgende Gleichung 2-3 abgeschätzt:

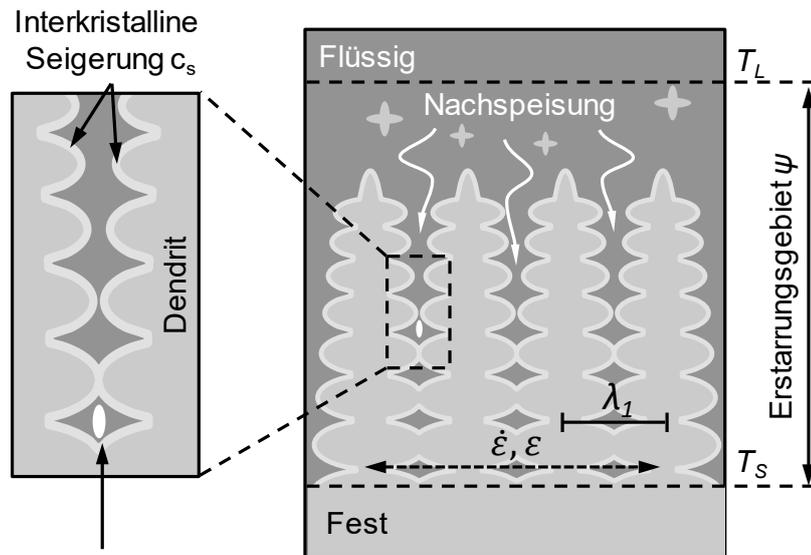
$$l_c = \Delta T \cdot G^{-1} = (T^* - T_W) \cdot G^{-1} \quad \text{Gleichung 2-3}$$

ΔT ist die Differenz zwischen der Dendritenspitze (T^*) und der Dendritenwurzel (T_W). Demnach führt eine Erstarrung mit geringen Temperaturgradienten im Schmelzintervall zur Ausbildung eines längeren Erstarrungsgebiets mit langen Zellen bzw. Dendriten und dementsprechend höherer Heißrissanfälligkeit durch die längere Strecke, die die Restschmelze interdendritisch nachspeisen muss.

Im Vergleich zu anderen Legierungsgruppen führt das vergleichsweise große Erstarrungsintervall aushärtbarer Aluminiumlegierungen zu einer hohen Heißrissanfälligkeit. Dies gründet in einem höheren Grad der konstitutionellen Unterkühlung an der Erstarrungsfront, sodass das Gefüge dendritisch erstarrt und sich im Vergleich zum zellularen schwerer speisen lässt. Durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit hat die Restschmelze darüber hinaus eine nur begrenzte Zeit, die schwindenden Hohlräume im interdendritischen Netzwerk nachzuspeisen.

2.4 Modellhafte Zusammenfassung der Heißrissbildung

Entsprechend den vorherigen Abschnitten zu den theoretischen Grundlagen und der sich bildenden Mikrostruktur können der Mechanismus der Heißrissbildung sowie die Einflussfaktoren modellhaft dargestellt werden (Abbildung 2.6). Die Heißrissbildung erfolgt im Erstarrungsgebiet ψ im Temperaturbereich zwischen vollständig flüssig (T_L) und fest (T_S), wenn aufgrund von Erstarrungsschrumpfung und thermischer Kontraktion Hohlräume im interdendritischen Netzwerk entstehen, die durch das Nachfließen der Restschmelze nicht mehr kompensiert werden können. Dabei wird der entstehende Hohlraum als Ort der Heißrissinitiierung gesehen.



Heißrissinitiiierung durch
entstehenden Hohlraum / Kavität

Abbildung 2.6: Modellhafte Darstellung der Heißrissbildung und ihrer Einflussgrößen

In Bezug auf die Nachspeisung des interdendritischen Netzwerkes im Erstarrungsgebiet können folgende Einflussfaktoren identifiziert werden:

- **Länge des Erstarrungsgebietes ψ .** Sie definiert wiederum die Distanz, die die Restschmelze nachfließen muss, um auftretende Hohlräume zu „schließen“.
- **Erstarrungszeit des Schmelzbades.** Sie bestimmt auch den Zeitraum, die die Restschmelze hat, um in die entstehenden Hohlräume hineinzufließen.
- **Permeabilität der Schmelze im Erstarrungsgebiet.** Sie beschreibt, wie die Restschmelze im interdendritischen Netzwerk bzw. zwischen den Dendriten fließt. Ab einem gewissen Zustand sind die Zwischenräume im interdendritischen Netzwerk so klein, dass eine Nachspeisung behindert bzw. unterbrochen wird. Dies hängt wiederum vom strukturellen Aufbau des Zweiphasengebietes (Morphologie und Größe der Mikrostruktur) ab und kann metallographisch durch den primären Zell- bzw. Dendritenarmabstand (λ_1) quantifiziert werden.
- **Bildung von Seigerungen** im interdendritischen Netzwerk. Durch sie wird die Restschmelze mit niedrigschmelzenden Eutektika angereichert. Die Folge ist eine Vergrößerung des zeitlichen Beständigkeitsbereiches der flüssigen Phasen und die damit einhergehende Vergrößerung des Erstarrungsgebietes.

- Die auf das Erstarrungsgebiet bzw. den interkristallinen Schmelzfilm wirkende **Dehnung und Dehnrates**, bei deren Überschreitung eine interdendritische Aufweitung, d. h. die Bildung eines Hohlraumes auftreten kann.
- Die auf den Zweiphasenverbund wirkenden **Zugspannungen**, die im Verlauf der Erstarrung und Abkühlung durch Umlagern bzw. Nachspeisen der Restschmelze nicht kompensiert werden können.

Die zuvor identifizierten Einflussgrößen stehen dabei in direkter Wechselwirkung mit dem während der Schmelzbadkristallisation auftretenden Temperatur-Zeit-Profil. Bezogen auf die Wärmeführung bzw. den eingesetzten Schweißprozess resultiert daher eine zunehmende Heißrissanfälligkeit, wenn das Schmelzbad mit höheren Abkühlraten erstarrt. Aus der höheren Abkühlgeschwindigkeit resultieren einerseits höhere Dehnraten und Spannungsgradienten. Andererseits wird eine feinere Mikrostruktur mit geringer Permeabilität erzeugt. Das belegen die Arbeiten von [Zha08, Sta12, Kat01], weshalb die Heißrissanfälligkeit beim Laserstrahlschweißen gegenüber dem Lichtbogenschweißen bzw. dem Gießen stärker ausgeprägt ist.

2.5 Gepulstes Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen

2.5.1 Prozesstechnische Grundlagen und Anwendungen

Das Laserstrahlschweißen ist nach DIN 8593 als Fügeverfahren in die Gruppe der Schmelzschweißverfahren einzuordnen. Neben dem Laserstrahlschweißen mit kontinuierlicher Strahlung ist das gepulste Laserstrahlschweißen die wichtigste Verfahrensvariation [Bli13]. Im Vergleich zum Laserstrahlschweißen mit kontinuierlicher Strahlung, bei dem die Leistung der emittierenden Laserstrahlquelle auf ein definiertes Leistungsniveau ansteigt und über den gesamten Schweißprozess konstant gehalten bzw. mit einer Modulation (bspw. Sinusschwingung) beaufschlagt wird und erst bei Prozessende auf null absinkt, wird die Laserleistung beim gepulsten System in sequentiell geschalteten Pulsen abgegeben.

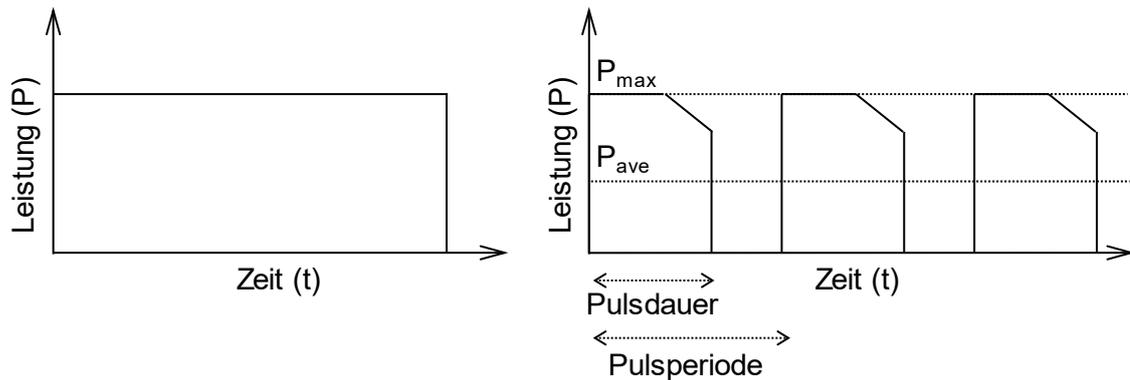


Abbildung 2.7: Kontinuierlich emittierende Laserquelle und gepulst emittierende Laserquelle

Der sich hieraus ergebende Parameterraum wird anhand der Pulsdauer eingestellt, der sich im Bereich von Femtosekunden [Bli13] bis hin zu mehreren Millisekunden [Bie15] bewegt. Im Mikroschweißen werden Pulsdauern im Bereich von ca. 1 bis 50 ms bei Frequenzen von 1 bis 50 Hz angewendet, was dazu führt, dass das Schmelzbad in den Pulsphasen erstarrt. Somit liegen zu Pulsbeginn stets vergleichbare Randbedingungen vor. Die Laserpulse können als Einzelpulse zum Punktschweißen und pulsüberlappend zum Nahtschweißen ausgeführt werden. Zentrale Parameter des gepulsten Laserstrahlschweißprozesses werden in der Arbeit von [Tze00] zusammengefasst. Entscheidende Kenngrößen sind die Repetitionsrate ($1/\text{Pulsperiode}$), die Pulsdauer, die Pulsspitzenleistung (P_{\max}) und die sich daraus ergebende mittlere Laserleistung (P_{ave}), die wie folgt definiert ist:

$$P_{\text{ave}} = \text{Repetitionsrate} \cdot \int_0^{\text{Pulsdauer}} P(t) dt \quad \text{Gleichung 2-4}$$

Nahtschweißungen entstehen, wenn einzelne Schweißpunkte nacheinander überlappend gesetzt werden. Während für ausreichende Festigkeiten eine Überdeckung $> 50\%$ [Mül17] ausreicht, werden für gasdichte Schweißnähte Überdeckungsgrade $> 75\%$ gefordert [Ama17, Mül17]. Die Pulsüberdeckung hängt von der Vorschubgeschwindigkeit, der Repetitionsrate und dem Schweißpunktdurchmesser ab und ist wie folgt definiert [Tze00]:

$$\text{Überlappung} = 1 - \frac{\text{Vorschubgeschwindigkeit}}{\text{Repetitionsrate} \cdot \text{Schweißpunktdurchmesser}} \quad \text{Gleichung 2-5}$$

Aufgrund der zeitlich diskontinuierlichen Energieabgabe können aus werkstofftechnischer Sicht die Pulsbereiche mit der Bildung des Schmelzbades und die leistungsfreien Bereiche mit der Abkühlphase einander gegenübergestellt werden. Das sich periodisch bildende Schmelzbad [Wit16], die hohe Abkühlrate [Mic96] und die damit einhergehende geringe Temperaturbelastung in unmittelbarer Umgebung der Schweißzone werden in der Literatur als signifikanter Vorteil angesehen, um bspw. den Verzug bei der schweißtechnischen Bearbeitung im Dünnschichtbereich zu reduzieren [Zha08, Fre99]. Das Werkstoffspektrum, das mit gepulsten Laserstrahlquellen bearbeitet werden kann, reicht von Reinstoffen wie Kupfer und Gold [Gre01] bis hin zu komplexen Ti-Ni-Shape-Memory-Legierungen [Oga04] und Mischverbindungen (Titan – rostfreier Stahl) [Hir02]. Auch ist es gelungen, reaktive Titanlegierungen ohne eine signifikante Oxidation der Oberfläche zu fügen [Ged00]. Die Anwendungen des gepulsten Laserstrahlschweißens liegen im Bereich der Mikroelektronik und -kontaktierung [Kle04], des Reparaturschweißens von Turbinenschaufeln [Bie15] oder Werkzeugen [Ple12, Sül11] und des Dichtschweißens von elektronischen Komponenten in einem Aluminiumgehäuse [Zha08, Ber15].

Im Bereich des Mikroschweißens wird in der Literatur hauptsächlich der Einsatz eines konventionellen Rechteckpulses beschrieben, bei dem die Pulsleistung über die gesamte Dauer quasi konstant verläuft [She09, Mil93, Kat97, Zha08, Mic96, She15, She14, Liu14]. Die Pulsleistung wird hierbei in einer theoretisch unendlich kurzen Zeitspanne erreicht und fällt am Pulsende wieder auf null ab, woraus hohe Aufheiz- und Abkühlraten resultieren.

Im Jahr 1987 wurde in der Arbeit von [Wee87] erstmals der Ansatz der Pulsformung beim Laserstrahlschweißen vorgestellt, womit der Leistungsverlauf über die gesamte Dauer des Pulses individuell und materialangepasst eingestellt werden kann. [Kar03] und [Due08] kommen zu dem Ergebnis, dass bei Werkstoffen mit hoher Reflektivität bspw. Kupfer oder Aluminium ein überhöhter Pulsbeginn zu einer deutlich verbesserten Einkopplung in das Material führt. Hingegen lassen sich mit einem definierten Leistungsabfall am Pulsende Poren [Ber11] und Heißrisse [Bie17, Ber13] begrenzen bzw. vermeiden. In der Literatur wird von der „metallurgischen Pulsform“ gesprochen, wenn der bereits geformte Puls zusätzlich mit einer hochfrequenten Modulation (20 kHz) beaufschlagt wird [Wil09, Ber07]. Die Modulation führt nach [Wil09] zu veränderten Schmelzbadtemperaturen und demzufolge auch zu temperaturabhängigen Stoffwerten, wie Oberflächenspannung und Viskosität, wodurch die Schmelzbadynamik beeinflusst wird [Hol04, Due03b].

So resultiert aus der hochfrequenten Modulation des Pulsleistungsverlaufes eine erhöhte Marangoni-Konvektion in der Schmelze, die zu einer verstärkten konstitutionellen Unterkühlung an der Schmelzbadgrenze führt [Kot08]. Dies bringt eine keimbildungsorientierte Erstarrung mit sich, die wiederum einen Kornfeinungseffekt hervorruft, d. h. die Bildung eines globularen Gefüges bewirkt [Wil10, Wil09]. Auf diese Weise wird die Bildung massiver, zusammenhängender intermetallischer Phasen eingegrenzt, sodass Mischverbindungen (bspw. Al/Ti, Al/St, Al/Cu) prozesssicher miteinander geschweißt werden können [Wil07].

2.5.2 Experimentelle Heißrissvermeidung

Trotz des deutlich ausgeweiteten Werkstoffspektrums, das mit gepulster Laserstrahlung bearbeitet werden kann, ergeben sich Herausforderungen bei der Bearbeitung heißrissanfälliger Aluminiumlegierungen. Durch die sequentielle Energieabgabe bei Laserstrahlintensitäten von $\sim 10^4$ – 10^6 W m⁻² mit Pulsdauern im Bereich von $\sim 10^{-3}$ s ergeben sich im Vergleich zum Lichtbogenschweißen ($\sim 10^1$ – 10^3 K/s) und Gießen ($\sim 10^0$ – 10^1 K/s) weitaus höhere Abkühlraten ($\sim 10^4$ – 10^6 K/s) [Omr12, Kot08, Con13]. In Bezug auf die vorherigen Ausführungen liegt dem gepulsten Laserstrahlschweißen daher eine höhere Heißrissanfälligkeit zugrunde, was auch durch die Arbeiten von [Cie88] und [Cha10] bestätigt wird. [Cie88] vergleicht die Heißrissanfälligkeit des gepulsten und kontinuierlichen Laserstrahlschweißprozesses phänomenologisch anhand der Al-Legierungen der AA-5456-, AA-5086- und AA-6061-Reihe. In den experimentellen Untersuchungen wird ein Rechteckpuls verwendet, bei dem die Pulsleistung über die gesamte Pulsdauer quasi konstant abgegeben wird. Während die Schweißnähte mit kontinuierlicher Bestrahlung rissfrei erstarren, werden in allen gepulst geschweißten Nähten Heißrisse festgestellt. Die Heißrissanfälligkeit des pw-Prozesses führt [Cie88] auf höhere Spannungsgradienten während der Erstarrung zurück, ohne dass ein Nachweis dieser Hypothese erfolgt. Analog zu [Cie88] werden in [Cha10] das cw- und das pw-Laserstrahlschweißen mit Blick auf die Heißrissanfälligkeit einander gegenübergestellt. Beim Verbindungsschweißen der Legierungen AA6061-T651 mit AA3003-O an einer I-Naht am Stumpfstoß wird auch in diesen Untersuchungen die höhere Heißrissanfälligkeit dem gepulsten Schweißprozess zugesprochen. Die Heißrissanfälligkeit wurde hier ausschließlich durch die Gegenüberstellung von metallographisch ermittelten Risslängen vollzogen.

Zwar konnte bei punktüberlappenden Nahtschweißungen durch die Anpassung der Frequenz, d. h. des zeitlichen Abstands zwischen den einzelnen Pulsen, auch beim Schweißen mit Rechteckpulsen Einfluss auf die sich ergebende Risslänge, die Risscharakteristik und den Rissfortschritt genommen werden, eine vollständige Unterdrückung von Heißrisen ließ sich jedoch nicht erreichen [She09].

Die Arbeiten von [Mil93, Kat97, Zha08, Mic96, She09, She14, She15, Bra94, Kim99, Lip94, Che15] fassen den derzeitigen Wissensstand zum gepulsten Laserstrahlschweißen mit Rechteckpulsformen zusammen und belegen, dass ein Schweißen ohne Entstehung von Heißrissen beim Einsatz konventioneller Rechteckpulse nicht möglich ist. Dabei wurden die Schweißexperimente an Aluminiumlegierungen [Mil93, Kat97, Zha08, Mic96, She09, She14, She15] und nichtrostenden Stählen [Bra94, Kim99, Lip94, Che15] sowohl mit Punkt- als auch mit Nahtschweißungen ausgeführt. In der Literatur wird mehrfach der Einsatz eines Schweißzusatzwerkstoffes beschrieben, der als Draht, Pulver oder durch eine zuvor aufgebrachte Beschichtung [Wei13] in die Schweißzone geführt wird, um die Heißrissbildung zu unterdrücken. Dabei hat sich in der industriellen Anwendung die Zugabe siliziumhaltiger Zusatzwerkstoffe für das Lichtbogen- [Wei96] und das cw-Laserstrahlschweißen [Bes94, Plo06, Cic05] etabliert. Insbesondere naheutektische Legierungen bieten mit ihrer niedrigen Schmelztemperatur die Möglichkeit, eine verbesserte Nachspeisung der interdendritischen Räume und dementsprechend das Schließen der Risse zu gewährleisten. Zusätzlich wirkt die Volumenzunahme von Si der auftretenden Erstarrungsschrumpfung von Al entgegen [Mag01]. Die Zugabe kornfeiner Elemente im Schweißzusatzwerkstoff ist eine weitere Möglichkeit, die Heißrissbildung beim Schweißen zu reduzieren [Dvo89, Mou99, Ram00, Tan14]; ihre positive Auswirkung ist auch im Gießen bekannt [Spi83, Mur02, Sch12] und wird dort eingesetzt. Korngefeinte, globulare Körner zeigen gegenüber stängeligen Körnern eine geringere Heißrissanfälligkeit [Kou85], da mit abnehmender Korngröße das Korngrenzenvolumen zunimmt und die während der Erstarrung auftretenden Dehnungen auf mehrere Korngrenzen verteilt bzw. weniger konzentriert werden [Tse71]. Die kürzen Dendriten der globularen Körner haben zudem eine verbesserte interdendritische Nachspeisung zur Folge. In Bezug auf das gepulste Laserstrahlschweißen wird die Zugabe eines Schweißzusatzwerkstoffes durch das diskontinuierliche und nur wenige Millisekunden lang existierende Schmelzbad, aber auch durch die entstehenden geringen Schmelzbaddurchmesser (400 bis 800 μm) und Schmelzbadtiefen (100–500 μm) erschwert, sodass in der Literatur nur vereinzelte Studien im Labormaßstab zu finden sind [Pin10, Pam16]. Zudem haben handelsübliche Drähte einen Durchmesser im Bereich von 1,0–1,6 mm und sind damit größer als das sich bildende Schmelzbad. Überdies ist der Einsatz von Zusatzwerkstoffen aus prozesstechnischer Sicht im industriellen Umfeld nicht zu bevorzugen, da hierdurch die Kosten, Prozessschritte und ggf. das Gewicht des Bauteils zunehmen.

Weitere Untersuchungen zur Vermeidung der Heißrissbildung basieren auf der mechanischen Erzeugung von Druckspannungen in der Schweißzone, die bspw. durch eine angepasste Spannsituation [Kan07] oder simultan mitlaufende Andruckrollen

[Liu96, Yan11] induziert werden. Diese Verfahren erfordern jedoch eine komplexe Systemtechnik, die in vielen Fällen nicht auf die Randbedingungen gepulst zu schweißender Anwendungen aus dem Bereich der Mikrosystemtechnik übertragen werden können. Ähnliche Untersuchungen zur Beeinflussung der Zugspannungen mittels Wärmefeldern werden in [Tol11] veranschaulicht.

Experimentelle Untersuchungen, die an verschiedenen Aluminiumlegierungen [She15, Mil93, Zha08, Dwo13, Kat97, Wit16] durchgeführt worden sind, belegen, dass die Heißrissentstehung durch den Einsatz von Pulsformung prozesssicher vermieden werden kann. Hierbei wird der Leistungsverlauf während der gesamten Pulsdauer gezielt geformt und auf diese Weise direkt Einfluss auf das prozessbedingte Temperatur-Zeit-Regime und die daraus resultierenden Erstarrungsparameter genommen. Literaturübergreifend findet der sogenannte „Rampdown-Puls“ Einsatz, der in die zwei Abschnitte Schweiß- und Abkühlphase separiert werden kann. Innerhalb der Schweißphase erfolgt das Aufschmelzen des Werkstoffes bzw. die Ausbildung des Schmelzbades. Dafür wird die Laserleistung für eine definierte Dauer konstant gehalten. In der Abkühlphase kann die Laserleistung über einen definierten Zeitraum linear [Wit16, Zha08, Dwo13], stufenweise [Wit16, Mat99] oder auch individuell herabgesenkt werden. Die jeweilige Pulsform ist dabei abhängig vom Werkstoff und von der zu fügenden Verbindung (Stoßart, Materialdicke etc.), wobei in der Literatur keine systematische Untersuchung über die Zusammenhänge vorliegt [Due03].

Punktförmige Untersuchungen mit Rampdown-Pulsformen sind in [Mic96, Mat99, Wit16] experimentell durchgeführt worden. In [Mic96] wird eine optimierte Rampdown-Pulsform empirisch an einer Aluminium-Kupfer-Legierung (2xxx) ermittelt. Die Evaluierung der Heißrissanfälligkeit erfolgt dabei einzig durch die Gegenüberstellung der metallographisch ermittelten Risslängen im Querschliff. Gegenüber dem mit einem konventionellen Rechteckpuls erzeugten Schweißpunkt wurden signifikant weniger Heißrisse in dem mit einem Rampdown-Puls ausgeführten Schweißpunkt festgestellt. In den Untersuchungen von [Mat99] wird die Tailing-Wave-Pulsform vorgestellt. Die experimentellen Arbeiten wurden hier an der Al-Legierung A70N1 (vergleichbar mit 6061-T6) ausgeführt. Dabei wurde die Pulsleistung nach der Schweißphase zunächst sprunghaft um mehr als 65 % reduziert und erst dann linear über 15 ms auf 0 W abgesenkt. Auch hier belegen metallographische Untersuchungen eine Reduzierung der Risslänge durch den Einsatz der Pulsformung. Die experimentellen Punktschweißuntersuchungen von [Wit16] zeigen die überproportionale Zunahme von Risslänge und Rissanzahl am Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen. Die ausgeprägte Heißrissanfälligkeit im Tiefschweißregime wird auf höhere Dehnungen während der Erstarrung zurückgeführt, die sich aus der höheren Erstarrungsschrumpfung bzw. thermischen Kontraktion aufgrund des größeren Schmelzbadvolumens ergeben.

Linienförmige, punktüberlappende Nahtschweißungen, die industriell bevorzugt werden, um bspw. Gehäusedichtschweißungen durchzuführen, sind Untersuchungsschwerpunkt in [Dwo13, Zha08, Wit16]. Während die Experimente von [Dwo13] einen eher phänomenologischen Charakter aufweisen, sind an dieser Stelle die experimentellen Untersuchungen von [Zha08] hervorzuheben, die das Auftreten von Heißrissen in Abhängigkeit von der Intensität und dem eigens definierten Leistungsgradienten an EN AW 6061-T6 untersucht. Für die Schweißversuche wurde der Rampdownpuls mit einer Dauer der Schweißphase von 4 ms verwendet. Anschließend wurde die Leistung mit unterschiedlichen Leistungsgradienten linear herabgesenkt. [Zha08] zufolge bilden sich Risse bei hohen Leistungsgradienten, während bei einem mittleren Leistungsgradienten keine Heißrisse in der Schweißnaht festzustellen sind. Bei einem weiter absinkenden Leistungsgradienten wird dagegen eine wiederkehrende Heißrissbildung beobachtet. An den Bruchflächen wurde eine hohe Konzentration niedrigschmelzender Eutektika festgestellt; dies weist darauf hin, dass die Heißrissbildung bei langen Abkühl dauern durch die Seigerung von Legierungselementen verursacht wird, die das Erstarrungsintervall vergrößern. Oberhalb einer bestimmten Laserstrahlintensität ist der Schweißprozess im Tiefschweißregime stabil und eine rissfreie Schweißnaht wird nicht erzeugt. In diesem Intensitätsbereich tritt die Heißrissbildung unabhängig vom eingestellten Leistungsgradienten auf, was analog zu den Untersuchungen von [Wit16] dem Tiefschweißregime zugesprochen werden kann.

Die bisher ausgeführten Untersuchungen diskutieren die Heißrissbildung lediglich im makroskopischen Sinne, indem die Laserparameter den nachfolgend metallographisch ausgewerteten Risslängen gegenübergestellt werden. Dies ermöglicht zwar die Eingrenzung angepasster Prozessführungen, erlaubt jedoch keine Beschreibung der unmittelbar an der Erstarrungsfront auftretenden physikalischen und metallurgischen Vorgänge. Lediglich die von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen und Thermographie begleiteten Punktschweißuntersuchungen in [Wit16] verweisen auf veränderte Spitzentemperaturen und Abkühlgeschwindigkeiten im Schmelzbad, wenn mit verschiedenen Pulsformen geschweißt wird.

Die Schweißgeschwindigkeit, die einen maßgeblichen Faktor für die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens darstellt, liegt auch in den Untersuchungen mit überlagerter Wärmequelle bei nur $40 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. Die lokale bzw. globale Überlagerung einer zusätzlichen Wärmequelle ist neben der zeitlichen Formung des Laserpulses eine weitere Möglichkeit, das sich während der Schmelzbaderstarrung einstellende Temperatur-Zeit-Regime zu beeinflussen und eine rissfreie Schmelzbaderstarrung ohne den Einsatz von Zusatzwerkstoffen zu erwirken [She15]. Experimentelle Untersuchungen mit globaler

Bauteilvorwärmung beim cw-Laserstrahlschweißen beinhalten die Arbeiten [Plo04] und [Bes93]. Der Ansatz der Vorwärmung beruht auf der Reduzierung der im Erstarrungsgebiet und im Grundwerkstoff auftretenden Temperaturgradienten und der damit verknüpften Zugdehnungen (Erstarrungsschrumpfung und thermische Kontraktion). In Bezug auf das gepulste Laserstrahlschweißen wird der Einfluss der globalen Bauteilvorwärmung (-190 °C , Raumtemperatur und 350 °C) einzig in der Arbeit von [She14a] an der Aluminiumlegierung 2024 untersucht. Die Punktschweißungen wurden mit einem Rechteckpuls ausgeführt. Mit steigender Vorwärmtemperatur nahmen Rissanzahl und Risslänge ab. Eine vollständige Rissunterdrückung konnte beim Verwenden eines Rechteckpulses selbst bei Vorwärmtemperaturen von bis zu 350 °C nicht erreicht werden.

Die lokale und zeitlich auf den gepulsten Laserstrahl abgestimmte Unterstützung mit einem gepulsten Plasmalichtbogen wird in [Ber14] betrachtet. Sie hat gegenüber elektromagnetischer Strahlung den Vorteil, dass sich die Temperatur unabhängig von der Absorption der Aluminiumoberfläche einstellen lässt. Der gepulste Plasmalichtbogen wurde mit der gleichen Frequenz wie der gepulste Nd:YAG-Laser betrieben. Zusätzlich wurde der Plasmalichtbogenpuls dem Nd:YAG-Laserpuls zeitlich vorangestellt, sodass der Plasmalichtbogen eine Vorwärmung bewirkte. Die Schweißexperimente fanden an der Außenhautlegierung EN AW 6016 - T4 mit einer metallurgischen Pulsform statt. Die Heißrissbildung wurde vollständig unterdrückt. In den Untersuchungen wurde bereits durch den Lichtbogen ein kleines Schmelzbad erzeugt. Dadurch steigt der Gesamtwärmeeintrag, wodurch der Verzug zunimmt und die Maßhaltigkeit vor allem im adressierten Dünnblechbereich nicht mehr gewährleistet ist. Die durch die notwendigen geringen Stromstärken bedingte Lichtbogenzündung schränkt die Prozessführung in Bezug auf die Lichtbogenstabilität ein.

Aus diesem Grund wird die lokale Vorwärmung in den meisten Fällen durch die Überlagerung mit einer zusätzlichen Laserquelle realisiert [Wit16, Nak11]. Für Aluminiumlegierungen werden zur effizienten Vorwärmung vornehmlich Diodenlaser eingesetzt. Dies begründet sich durch die um den Faktor 3 verbesserte Absorption im Wellenlängenbereich von 808 nm gegenüber der Nd:YAG-Laserstrahlung bei 1064 nm [Sut10, Bli13]. Dabei kann mithilfe unterschiedlicher Strahlformungselemente der Diodenlaserstrahl sowohl räumlich als auch in Abhängigkeit der Betriebsart (kontinuierlich oder gepulst) zeitlich dem gepulsten Nd:YAG Laserstrahl überlagert werden [Bie17]. Die heutigen Erkenntnisse zur Kombination von Diode und YAG basieren in wenigen Fällen lediglich auf der punktuellen Feststellung einer Effizienzsteigerung, die jedoch nur durch höhere Geschwindigkeiten bzw. eine größere Einschweißtiefe begründet wird [Sak11, Miu10, Che07]. Mit Blick auf die Heißrissbildung wird die Kombination eines

gepulsten Nd:YAG-Lasern und eines gepulsten Diodenlasers mit der Wellenlänge von 808 nm an individuellen Punktschweißungen in [Nak11] vorgestellt. Die Untersuchungen erfolgten an der Aluminiumlegierung EN AW 3003. Durch die zeitliche Überlagerung des Diodenlaserpulses mit einer Vorwärm- und Nachwärmphase konnte die sich herausbildende Risslänge gegenüber dem gepulsten Schweißprozess ohne überlagerte Diodenlaserstrahlung signifikant reduziert werden.

Analog zu [Nak11] stellt [Wit16] die Kombination eines gepulsten Nd:YAG-Lasers mit überlagerter Diodenlaserstrahlung im gepulsten Betrieb zur Unterdrückung der Heißrissbildung an punktüberlappenden Nahtschweißungen an der Aluminiumlegierung EN AW 6082 vor. Beide Laserstrahlen wurden koaxial in einem Strahlengang geführt. Die Laserstrahlung des Diodenlasers wurde mit der gleichen Repetitionsrate des Nd:YAG-Lasers überlagert. In den Schweißexperimenten kam eine Rampdown-Pulsform mit einer Schweißphase von 4 ms und verschiedenen Abkühlzeiten zum Einsatz. Die Länge des Diodenlaserpulses betrug 10 ms bei applizierten Leistungen von 100–300 W. Durch die Überlagerung konnten heißrissfreie Schweißnähte im Tieferschweißregime erzeugt werden. Aus der gepulsten Betriebsart des Diodenlasers resultiert zwar ein geringerer Temperatureintrag in das Bauteil, heißrissfreie Schweißnähte können jedoch nur in einem kleinen Prozessbereich erzielt werden. Die Strahlung des Diodenlasers und des Nd:YAG-Lasers müssen sowohl räumlich als auch zeitlich eng aufeinander abgestimmt werden. Der Diodenlaserpuls muss zu einem definierten Zeitpunkt während des Schweißpulses hinzugeschaltet werden, um die Erstarrungsbedingungen positiv zu beeinflussen. Wird der Diodenlaserpuls nur 1–2 ms zu früh bzw. zu spät zugeschaltet, ist die resultierende Schweißnaht mit Heißrissen versehen. Auch die zuvor aufgeführten Untersuchungen mit überlagerter Wärmequelle wurden ausschließlich experimentell durchgeführt, wobei auch hier die Heißrissanfälligkeit ausschließlich der metallographisch gemessenen Risslänge gegenübergestellt wurde.

Für die Kombination von YAG und Diode zeigen die bisherigen Untersuchungen von [Nak11] und [Wit16], dass die wesentlichen Effekte zur Reduzierung der Heißrissbildung unmittelbar mit den sich aus der Überlappung ergebenden T-Feldern verknüpft sind. Aus den bisherigen experimentellen Untersuchungen lassen sich keine Aussagen zur Auswirkung der überlagerten Wärmequelle auf die thermischen und strukturellen Erstarrungsparameter ableiten. Systematische Untersuchungen sowie quantifizierbare Ergebnisse zur geometrischen Abbildung des Diodenlaserstrahls durch die Variation der Fokaldurchmesser bzw. der Strahlgeometrien sind in der Literatur zurzeit ebenfalls nicht zu finden, obwohl auf diesem Wege unterschiedliche

Wärmefelder induziert werden können, die wiederum die Abkühlbedingungen und Spannungszustände während der Schmelzbaderstarrung beeinflussen.

Der gegenwärtige Stand der Technik berücksichtigt folgende zwei Verfahrensansätze zur Vermeidung der Heißrissbildung beim gepulsten Laserstrahlschweißen:

- Zeitliche Formung der Laserpulse
- Örtliche Überlagerung einer Wärmequelle

Dabei zielen beide Verfahrensansätze darauf ab, das Temperatur-Zeit-Regime bezüglich der auftretenden Abkühlraten und Temperaturgradienten während der Schmelzbaderstarrung zu beeinflussen. In bisherigen Studien zum gepulsten Laserstrahlschweißen erfolgte eine hauptsächlich phänomenologische Betrachtung der Heißrissentstehung, weil der Großteil der erarbeiteten Erkenntnisse ausschließlich experimentellen Untersuchungen entstammt, in denen die jeweilige Laserpulsform den metallographisch ermittelten Risslängen gegenübergestellt wurde. Lediglich vereinzelte Untersuchungen sind mit Hochgeschwindigkeits- und Thermographieaufnahmen durchgeführt worden und verweisen darauf, dass sich auch die Spitzentemperaturen und Erstarrungsgeschwindigkeiten im Schmelzbad ändern [Wit16, Kat97]. Dementsprechend wird der Erstarrungsprozess beeinflusst, wenn mit unterschiedlichen Pulsformen bzw. -parametern geschweißt wird. Die verallgemeinerte und durchgehende Beschreibung des Heißrissmechanismus setzt jedoch eine zeit- und orts aufgelöste Kenntnis des gesamten Temperatur-, Spannungs- und Dehnungsfeldes und somit die numerische Beschreibung des gepulsten Laserstrahlschweißprozesses voraus.

2.5.3 Prozessmodellierung und -simulation

Im Gegensatz zu anderen Schmelzschweißprozessen ist das gepulste Laserstrahlschweißen dadurch gekennzeichnet, dass Spitzentemperaturen ($T_{\text{Max}} > 1500 \text{ °C}$) und Abkühlraten (ca. 10^6 K/s) in einem nur begrenzt ausgedehnten ($\varnothing < 800 \text{ }\mu\text{m}$) und nur für 5–20 ms existierenden bzw. flüssigen Schmelzbad auftreten. In Bezug auf die Schmelzbaderstarrung ist die experimentelle Quantifizierung der sich ergebenden Temperaturgradienten (ca. 10^6 K/m), Erstarrungsgeschwindigkeiten (ca. 0,01–6 m/s) und des transienten mechanischen Werkstoffverhaltens nur bedingt bzw. nicht möglich. Die experimentelle Bestimmung der Erstarrungsparameter im Schmelzbad ist auf die Ausgabe punktueller Werte und Oberflächenfelder beschränkt. Einerseits wird hierbei das Messequipment in vielen Fällen aufgrund der hohen Schmelzbadtemperaturen zerstört. Andererseits handelt es sich um transiente Feldverteilungen, die aufgrund der geringen Schmelzbadgröße optisch nicht hinreichend aufgelöst werden

können. Die experimentelle Bestimmung der Bedingungen, die zu einer Rissbildung führen, ist somit quantitativ nicht möglich.

Hingegen ermöglicht die numerische Abbildung (FEM) des gepulsten Laserstrahlschweißprozesses die Ausgabe des gesamten zeitabhängigen, zwei- oder dreidimensionalen Spannungs-, Dehnungs- und Temperaturfeldes und somit die quantitative Untersuchung der Einflussgrößen. Die numerische Modellierung und Simulation der Schmelzbadausbildung und -erstarrung erreicht zwar kein vollständiges Abbild der realen Vorgänge beim Laserschweißen, bietet jedoch eine Reihe von Vorteilen zum besseren physikalischen Verständnis und zur Optimierung der Prozessführung. Dazu gehört die Möglichkeit, den Einfluss bestimmter Erstarrungsparameter zu bestimmen, indem die entsprechenden Terme (bspw. latente Wärme, Werkstoffdaten oder Absorptionsgrad) im mathematischen Modell hinzugefügt bzw. variiert werden.

Numerische Untersuchungen in Bezug auf die Schmelzbaderstarrung beim gepulsten Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen sind in der wissenschaftlichen Literatur nur vereinzelt durch die Arbeiten von [Kat97, Liu14, Mic96] repräsentiert. In [Liu14] und [Kat97] erfolgt eine Temperaturfeldberechnung ausschließlich für den Rechteckpuls. Die durchgeführte Berechnung zur Beschreibung des Einflusses der latenten Wärme liefert bei [Kat97] keinen nennenswerten Einfluss auf die Abkühlbedingungen. In [Liu14] wird auf der Grundlage des berechneten Temperaturfeldes die resultierende Spannungsverteilung abgebildet. Das im Verlauf der Abkühlung kontrahierende Material führt zur Ausbildung eines an das Schmelzbad angrenzenden Zugspannungsfeldes, das von [Liu14] jedoch nur qualitativ andiskutiert wird. In beiden Modellen [Kat97] und [Liu14] sind die angenommenen Randbedingungen zu hinterfragen, da sowohl die Wärmeabfuhr über Konvektion und Strahlung als auch temperaturabhängige Werkstoffdaten über den Phasenübergang von fest zu flüssig hinaus nicht berücksichtigt werden. Darüber hinaus wird für beide Modelle keine experimentelle Validierung durchgeführt.

Eine weiter gehende Modellierung des gepulsten Laserstrahlschweißprozesses liefert nur [Mic96]. Neben Wärmeleitung, Konvektion und Strahlung werden auch temperaturabhängige Werkstoffdaten berücksichtigt. Vereinfachend wird der zeitabhängige Energieeintrag durch den gepulsten Laserstrahl mit gaußförmiger Intensitätsverteilung als Wärmestromdichte am Rand abgebildet. Die Validierung des Modells erfolgt durch die Gegenüberstellung der berechneten Temperaturfeldverteilung mit der experimentell ermittelten Schmelzbadgeometrie. Die thermische Simulation wird genutzt, um das Temperaturfeld beim Schweißen mit einem konventionellen Rechteckpuls und einem experimentell optimierten Rampdownpuls abzubilden. Die Berech-

nungen liefern das punktuelle Ergebnis, dass der Rampdownpuls die Erstarrungsgeschwindigkeit der Schmelze im Vergleich zum Rechteckpuls signifikant reduziert hat. Die nachgelagerte metallographische Auswertung ergab signifikant weniger Heißrisse in der Schweißnaht, die mit dem optimierten Rampdownpuls geschweißt wurde. Zusätzlich lag im Schweißgut eine vergrößerte Mikrostruktur mit verbesserter Permeabilität für die interdendritische Schmelze vor. Eine systematische und parameterübergreifende Untersuchung der Erstarrungsgeschwindigkeit findet in der Arbeit von [Mic96] nicht statt.

Konsistente Simulationsmodelle zur Beschreibung des Temperatur- bzw. Spannungsfeldes für die Kombination aus YAG und Diode sind in der wissenschaftlichen Literatur nicht vorzufinden. Numerische Modelle zur Abbildung des gepulsten Laserstrahlschweißprozesses haben bislang nur punktuell das Temperaturfeld für ausgewählte Parameter betrachtet. Systematische und parameterübergreifende Berechnungen, um die Vorgänge an der Grenzfläche zeit- und orton aufgelöst zu beschreiben, sucht man in der gegenwärtigen Literatur vergebens. Vor allem in Bezug auf die Strukturmechanik enthält der gegenwärtige Stand der Technik nahezu keine Aussagen zu den wirkenden Beanspruchungsverhältnissen während der Schmelzbaderstarrung. Entsprechende Erweiterungen wären jedoch erforderlich, um die während der Schmelzbaderstarrung ineinandergreifenden thermischen, strukturmechanischen und werkstofftechnischen Einflussgrößen separiert betrachten und anschließend ein ganzheitliches werkstoffunabhängiges Prozessverständnis zur Beschreibung der Heißrisbildung ableiten zu können.

2.6 Zusammenfassende Betrachtung

Beim gepulsten Laserstrahlschweißen von ausscheidungshärtenden Aluminiumlegierungen ist die Heißrisbildung eine bisher noch nicht vollständig gelöste Herausforderung im industriellen, aber auch im wissenschaftlichen Umfeld. Weil das sich periodisch bildende Schmelzbad mit einem Durchmesser von $< 800 \mu\text{m}$ nur für wenige Millisekunden flüssig ist, kann der industriell etablierte Ansatz, die Heißrisbildung durch die Zuführung eines Zusatzwerkstoffs zu unterdrücken, nur bedingt bzw. gar nicht realisiert werden. Zudem betragen die Durchmesser handelsüblicher Schweißzusatzdrähte zwischen 1,2 und 1,6 mm und sind demnach größer als das sich bildende Schmelzbad.

Aus diesem Grund wird die Heißrisbildung beim gepulsten Laserstrahlschweißen durch Pulsformung oder Überlagerung lokaler Wärmequellen vermieden. Derzeit wird

als Ursache für das verbesserte Fügeverhalten auf die Modifikation des Zeit-Temperatur-Regimes während der Schmelzbaderstarrung und die sich daraus bildende Mikrostruktur verwiesen, die im Wesentlichen durch die auftretenden Abkühlraten und Temperaturgradienten bestimmt wird. Systematische Untersuchungen über die Zusammenhänge zwischen Pulsform, Schmelzbaderstarrung und metallurgischem Ergebnis hatten in den letzten beiden Dekaden einen vornehmlich phänomenologischen Charakter und basieren hauptsächlich auf experimentellen Untersuchungen und deren Gegenüberstellung mit metallographisch erfassten Risslängen bzw. Risszahlen.

Detaillierte experimentelle und numerische Erkenntnisse, welche die physikalischen Zusammenhänge zeit- und orts aufgelöst quantifizieren und umfängliche Aussagen zu Abkühlrate, Schmelzbaderstarrungszeit und -geschwindigkeit, Temperaturgradienten, Dehnung, Dehnrates und zur lateralen Ausdehnung des Erstarrungsgebietes liefern, sind den bisherigen Untersuchungen nicht oder nur sehr eingeschränkt zu entnehmen, weil diese Größen experimentell nur bedingt bzw. nicht hinreichend bestimmt werden können. Ein durchgehendes Prozessverständnis, das die Ursachen der Heißrissbildung beim gepulsten Laserstrahlschweißen umfassend beschreibt und dementsprechend ein prozesssicheres Schweißen ermöglicht, kann dem Stand der Technik nicht entnommen werden. Gleichzeitig lässt sich das Potential, das die pulsmodulierbare Prozessführung bietet, derzeit nur bedingt nutzen. Dies ist primär auf die geringe Schweißgeschwindigkeit von maximal $40 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ und die geringen Einschweißstiefen von $< 0,5 \text{ mm}$ zurückzuführen.

3 Ziel der Arbeit

Beim gepulsten Laserstrahlschweißen von aushärtbaren Aluminiumlegierungen der 6xxx-Reihe ist die Bildung von Heißrissen eine wissenschaftlich noch nicht vollständig gelöste Herausforderung. Ihr liegt eine komplexe Interaktion zwischen thermischen, mechanischen und metallurgischen Phänomenen während der Schmelzbaderstarung zugrunde. Die bisherigen Erkenntnisse sind lediglich prozesstechnischer Art und basieren auf Schweißexperimenten mit nachgelagerter metallurgischer Schweißnahtauswertung. Die systematische Untersuchung, vor allem aber die Separation der ineinandergreifenden physikalischen Zusammenhänge während der Schmelzbadkristallisation, die im Vergleich zu konventionellen Schweißprozessen (MIG, WIG, cw-Laser) bei signifikant höheren Temperaturgradienten erfolgt, wurde gegenwärtig noch nicht umfänglich erarbeitet und beschrieben.

Das Ziel dieser Arbeit soll es daher sein, in wissenschaftlich fundierter, zugleich aber praxisbezogener Form die Ursachen der Heißrissbildung beim gepulsten Laserstrahlschweißen zusammenhängend zu beschreiben. Im Mittelpunkt steht insbesondere die Klärung folgender wissenschaftlich und technisch noch nicht gelöster Fragestellungen:

- Welches Heißrissverhalten zeigt sich beim gepulsten Laserstrahlschweißen von AlMgSi-Legierungen und unter welchen Bedingungen können Heißrisse vollständig vermieden werden?
- Wie beeinflussen die Prozessparameter die Bildung von Heißrissen? Welche Wirkmechanismen liegen dem zugrunde?
- Welche Auswirkung haben die thermischen Erstarrungsparameter (Temperaturgradient, Erstarrungsgeschwindigkeit) und wie korrelieren diese mit der experimentell quantifizierten Heißrissanfälligkeit?
- Welche Auswirkungen haben die mechanischen Erstarrungsparameter (Spannungsfeld, Dehnung und Dehnrage) und wie korrelieren diese mit der experimentell quantifizierten Heißrissanfälligkeit?
- Kann das Heißrissverhalten beim gepulsten Laserstrahlschweißen modellhaft beschrieben werden? Wenn ja, ist eine Separierung der ineinandergreifenden thermischen, mechanischen und werkstofftechnischen Einflussgrößen möglich?
- Durch welche Maßnahmen kann auch ein rissfreies Schweißen mit konventionellen Rechteckpulsen erreicht werden?

- Wie kann die Prozesseffizienz im Sinne der Schweißgeschwindigkeit und Einschweißtiefe gesteigert werden?
- Lässt sich das gepulste Laserstrahlschweißen von AlMgSi-Legierungen für eine industrielle Serienfertigung einsetzen?

Die Zielsetzung dieser Arbeit erfolgt daher mit einem konkreten Praxisbezug sowie einer hohen industriellen Relevanz, widmet sich gleichermaßen aber auch dem Wissensgewinn auf theoretischer Ebene. Um dies zu erreichen, werden die experimentell durchzuführenden Untersuchungen von numerischen Berechnungen flankiert. Dafür wird ein transientes thermomechanisches Simulationsmodell zur Abbildung des gepulsten Laserstrahlschweißprozesses mit zeitlich veränderlichem Pulsleistungsverlauf aufgebaut und experimentell validiert. Die zeit- und orts aufgelöste Berechnung des gesamten Spannungs-, Dehnungs- und Temperaturfeldes ermöglicht die Quantifizierung der wesentlichen Erstarrungsparameter an der Phasenfront zu jedem Zeitpunkt während Schmelzbadkristallisation. Auf diese Weise wird eine Separierung der ineinandergreifenden thermischen, mechanischen und werkstofftechnischen Einflussgrößen ermöglicht, sodass eine allgemeine Ableitung der Mechanismen, die zur Bildung von Heißrissen führen, vorgenommen werden kann.

Die in dieser Arbeit durchgeführte Prozess- und Struktursimulation mit der Finite-Elemente-Methode entspricht in ihrer Modellierung dem derzeitigen Stand der Technik auf dem Gebiet der Schweißsimulation. Es ist ausdrücklich nicht das Ziel dieser Arbeit, neue Modellierungsmethoden zu erforschen, sondern mit den derzeit vorhandenen Techniken einen Erkenntnisgewinn hinsichtlich der thermischen und mechanischen Vorgänge bei der Heißrissbildung zu erzielen.

4 Versuchsdurchführung

4.1 Werkstoff und Probengeometrie

Als Werkstoff wird die Aluminiumlegierung EN AW 6082-T6 (AlMgSi1) im warmausgelagerten Zustand verwendet. Ihr Erstarrungsintervall erstreckt sich nach Angabe des Herstellers zwischen $T_L = 650 \text{ °C}$ und $T_S = 585 \text{ °C}$ [Gem18]. Die chemische Zusammensetzung ist Tabelle 4-1 zu entnehmen. Mit einem Gewichtsanteil von 1 % Silizium bzw. 0,5 % Magnesium liegt diese Legierung im Bereich maximaler Heißrissanfälligkeit der 6xxx-Reihe (Abbildung 2.1).

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der Legierung EN AW 6082-T6 in % [Gem18]

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,7–1,3	0,5	0,1	0,4–1,0	0,6–1,2	0,25	0,2	0,1	Rest

Für die experimentellen Untersuchungen werden die 0,5 mm und 1 mm dicken Bleche auf die Probengröße von $50 \times 50 \text{ mm}^2$ und $100 \times 50 \text{ mm}^2$ zugeschnitten. Die Probenmaße sind aufgrund des großen Umfangs in den entsprechenden Ergebnissen jeweils mit angegeben.

4.2 Versuchsaufbau und Schweißanlage

Für die Schweißexperimente werden zwei Laserstrahlquellen eingesetzt, deren Spezifikationen in Tabelle 4-2 aufgeführt sind. Als Schweißlaser wird ein lampengepumpter, pulsmodulierbarer Nd:YAG-Laser der Firma Rofin-Lasag SLS 200 CL60 eingesetzt, dessen Fokusbereich 0,4 mm beträgt. Für die räumliche Überlagerung der Nd:YAG-Laserstrahlung wird der Diodenlaser LDM 1000-30 der Firma Laserline eingesetzt.

Tabelle 4-2: Spezifikationen der eingesetzten Laserstrahlquellen

	Nd:YAG	Diodenlaser
Wellenlänge	1064 nm	980 nm
Max. mittlere Leistung	220 W	1000 W
Max. Pulsspitzenleistung	8000 W	–
Repetitionsrate	0,1–500 Hz	–
Pulsdauer	0,1–20 ms	–
Faserkerndurchmesser	0,4 mm	1 mm

Der Versuchsstand ist in Abbildung 4.1 dargestellt. Er ermöglicht das simultane Schweißen mit beiden Laserstrahlquellen. Innerhalb der experimentellen Untersuchungen sind beide Laserstrahlen off-axis zueinander ausgerichtet. Um die Schädigung optischer Komponenten durch Rückreflexionen zu vermeiden, sind beide Laserköpfe gegenüber der vertikalen Achse geneigt (Nd:YAG = 10° und Diode = 15°).

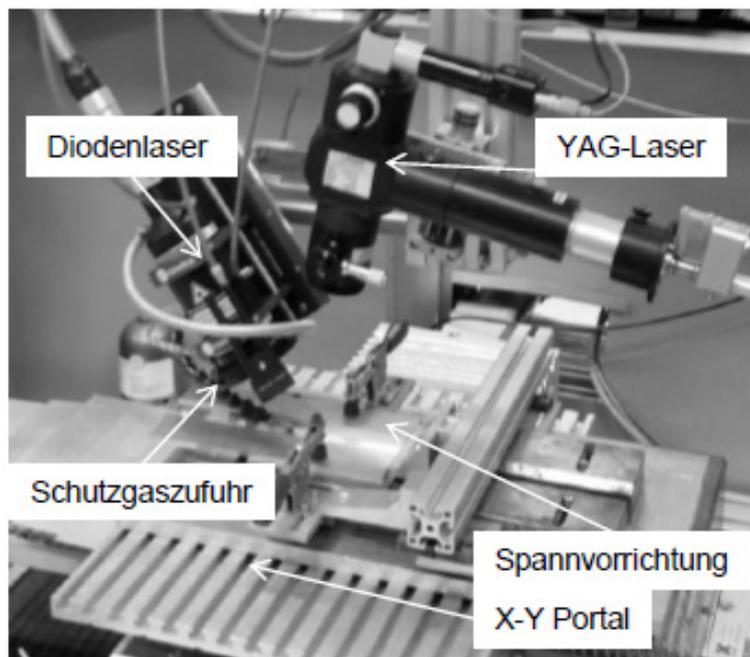


Abbildung 4.1: Versuchsstand

Der Fokusedurchmesser der gepulsten Nd:YAG-Laserstrahlung beträgt 0,4 mm. Der Diodenlaser wird in den Schweißexperimenten ausschließlich kontinuierlich emittierend betrieben. Die Untersuchungen erfolgen zunächst mit einem punktförmig in der Fokusebene abgebildeten Diodenlaserstrahl, der mithilfe variierender Kollimations- und Fokussieroptiken auf unterschiedliche Durchmesser fokussiert wird. Dementspre-

chend werden die Leistung und die Leistungsdichte variiert. Voruntersuchungen haben gezeigt, dass der Schmelzbaddurchmesser beim gepulsten Laserschweißen im Bereich von 800–1200 μm variiert. Um durch die konzentrische überlagerte Diodenlaserstrahlung eine Vor- und Nachwärmung des das Schmelzbad umgebenden Grundwerkstoffes zu realisieren, wurde der minimale Durchmesser eines punktförmig abgebildeten Diodenlaserstrahls von 2 mm definiert. Damit wird ein Verhältnis des Brennfleckdurchmessers des Diodenlaserstrahl zum Schmelzbad von ca. 2 : 1 bzw. 3 : 1 und 5 : 1 realisiert.

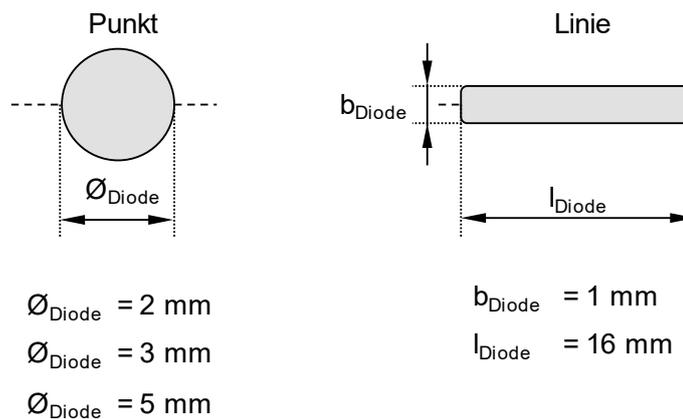


Abbildung 4.2: Formung des Diodenlaserstrahls

In einem weiteren Schritt werden Strahlformungskomponenten eingesetzt, um den aus der Laserstrahlquelle austretenden Rohstrahl auch linienförmig abzubilden. Die Linie ermöglicht es, die Schweißzone im Prozess über einen längeren Zeitraum vor- bzw. nachzuwärmen und somit Einfluss auf das prozessbedingte Temperatur-Zeit-Regime zu nehmen. Die geometrischen Abmessungen der Diodenlaserstrahlen sind in Abbildung 4.2 hinterlegt.

Die Montage der Laseroptiken auf einer linearen Achse erlaubt zudem die räumlich flexible und aufeinander abgestimmte Anordnung der Laserstrahlen zueinander. So kann durch einem dem Nd:YAG-Laser vor- oder nachlaufenden Diodenlaserstrahl verstärkt Einfluss auf das sich räumlich ausbildende Temperatur- und Spannungsfeld während der Schmelzbaderstarrung genommen werden. Vor dem Hintergrund, dass eine Reduzierung der Abkühlrate die Bildung einer Mikrostruktur mit verbesserter Permeabilität der Restschmelze hervorruft, wird der linienförmig abgebildete Diodenlaserstrahl dem Nd:YAG-Laserstrahl nachlaufend angeordnet. Damit werden die Bereiche des Nachwärmens örtlich ausgedehnt und sie wirken über einen längeren Zeitraum. Die räumliche Anordnung der Strahlen zueinander ist Abbildung 4.3 zu entnehmen.

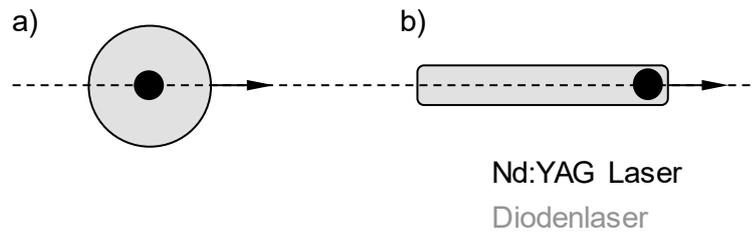


Abbildung 4.3: Relative räumliche Anordnung von Nd:YAG- und Diodenlaserstrahlung

Das genutzte Spannmittel ist in Abbildung 4.4 dargestellt und ermöglicht es die Bleche unter einem konstanten, durch Pneumatikzylinder aufgebrauchten Fügedruck, zu fixieren. Das Spannmittel ist auf einem dreiachsigen Bearbeitungssystem befestigt und mit einer Steuerung verknüpft, die verschiedene Verfahrensstrategien (u. a. Haltezeiten am Nahtanfang, Vorschubgeschwindigkeit) umsetzt.

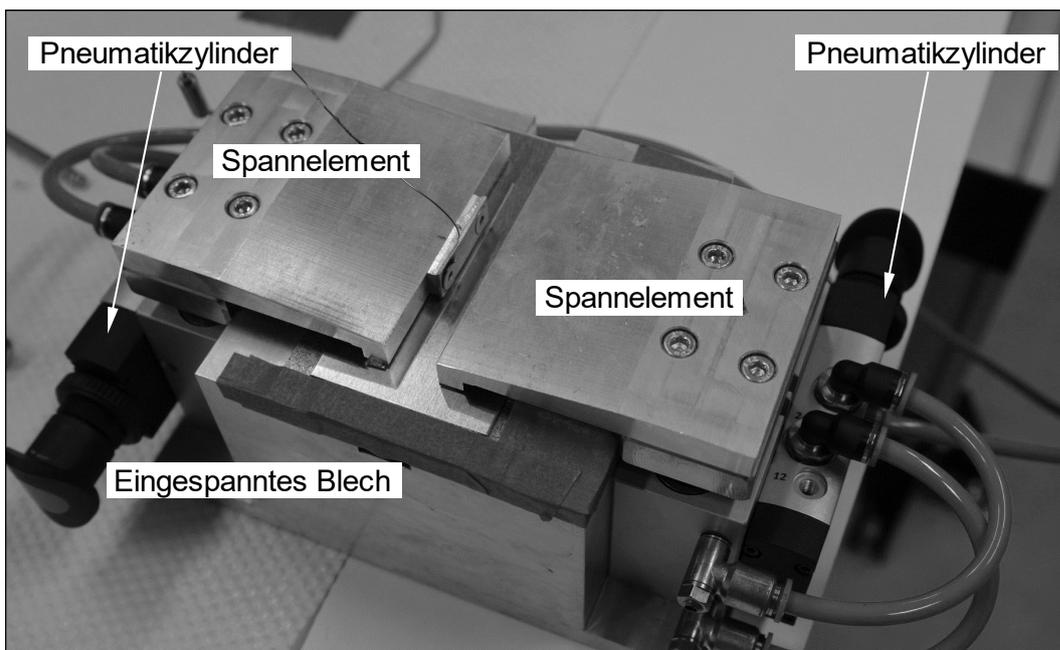


Abbildung 4.4: Einspannvorrichtung zum Fixieren der Bleche

4.3 Versuchsdurchführung

Im Vorfeld der Schweißuntersuchungen wird das Aluminiumblech mit Isopropanol gereinigt und anschließend mit der in Abbildung 4.4 dargestellten Spannvorrichtung fixiert. Zur statistischen Absicherung werden alle Versuche mindestens dreimal durchgeführt. Die Fokusse beider Laserstrahlen (Nd:YAG und Diode) sind innerhalb der gesamten Untersuchungen auf die Oberfläche des Aluminiumbleches positioniert. Um

das aufgeschmolzene Material vor Oxidation zu schützen, wird Argon mit einer Durchflussrate von 8 l/min über ein Aluminiumrohr mit einem Durchmesser von 12 mm der Prozesszone zugeführt.

Im ersten Schritt wird das gepulste Laserstrahlschweißen ohne überlagerte Diodenlaserstrahlung untersucht. Die grundlegenden experimentellen Untersuchungen beginnen zunächst modellhaft an Einzelpunktschweißungen und werden anschließend auf punktüberlappende Nahtschweißungen übertragen. Erste referenzierende Untersuchungen erfolgen am Beispiel eines 5 ms langen Rechteckpulses (Abbildung 4.5a). Unter diesen Bedingungen erfolgt der Energieeintrag „quasi konstant“ während des Pulses. In einem weiteren Schritt werden die Schweißexperimente mit Rampdownpulsformen (Abbildung 4.5b) ausgeführt, die bereits in den Untersuchungen von [Zha08, Wit16, Kat97] eingesetzt wurden. Analog zum Rechteckpuls wird zu Beginn mit einer konstanten Laserpulsleistung geschweißt. Anschließend wird die Laserleistung über einen definierten Zeitraum (t_{RD}) linear abgesenkt. Die grau eingefärbte Fläche unter der Pulsleistungskurve entspricht dabei der Pulsenergie. Der Energieeintrag pro Puls steigt mit höheren Pulsspitzenleistungen (P_{YAG}) und längeren Abkühlzeiten (t_{RD}).

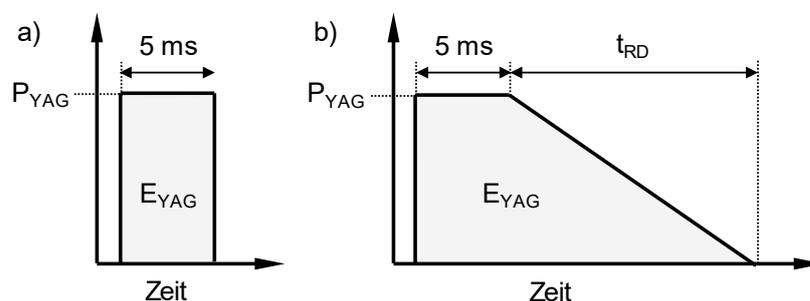


Abbildung 4.5: Verwendete Pulsformen: Rechteckpulsform und Rampdownpulsform

Die individuellen Punktschweißungen werden an einem unbewegten Aluminiumblech ausgeführt. Bei Nahtschweißungen wird mit einem Vorschub von $v = 40 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ gearbeitet, was die nach dem derzeitigen Stand der Technik maximal erreichbare Schweißgeschwindigkeit darstellt [Wit16, Zha08]. Um eine hermetische dichte Schweißnaht zu gewährleisten, wird mit einer Repetitionsrate von 6 Hz geschweißt (Gleichung 4-1). Dadurch ergibt sich ein Überdeckungsgrad der individuellen Schweißpunkte von ca. 75 %. Der Schweißpunktdurchmesser wurde metallographisch aus individuellen Punktschweißuntersuchungen ermittelt.

$$\text{Pulsfrequenz} = \frac{\text{Vorschubgeschwindigkeit}}{(1 - \text{Überdeckung}) \cdot \text{Schweißpunktdurchmesser}} \quad \text{Gleichung 4-1}$$

Bei den experimentellen Untersuchungen mit räumlich überlagerter cw-Diodenlaserstrahlung wird der gepulste Nd:YAG-Laser ausschließlich mit dem heißbrissanfälligen Rechteckpuls betrieben. Auf diese Weise kann die Auswirkung der räumlich überlagerten Diodenlaserstrahlung und damit ihr Anteil an der Heißrissvermeidung besser abgeleitet werden. Auch hier beträgt der Überdeckungsgrad der individuellen Schweißpunkte ca. 75 %.

In ausgewählten Versuchsreihen werden die Schweißexperimente von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen begleitet, um den Erstarrungsprozess des nur zwischen 1 und 15 ms lang existierenden Schmelzbades aufzuzeichnen und Rückschlüsse zum Verlauf des Schmelzbaddurchmessers und der Erstarrungsgeschwindigkeit zu ziehen. Beide Größen dienen zur Validierung und Verifizierung der numerischen Simulation. Die Hochgeschwindigkeitskamera ist dabei lateral zur Laserstrahlung ausgerichtet. Über ein Zoomobjektiv wird der Kamerafokus auf die Fokusebene der Laserstrahlen ausgerichtet. Eingesetzt wird die Hochgeschwindigkeitskamera „Fastcam SA-X2“ der Firma Photron. Mit einer eingeschränkten Pixelzahl von 512 x 512 wird der Schweißprozess mit 30.000 Hz bzw. Bildern pro Sekunde beobachtet. Bedingt durch die hohen Bildaufnahmezeiten sind nur kurze Belichtungszeiten möglich. Daher wird der Laserstrahlschweißprozess mit einem Diodenlaser beleuchtet, um trotz der kurzen Belichtungszeiten eine ausreichende Helligkeit bzw. Belichtungsintensität für die Aufnahmen zu schaffen. Ein Bandpassfilter für die Beleuchtungswellenlänge von 808 nm wird vor dem Zoomobjektiv platziert. Er ermöglicht ein gezieltes Ausblenden des Prozessleuchtens und liefert somit unabhängig von der eingesetzten Laserleistung vergleichbare Aufnahmen.

4.4 Metallographische und metallurgische Schweißnahtcharakterisierung

Die sich ausbildende Nahtgeometrie wird anhand des Schweißpunktdurchmessers an individuellen Punktschweißungen bzw. an punktüberlappenden Nahtschweißungen durch die Nahtbreite und -tiefe quantifiziert (Abbildung 4.6).

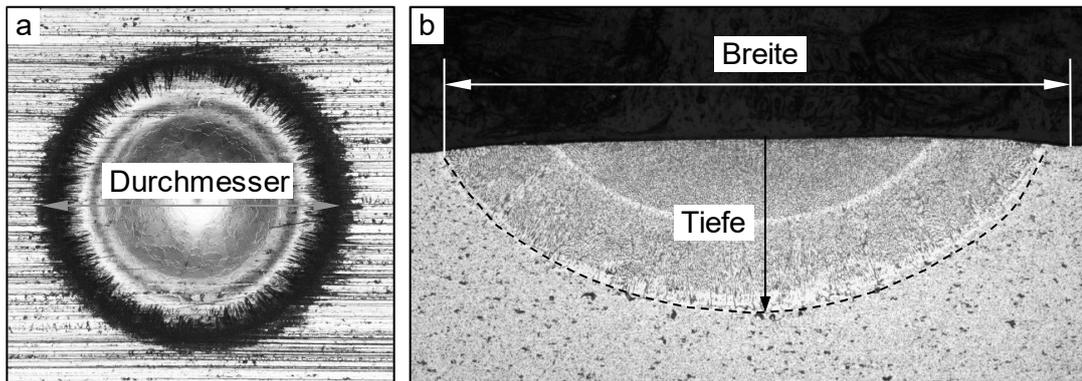


Abbildung 4.6: Vermessung von geometrischen Nahtmerkmalen a) an individuellen Punktschweißungen, b) an punktüberlappenden Nahtschweißungen

Die Evaluierung der Heißrissanfälligkeit erfolgt durch die Ermittlung von Risslängen an der Oberfläche und einen Querschliff. Dabei werden sowohl für Punkt- als auch für punktüberlappende Nahtschweißungen spezifische Risscharakteristika definiert und ausgewertet. Bei individuellen Punktschweißungen werden der an der Schweißpunkt-oberfläche auftretende Rissradius r_{Riss} sowie die kumulierte Risslänge Σ_{Riss} als Maß für die Heißrissanfälligkeit herangezogen (Abbildung 4.7). r_{Riss} ist der Radius des Kreises, der seinen Mittelpunkt in der Schweißpunktmitte hat und den Anfang des längsten Risses schneidet, sodass r_{Riss} maximiert ist. r_{Riss} wurde auch in den Untersuchungen von [Nak11] und [Wit16] verwendet, um verschiedene Laserparameter in ihrem Verhältnis zur Heißrissanfälligkeit zu bewerten. Zusätzlich werden die Längen aller an der Oberfläche auftretenden Risse aufsummiert (Σ_{Riss}).

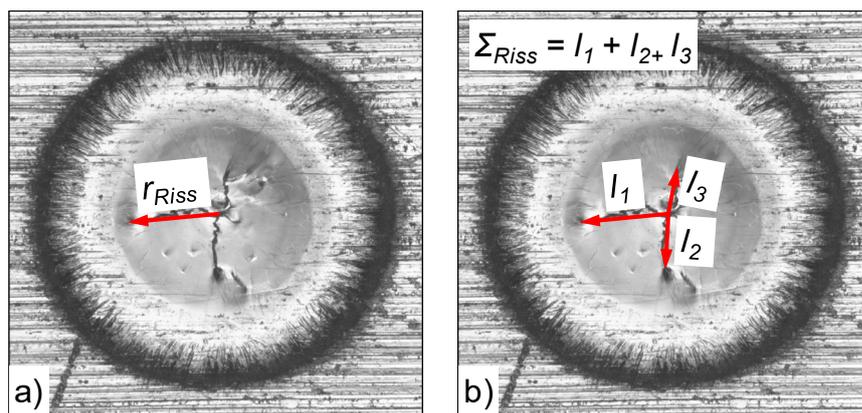


Abbildung 4.7: Vermessung von a) Rissradius (r_{Riss}) und b) kumulierter Risslänge (Σ_{Riss}) an individuellen Punktschweißungen

An punktüberlappenden Nahtschweißungen wird die Heißrissanfälligkeit analog durch Risslängen an der Nahtoberfläche und im Querschliff quantifiziert. In Bezug auf die

Nahtoberfläche werden die Längen der rissbehafteten Bereiche $\sum L_i$ entlang der Schweißnaht aufsummiert und mit einer definierten Länge L ins Verhältnis gesetzt.

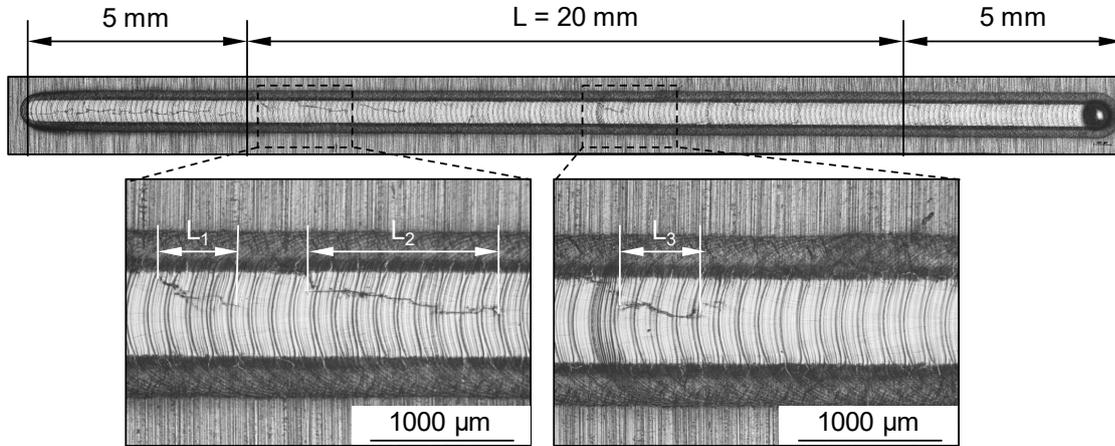


Abbildung 4.8: Vermessung der Risslänge in punktüberlappenden Nahtschweißungen

Aus den gemessenen Größen wird der Rissindex $R_{\%}$ abgeleitet (Gleichung 4-2). Er entspricht der relativen Risslänge bezogen auf die Schweißnahtlänge. Die Länge L definiert die Gesamtlänge der Schweißnaht (30 mm) abzüglich der ersten und letzten 5 mm. Überlappende Risslängen werden nicht in $\sum L_i$ berücksichtigt. Ein analoges Vorgehen zur Bewertung der Heißrissanfälligkeit haben auch [Zha08] und [Wit16] vorgenommen.

$$R_{\%} = \frac{\text{Länge der individuellen Risse}}{\text{Länge der Schweißnaht}} = \frac{\sum L_i}{L} \quad \text{Gleichung 4-2}$$

Anhand der Querschliffe wird neben der kumulierten Risslänge auch die Erstarrungsmorphologie bewertet. Zur Visualisierung der Mikro- bzw. Kornstruktur werden die Proben nach Kroll geätzt. Mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) wird die lokal auftretende chemische Zusammensetzung an den Bruchflächen analysiert. Die EDX-Analysen wurden mit der Beschleunigungsspannung von 20 keV bei einem Arbeitsabstand von 20 mm durchgeführt. Der Elektronenstrahldurchmesser wurde auf 5 µm eingestellt.

4.5 Methodische Vorgehen

Die Klärung der ineinandergreifenden Zusammenhänge der Heißrissbildung beim gepulsten Laserstrahlschweißen setzt ein methodisches Vorgehen voraus, das die während

der Schmelzbaderstarrung auftretenden physikalischen und metallurgischen Vorgänge separiert bzw. deren gegenseitige Beeinflussung darstellt. Dafür werden experimentelle von analytischen und modellbasierten Untersuchungen begleitet, um ein ganzheitliches werkstoffunabhängiges Prozessverständnis abzuleiten.

Die grundlegenden experimentellen Untersuchungen beginnen zunächst modellhaft an Einzelpunktschweißungen. Hier liegen zu Pulsbeginn stets konstante Randbedingungen vor. Insbesondere kann die Erstarrungsmorphologie an individuellen Punktschweißungen vollständig beurteilt werden. Als Referenz werden die Punktschweißexperimente mit einem konventionellen Rechteckpuls und einem Rampdownpuls durchgeführt. Beide Pulsformen wurden bereits in verschiedenen experimentellen Studien eingesetzt und bilden daher eine gute Bewertungsgrundlage für den Abgleich mit dem bisherigen Stand der Technik. Prozessbeobachtungen mittels Hochgeschwindigkeitsvideographie begleiten die Punktschweißexperimente und unterstützen die Klärung der Wechselwirkungsmechanismen zwischen dem auf kurzen Zeitskalen veränderlichen Wärmeeintrag und der im Schmelzbad ablaufenden Prozesse.

Für ein fundiertes Prozessverständnis müssen die thermischen und strukturmechanischen Erstarrungsparameter während der Schmelzbaderstarrung zeit- und orts aufgelöst quantifiziert werden. Ihre Ermittlung erfolgt durch die numerische Simulation. Dabei stehen Simulation und Experiment über die Validierung und Verifizierung in enger Wechselwirkung zueinander. Durch die numerische Prozessabbildung liegen die Voraussetzungen für eine getrennte Betrachtung von thermischen, strukturmechanischen und metallurgischen Einflussgrößen an der Phasengrenze zwischen fest und flüssig vor. Anhand umfassender metallographischer Untersuchungen werden die Risslängen bzw. die entstehende Mikrostruktur den berechneten Erstarrungsparametern konkret zugeordnet. Neben Risslängen, der Korngröße und der Kornorientierung wird auch eine Charakterisierung der lokalen Zusammensetzung mittels EDX vorgenommen, um Rückschlüsse mit Blick auf Seigerungserscheinungen quantifizieren zu können. Die Zusammenführung der wesentlichen Erkenntnisse, beginnend bei der zeitlich variablen Energieeinbringung über die Berechnung der Erstarrungsparameter bis hin zu der resultierenden Mikrostruktur, ergibt ein durchgängiges Verständnis des Prozesses der Heißrissbildung beim gepulsten Laserstrahlschweißen. Anhand der zusammengeführten Erkenntnisse können Strategien entwickelt werden, um die Heißrissbildung beim gepulsten Laserstrahlschweißen zu reduzieren.

Das an den modellhaften Einzelpunktschweißungen erarbeitete Prozessverständnis wird anschließend auf punktüberlappende Nahtschweißungen, die industriell bevorzugt werden, übertragen und evaluiert bzw. angepasst. Dies erlaubt einen direkten

Vergleich mit dem aktuellen industriellen Stand und ermöglicht es, die Übertragbarkeit der Erkenntnisse vom Laborstadium ins industrielle Stadium zu bewerten.

Abschließend wird ein neuartiger Verfahrensansatz auf der Grundlage der räumlichen und zeitlichen Kopplung eines Dauerstrich-Diodenlasers mit einem gepulsten Nd:YAG-Laser entwickelt. Die gezielte Überlagerung eines Diodenlasers mit geringer Leistung (≤ 300 W) schafft eine gezielte Eingriffsmöglichkeit sowohl in das Temperatur-Zeit-Regime als auch in den Spannungszustand. Dadurch werden rissfreie Nahtschweißungen mit konventionellen Rechteckpulsen bei zugleich höherer Einschweißtiefe und Schweißgeschwindigkeit erzeugt.

5 Ergebnisse und Diskussion

5.1 Experimentelle Untersuchungen an individuellen Punktschweißungen

In diesem Absatz werden zunächst die Ergebnisse aus den experimentellen Untersuchungen dargestellt. Diese umfassen zum einen die Quantifizierung der Schweißpunktgeometrie und der Heißrissanfälligkeit. Zum anderen werden die Ergebnisse zur Schweißpunkterstarrung aufgezeigt, die mit der Hochgeschwindigkeitskamera erfasst worden sind.

5.1.1 Geometrie

Die Schweißpunktgeometrie wird gemäß den Erläuterungen aus Abbildung 4.6 quantifiziert. Dazu wird einerseits der Schweißpunktdurchmesser und andererseits die Einschweißtiefe bestimmt. Beide Größen dienen als Datenbasis für die experimentelle Validierung der numerischen Simulation in Abschnitt 5.2. In den Schweißexperimenten wurden die Pulsspitzenleistung (P_{YAG}) und die Länge der Rampdownphase (t_{RD}) variiert.

Die in Abbildung 5.1 exemplarisch dargestellten Querschliffe veranschaulichen den Einfluss der Laserparameter P_{YAG} und t_{RD} auf die sich ausbildende Geometrie des Schweißpunktes. Während die Aufnahmen a) bis c) den Einfluss von P_{YAG} beim Schweißen mit einem 5 ms langen Rechteckpuls zeigen, wird in den Aufnahmen d) bis f) die Auswirkung von t_{RD} bei konstanter Pulsspitzenleistung $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$ gezeigt. Durch den Anstieg von P_{YAG} ist ein signifikanter Anstieg der Einschweißtiefe und -breite ersichtlich. Hingegen ist die Auswirkung von t_{RD} zu vernachlässigen. Innerhalb des Schweißgutes können auch Nahtimperfectionen wie Heißrisse auftreten, deren detaillierte und parameterabhängige Betrachtung ab Kapitel 5.1.2 folgt.

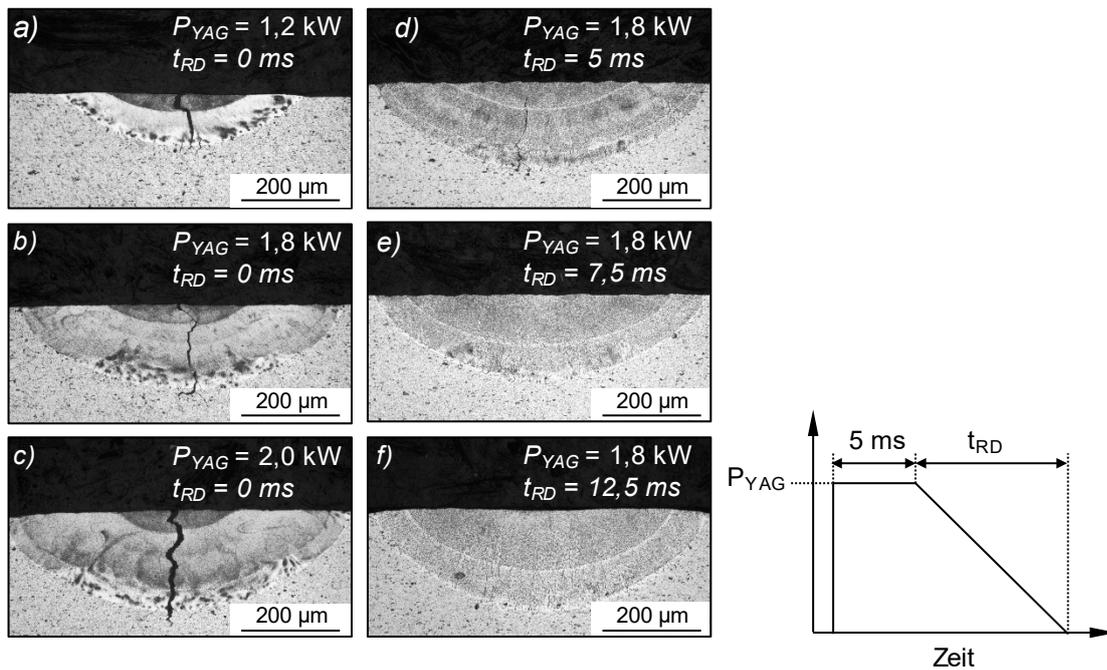


Abbildung 5.1: Einschweißtiefe und Nahtbreite in Relation zu P_{YAG} und t_{RD}

Der sich in Abhängigkeit von P_{YAG} und t_{RD} ausbildende Schweißpunktdurchmesser ist in Abbildung 5.2 quantifiziert.

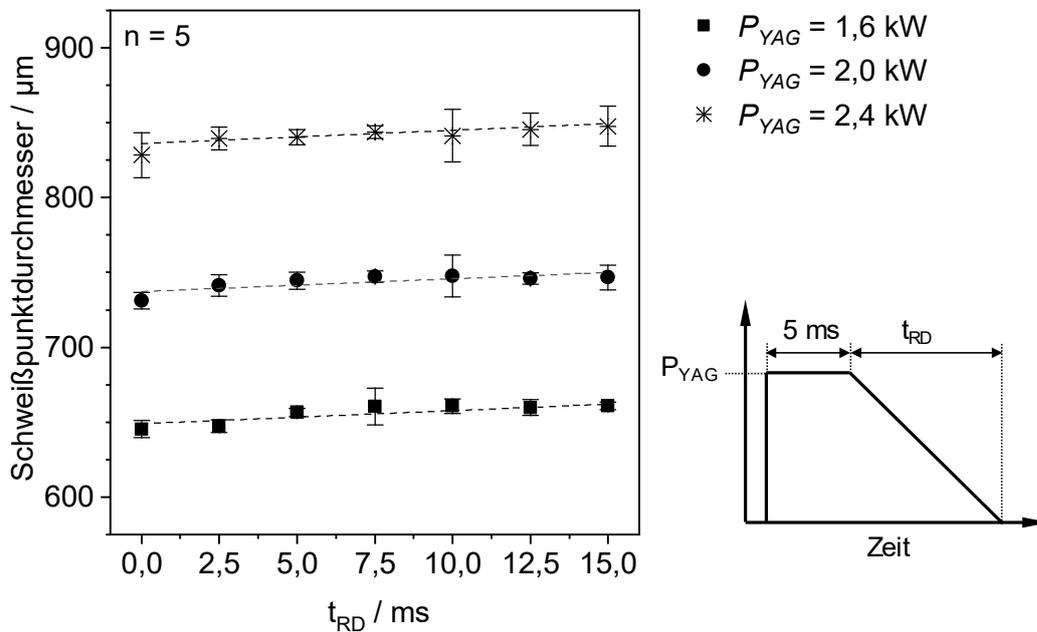


Abbildung 5.2: Schweißpunktdurchmesser in Abhängigkeit von P_{YAG} und t_{RD}

Im Diagramm entspricht $t_{RD} = 0$ ms einem konventionellen Rechteckpuls. Der Wert 10 ms entspricht einem insgesamt 15 ms langen Rampdownpuls, bei dem die Laserleistung innerhalb von 10 ms linear auf 0 W heruntergefahren wird. Die gemessenen Werte verdeutlichen, dass der entstehende Schweißpunktdurchmesser nahezu linear mit P_{YAG} steigt. Die Auswirkung von t_{RD} ist hingegen zu vernachlässigen. Bei Pulsspitzenleistungen von $P_{YAG} > 2,4$ kW traten Schweißspritzer bzw. Schmelzbadauswürfe auf, was der Grund dafür war, die Pulsspitzenleistung auf maximal 2,4 kW zu beschränken.

Die dazugehörigen Einschweißstiefen, die über metallographische Querschliffe in Nahtschweißungen ermittelt worden sind, zeigen eine Analogie zum zuvor dargestellten Schweißpunktdurchmesser (Abbildung 5.3). Aus Gründen der verbesserten Darstellung sind die Einschweißstiefen nur für drei Stufen von P_{YAG} dargestellt. Auch hier wird die Einschweißtiefe vordergründig durch P_{YAG} beeinflusst. Festzuhalten ist, dass nur geringe Einschweißstiefen von 250 μm erreicht werden.

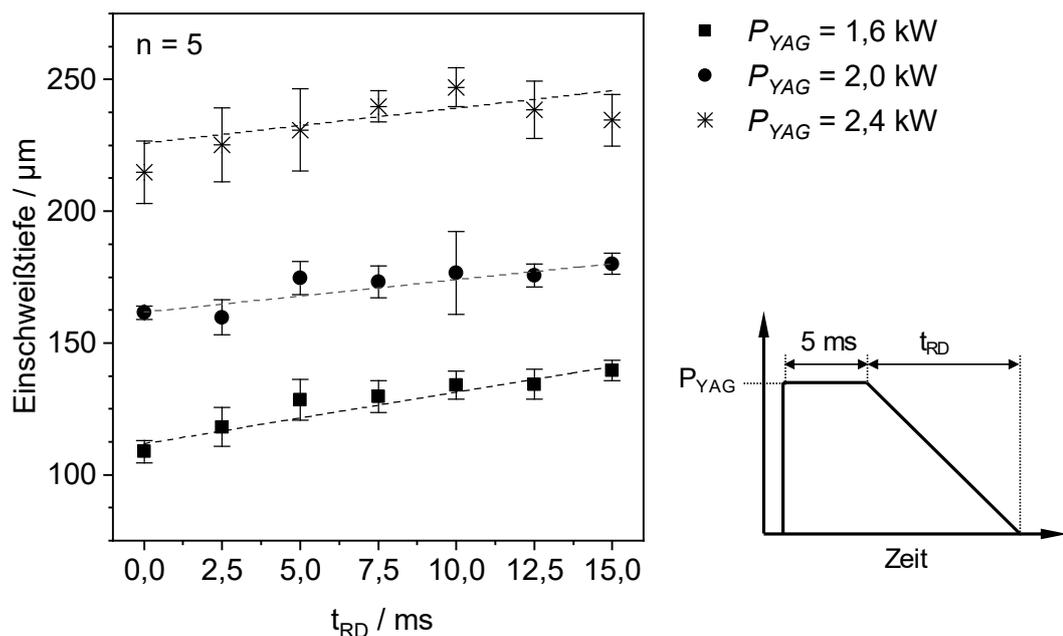


Abbildung 5.3: Einschweißtiefe in Abhängigkeit von P_{YAG} und t_{RD}

An dieser Stelle ist festzuhalten, dass die Schweißpunktgeometrie und das Schweißpunktvolumen hauptsächlich durch die Pulsspitzenleistung (P_{YAG}) bestimmt werden. Dabei liegen die erreichbaren Einschweißstiefen bei weniger als 0,3 mm, sodass keine Durchschweißung des 0,5 mm dicken Bleches vorliegt.

5.1.2 Heißrissbildung

In Abbildung 5.4 und Abbildung 5.5 ist der Einfluss von t_{RD} auf die Heißrissanfälligkeit exemplarisch für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$ dargestellt. Quantifiziert wird sie gemäß den Erläuterungen aus Abbildung 4.7 anhand der kumulierten Risslänge (Σ_{Riss}) und des maximal auftretenden Rissradius (r_{Riss}). Weil die Kurven für Σ_{Riss} und r_{Riss} qualitativ gleich verlaufen, können beide Risskriterien zur Beschreibung der Heißrissanfälligkeit an individuellen Punktschweißungen angewendet werden. In Bezug auf t_{RD} durchlaufen beide Graphen einen Bereich, in dem die Risslänge auf ein Minimum abfällt und das Schmelzbad ohne Entstehung von Heißrissen erstarrt. Ausgehend von diesem Bereich erhöht sich die Risslänge für kürzere bzw. längere Rampdownlängen (t_{RD}). Für die Rissbildung an Punktschweißungen können drei Regime identifiziert werden. Die größte Risslänge ist im Regime I vorzufinden, wenn mit einem konventionellen Rechteckpuls ($t_{RD} = 0 \text{ ms}$) geschweißt wird. Durch die Verlängerung von t_{RD} nimmt die Risslänge im Regime I sukzessive ab, bis es bei einer mittleren t_{RD} zwischen 10 und 15 ms (Regime II) zu einer vollständigen Rissunterdrückung kommt. Im Regime III, bei dem mit $t_{RD} > 15 \text{ ms}$ geschweißt wird, ist eine wiederkehrende Heißrissbildung zu beobachten. Die Entstehung von Heißrissen wird somit in einem weitreichenden Parameterbereich beeinflusst, was sich in einer reduzierten Risslänge bis hin zur vollständig rissfreien Erstarrung des Schmelzbades und der wiederkehrenden Rissbildung widerspiegelt.

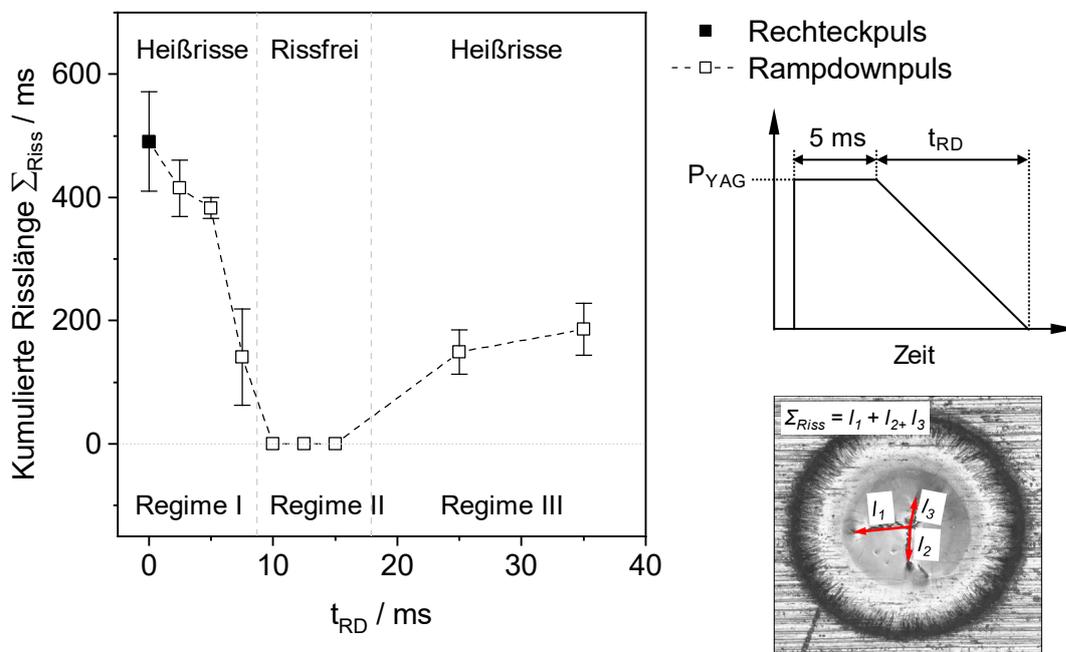


Abbildung 5.4: Risslänge in Punktschweißungen in Abhängigkeit von t_{RD} für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$

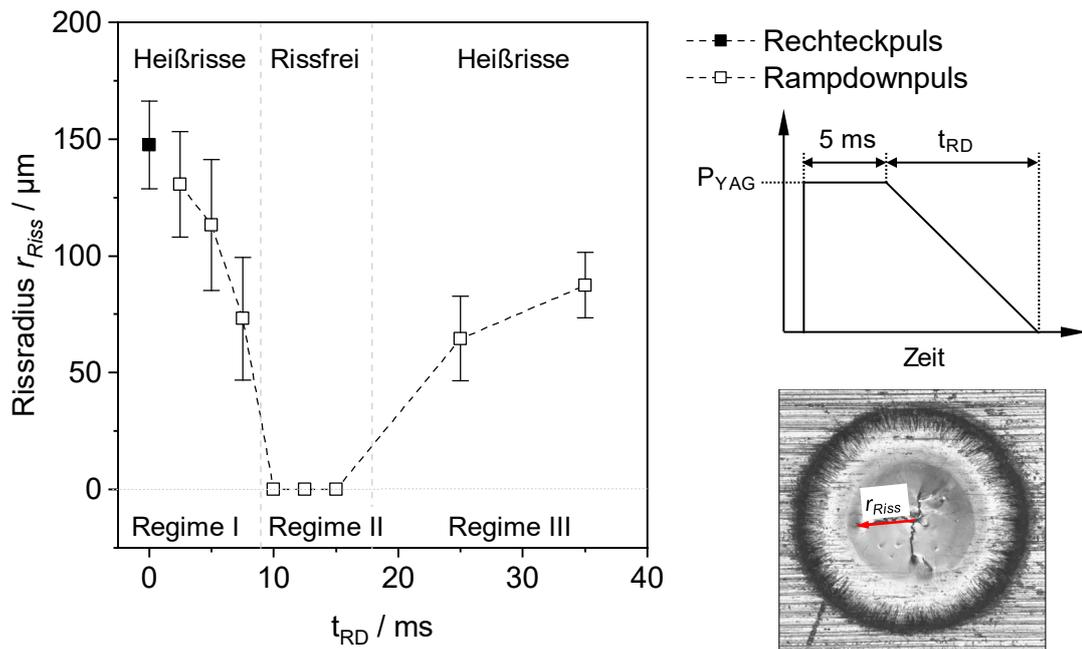


Abbildung 5.5: Rissradius in Punktschweißungen in Abhängigkeit von t_{RD} und LLA_1 für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$

Die in Abbildung 5.6 exemplarisch dargestellten Querschliffe können den experimentell ermittelten Rissregimen zugeordnet werden. Weiterführend kann auch die Risscharakteristik in den Regimen I und III abgeleitet werden. In der Gesamtheit der experimentellen Untersuchungen konnte die ausgehend vom Schweißpunkttrand radial in Richtung der Schweißpunktmitte verlaufende Rissbildung beobachtet werden. Dieser Verlauf entspricht auch der Erstarrungsrichtung des Schmelzbades. Somit ist die Heißrissbildung in individuellen Punktschweißungen tendenziell radial ausgerichtet und durchdringt in der Regel das Zentrum des Schweißpunktes auf der Oberseite.

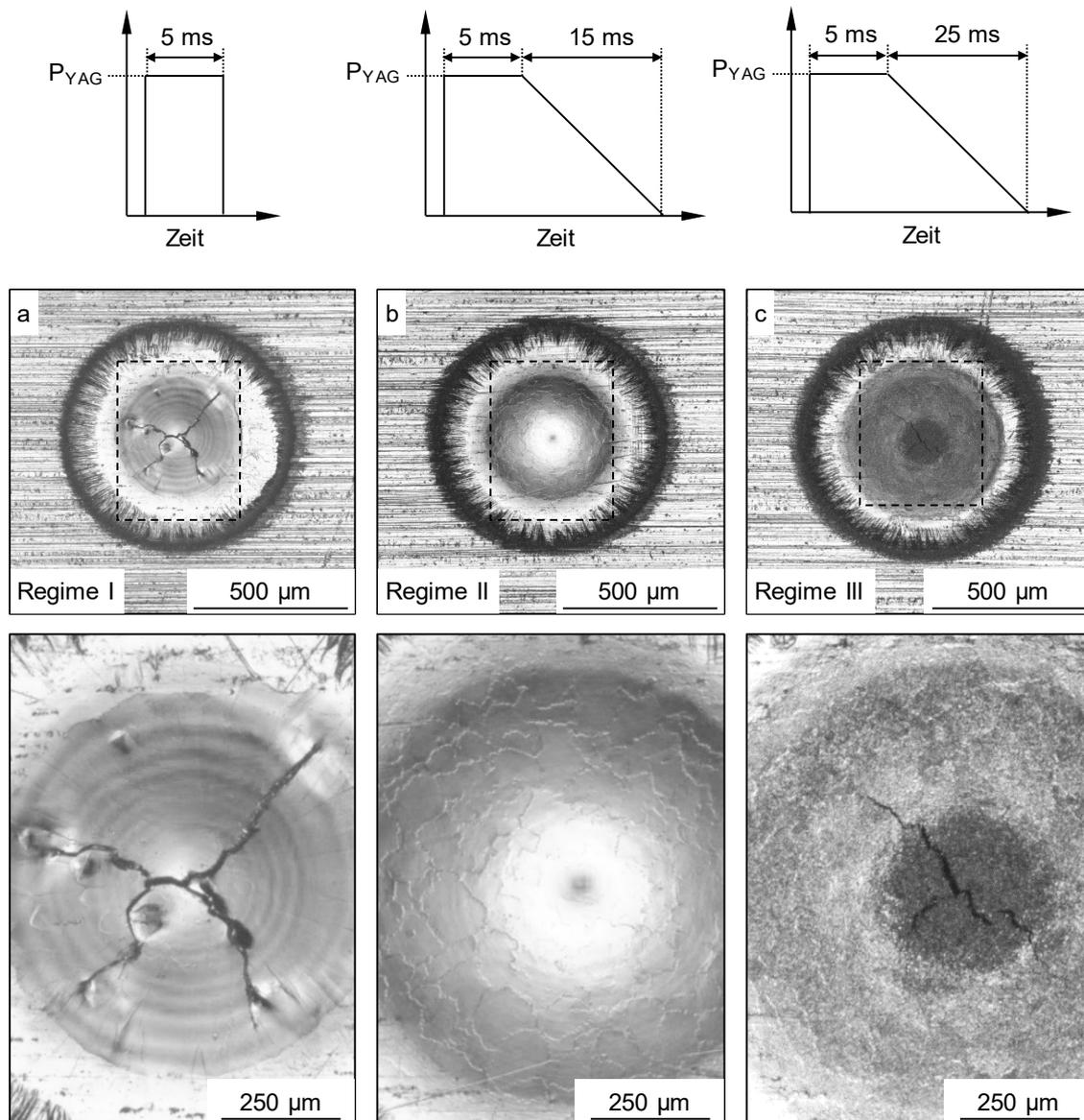


Abbildung 5.6: Heißrissbildung in Punktschweißungen für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$

Abbildung 5.7 zeigt, inwieweit die Heißrissbildung von der Pulsspitzenleistung $P_{YAG} = 2,4 \text{ kW}$ beeinflusst wird. In Bezug auf t_{RD} durchläuft auch hier jeder Graph ein Minimum der Risslänge, wobei diese durch die Erhöhung der Pulsspitzenleistung zunimmt. Für $P_{YAG} < 2,2 \text{ kW}$ kann die Heißrissbildung im Regime II vollständig unterdrückt werden. Dabei benötigen größere Pulsspitzenleistungen eine verlängerte Rampdownlänge (t_{RD}), um rissfreie Schweißpunkte zu erzeugen. Für Pulsspitzenleistungen $\geq 2,2 \text{ kW}$ werden in diesen Untersuchungen unabhängig von t_{RD} Heißrisse erzeugt. Hier kann die Risslänge lediglich auf ein Minimum reduziert, aber nicht vollständig unterdrückt werden.

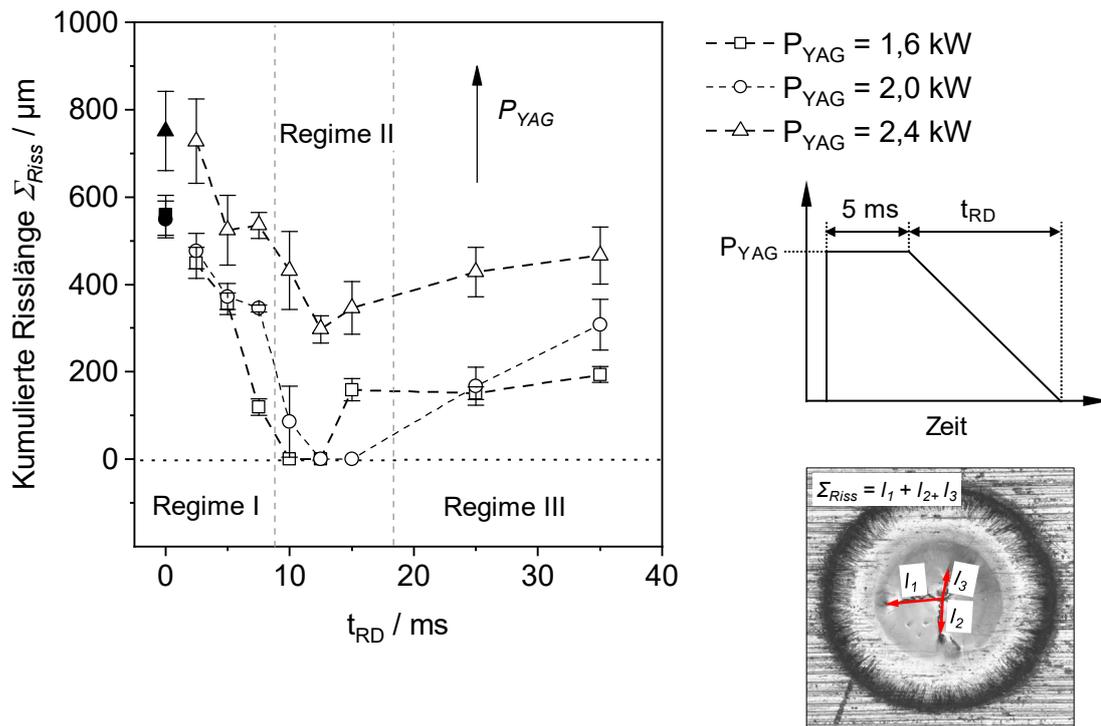


Abbildung 5.7: Heißrissbildung in Punktschweißungen in Abhängigkeit von der Puls-spitzenleistung

Anhand der Punktschweißexperimente werden vier wesentliche Effekte identifiziert, die wiederum drei Rissregimen zugeordnet werden können. Im **Regime I**, wenn mit $t_{RD} < 10$ ms geschweißt wird, entstehen Heißrisse. Ausgehend vom Rechteckpuls, der die größten Risslängen erzeugt, reduziert sich die Heißrissempfindlichkeit durch die Verlängerung von t_{RD} . Dieser Effekt ist bereits in vorhergehenden rein experimentellen Studien gezeigt worden.

- Im **Regime II**, das durch mittlere Rampdownlängen ($10 \text{ ms} < t_{RD} < 15 \text{ ms}$) definiert ist, liegt ein Minimum der Heißrissanfälligkeit vor. Hier kann die Heißrissbildung in Abhängigkeit von P_{YAG} stark reduziert oder gar vollständig vermieden werden.
- Eine wiederkehrende Heißrissbildung setzt ein, wenn $t_{RD} < 15$ ms beträgt (**Regime III**). Dabei werden gegenüber dem Regime I kürzere Risslängen festgestellt, sodass ein anderer Effekt die Heißrissentstehung in diesem Bereich dominiert.
- Ein Anstieg der Heißrissanfälligkeit resultiert auch aus der Erhöhung der Puls-spitzenleistung bzw. des Schweißvolumens. Ab einem bestimmten Wert kann

auch im **Regime II** keine rissfreie Schmelzbaderstarrung erwirkt werden. Die Heißrissbildung tritt in diesem Regime unabhängig von der Leistungsabfallzeit (t_{RD}) auf. Daraus kann abgeleitet werden, dass ab einem gewissen Energieeintrag die Bildung von Heißrissen durch einen anderen Mechanismus verursacht wird.

Aus den modellhaften Punktschweißuntersuchungen lassen sich daher mehrere grundsätzliche Erkenntnisse für eine Prozessauslegung ableiten:

- Das Schweißen mit Rechteckpulsen führt stets zur Bildung von Heißrissen.
- Um die Heißrissbildung in Punktschweißungen zu vermeiden, muss mit Rampdownpulsen geschweißt werden. Dabei muss die Leistungsabfallzeit (t_{RD}) in bestimmten Grenzen gewählt werden, da Heißrisse aufgrund der zuvor erwähnten Rissbildungsmechanismen sowohl bei kurzen als auch bei langen t_{RD} auftreten können.

Die diesem parameterabhängigen Verhalten zugrunde liegenden Ursachen werden anhand der numerischen Prozessmodellierung und der metallographischen Schweißpunktauswertung in den Abschnitten 5.3 und 5.4 untersucht.

5.1.3 Experimentelle Schmelzbaderstehung und -erstarrung

Aufbauend auf der Erkenntnis, dass die Heißrissvermeidung bzw. die resultierende Risslänge von t_{RD} beeinflusst wird, sind ausgewählte Punktschweißexperimente von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen begleitet worden. Abbildung 5.8 zeigt die zeitliche Abfolge eines Punktschweißprozesses, der mit einem Rechteckpuls bei $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$ erzeugt worden ist. Die Abfolge beginnt oben links und endet unten rechts, wobei in jeder Aufnahme der Zeitpunkt in Bezug auf den Start des Laserpulses angegeben ist.

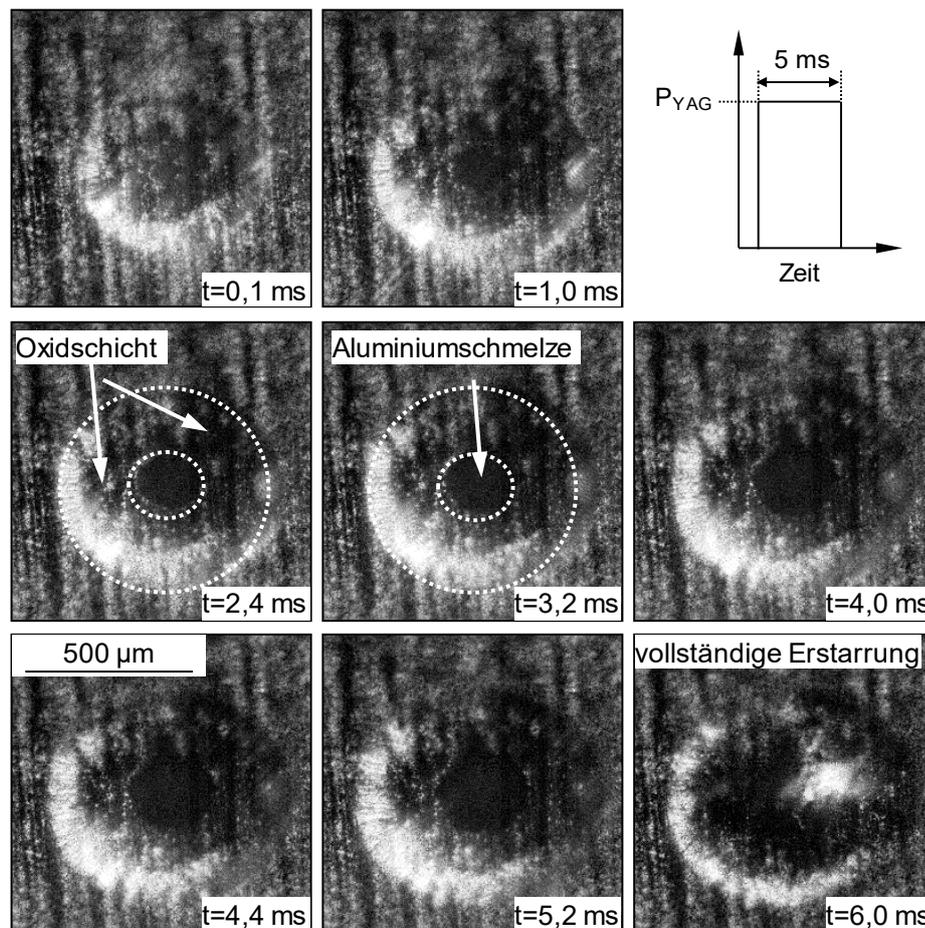


Abbildung 5.8: Aufnahme der Schmelzbadbildung und -erstarrung für einen Rechteckpuls bei $P_{YAG} = 1,8$ kW (30.000 fps)

Bereits $0,1$ ms nach Einschalten der Laserstrahlung beträgt der Schmelzbad Durchmesser ca. $500 \mu\text{m}$ und ist nahezu vollständig ausgebildet. Aufgrund der unterschiedlichen Reflexionseigenschaften wird die transiente Ausbildung von zwei um den Mittelpunkt des Schmelzades konzentrisch angeordneten Bereichen (Zeitpunkt $t = 2,4$ ms) hervorgehoben, die im gesamten Untersuchungsbereich beobachtet worden sind. Die unmittelbare Wechselwirkungszone des Laserstrahls mit dem Schmelzbad wird durch den inneren, schwarz abgebildeten Bereich repräsentiert. Aufgrund der hohen Leistungsdichte des Laserstrahls wird die Oxidschicht aufgebrochen und durch die Marangoni-Konvektion im Schmelzbad aus dem Zentrum radial in die äußeren Randbereiche transportiert. In dem äußeren, helleren Bereich, der dem Laserstrahl nicht direkt ausgesetzt ist, ist das Schmelzbad von der hochschmelzenden Oxidschicht ($T_S = 2.035$ °C) bedeckt.

Der Erstarrungsprozess ist in Abbildung 5.9 dargestellt. Hier ist jede Bildsequenz in Bezug auf das Ende des Rechteckpulses bzw. den Beginn der Erstarrung zum Zeitpunkt $t = 5 \text{ ms}$ angegeben. Bereits nach $0,6 \text{ ms}$ ist das Schmelzbad vollständig erstarrt. Im letzten Stadium, im Zeitraum zwischen $t = 0,45 \text{ ms}$ und $t = 0,6 \text{ ms}$, erfolgt innerhalb von $150 \mu\text{s}$ die sprunghafte Schmelzbaderstarrung, die trotz einer Bildrate von 30.000 Hz nur bedingt quantifiziert werden kann. Somit ist vor allem im letzten Stadium von einem signifikanten Anstieg der Erstarrungsgeschwindigkeit auszugehen. Nach vollständiger Schmelzbaderstarrung sind Heißrisse durch Reflexionen des eingesetzten Beleuchtungslasers an der Schweißpunktoberfläche ersichtlich.

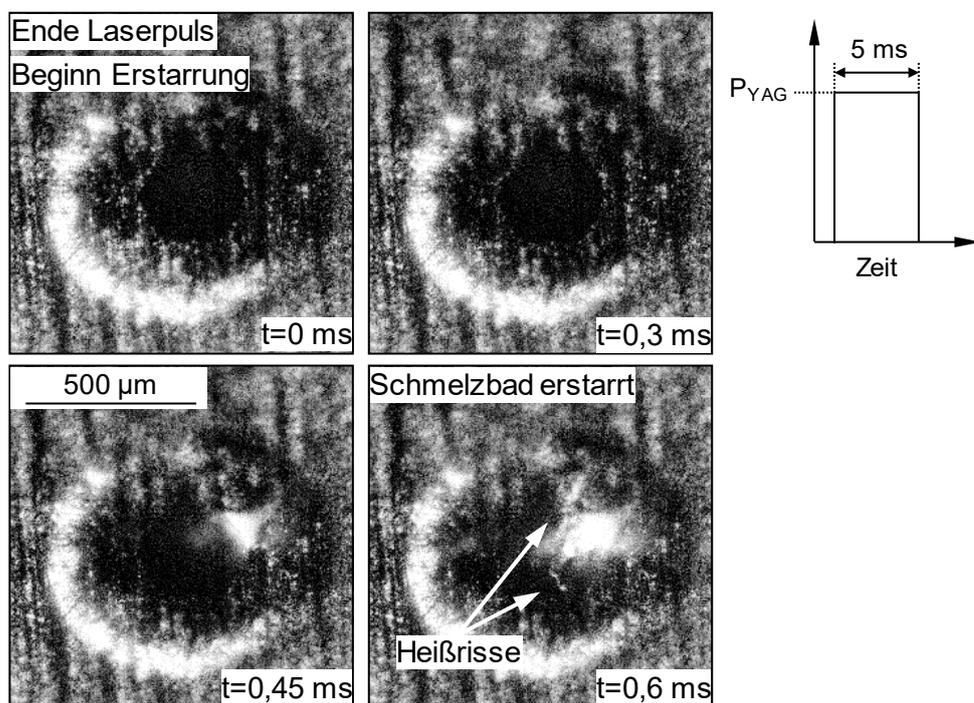


Abbildung 5.9: Aufnahme der Schmelzbaderstarrung für einen Rechteckpuls bei $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$ (30.000 fps)

Die zeitliche Bildabfolge des Punktschweißprozesses, ausgeführt mit Blick auf die Heißrissbildung bei einem optimierten Rampdownpuls aus Regime II ($t_{RD} = 12,5 \text{ ms}$), zeigt Abbildung 5.10. Die Bildsequenzen verdeutlichen, dass der Schmelzbad Durchmesser mit einer zeitlich geringen Rate abnimmt, wodurch die Erstarrungszeit gegenüber dem Rechteckpuls ($t_{RD} = 0 \text{ ms}$) um ca. 10 ms verlängert wird. Zum Zeitpunkt $t = 15,6 \text{ ms}$ ist der Schweißpunkt vollständig erstarrt. In den HV-Aufnahmen sind nach der Schmelzbaderstarrung nicht quantifizierbare Verformungen an der Schweißpunktoberfläche zu sehen. Diese können der Abkühlung und der daraus folgenden thermischen Kontraktion des Werkstoffes zugeordnet werden.

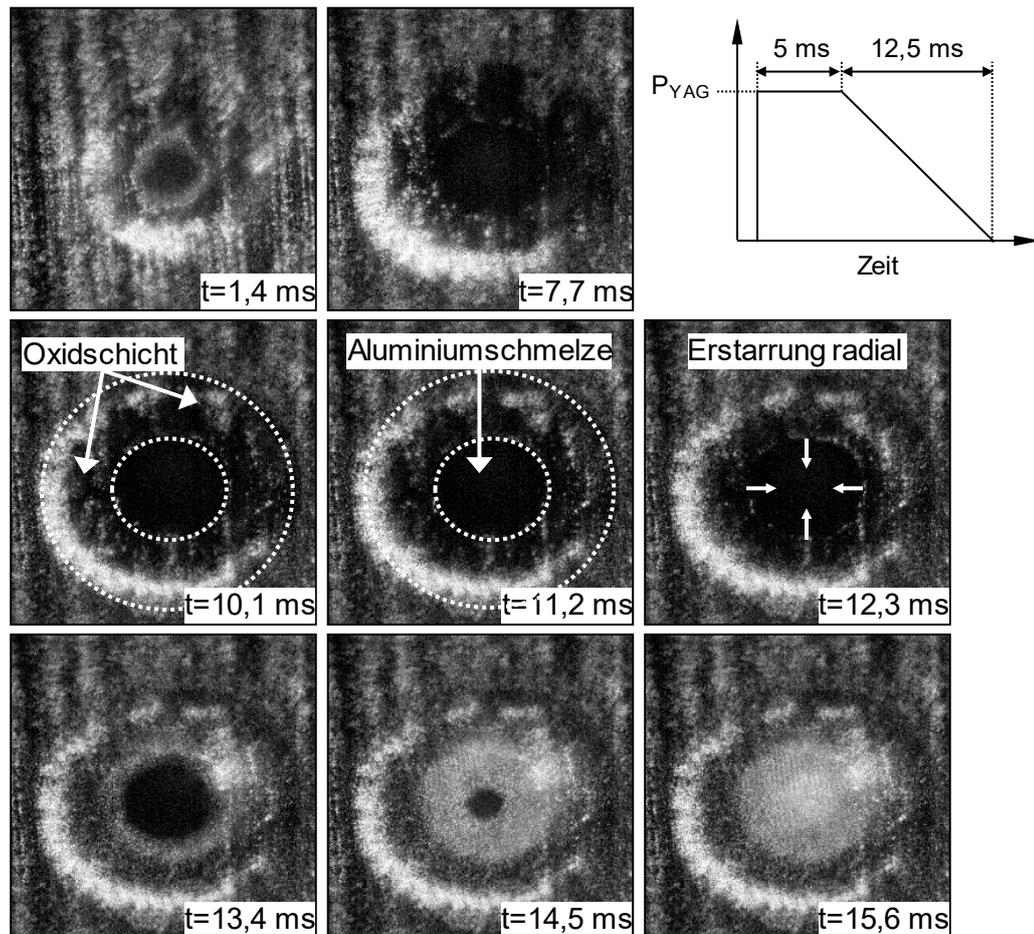


Abbildung 5.10: Aufnahme der Schmelzbadbildung und -erstarrung für einen RD-Puls bei $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$ (30.000 fps)

Ausgehend von den Erkenntnissen der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen ist festzuhalten:

- Unabhängig von den Laserparametern verläuft die Erstarrung eines Schweißpunktes radial vom Schweißpunktäußenrand zur Schweißpunktmitte.
- Die Erstarrungszeit der Schmelze kann durch t_{RD} beeinflusst werden.
- Heißrisse sind erst nach vollständiger Erstarrung des Schmelzbades ($T_L < 650 \text{ °C}$) an der Oberfläche sichtbar. Daraus kann abgeleitet werden, dass die Rissbildung zu einem späten Zeitpunkt der Erstarrung initiiert wird, wenn der Feststoffanteil hoch ist.

Für eine Beschreibung der Heißrissbildung beim gepulsten Laserstrahlschweißen sind Hochgeschwindigkeitsaufnahmen jedoch nicht hinreichend aussagefähig. Die direkte Quantifizierung der Erstarrungsgeschwindigkeit lässt sich experimentell nur in einem stark eingegrenzten Bereich an der Oberfläche vornehmen und wird zusätzlich durch die kurze Zeitskala des Schweißprozesses und die geringen Abmessungen des Schmelzbades erschwert. Der direkte Zeitpunkt der Rissinitiierung und der Rissentstehungsort können für die geringen Schweißpunktdimensionen aber vor allem durch die hohe Geschwindigkeit, mit der das Schmelzbad erstarrt, nicht lokalisiert werden.

Eine verallgemeinerte Beschreibung der Heißrissentstehung setzt die zeit- und orts aufgelöste Kenntnis des gesamten Temperatur-, Spannungs- und Dehnungsfeldes voraus. Aus diesem Grund wird für die Ermittlung dieser Größen nachfolgend ein numerisches Simulationsmodell aufgesetzt.

5.2 Aufstellung eines numerischen Simulationsmodells

Die numerische Simulation des gepulsten Laserstrahlschweißprozesses ermöglicht die zeit- und orts aufgelöste Betrachtung des Temperaturfeldes und der daraus resultierenden mechanischen Beanspruchungsverhältnisse. Ausgehend von einem validen Modell können zur Beschreibung der Heißrissentstehung die thermischen und mechanischen Erstarrungsparameter zeit- und orts aufgelöst ermittelt werden.

Im Rahmen dieser Arbeit werden die Berechnungen mit zwei kommerziell auf dem Markt vertriebenen FEM-Systemen durchgeführt. Aufgrund bevorzugter Auswertemöglichkeiten wird die thermische Simulation mit der Software Comsol Multiphysics 5.3a durchgeführt. Für die Berechnung der Strukturmechanik wird die Software DynaWeld verwendet. In beiden Systemen ist für die Berechnung des Temperaturfeldes das gleiche mathematische Modell hinterlegt, das unter 5.2.1 detailliert erläutert wird. Geht es um eine strukturmechanische Lösung, so ist der grundlegende Vorteil von DynaWeld, dass die bis zum Aufschmelzen vorliegende Dehnungshistorie gelöscht werden kann. Auf diese Weise wird im Schmelzbad ein spannungsfreier Zustand proklamiert und die strukturmechanische Lösung realitätsnäher abgebildet. Die Software Comsol Multiphysics ermöglicht diesen Umstand nicht.

5.2.1 Modellannahmen für die transiente Temperaturfeldberechnung

Ausgangspunkt für Modellannahmen bzw. -vereinfachungen ist die Abstraktion des gepulsten bzw. pulsmodulierten Laserstrahlschweißprozesses auf der Basis der zuvor modellhaft durchgeführten Punktverbindungen. Die numerische Modellierung wird

daher als instationäres und 2D-rotationssymmetrisches Modell unter Berücksichtigung einer Phasenumwandlung von fest zu flüssig in Comsol Multiphysics 5.3a umgesetzt. Das thermische Modell bildet ein transientes Temperaturfeld mit Wärmeleitung, Wärmestrahlung und konvektivem Warentransport ab.

Aus der Einwirkung der Wärmequelle \dot{Q} resultiert im Aluminiumblech und im Spannmittel die Ausbildung eines transienten Temperaturfeldes, das durch die Feldgleichung der Wärmeleitung berechnet wird (Gleichung 4-3).

$$\dot{Q} = \rho(T)c_p(T)\frac{\partial T}{\partial t} - \nabla \cdot (a(T) \cdot \nabla T) \quad \text{Gleichung 4-3}$$

$$a = \frac{\lambda(T)}{\rho(T) \cdot c_p(T)} \quad \text{Gleichung 4-4}$$

Hierbei sind die Dichte ρ ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$), die spezifische Wärmekapazität c_p ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) und die Wärmeleitfähigkeit λ ($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) Werkstoffkenngrößen, die zur Temperaturleitfähigkeit a ($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$) zusammengefasst werden. t (s) ist die Zeit und \dot{Q} ($\text{W} \cdot \text{mm}^{-2}$) die Wärmestromdichte, um den Energieeintrag des gepulsten Laserstrahlschweißprozesses im Modell abzubilden.

Das sich instationär ausbildende Temperaturfeld wird ausgehend von den vorgegebenen Anfangs- und Randbedingungen berechnet. Als Anfangsbedingung wird die ortskonstante Temperatur der Umgebung im Labor definiert.

$$T(x,y,z,0) = 23 \text{ °C} \quad \text{Gleichung 4-5}$$

Wärmeverluste durch Konvektion und Strahlung werden unter den experimentellen Umgebungstemperaturen an der Werkstück- und der Spannmitteloberfläche berücksichtigt. Die thermisch abgestrahlte Leistung wird temperaturabhängig nach dem Gesetz von Stefan Boltzmann gemäß Gleichung 4-6 berücksichtigt ($\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$ = Stefan-Boltzmann-Konstante). Hierbei wird nach [Tot03] für den Festkörper ein Emissionsgrad ε von 0,04 und für die Schmelze von 0,2 angenommen.

$$\dot{q} = \varepsilon \sigma (T^4 - T_0^4) \quad \text{Gleichung 4-6}$$

Die Beschreibung des konvektiven Wärmeverlustes an die Umgebung wird mit einem konstanten Wärmeübergangskoeffizienten h von $20 \text{ W m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ erfasst (Gleichung 4 - 7). Dieser Wert stellt eine charakteristische Größe für den Wärmeübergang von Aluminium zu Luft dar [Sch07].

$$\dot{q} = h (T - T_0)$$

Gleichung 4-7

In einem weiteren Schritt muss der zeitlich diskontinuierliche Energieeintrag \dot{Q} im numerischen Modell implementiert werden. Eine reale Abbildung des Laserstrahlschweißprozesses bzw. der elektromagnetischen Strahlung findet nicht statt. In diesem Fall wird die Schweißwärmequelle phänomenologisch durch ihre Wärmewirkung, d. h. das Temperaturfeld, in der FE-Simulation abgebildet. Dafür muss die Fläche des Laserstrahlfokus, die Stahlkaustik sowie die zeitliche Einwirkung des Laserstrahls in das Modell eingebunden werden. Der Energieeintrag des Laserstrahls wird weiter vereinfacht als spezifische Wärmestromdichte mit konstanter Leistungsverteilung über dem Querschnitt auf der Oberfläche des Aluminiumbleches für den Transfer der Energie in das Bauteil beschrieben. Dies ergibt sich aus der räumlichen Verteilung der Leistungsdichte sowie der geometrischen Abmessung des Laserstrahls im Fokus. Beide Größen wurden experimentell mit einem Fokusmonitor ermittelt (Abbildung 5.11).

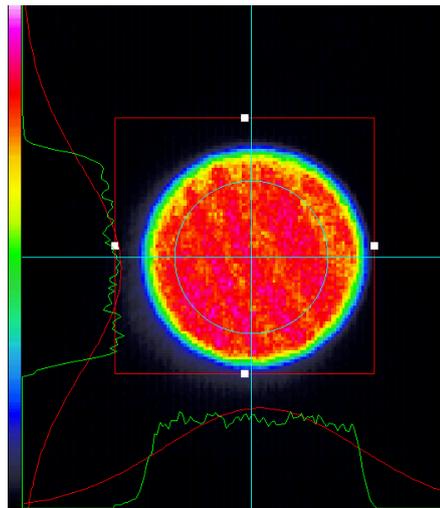


Abbildung 5.11: Strahlkaustik [Las10]

Für das FEM-Modell berechnet sich der spezifische Wärmestrom \dot{Q} aus dem konstanten Absorptionsgrad auf der Metalloberfläche A , der zeitabhängigen Laserleistung (P_{YAG}) sowie der projizierten Laserspotfläche.

$$\dot{Q}_{\text{Laser}} = A \cdot \frac{P_{YAG}(t)}{\frac{\pi \cdot d^2}{4}}$$

Für die Berechnungen wurde der Absorptionsgrad von 26 % verwendet, der empirisch im Rahmen der Validierungsuntersuchungen (Kap. 5.3.1) ermittelt wurde. Im Modell vernachlässigt werden dabei real auftretende Einflussgrößen auf die Absorption, wie

die Oberflächenstrukturierung des Aluminiumbleches, der Brewster-Winkel, die Polarisation und die Wellenlänge der Laserstrahlung.

Beim gepulsten Laserstrahlschweißen hat neben der Geometrie der Wärmequelle auch die zeitliche Variation des Energieeintrags in das Material einen entscheidenden Einfluss auf die numerische Lösung. Für die realitätsnahe Abbildung des zeitlich veränderlichen Energieeintrags wurde der reale Pulsleistungsverlauf laserintern an der Fotodiode gemessen, mit einem externen Oszilloskop aufgezeichnet und in das FEM-Modell implementiert. Beispielhaft ist die real gemessene Pulsform eines Rechteckpulses und eines RD-Pulses in Abbildung 5.12 dargestellt. Die periodische Modulation wird mit einem Inkrement von 50 μs verursacht, d. h., die Leistung wird 20-mal pro Millisekunde durch einen Soll-Ist-Vergleich geregelt.

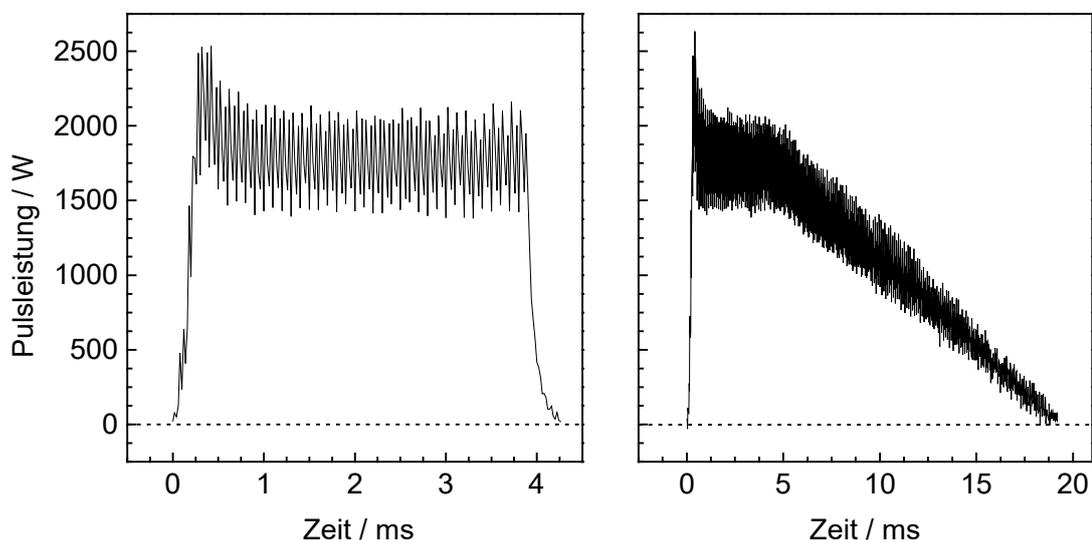


Abbildung 5.12: Experimentell ermittelte Pulsform – links Rechteckpuls, rechts RD-Puls

Die Wärmezufuhr und Wärmeabfuhr an der Oberfläche werden bei überlagerter Wirkung zu folgender Randbedingung zusammengefasst:

$$k \frac{\partial T}{\partial n} = \dot{Q}_{\text{YAG}} - h(T - T_0) - \varepsilon \sigma (T^4 - T_0^4) \quad \text{Gleichung 4-8}$$

Weiterhin ist die Bauteilgeometrie im Simulationsmodell ideal nach Konstruktionsstand im CAD berücksichtigt. Die in der Realität auftretenden Abweichungen von der Sollgeometrie sind nicht berücksichtigt. Die Modellgeometrie sowie die angewendeten Randbedingungen mit ihren Vereinfachungen sind in Abbildung 5.13 schematisch als zweidimensionale rotationssymmetrische Darstellung zusammengefasst.

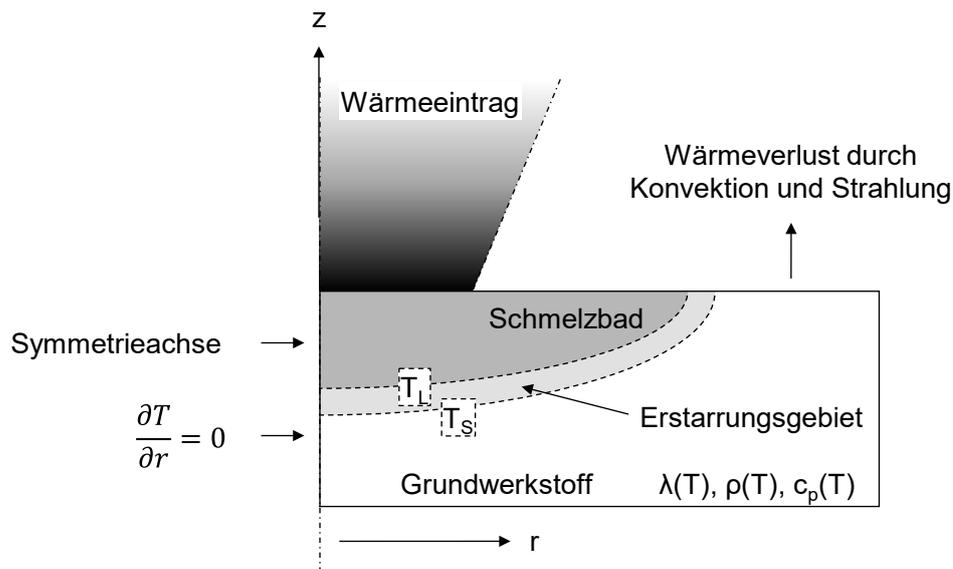


Abbildung 5.13: Schematische Modelldarstellung der thermischen Randbedingungen

Aufgrund des Abstandes von > 10 mm zum Ort des Energieeintrags wird auf die Modellierung der Spannbacken verzichtet. Die Wärmeleitung wird im Aluminiumblech, der Wärmeübergang infolge von Wärmestrahlung und Konvektion über die Metalloberfläche unter Verwendung des Emissionskoeffizienten ϵ und des Wärmeübergangskoeffizienten h berücksichtigt. Der Energieeintrag ist als instationäre Wärmestromdichte im Metall erfasst und kann über Fokusbereich und Laserstrahlleistung eingestellt werden.

5.2.2 Modellannahmen für die transiente strukturmechanische Berechnung

Das zuvor berechnete Temperaturfeld dient als Lasteingangsgröße für die strukturmechanische Analyse des sich instationär ausbildenden Dehnungs- und Spannungsfeldes. Dabei ist die durch den Laserstrahl erwirkte Temperaturänderung mit einer thermischen Ausdehnung (ϵ_{th}) im Material verbunden. Die resultierende Volumenänderung des Aluminiumbleches ergibt sich aus dem Wärmeausdehnungskoeffizienten und der Temperaturdifferenz (Gleichung 4-9).

$$\epsilon_{th} = \alpha \Delta T = \alpha (T - T_0)$$

Gleichung 4-9

Die zeit- und ortsabhängigen Wärmedehnungen verursachen elastische bzw. bei behinderter Ausdehnung und Kontraktion elasto-plastische Spannungsfelder sowie zugehörige lokale und globale Formänderungen. Im Hinblick auf die mechanischen Randbedingungen entspricht die Lagerung des FE-Modells dem Experiment. Die mechanische Lagerung des Aluminiumbleches wird idealisiert berücksichtigt, eine aufwändige Modellierung der Spannstellen inklusive der Normal- und Reibkräfte findet

nicht statt. An den Lagerstellen werden die Knoten in ihrer Bewegung entlang der jeweiligen Raumrichtung ideal steif gehalten; die Knotenverschiebung beträgt $v = 0$.

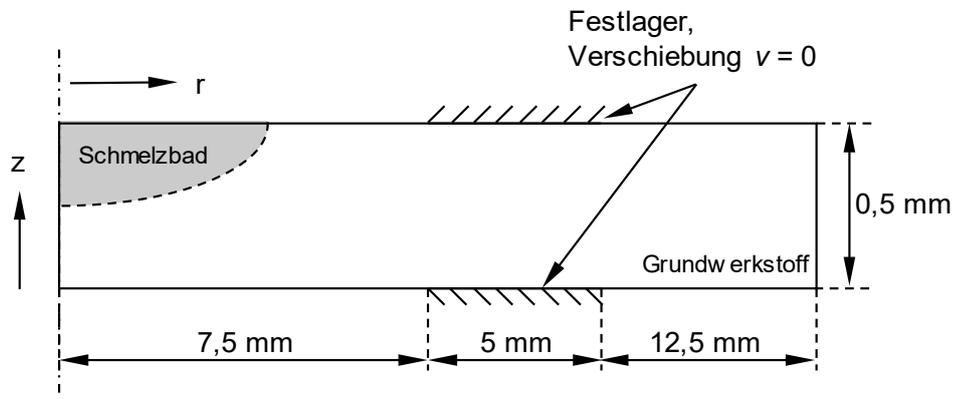


Abbildung 5.14: Schematische Modelldarstellung der mechanischen Randbedingungen

Für die Berechnung der Dehnung und der Dehnrates wurde die latente Wärme im Simulationsmodell vernachlässigt. Dies führte zu Nichtlinearitäten in den Berechnungen, die sich in Steigungssprüngen in den Dehnungs-Zeit-Kurven äußerten und eine hohe Ergebnisstreuung zur Folge hatten. Im Vorfeld durchgeführte Vergleichsrechnungen ohne den Einfluss der latenten Wärme ergaben hierbei eine nahezu vernachlässigbare Streuung.

5.2.3 Vernetzung und Zeitschrittweite pw-Nd:YAG

Das FE-Modell wird entsprechend den auftretenden Temperaturgradienten vernetzt, die in direkter Nähe der Wärmequelle sehr hoch sind und mit zunehmendem Abstand und sinkendem Temperaturniveau abfallen. Daher wird eine Vernetzung angewendet, die im Bereich des Schmelzbades und der Wärmeeinflusszone sehr fein ist und in diskreten Schritten mit zunehmendem Abstand vom Schmelzbad zum Randbereich vergrößert wird. Im Bereich des Schmelzbades beträgt die Elementkantenlänge der Quadrate 0,0125 mm. Somit wird das Schmelzbad in der r-z-Ebene von mindestens 300 Elementen abgedeckt. Um Rechenzeit zu sparen, wird das Netz in Richtung der Blechlängsseite schrittweise über drei Stufen auf eine Elementkantenlänge von 1 mm vergrößert. Die verwendete Vernetzung ist in Abbildung 5.15 beispielhaft für die Proben Dicke von 0,5 mm zu sehen.

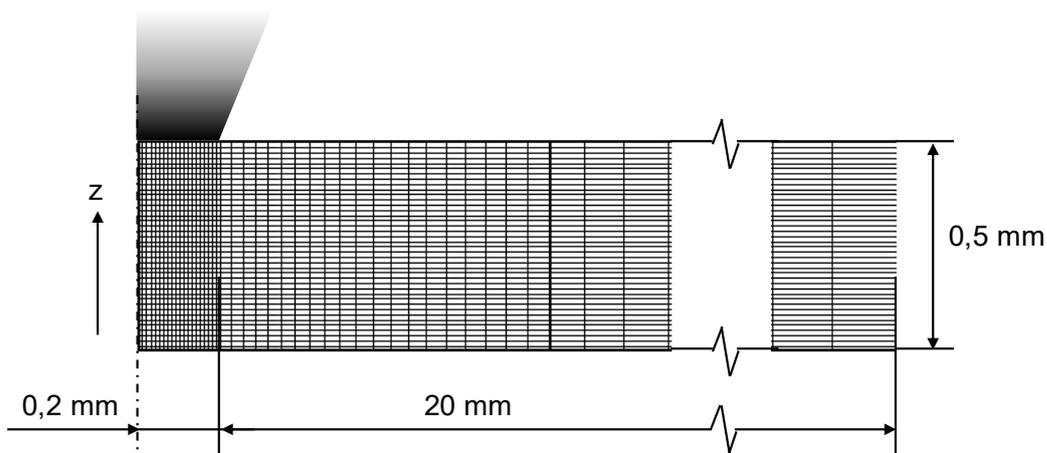


Abbildung 5.15: Beispielhafte FE-Netzung für eine ebene Platte der Blechdicke 0,5 mm

Da das Schmelzbad nur im Bereich von 5 bis 20 ms existiert und infolge der daraus resultierenden kurzen Erstarrungszeiten und hohen Temperaturgradienten wird für die Berechnung der numerischen Lösung eine Zeitschrittweite von 0,01 ms angesetzt.

5.2.4 Werkstoffbeschreibung

Der numerischen Berechnung schweißbedingter Temperaturfelder und struktureller Vorgänge liegt das Vorhandensein entsprechender thermophysikalischer und struktureller Werkstoffdaten zugrunde. Der örtliche und zeitabhängige Energieeintrag führt dazu, dass die notwendigen Werkstoffeigenschaften temperaturabhängig beschrieben werden müssen. In den meisten Fällen sind die temperaturabhängigen Werkstoffdaten für eine spezifische Legierung der Literatur nur teilweise zu entnehmen. Die experimentelle Bestimmung aller benötigten Größen ist mit einem hohen experimentellen Aufwand verbunden und nicht immer für den gesamten Temperaturbereich (Schmelze) durchführbar. Die Werkstoffdatenblätter der Lieferanten und Hersteller beinhalten in der Regel nur bei Raumtemperatur gemessene Werte [Sch07]. Der im Rahmen der Arbeit verwendete Datensatz setzt sich aus zusammengetragenen Werten der Literatur [Rad98, Rad88] und der DynaWeld-Datenbank [Dyn18] zusammen. Ausgewählte temperaturabhängigen Datensätze [Rad98, Str16, Hil00] zeigen, dass die thermophysikalischen Kennwerte Dichte, Wärmeleitfähigkeit und spezifische Wärmekapazität innerhalb der 6xxx-Legierungsgruppe nur geringfügigen Änderungen unterliegen. Dementsprechend haben geringe Änderungen der Legierungszusammensetzung nur eine untergeordnete Auswirkung auf das sich räumlich und zeitlich ausbildende Temperaturfeld. Mit Blick auf die thermomechanischen Kennwerte Elastizitätsmodul, Wärmeausdehnung, Querkontraktion und temperaturabhängige Streckgrenze ist bei ausscheidungshärtenden Aluminiumlegierungen der

Wärmebehandlungszustand zu berücksichtigen und entsprechend zu modellieren [Sch07]. Innerhalb der vorliegenden Arbeit werden die modellierten Werkstoffkennwerte der Aluminiumlegierung EN AW-6082-T6 als für das gesamte Aluminiumblech ideal homogen und isotrop betrachtet. Eine Berücksichtigung von Seigerungen oder Texturen findet nicht statt. Ebenso wird der Einfluss vorhergehender Prozessschritte bspw. des Urform-, des Umform- und des Wärmebehandlungsverfahrens vernachlässigt. Damit sind die Bauteile zu Beginn ideal, d. h. eigenspannungsfrei abgebildet und besitzen keine bereits kumulierten plastischen Dehnungen oder Vorverfestigungen.

Der Übergang von der festen zur flüssigen Phase wird modelliert, indem ein Übergangsbereich definiert wird, der durch die Solidus- und Liquidustemperatur vorgegeben ist. Das Erstarrungsintervall von EN AW 6082-T6 erstreckt sich nach Angaben des Herstellers über den Temperaturbereich von 650 °C (T_L – Liquidustemperatur) bis 585 °C (T_S – Solidustemperatur) [Gem18]. Derartige Phasenübergänge stellen bei der strukturmechanischen Modellierung von Schweißprozessen eine große Herausforderung dar. Dieser Umstand ist auf die Veränderung von strukturmechanischen hin zu fluiddynamischen Eigenschaften in der Schmelze zurückzuführen. Da die fluiddynamische Analyse im entwickelten numerischen Modell nicht vorgesehen ist, findet die Berücksichtigung der Schmelze im Rahmen der strukturmechanischen Prozessabbildung statt. In der Realität hat die Aluminiumschmelze als Flüssigkeit keine bzw. eine sehr geringe Formelastizität und stellt daher im Sinne der Strukturmechanik einen spannungsfreien Zustand dar, weshalb die Oberflächenspannung, der Schweredruck und die Auftriebskraft der Schmelze vernachlässigt werden. Die strukturmechanische Abbildung der Schmelze erfolgt entsprechend der Werkstoffbeschreibung, indem die Spannungen auf einen geringen Wert abgesenkt werden, um die Konvergenz der strukturmechanischen Berechnungen zu ermöglichen. Weiterhin werden die aufgebauten Dehnungen im Schmelzbad auf den Wert 0 gesetzt. Dies bedeutet, dass die Elemente bzw. Knoten beim Überschreiten von $T_L = 650$ °C keine Dehnungen aufweisen und die bis dahin aufgebaute „Dehnungshistorie“ vernachlässigt werden kann. Auf diese Weise induziert das Schmelzbad keine signifikanten plastischen Dehnungen in den umliegenden Grundwerkstoff.

Für das sich transient ausbildende Temperaturfeld werden die thermophysikalischen Werkstoffdaten Wärmeleitfähigkeit (λ), spezifische Wärmekapazität (c_p) und Dichte (ρ) temperaturabhängig berücksichtigt. Der temperaturabhängige Verlauf der Dichte ist in Abbildung 5.16 dargestellt. Während der Erstarrung erfolgt eine Volumenverringerng von ca. 7 %, die mit einer Erhöhung der Dichte von $2.450 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ bei 650 °C im flüssigen Zustand auf $2.750 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ bei 585 °C im festen Zustand einhergeht.

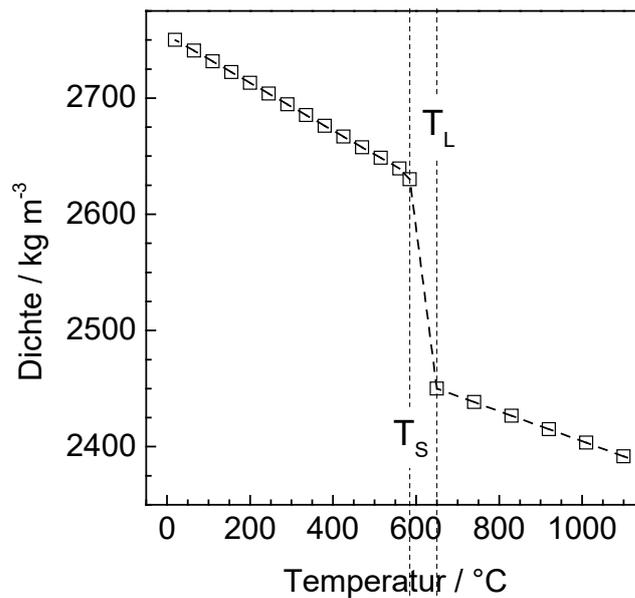


Abbildung 5.16: Temperaturabhängigkeit der Dichte [Dyn18]

Die spezifische Wärmekapazität gibt die Fähigkeit eines Stoffes an, thermische Energie zu speichern, und beschreibt zudem das Werkstoffverhalten während des Schmelzens und Erstarrens, da die während der Phasenumwandlung aufzubringende bzw. frei werdende latente Enthalpie im Verlauf integriert ist. Für die Modellierung der spezifischen Wärmekapazität (c_p) wurden Werte aus [ESI09] verwendet. Mit der erhöhten spezifischen Wärmekapazität im Erstarrungsgebiet wird die spezifische Schmelzwärme im Modell berücksichtigt.

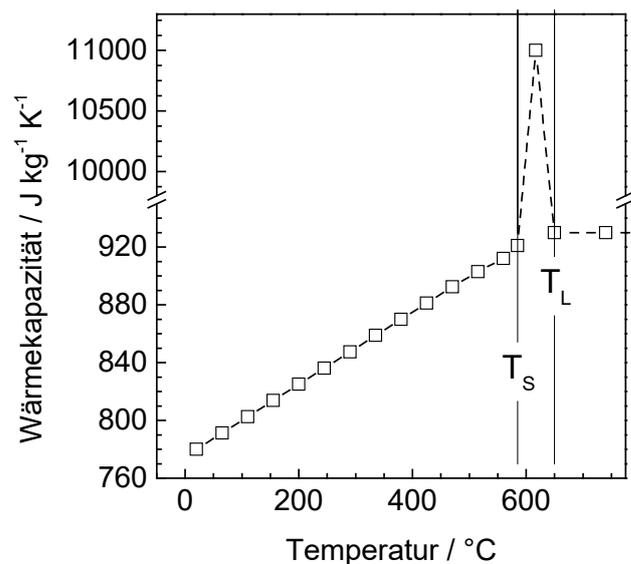


Abbildung 5.17: Temperaturabhängigkeit der spezifischen Wärmekapazität [Dyn18]

Die Wärmeleitfähigkeit (λ) ist maßgebend für die im Werkstoff übertragbare Wärme bei gegebener Temperaturdifferenz. Für die realitätsnahe Modellierung des Temperaturfeldes und der Schmelzbadgeometrie ist neben dem im Festkörper dominierenden konduktiven (diffusen) Wärmetransport auch der durch die strömende Schmelze auftretende konvektive Wärmetransport zu berücksichtigen. Durch die direkte Absorption der Laserstrahlung entsteht an der Schmelzbadoberfläche ein steiles Temperaturprofil mit einem Maximum im Zentrum des Schmelzbades (Abbildung 5.18). Dieses sich zeitlich und örtlich ausbildende Temperaturprofil beeinflusst auch die Oberflächenspannung der Schmelze und die resultierende Schmelzbadform.

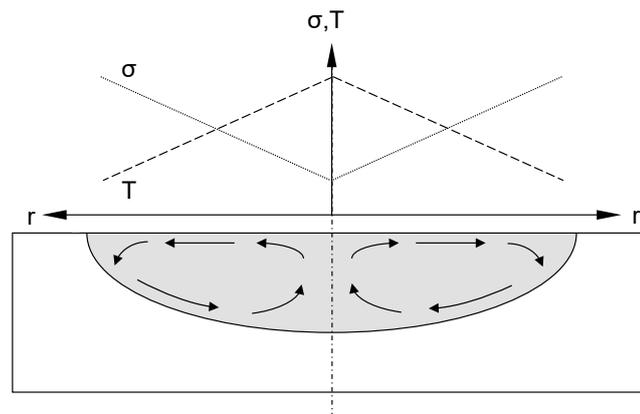


Abbildung 5.18: Schematische Darstellung der Schmelzbadströmung bei negativen Oberflächenspannungskoeffizienten

Generell hat die Aluminiumschmelze beim Wärmeleitungsschweißen einen negativen Oberflächenspannungskoeffizienten [Bac14]. Die Schmelze fließt somit vom heißen Zentrum in die kälteren Randbereiche. Dies wiederum führt zur Ausbildung eines flacheren und breiteren Schmelzbades. Dabei kann die Oberflächenspannung σ nach [Bra07] über die Gleichung 2.3 in eine ortsabhängige Oberflächenspannung σ_s umgerechnet werden.

$$\sigma = \sigma_s + \frac{d\sigma}{dT} (T_{Max} - T_s) \quad \text{Gleichung 2.3}$$

Am Schmelzübergang kann die Oberflächenspannung $\sigma_s = 0,914 \text{ N m}^{-1}$ angenommen werden. Für den thermischen Gradienten des Oberflächenspannungskoeffizienten gilt $d\sigma/dT = -3,5 \cdot 10^{-4} \text{ N m}^{-1} \text{ K}^{-1}$. Mit zunehmender Oberflächentemperatur sinkt somit die Oberflächenspannung auf ein Minimum im Zentrum des Schmelzbades, da dort die Temperaturdifferenz (Maximaltemperatur T_{Max} – Schmelztemperatur T_s) am größten ist (gestrichelte Linie). Folglich ist die Oberflächenspannung in der Nahtmitte geringer als am Rand. Hierdurch wird an der Schmelzbadoberfläche eine Scherspannung τ_s induziert, wodurch die Schmelze von der heißeren Mitte zum kälteren Rand

fließt. Dieser Effekt ist in der Literatur als Marangoni-Effekt bekannt. Durch die Bewegung der Schmelze in Richtung Schmelzbadrand entsteht ein Druckabfall in der Mitte und bedingt durch das Abbremsen der Schmelze in Randnähe eine Druckerhöhung am Schmelzbadrand. Das führt zu einer Aufwölbung der Schmelze am Rand und zu einer Vertiefung in der Mitte. Oberflächendeformationen dieser Art sind typisch für das Wärmeleitungsschweißen [Bey13b, Bey13a, Ott10, Bli13].

Die Abbildung des im Schmelzbad auftretenden konvektiven Wärmetransports erfolgt unter Einbeziehung von anisotropen Wärmeleitfähigkeitskoeffizienten oberhalb der Liquidustemperatur (T_L). Diese Vorgehensweise entspricht auch den Ansätzen von [New86, Fen93, Hil01] und [Str16] zur Schmelzbad- und Temperaturfeldmodellierung beim cw-Laserstrahlschweißen. Im entwickelten numerischen Modell weist λ in radialer Richtung einen um den Faktor 4 höheren Wert auf als in axialer Richtung des Schmelzbades. Dieser Wert wurde über die experimentelle Validierung des numerischen Modells verifiziert.

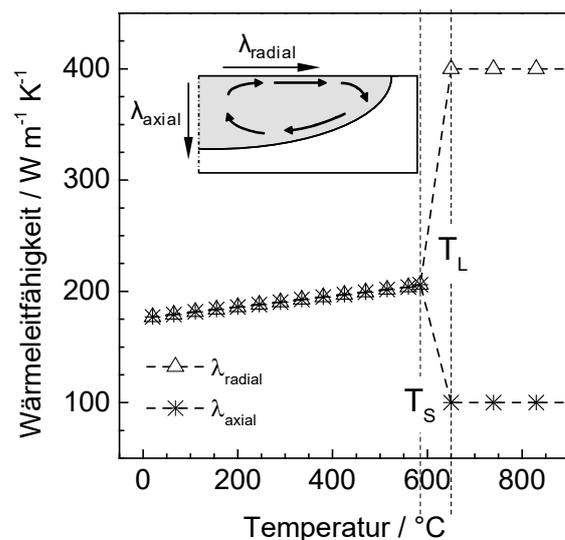


Abbildung 5.19: Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit

Für die Lösung der Strukturmechanik werden die Werkstoffdaten Elastizitätsmodul (E), Querkontraktion (ν) und Wärmedehnung (ϵ_{th}) sowie die Spannungs-Dehnungs-Funktionen temperaturabhängig modelliert. Dabei wird im Temperaturbereich des Festkörpers $T < T_L < 650$ °C ein elasto-plastisches Materialmodell mit kinematischer Verfestigung verwendet, dessen Daten der Materialdatenbank von DynaWeld zugrunde liegen [Dyn18].

Das thermische und mechanische Werkstoffverhalten ist durch die Wärmedehnung (ϵ_{th}) gekoppelt. Diese steigt bis zur Solidustemperatur linear an. Oberhalb von

$T_S = 585 \text{ °C}$ wurde eine konstante Wärmedehnung $\varepsilon_{th} = 0,01378 \text{ m m}^{-1}$ angesetzt. Eine Erstarrungsschrumpfung wurde im Modell nicht berücksichtigt, weil dazu keine experimentell abgesicherten Daten in der Literatur vorliegen.

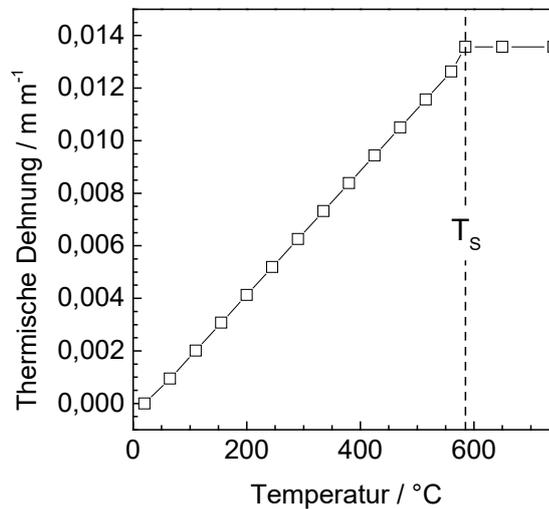


Abbildung 5.20: Temperaturabhängigkeit der Wärmedehnung [Dyn18]

In der Strukturmechanik wird der elastische Bereich eines Materials durch den Elastizitätsmodul und die Querkontraktion beschrieben. Die Abnahme des Elastizitätsmoduls mit ansteigender Temperatur beschreibt das „Fließen“ des Werkstoffes. Oberhalb der Liquidustemperatur $T_L = 650 \text{ °C}$ liegt Aluminiumschmelze vor, die in der Realität als Flüssigkeit keine Formelastizität aufweist. Im numerischen Modell erfolgt die Abbildung der Schmelze durch die Definition der Grenztemperatur ($T_L = 650 \text{ °C}$), bei deren Überschreitung ein spannungsfreier Zustand angenommen wird und die plastischen Anteile der Dehnung auf null gesetzt werden. Um dennoch eine Konvergenz der strukturmechanischen Berechnungen zu ermöglichen, wird für die Berechnung ein geringer Wert von 1.000 MPa eingesetzt. In Anlehnung an [Dyn18] erfolgt entlang des Erstarrungsgebietes die lineare Absenkung des Elastizitätsmoduls von 3.000 MPa (T_S) auf 1.000 MPa (T_L).

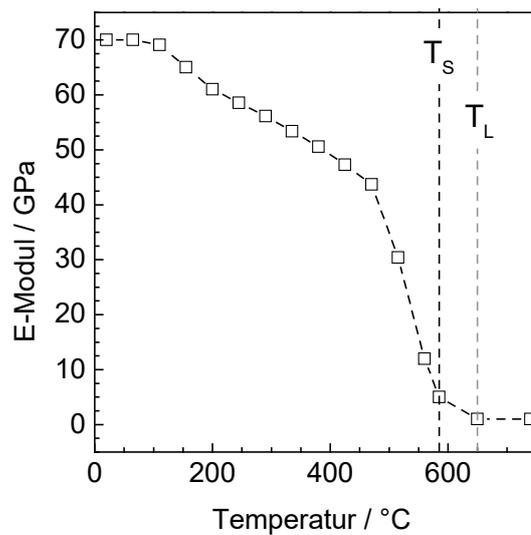


Abbildung 5.21: Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls [Dyn18]

Neben dem E-Modul wird das linear elastische Materialverhalten durch die Querkontraktionszahl bzw. Poissonzahl (ν) abgebildet. Im vorliegenden Modell wird eine konstante Querkontraktion von $\nu = 0,3$ angenommen [Dyn18, Rad98, Str16, Hil00].

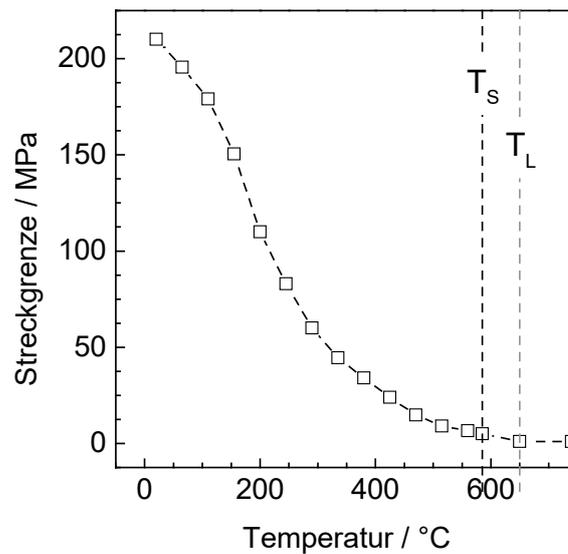


Abbildung 5.22: Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze [Dyn18]

Während Elastizitätsmodul (E), Querkontraktion (ν), Wärmedehnung (ϵ_{th}) das linear elastische Materialverhalten darstellen, wird mit temperaturabhängigen Spannungs-Dehnungs-Funktionen das nicht linear elastische Materialverhalten berücksichtigt. Der temperaturabhängige Verlauf der Streckgrenze R_e ist in Abbildung 5.22 dargestellt und bezeichnet die Spannung, bis zu der ein Werkstoff keine dauerhafte Verfor-

mung zeigt. Mit ansteigender Temperatur ist ein kontinuierlicher Abfall der Streckgrenze bis auf 3 MPa bei T_S zu verzeichnen. Im Intervall von T_S bis T_L wird die Streckgrenze linear auf 1 MPa abgesenkt.

Bei Überschreitung der temperaturabhängigen Streckgrenze beginnt ein metallischer Werkstoff sich plastisch, d. h. irreversibel zu verformen. In diesem Fall führt eine weitere Verformung zu einer Verfestigung, die durch einen Anstieg der Festigkeit gekennzeichnet ist. Mit steigender Temperatur verringert sich die Festigkeitszunahme. Im Rahmen dieser Arbeit wird daher ein elasto-plastisches Materialmodell mit isotroper Verfestigung verwendet, sodass eine plastische Verformung einsetzt, sobald die Vergleichsspannung nach Mises die Streckgrenze übersteigt. Oberhalb der Temperatur von 470 °C findet keine Verfestigung statt. Die temperaturabhängigen Fließkurven sind in Abbildung 5.23 dargestellt. Bei Temperaturen über 470 °C ist keine signifikante Verfestigung zu verzeichnen.

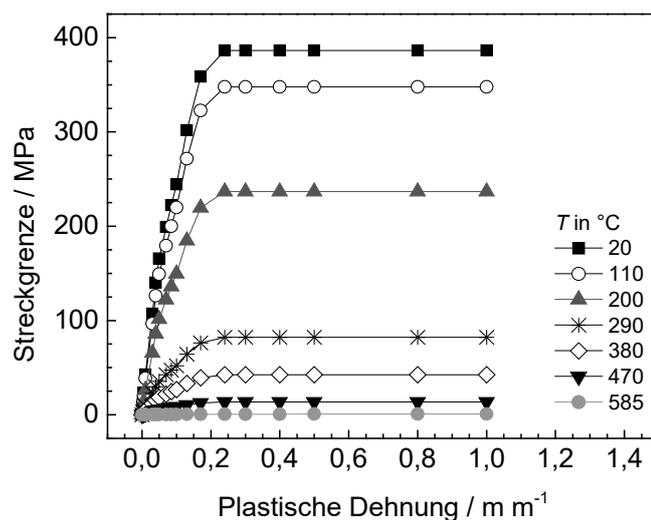


Abbildung 5.23: Verformungsverhalten in Abhängigkeit von der Temperatur [Dyn18]

5.2.5 Modellvalidierung und -verifizierung

Aufgrund der idealisierten physikalischen Modellierung des Laserstrahlschweißprozesses ist eine Validierung der numerischen Lösung mithilfe experimenteller Versuche im betrachteten Anwendungsbereich erforderlich. Die Kalibrierung des Berechnungsmodells erfolgt durch die Gegenüberstellung der resultierenden Temperaturfeldverteilungen, die messtechnisch mit metallographischen Makroschliffen erfasst werden. Die Kalibrierung der numerischen Lösung an die experimentelle Schweißung wird hauptsächlich über die Justierung des Absorptionsgrades erreicht. Damit lässt sich eine gute Übereinstimmung von Simulation und Versuchsmessung erzielen (Abbildung 5.24).

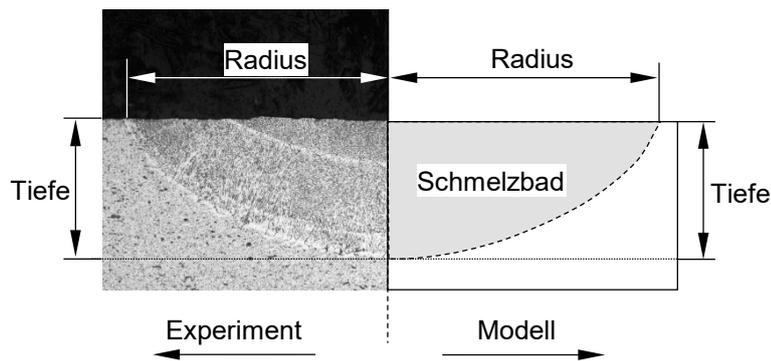


Abbildung 5.24: Modellvalidierung anhand des Temperaturfeldes

Das über den gesamten Untersuchungsbereich valide Temperaturfeld ist die notwendige Grundlage für die qualitative und quantitative Berechnung der strukturellen Vorgänge. Der Vertrauensbereich der Simulationsergebnisse erfolgt durch die Validierung des Modells im gesamten Untersuchungsbereich. Als Maß für die Übereinstimmung von Modell und Experiment wird die nach [Rad99] zulässige Abweichung von 10 % definiert.

5.3 Numerische Berechnungsergebnisse

Im Folgenden werden die berechneten Ergebnisse vorgestellt und den experimentell ermittelten Resultaten gegenübergestellt, interpretiert und diskutiert.

5.3.1 Experimentelle Modellvalidierung und -verifizierung

Um die quantitative Aussagekraft der berechneten Ergebnisse sicherzustellen, ist zunächst deren detaillierte Validierung und Verifizierung anhand der experimentell durchgeführten Schweißversuche aus Kapitel 5.1.1 erforderlich. Dafür wird die berechnete Temperaturfeldverteilung den messtechnisch erfassten Makroschliffen gegenübergestellt. Für den Temperaturfeldabgleich der FE-Berechnung findet die charakteristische Isotherme der Solidustemperatur $T_s = 585 \text{ °C}$ Verwendung. Dabei wird die Modellvalidierung für den gesamten experimentellen Untersuchungsbereich durchgeführt. Ein beispielhaft validiertes Berechnungsergebnis zeigt Abbildung 5.25. Dem Makroschliff gegenübergestellt ist das berechnete Temperaturfeld eines Rampdownpulses mit $t_{RD} = 12,5 \text{ ms}$.

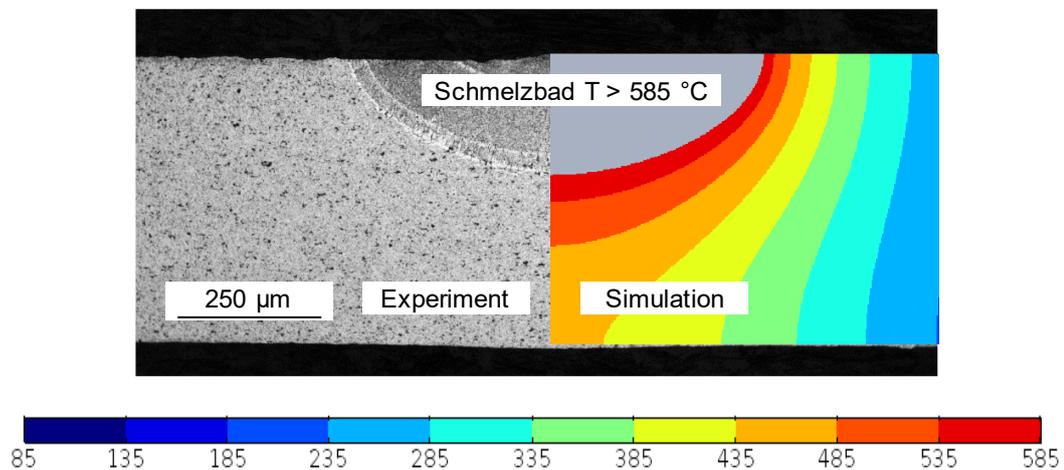


Abbildung 5.25: Temperaturfeldabgleich für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$, $t_{RD} = 12,5 \text{ ms}$

Die Darstellung der Konturplots zeigt grau markiert das jeweils oberhalb der Solidustemperatur befindliche Material, das der Schmelzbadgeometrie entspricht. Der Volumenanteil des Schmelzbades beträgt bei maximaler Schmelzbadausdehnung weniger als 0,05 % des Gesamtvolumens des Aluminiumbleches. Anhand der eng zusammenliegenden Isothermen sind die extrem hohen Temperaturgradienten in unmittelbarer Nähe zum Schmelzbad ersichtlich.

Abbildung 5.26 stellt die berechneten Einschweißstiefen und Nahtbreiten den experimentell ermittelten Werten in Abhängigkeit von P_{YAG} im Intervall von 1,2 bis 2,0 kW gegenüber. Für den betrachteten Parameterraum kann dabei näherungsweise von einem linearen Wachstum von Einschweißtiefe und Schweißpunktdurchmesser ausgegangen werden, was Experiment und Modell bestätigen. Die Ergebnisse aus den Temperaturfeldberechnungen zeigen eine insgesamt nur sehr geringe Abweichung (< 10 %) von den Validierungsexperimenten, weshalb von einer hinreichenden Beschreibung des Prozesses mittels numerischer Simulation ausgegangen werden kann.

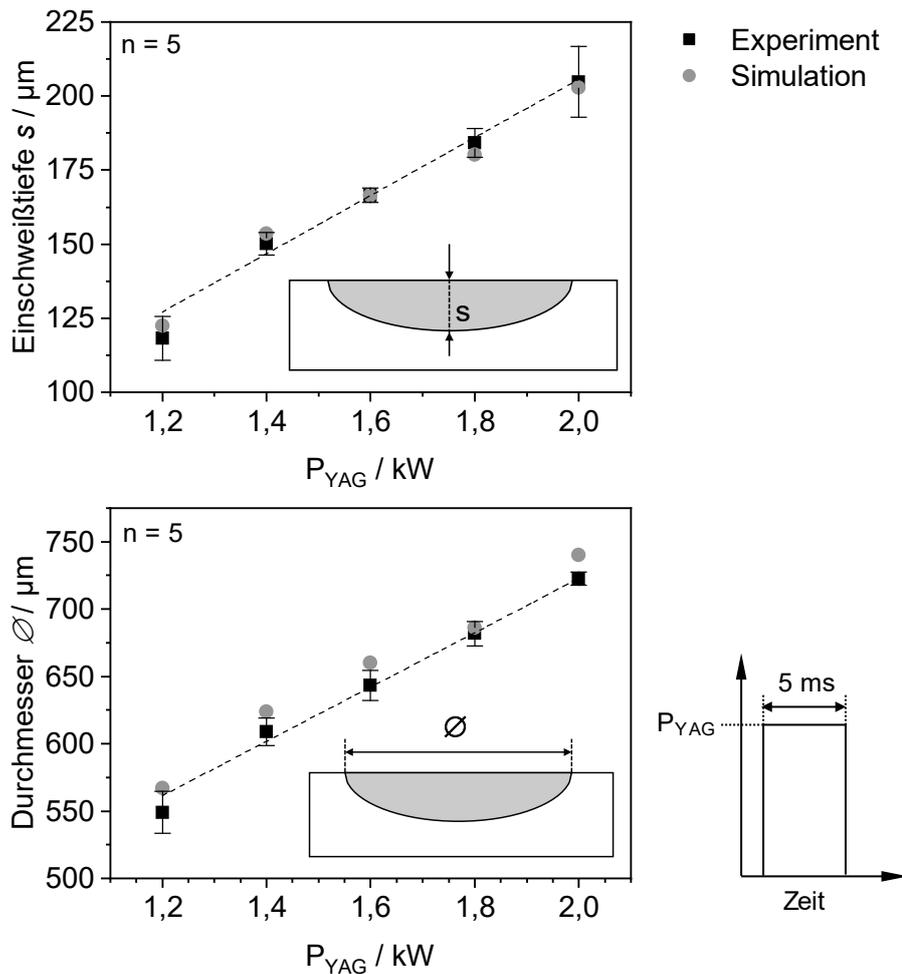


Abbildung 5.26: Gegenüberstellung der berechneten und der experimentell ermittelten Schmelzbadgrenzen in Abhängigkeit von P_{YAG}

Die Validierungsergebnisse, die bezogen auf die Rampdownlänge (t_{RD}) mit $P_{\text{YAG}} = 2,0 \text{ kW}$ durchgeführt wurden, sind in Abbildung 5.27 dargestellt. Auch hier zeigt die Temperaturfeldberechnung eine über den vollständigen Untersuchungsbe-
reich von t_{RD} gute Übereinstimmung mit den experimentell gemessenen Daten.

Im gesamten Untersuchungsbereich liegt zwischen den gemessenen Datensätzen der Schweißexperimente und der berechneten Schmelzbadgeometrie eine gute Übereinstimmung vor. Die Unterschiede der Schmelzbadgeometrie zwischen Simulation und realem Schliffbild betragen trotz der physikalisch idealisierten Modellierung im gesamten Untersuchungsbereich weniger als 10 %. Auch die elliptische Form des Schmelzbades wird durch die Simulation sehr gut abgebildet. Damit ist die Einbeziehung von anisotropen Wärmeleitfähigkeitskoeffizienten oberhalb der Liquidustemperatur (T_{L}) eine hinreichende und vor allem zulässige Annahme, um die im Schmelzbad

auftretenden fluiddynamischen Phänomene bzw. den konvektiven Wärmetransport vereinfacht abzubilden.

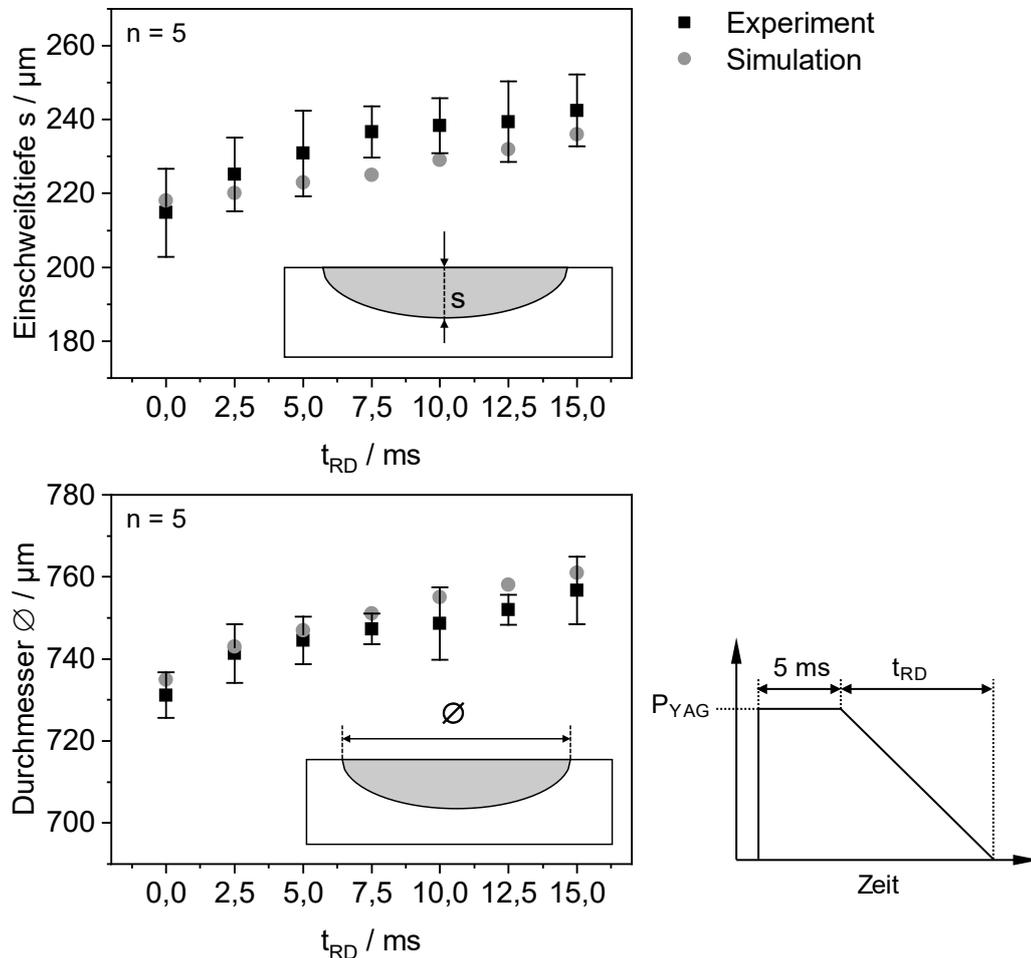


Abbildung 5.27: Gegenüberstellung der berechneten und der experimentell ermittelten Schmelzbadgrenzen in Abhängigkeit von t_{RD} bei $P_{YAG} = 2,0 \text{ kW}$

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass das Simulationsmodell eine allgemeingültige Beschreibung des Temperaturfeldes beim gepulsten Laserstrahlschweißen ermöglicht. Ausgehend von dem validen Modell werden nachfolgend weitere Größen ermittelt. Einerseits kann die Auswirkung der Laserparameter auf das entstehende Temperatur-Zeit-Regime untersucht werden. Andererseits wird das validierte Modell weiterführend als begleitendes Werkzeug zur Verifikation der die Heißrissbildung betreffenden Erstarrungsparameter (Erstarrungszeit, Erstarrungsgeschwindigkeit, Temperaturgradient, Dehnung und Dehnrage) genutzt.

5.3.2 Temperaturfeld-Zeit-Profil

Ausgehend vom validierten Simulationsmodell wird in einem ersten Schritt das in Abhängigkeit von den Laserparametern entstehende Temperatur-Zeit-Regime näher betrachtet. Das berechnete Temperatur-Zeit-Profil wird im Zentrum an der Schmelzbadoberfläche analysiert. Die Auswertung des Temperaturprofils in diesem Punkt beruht auf Beobachtungen aus den HV-Aufnahmen sowie auf den metallographischen Analysen, die beide zu erkennen geben, dass die Heißrissbildung in Punktschweißungen bei einem sehr hohen Feststoffanteil initiiert wird und die Heißrisse immer das Zentrum des Schweißpunktes durchdringen.

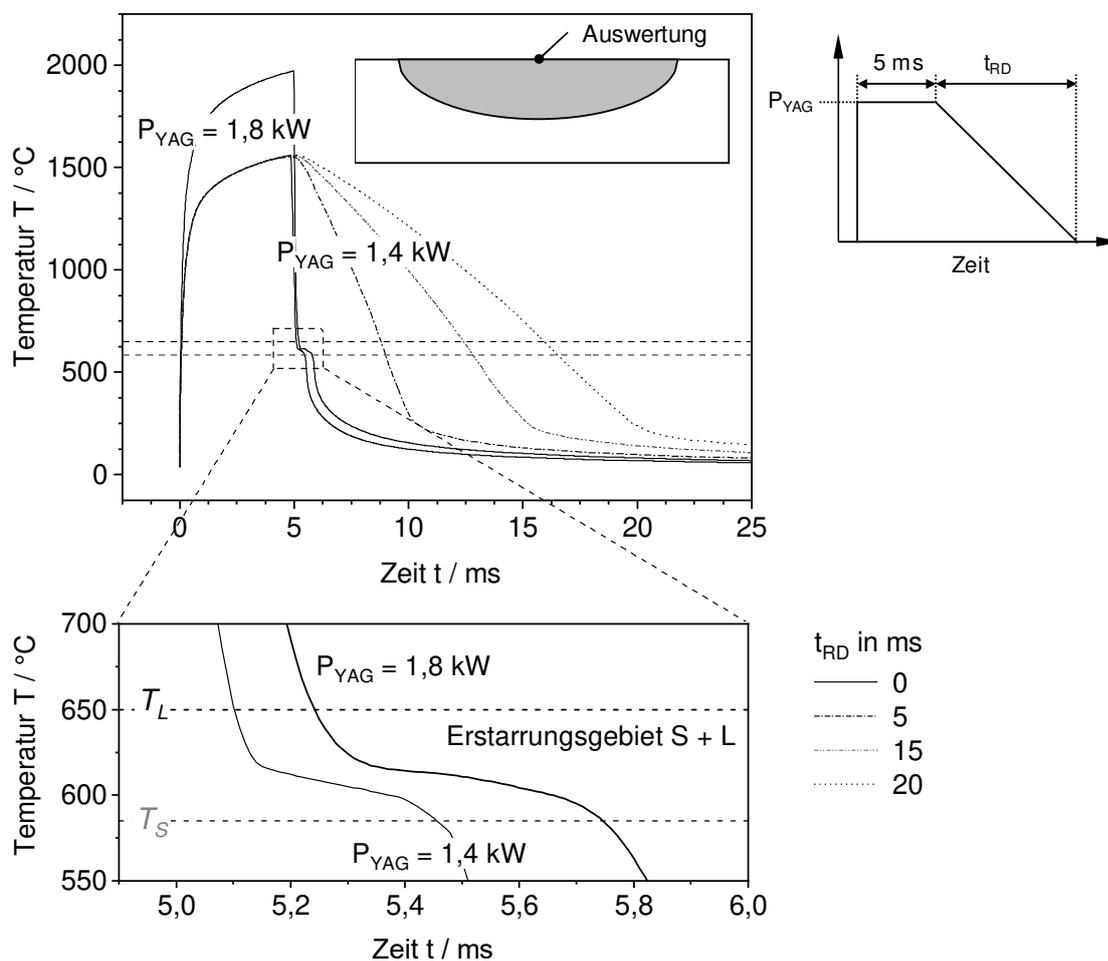


Abbildung 5.28: Zeit-Temperatur-Verlauf von Punktschweißungen

Abbildung 5.28 stellt die Temperaturverläufe für einen Rechteck- und variierende Rampdownpulse einander gegenüber. Die Ergebnisse der Temperaturfeldsimulationen liegen alle bis zu einer Abkühlung des gesamten Bauteils auf Raumtemperatur vor, sind jedoch aus Gründen der Übersichtlichkeit nur für die ersten 35 ms dargestellt, da das Schmelzbad zu diesem Zeitpunkt bereits vollständig erstarrt ist. Zudem

werden nur ausgewählte Temperaturkurven aus dem Versuchsraum gezeigt, die zu einem besseren Verständnis der Auswirkung individueller Parameter beitragen.

Die berechneten Temperaturkurven in Abbildung 5.28 zeigen den für Strahlschweißverfahren typischen Verlauf, der durch hohe Aufheizraten von bis zu 10^6 K s^{-1} gekennzeichnet ist. Für $P_{\text{YAG}} = 1,4 \text{ kW}$ sind die Temperaturverläufe für einen Rechteckpuls und drei verschiedene Rampdownpulse dargestellt. Weiterhin beinhaltet das Diagramm auch die Temperaturentwicklung für einen Rechteckpuls bei $P_{\text{YAG}} = 1,8 \text{ kW}$. Unabhängig von den Laserparametern wird die Liquidustemperatur $T_L = 650 \text{ °C}$ bereits nach $0,02 \text{ ms}$ überschritten. Zum Zeitpunkt $t = 1 \text{ ms}$ sind 90% von T_{Max} erreicht. Dadurch werden die Beobachtungen aus den Hochgeschwindigkeitsaufnahmen bestätigt, denen zufolge das Schmelzbad bereits kurz nach Einsetzen des Laserpulses nahezu vollständig ausgebildet ist. Aufgrund des sich ausbildenden Temperaturfeldes, des Phasenübergangs sowie der Dissipation verringert sich die Aufheizrate sukzessive bis zum Ende der 5 ms langen Schweißphase.

Die Gegenüberstellung der Temperaturkurven verdeutlicht, dass die Erhöhung der Pulsspitzenleistung von $1,4 \text{ kW}$ auf $1,8 \text{ kW}$ mit einem signifikanten Temperaturanstieg von ca. 480 °C einhergeht. Der Einfluss von t_{RD} auf T_{MAX} ist dagegen zu vernachlässigen. Bei den mit Rechteckpulsformen erzeugten Punktschweißungen beginnt die Schmelzbadabkühlung direkt mit dem Ausschalten der Laserstrahlung (Pulsende) zum Zeitpunkt $t = 5 \text{ ms}$. Von T_{Max} bis zum Erreichen der Liquidustemperatur T_L sinkt die Temperatur mit einer hohen Rate von bis zu $1 \cdot 10^6 \text{ K s}^{-1}$. Im Erstarrungsintervall kommt es zu einer signifikanten Absenkung der Abkühlrate auf bis zu $1 \cdot 10^2 \text{ K s}^{-1}$, was durch einen abflachenden Temperaturverlauf ersichtlich und auf die Freisetzung der latenten Schmelzwärme im Erstarrungsgebiet zurückzuführen ist. Die während der Erstarrung freigesetzte innere Kristallisationswärme kompensiert letztlich die äußere Wärmeabfuhr. Erst wenn sich alle Atome zur Gitterstruktur angeordnet haben und das Schmelzbad vollständig erstarrt ist, kann keine Kristallisationswärme mehr freigesetzt werden. Ab diesem Punkt wird letztlich wieder nur die äußere Wärmeabfuhr wirksam und die Temperatur beginnt schließlich erneut zu sinken. Aufgrund der geringeren thermischen Unterkühlung beim Schweißen mit Rampdownpulsen ist dieser Effekt in den Temperaturkurven nicht ersichtlich.

Die Auswertung des Temperatur-Zeit-Regimes an der Schmelzbadoberfläche zeigt:

- Das Temperatur-Zeit-Regime wird durch die Laserparameter beeinflusst.
- Die Maximaltemperatur (T_{Max}) im Schmelzbad wird durch die Pulsspitzenleistung (P_{YAG}) bestimmt. Dagegen ist der Einfluss von t_{RD} auf T_{MAX} zu vernachlässigen. Dies erklärt auch das zuvor ermittelte Verhalten der Einschweißtiefe und Nahtbreite in Abhängigkeit von P_{YAG} und t_{RD} (Kap. 5.1.1).
- Die Abkühlbedingungen werden ausschließlich durch die t_{RD} beeinflusst. Hier ist der Einfluss von P_{YAG} zu vernachlässigen.

Durch die Ermittlung des Temperatur-Zeit-Regimes steht somit ein integraler Wert für die Aussagefähigkeit der Wirkung unterschiedlicher Laserparameter zur Verfügung. Auch können die Abkühlbedingungen an der jeweiligen Mess- bzw. Auswerteposition einander gegenübergestellt werden. Für die Beschreibung der Heißrissentstehung sind Temperatur-Zeit-Verläufe nicht hinreichend aussagekräftig. Die verallgemeinerte Beschreibung der Heißrissbildung setzt die zeit- und ortsabhängige Kenntnis des Temperaturfeldes an der Grenzfläche voraus.

5.3.3 Transiente Bildung des Schmelzbades

Aufbauend auf den experimentellen Untersuchungen (Kap. 5.1) und der numerischen Simulation des Temperatur-Zeit-Verlaufes (Kap. 5.3.2) soll der Aufschmelz- und Erstarrungsvorgang zeitabhängig betrachtet werden. Abbildung 5.29 zeigt das zeitabhängige Wachstum des Schmelzbades für einen Rechteck- und einen Rampdownpuls ($t_{\text{RD}} = 15 \text{ ms}$ – Regime II). Das zeitabhängige Schmelzen und Erstarren wird anhand der Solidustemperatur $T_{\text{S}} = 585 \text{ °C}$ in axialer und radialer Richtung quantifiziert. Dabei entspricht das axiale Wachstum der Schmelzbadtiefe und das radiale dem Schmelzbaddurchmesser an der Oberfläche. Die experimentellen Datenpunkte im Diagramm repräsentieren die anhand von metallographischen Querschliffen gemessenen Werte. Weiterhin wird die Schmelzbaderstarrungszeit ($t_{\text{Erstarrung}}$) ermittelt. Diese definiert den Zeitraum vom Zeitpunkt der maximalen Schmelzgröße bis zur vollständigen Schweißpunkterstarrung und gibt gleichzeitig Rückschluss auf die Nachspeisezeit der Restschmelze im interdendritischen Netzwerk.

Beim Rechteckpuls wird die maximale Größe des Schmelzbades am Pulsende zum Zeitpunkt $t = 5,0 \text{ ms}$ erreicht. Für den darauffolgenden Erstarrungsvorgang werden entsprechend der Simulation ca. $0,6 \text{ ms}$ benötigt. Dieses Ergebnis bestätigt die experimentell gemessene Erstarrungszeit aus den HV-Aufnahmen (Kap. 5.1.3). Beim

Rampdownpuls verläuft das Wachstum von Tiefe und Durchmesser bis zum Zeitpunkt $t = 5 \text{ ms}$ äquivalent zum Rechteckpuls. Die maximale Ausdehnung des Schmelzbades wird jedoch erst zum Zeitpunkt $t = 7 \text{ ms}$ erreicht, weil trotz linear anfallender Laserleistung während der Rampdownphase im Schmelzbad noch hinreichend hohe Temperaturen zum Schmelzen von weiterem Material vorliegen. Aus dem zeitabhängigen Verlauf von Tiefe und Durchmesser wird ersichtlich, dass das Schweißen mit einem für die Vermeidung der Heißrissbildung optimierten Rampdownpuls ($t_{RD} = 15 \text{ ms}$ – Regime II) zu einer Verlängerung der Erstarrungszeit führt, die sich gegenüber dem Rechteckpuls von $0,6 \text{ ms}$ auf ca. $10,2 \text{ ms}$ verlängert.

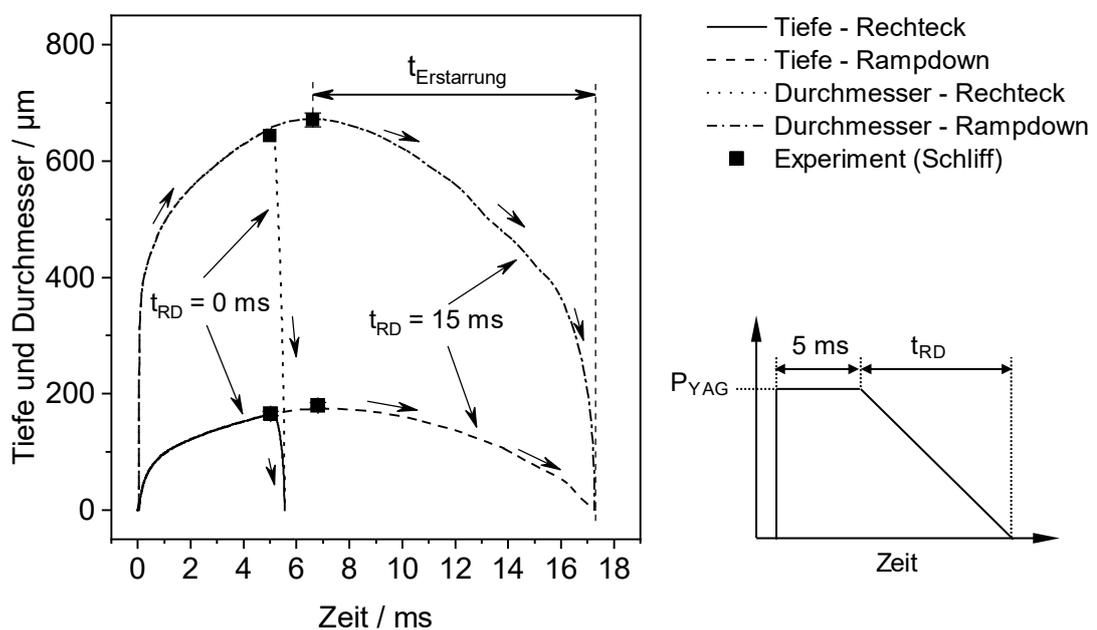


Abbildung 5.29: Transiente Ausbildung von Schmelzbادتiefe und Schmelzbaddurchmesser für $t_{RD} = 0 \text{ ms}$ und $t_{RD} = 15 \text{ ms}$ bei $P_{YAG} = 1,6 \text{ kW}$

Abbildung 5.30 zeigt die sich daraus ergebende Erstarrungszeit in Relation zum vollständig untersuchten Parameterraum. Aufgrund der unterschiedlichen Pulsspitzenleistungen wird die Erstarrungszeit verallgemeinert über den reziproken Anstieg der RD-Flanke dargestellt (LLA^{-1}). Zwischen der linearen Leistungsabfallzeit (t_{RD}) und der resultierenden Schmelzbaderstarrungszeit ($t_{Erstarrung}$) ergibt sich entlang der experimentell ermittelten Regime ein linearer Zusammenhang, der auch bestehen bleibt, wenn mit unterschiedlichen Pulsspitzenleistungen (P_{YAG}) geschweißt wird.

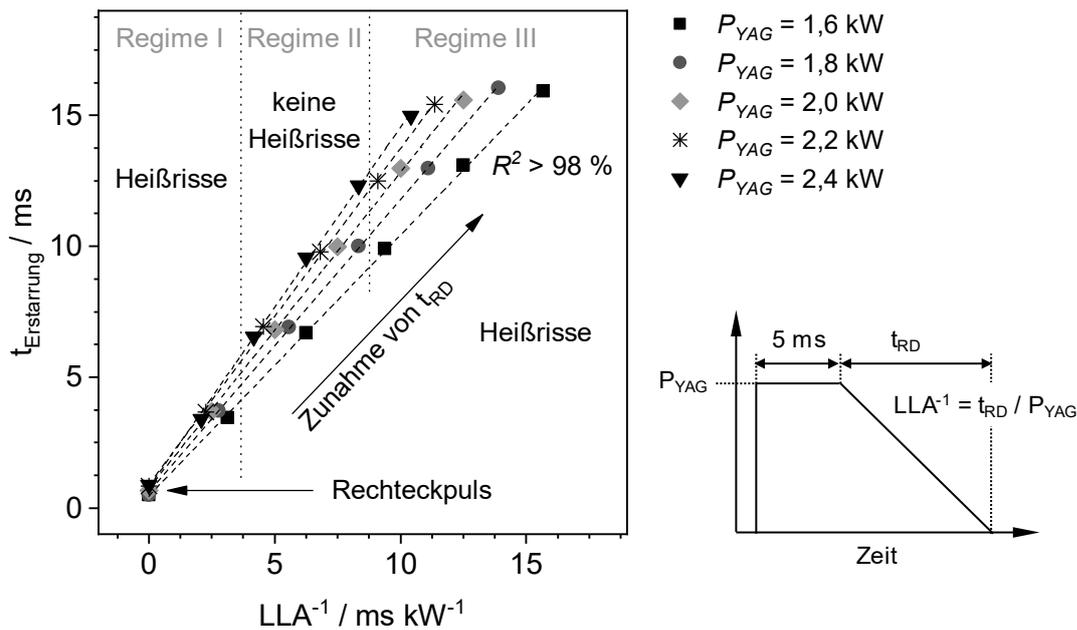


Abbildung 5.30: Schmelzbaderstarrungszeit in Abhängigkeit von LLA^{-1}

Entsprechend den im Stand der Technik (Kap. 2) aufgeführten Heißrisstheorien kommt es im Verlauf der Erstarrung und Abkühlung der Schmelze zur Entstehung von Heißrissen, wenn die Erstarrungsschrumpfung nicht durch das Nachfließen von Restschmelze in die Zwischenräume des sich bildenden dendritischen Netzwerkes ausgeglichen werden kann. Die Heißrissbildung kann somit vermieden werden, wenn die während der Erstarrung auftretenden Hohlräume, die durch die Akkumulation der thermomechanischen Dehnung durch Schrumpfung und Wärmekontraktion erzeugt werden, ausreichend nachgespeist werden können. Vor diesem Hintergrund und ausgehend von den vorherigen Untersuchungen kann angenommen werden, dass die zunehmende Nachspeisezeit beim Schweißen mit Rampdownpulsen ein Faktor für die reduzierte Heißrissanfälligkeit ist. Damit lässt sich einerseits die sukzessive Abnahme der Risslänge im Regime I und andererseits die rissfreie Erstarrung im Regime II bei einer hinreichend langen t_{RD} erklären. Sowohl für die wiederkehrende Heißrissbildung im Regime III als auch für die Rissbildung im Regime II bei höheren Pulsspitzenleistungen trifft dies jedoch nicht zu; hier bietet die verlängerte Nachspeisezeit keine ausreichende Erklärungsgrundlage. Daraus wird ersichtlich, dass in diesen Regimen andere Effekte die Heißrissbildung dominieren.

Ausgehend von dem parameterabhängigen Verhalten beim Schmelzen und Erstarren werden weitergehende Untersuchungen durchgeführt, die Rückschlüsse auf die Vorgänge an der Erstarrungsfront, im Zweiphasengebiet und im angrenzend erstarrten Gebiet gestatten.

5.3.4 Erstarrungsintervall

Durch die zeit- und orts aufgelöste Berechnung von werkstoffspezifischen Isothermen (T_L und T_S) können die grundlegenden Größen und Vorgänge direkt an der Phasengrenze quantifiziert werden. Das Erstarrungsintervall ψ (Differenz zwischen Liquidus- und Solidustemperatur) wird als kritischer Bereich während des Abkühlprozesses im Sinne der Heißrissbildung betrachtet, da hier flüssige Phasen im Zweiphasenverbund vorliegen, die nicht in der Lage sind, die auftretenden Dehnungen aufzunehmen, und somit aufreißen. Weitgehend stimmen viele Autoren darin überein, dass es einen eindeutigen Zusammenhang zwischen der Größe des Erstarrungsintervalls und der Neigung zur Bildung von Erstarrungsrissen gibt [Kou03]. Je größer das „kritische Erstarrungsintervall“ einer Legierung ist, desto höher ist die Gefahr der Entstehung von Heißrissen.

Ausgehend von den vorherigen Berechnungen zur Erstarrungszeit soll die zeitabhängige Ausdehnung des Erstarrungsgebietes näher betrachtet werden ($\Delta\psi$). Sie wiederum definiert die Distanz, die die Restschmelze nachfließen muss, um auftretende Hohlräume im interdendritischen Netzwerk zu „schließen“. Die vorherigen Ausführungen haben gezeigt, dass das Temperatur-Zeit-Profil während der Erstarrung hauptsächlich durch die Rampdownlänge (t_{RD}) beeinflusst wird. Daher erfolgt zunächst eine qualitative Gegenüberstellung anhand von Bildsequenzen für einen Rechteck- und einen Rampdownpuls. Beide Punktschweißungen führen zu vergleichbaren Schmelzbaddurchmessern und Einschweißstiefen und sind daher qualitativ vergleichbar.

Die Bildfolge in Abbildung 5.31 zeigt den berechneten Erstarrungsvorgang des Schmelzbades und zugleich die zeitabhängige Ausdehnung des Erstarrungsgebietes ψ , wenn mit einem Rechteckpuls ($t_{RD} = 0$ ms) geschweißt wird. Die Abfolge startet oben links und endet unten rechts, wobei in jeder Aufnahme der zeitliche Abstand zum Beginn der Erstarrung im Zeitpunkt $t = 5$ ms angegeben ist. Das Erstarrungsgebiet ist hierbei in dem von T_L und T_S grau eingeschlossenen Bereich gekennzeichnet. Die Erstarrung beginnt am Pulsende zum Zeitpunkt $t = 5$ ms und setzt aufgrund des hohen Temperaturgradienten direkt am Übergang zum Grundwerkstoff ein. Mit Beginn der Abkühlung und Erstarrung verringert sich der Temperaturgradient an der vorschreitenden Phasengrenze, weshalb sich das heißrisskritische Temperaturintervall im Verlauf der Erstarrung sukzessive vergrößert.

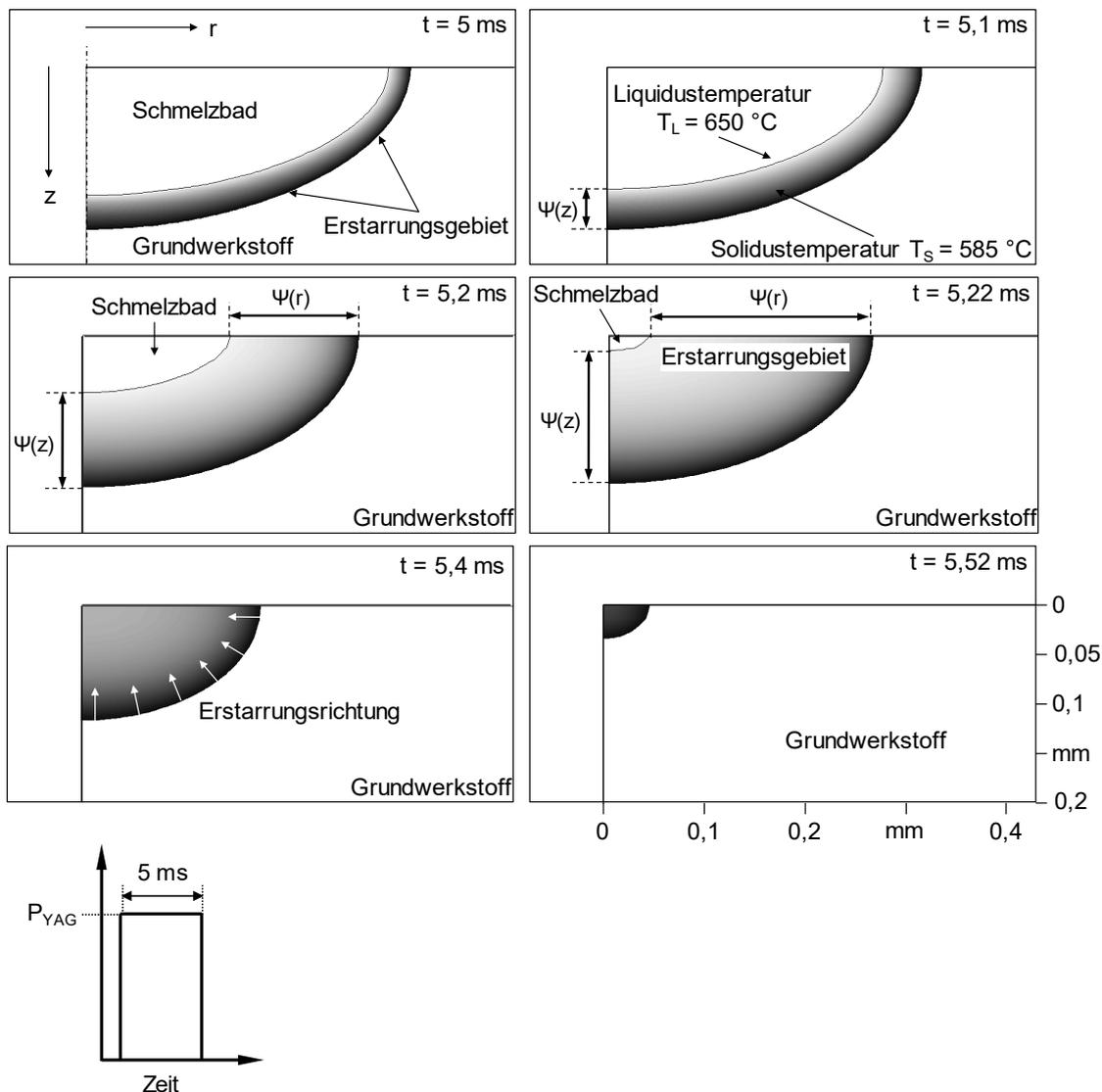


Abbildung 5.31: Zeitfolge des Erstarrungsprozesses eines Rechteckpulses mit $P_{YAG} = 1,8\text{ kW}$

Die im Zweiphasengebiet frei werdende Kristallisationswärme führt dazu, dass oberhalb von T_L ein höherer Temperaturgradient vorliegt und die Isotherme $T_L = 650\text{ °C}$ gegenüber $T_S = 585\text{ °C}$ mit einer höheren Geschwindigkeit voranschreitet. Daraus resultiert die sukzessive Vergrößerung des Erstarrungsgebietes bzw. des heißrisssensitiven Temperaturintervalls im Verlauf der Erstarrung. Zum Zeitpunkt $t = 5,22\text{ ms}$ ist $\psi(z)$ maximal und zum Zeitpunkt $t = 5,55\text{ ms}$ ist das Schmelzbad vollständig erstarrt.

Abbildung 5.32 zeigt das orts- und zeitaufgelöste Verhalten des Erstarrungsgebietes (ψ), wenn die Punktschweißung mit einem in Bezug auf die Heißrissbildung optimierten Rampdownpuls aus Regime II ausgeführt wird.

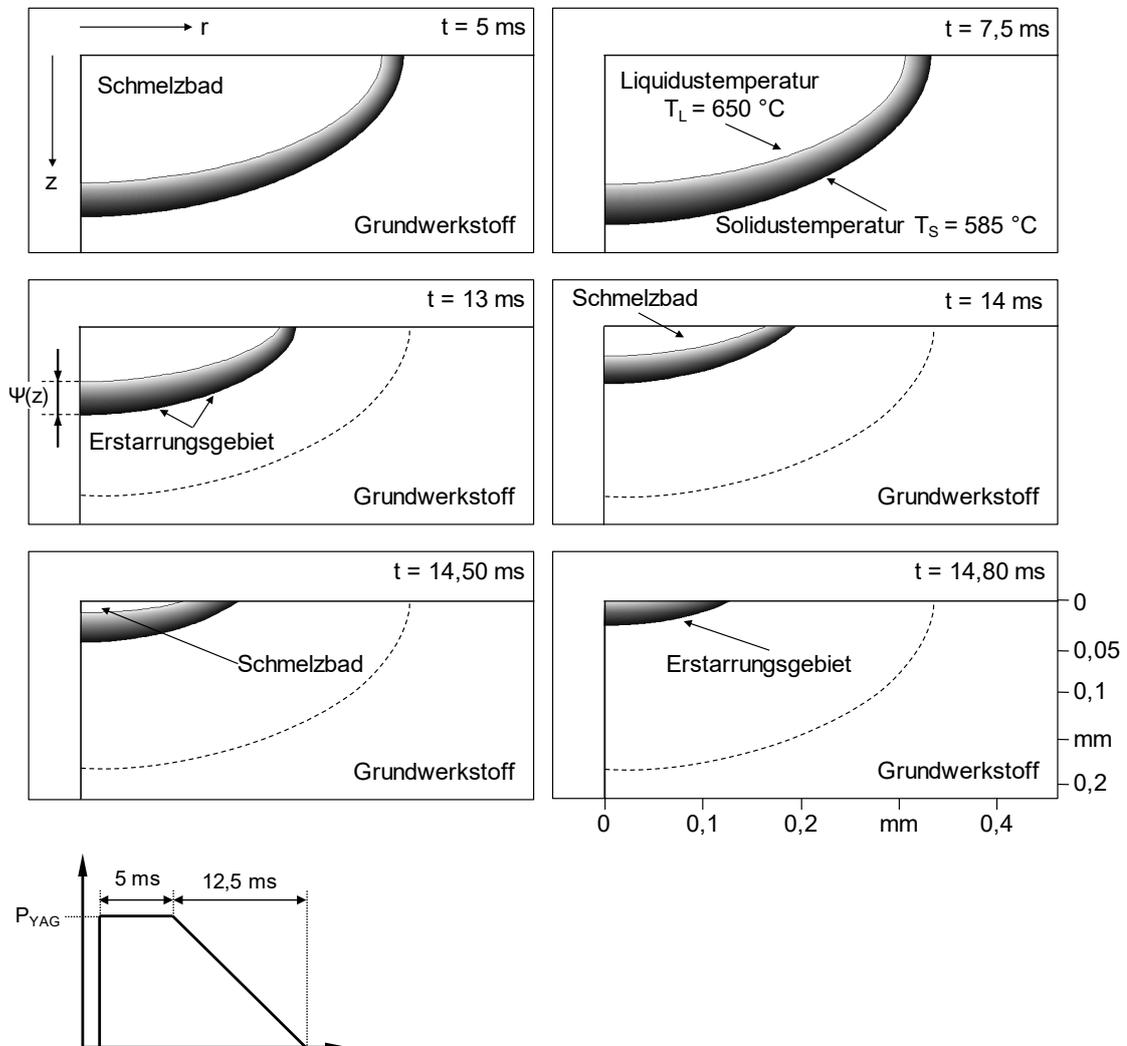


Abbildung 5.32: Zeitfolge des Erstarrungsprozesses eines RD-Pulses mit $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$

Die Erstarrung setzt ebenfalls an der Schmelzzone zum Grundwerkstoff ein und schreitet von da aus radial in Richtung Schmelzbadoberfläche voran. Gegenüber dem Rechteckpuls wird für den Rampdownpuls ein verändertes Verhalten festgestellt. In diesem Fall bleibt das Zweiphasengebiet im Verlauf der Erstarrung in seiner Länge nahezu konstant bzw. reduziert sich erst im letzten Stadium, wenn $T = T_L$ unterschritten wird. Da während der Rampdownphase kontinuierlich Energie an der Schmelzbadoberfläche absorbiert wird, kann die Wärmeableitung nur in den umliegenden

Grundwerkstoff bzw. das bereits erstarrte Material erfolgen. Über die Länge des Erstarrungsgebietes stellt sich daher ein gleichmäßig hoher Temperaturgradient ein. Dadurch erstarren beide Isothermen T_L und T_S mit nahezu gleicher Geschwindigkeit, sodass das Erstarrungsgebiet ψ eine nahezu konstante Ausdehnung bzw. Länge hat.

Abbildung 5.33 stellt die zeitlichen Verläufe der Isothermen T_S , T_L und ψ über die Tiefe für die beiden zuvor diskutierten Bildsequenzen einander gegenüber.

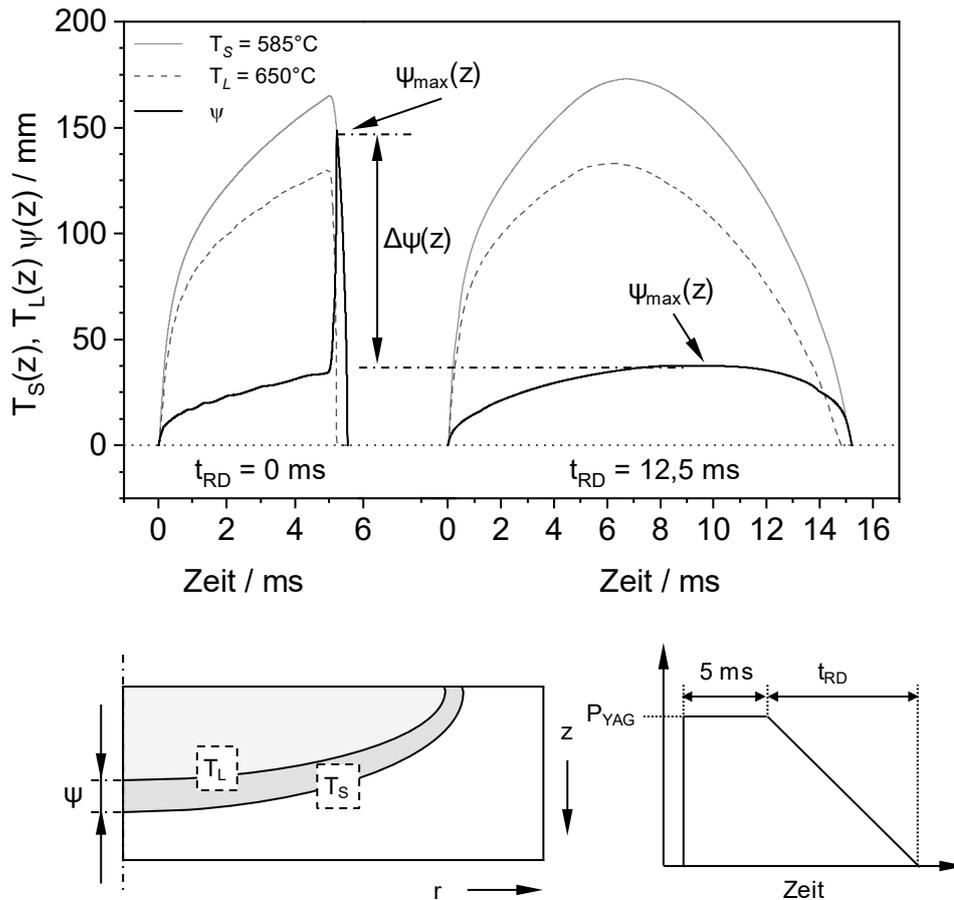


Abbildung 5.33: Transiente Ausdehnung von T_L , T_S und ψ

Für $t_{RD} = 0$ ms wächst das kritische Temperaturintervall im Verlauf der Erstarrung auf eine maximale Länge von ca. 140 μm . Dies entspricht ca. 80 % der Einschweißtiefe. Hingegen ergibt sich beim Rampdownpuls eine maximale Länge $\psi = 30$ μm . Die direkte Gegenüberstellung der Verläufe verdeutlicht, dass die Größe des kritischen Temperaturintervalls beim Schweißen mit Rampdownpulsen signifikant reduziert werden kann.

Abbildung 5.34 zeigt die maximalen berechneten Längen des Erstarrungsgebietes im Vergleich zu dem gesamten experimentellen Untersuchungsraum aus Kapitel 5.1.1, sodass die Länge des Erstarrungsgebietes ψ auch den drei quantifizierten Regimen zugeordnet werden kann. Für eine integrale und verallgemeinerte Aussagefähigkeit ist ψ über den Anstieg der RD-Flanke (LLA^{-1}) aufgetragen, die sich durch die Variation von t_{RD} und P_{YAG} ergibt. Die Abnahme von ψ über LLA^{-1} steht dabei in der Beziehung einer Hyperbelfunktion ($1/LLA$). Die größte Länge des Erstarrungsgebietes ergibt sich, wenn mit Rechteckpulsen bzw. kurzen RD-Phasen bis 5 ms geschweißt wird. Dies entspricht dem experimentell ermittelten Regime I, in dem die höchste Heißrissanfälligkeit identifiziert wurde. Mit Beginn des Regimes II ab $t_{RD} = 5$ ms bzw. $LLA^{-1} = 4$ ms kW^{-1} bleibt ψ bei weiterer Zunahme von t_{RD} nahezu konstant. Ein wiederkehrender Anstieg von ψ im rissbehafteten Regime ist nicht zu verzeichnen.

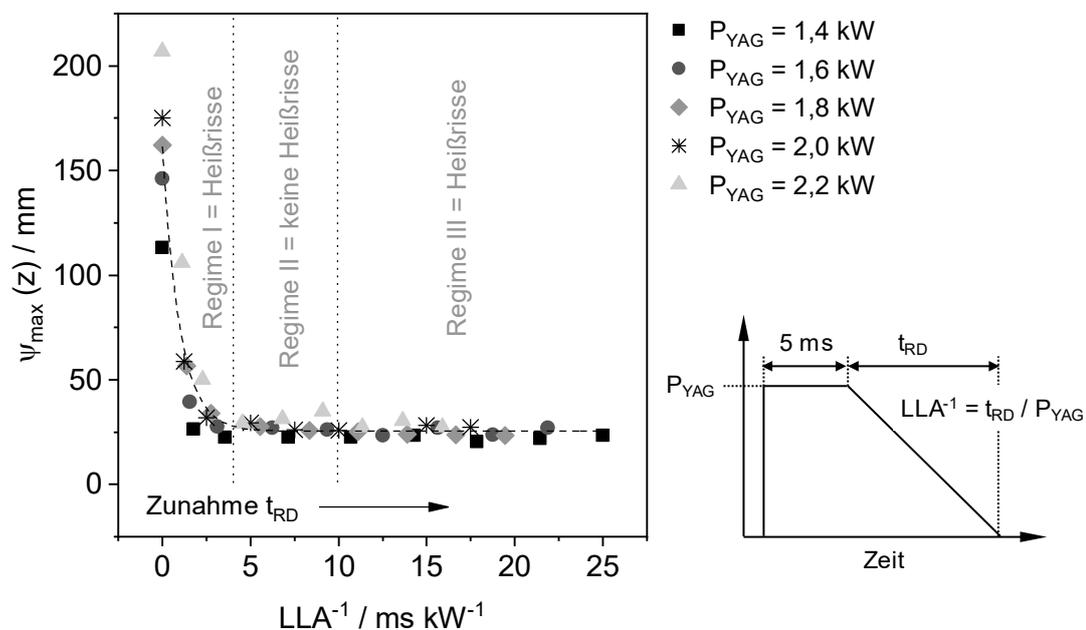


Abbildung 5.34: ψ_{Max} in Abhängigkeit von LLA^{-1}

Die Berechnungen weisen nach, dass es beim Schweißen im Regime I im Verlauf der Erstarrung zu einer Aufweitung, d. h. zu einer Vergrößerung des heißrisskritischen Temperaturintervalls kommt. Weil mit der Vergrößerung des Erstarrungsgebietes die Heißrissanfälligkeit proportional ansteigt, kann in diesem Zusammenhang die verringerte Heißrissanfälligkeit beim Schweißen mit Rampdownpulsen mit der Abnahme von ψ erklärt werden. Dadurch reduziert sich analog die Länge des interdendritischen Netzwerkes und dementsprechend auch die Distanz, die die Restschmelze nachfließen muss, um auftretende Hohlräume zu „schließen“. Die hohe Heißrissanfälligkeit im Regime I – ausgedrückt durch die experimentell gemessenen Risslängen – korre-

liert mit der berechneten Länge des Erstarrungsgebietes. Die ausgeprägte Heißrissanfälligkeit kann daher durch die hohe Nachspeisedistanz der Restschmelze im Regime I begründet werden, da der zeitliche Beständigkeitsbereich der niedrigschmelzenden Phasen im interdendritischen Netzwerk vergrößert und das Erreichen eines erstarrungsrissempfindlichen Materialzustandes verzögert wird. Punktschweißungen im Regime II und Regime III erzeugen geringe Nachspeisungswege für die Restschmelze. Dies kann neben einer verlängerten Erstarrungszeit als weitere Ursache für die rissfreie Erstarrung im Regime II angesehen werden. Neben der verlängerten Nachspeisedauer lässt sich die wiederkehrende Heißrissbildung im Regime III auch durch die Nachspeisedistanz erklären. Somit wird die Bildung eines Heißrisses in diesem Regime durch einen anderen Mechanismus hervorgerufen.

Ausgehend von Untersuchungen zum Erstarrungsintervall und zur Erstarrungszeit werden weitere Untersuchungen zu den Erstarrungsparametern durchgeführt. Diese Größen bestimmen wiederum die Morphologie und Größe des sich ausbildenden Erstarrungsgefüges und geben Hinweise auf die Permeabilität der Restschmelze im interdendritischen Netzwerk.

5.3.5 Erstarrungsgeschwindigkeit

Die Erstarrungsgeschwindigkeit (R) ist die Geschwindigkeit, mit der die Grenzfläche zwischen fest und flüssig während der Schmelzbaderstarrung voranschreitet. Sie wird durch die zeitliche Veränderung von Schmelzbaddtiefe und -durchmesser über die Formel 5-1 approximiert, wobei $d\varnothing$ dem Schmelzbaddurchmesser an der Oberfläche und dz der Schmelzbaddtiefe zum Zeitpunkt t entspricht. Die Approximation von R erfolgt dabei anhand der Solidustemperatur ($T_S = 585 \text{ °C}$). Auf diese Weise wird auch der Einfluss der latenten Wärme mitberücksichtigt.

$$R(r) = \frac{d\varnothing(t)}{dt} \quad R(z) = \frac{dz(t)}{dt} \quad \text{Gleichung 5-1}$$

Abbildung 5.35 stellt den Verlauf der Erstarrungsgeschwindigkeit für einen Rechteckpuls und einen in Bezug auf die Heißrissbildung optimierten Rampdownpuls ($t_{RD} = 15 \text{ ms}$) aus Regime II einander gegenüber. Beide Parameter erzeugten in den Punktschweißexperimenten vergleichbare Schweißpunktdurchmesser und Einschweißiefen. Um die Wechselwirkung zwischen den Laserparametern und R beschreiben zu können, muss R während der gleichen Phase der Erstarrung gegenübergestellt werden. Daher wird R nicht zeitabhängig, sondern orts aufgelöst in Bezug auf die Position der Grenzfläche dargestellt. Im Diagramm verläuft die Erstarrung bei maximalem Schmelzbaddurchmesser und maximaler Einschweißtiefe von unten links

nach rechts oben, sodass das Schmelzbad bei 0 μm vollständig erstarrt ist. Damit R auch im letzten Stadium hinreichend quantifiziert werden kann, wurde für diese Berechnungen die Zeitschrittweite von 0,01 auf 0,002 ms verkürzt.

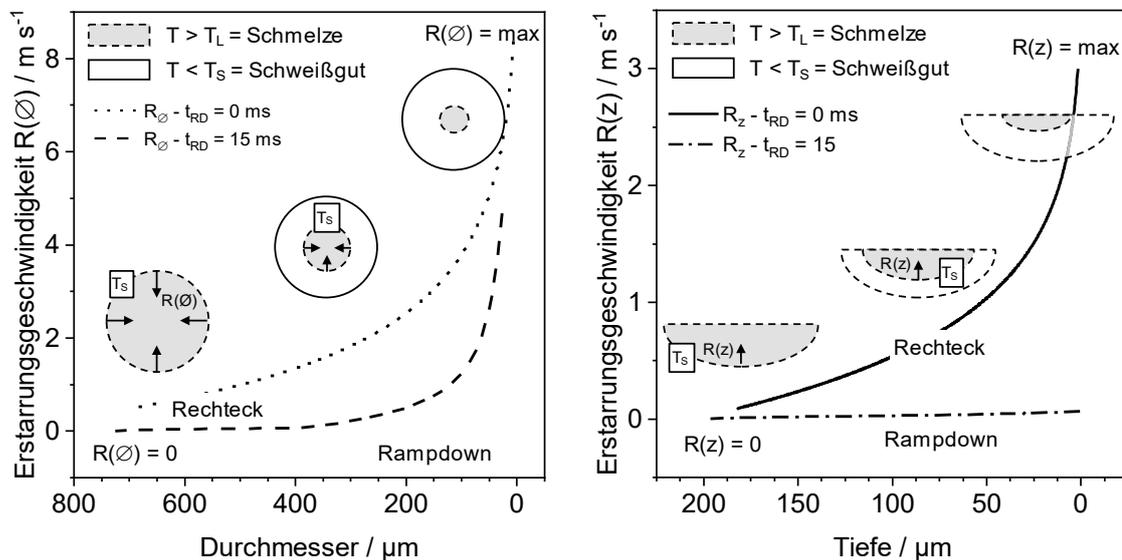


Abbildung 5.35: Erstarrungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Position der Grenzfläche

Am Beginn der Erstarrung sind $R(z)$ und $R(\varnothing)$ jeweils minimal und haben den Wert 0 m/s. Mit dem Voranschreiten der Phasengrenze ist die sukzessive Zunahme von $R(z)$ und $R(\varnothing)$ zu verzeichnen. Vor allem im letzten Stadium der Erstarrung für $\varnothing < 100 \mu\text{m}$, d. h., wenn ein Großteil des Schweißpunktes erstarrt ist, ist ein signifikanter Anstieg von R zu verzeichnen, der auch in den experimentell durchgeführten Hochgeschwindigkeitsaufnahmen beobachtet worden ist. Die maximale Erstarrungsgeschwindigkeit (R_{max}) wird zum Zeitpunkt der vollständigen Kristallisation des Schmelzbad erreicht. Zu diesem Zeitpunkt setzt auch die Rissinitiierung ein. Unabhängig davon, ob mit Rechteck- oder Rampdownpuls geschweißt wird, erstarrt der Durchmesser aufgrund der stärkeren Wärmeabfuhr in der Blechebene mit einer höheren Geschwindigkeit gegenüber der Tiefe.

Abbildung 5.36 stellt das berechnete $R_{\text{max}}(z)$ dem gesamten experimentellen Untersuchungsraum aus Kapitel 5.1.1 und dementsprechend den drei Rissregimen gegenüber. Ausgehend vom Rechteckpuls ($t_{RD} = 0 \text{ ms}$) verringert sich $R_{\text{max}}(z)$ exponentiell mit der Zunahme von t_{RD} . Dagegen ist der Einfluss von P_{YAG} auf $R_{\text{max}}(z)$ zu vernachlässigen. Eine signifikante Verringerung von R_{max} ist entlang des Regimes I zu beobachten. Im Regime II und III sind die resultierenden Erstarrungsgeschwindigkeiten nahezu vergleichbar.

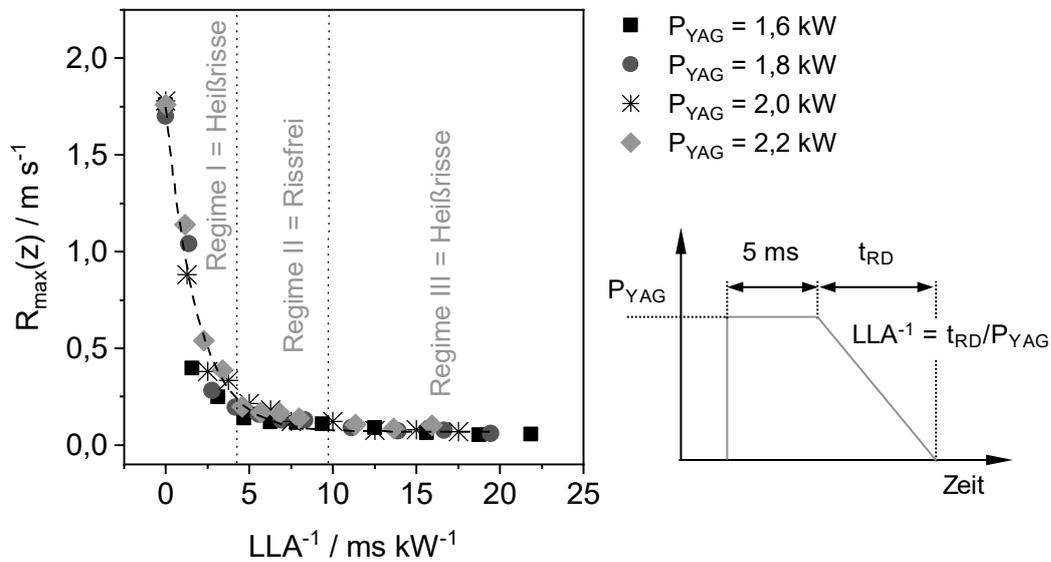


Abbildung 5.36: $R_{MAX}(z)$ in Abhängigkeit von LLA

Inwieweit die Erstarrungsgeschwindigkeit die Größe und Morphologie der Mikrostruktur beeinflusst und dementsprechend Einfluss auf die Permeabilität der Restschmelze im interdendritischen Netzwerk nimmt, wird ausführlich in Kapitel 5.4 diskutiert.

5.3.6 Temperaturgradient

Neben der Erstarrungsgeschwindigkeit nimmt auch der Temperaturgradient Einfluss auf die Schmelzbaderstarrung, die sich ausbildende Mikrostruktur und dementsprechend auch auf die Heißrissbildung. Auf der Grundlage des validierten Temperaturfeldes wird der Temperaturgradient G zeit- und orts aufgelöst während der Kristallisation des Schmelzbades in Abhängigkeit vom Laserparameter bestimmt. Dabei wird G sowohl in radialer G_R - als auch in axialer G_Z -Richtung direkt an der Erstarrungsfront $T_L = 650\text{ °C}$ über folgende Gleichung approximiert:

$$G_z = \frac{\partial T}{\partial z}$$

Ergänzend zeigt Abbildung 5.37 den Verlauf des Temperaturgradienten G_R für verschiedene Laserparameter innerhalb der experimentell ermittelten Riss-Regime.

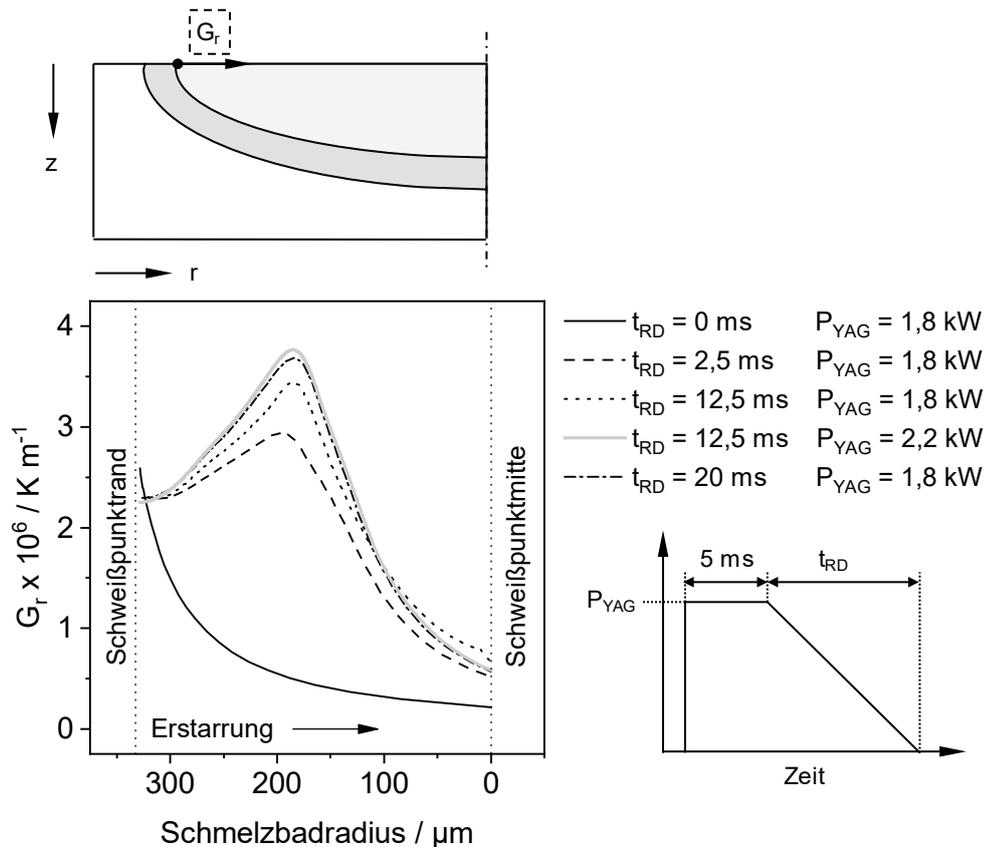


Abbildung 5.37: Ortsaufgelöster Verlauf von G_R in Abhängigkeit von t_{RD}

Weil im Regime II auch eine Rissbildung für $P_{YAG} > 2,0$ kW auftritt, wird für $t_{RD} = 12,5$ ms auch der Verlauf von G_R bei $P_{YAG} = 2,2$ kW gezeigt. Um zu bewerten, wie sich die Laserparameter auf den Verlauf von G_R auswirken, muss G_R während der gleichen Phase der Erstarrung verglichen werden. Als Referenz wird die Position der Erstarrungsfront während der Schmelzbadkristallisation in Bezug auf den Radius verwendet. Beim Rechteckpuls ($t_{RD} = 0$ ms) hat G_R zu Beginn der Erstarrung den höchsten Wert und nimmt während der Schmelzbadkristallisation exponentiell ab. Alle Rampdownpulse zeigen einen qualitativ identischen, gegenüber dem Rechteckpuls aber konträren Verlauf von G_R . Weil vor allem zu Beginn der Rampdownphase noch hohe Pulsleistungen vom Schmelzbad absorbiert werden, kommt es unabhängig von t_{RD} erst zu einem Anstieg des Temperaturgradienten, bis die Phasengrenze den Laserstrahlradius bei 0,2 mm erreicht. Die zeitliche Rate, mit der G_R steigt, ist abhängig von t_{RD} . Ab dem Unterschreiten eines bestimmten Energieeintrags verläuft G_R analog zum Rechteckpuls und fällt exponentiell bis zur vollständigen Schweißpunkterstarrung ab. Zum Zeitpunkt der Heißrissinitiiierung erstarrt das Schmelzbad unabhängig von den Laserparametern mit einem nahezu identischen Temperaturgradienten, der im Bereich zwischen $0,7-0,8 \cdot 10^6$ K m⁻¹ liegt. Aus den Berechnungen kann abgeleitet werden, dass die Parameter den Temperaturgradienten gegen Ende der Erstarrung

nicht beeinflussen können. Lediglich die zeitliche Rate, mit der G_R abnimmt, wird beeinflusst.

5.3.7 Transiente Spannungsverteilung

Das alleinige Vorhandensein von niedrigschmelzenden Phasen an den Korngrenzen in einem dendritischen Gefüge führt zu keinem Heißriss, solange keine Belastung auf diesen Zweiphasenverbund wirkt. Neben den zuvor berechneten thermischen Erstarrungsparametern nehmen daher auch die während der Schmelzbaderstarrung auftretenden mechanischen Beanspruchungsverhältnisse direkten Einfluss auf die Entstehung eines Heißrisses. Infolge der lokalen und instationären Wärmeeinbringung wird im Werkstoff ein sich örtlich und zeitlich verändernder Spannungszustand hervorgerufen, aus dem Verformungen resultieren. Eine Rissbildung ist dann möglich, wenn die während der Abkühlung eintretende Schrumpfung zu einer Zugbeanspruchung führt. Im Verlauf der weiteren Abkühlung kann sich somit ein entstehender Heißriss im Schweißgut auch bis in die Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffes ausdehnen. Dies erklärt auch den Sachverhalt, dass die Dehnung in einer Schweißverbindung am größten ist, wenn noch schmelzflüssige Phasen existieren, da das bereits erstarrte Material weiterhin frei schrumpfen bzw. kontrahieren kann, ohne behindert zu werden. Die wesentliche Ursache der Spannungen, die beim Erstarren der Schmelze und dem nachfolgenden Abkühlen der Schweißnaht entstehen, ist dabei den unterschiedlichen Expansionen bzw. Kontraktionen des Schweißgutes zuzuordnen, deren Ursache wiederum die Temperaturabhängigkeit der Wärmedehnung und Dichte ist.

Die Quantifizierung der mechanischen Beanspruchungsverhältnisse erfolgt auf der Grundlage des zuvor berechneten und validierten Temperaturfeldes, aus dem über die Verschiebung der Netzknoten das zeitabhängige Spannungs- und Dehnungsfeld abgeleitet werden kann. In einem ersten Schritt wird die zeit- und ortsaufgelöste Spannungsverteilung während des Aufschmelzens beschrieben. Abbildung 5.38 zeigt die Verteilung der Spannungen in den Raumrichtungen r und z zu unterschiedlichen Zeitpunkten während der Aufschmelzphase und stellt dem vergleichend die zugehörige Temperaturfeldverteilung gegenüber. Die Bildsequenz ist das Ergebnis für eine Punktschweißung mit einem Rampdownpuls ($t_{RD} = 5 \text{ ms}$) bei einer Pulsspitzenleistung $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$. Die im Erscheinungsbild unterscheidbaren Spannungsbereiche in den Feldverteilungen lassen sich ihrer Ursache entsprechend unterteilen und charakterisieren.

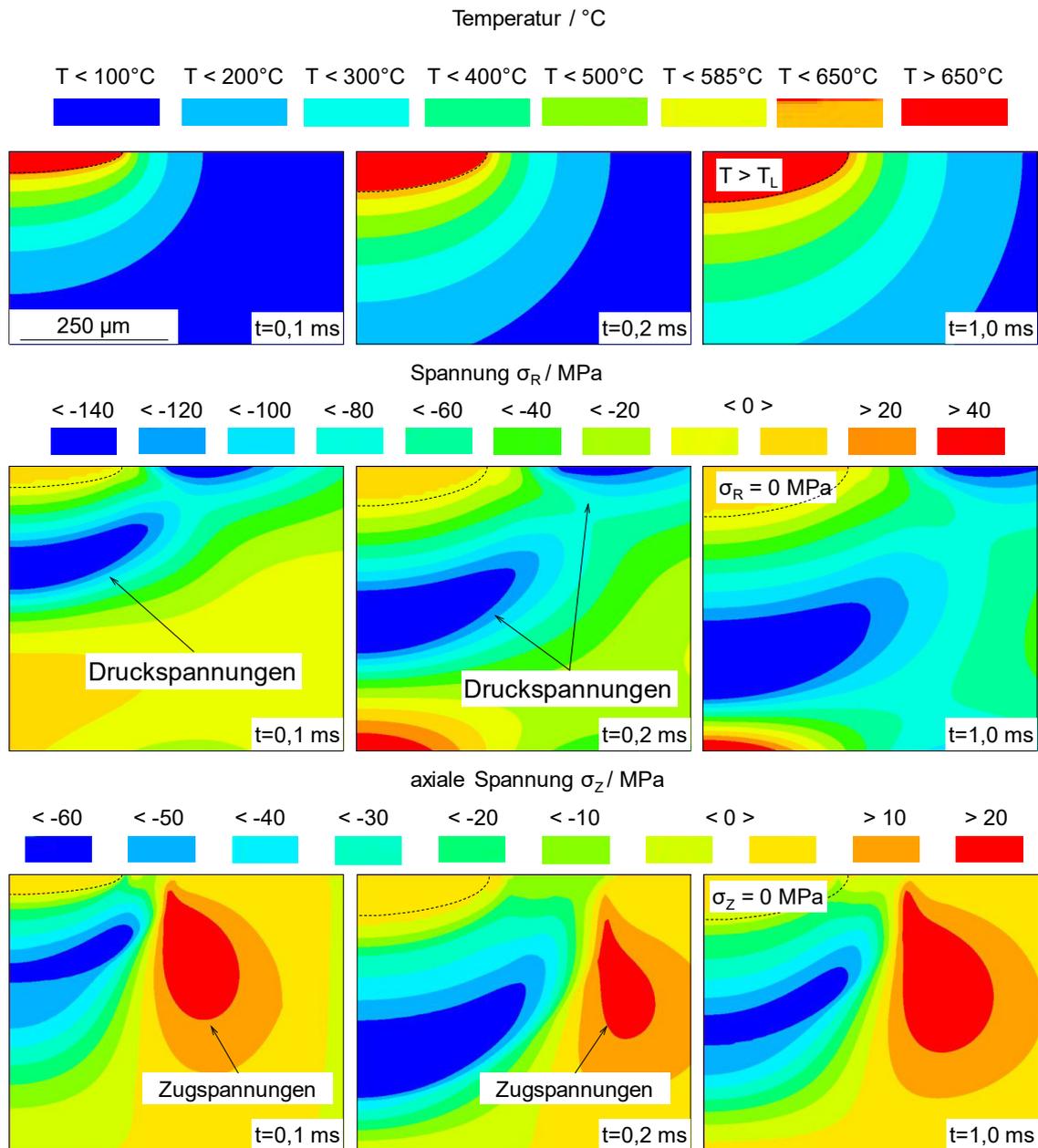


Abbildung 5.38: Spannungsverteilung in axialer und radialer Richtung beim Aufschmelzen

Während des Aufschmelzens entstehen entlang der Blechebene und -tiefe vor dem Schmelzbad lokale elastische Druckspannungen, die in direkter Angrenzung zum Schmelzbad aufgrund der ansteigenden Temperatur zu einer plastischen Verformung des Werkstoffes übergehen. Die gedankliche Überlagerung der Spannungsfelder beider Raumrichtungen ergibt einen Druckspannungskeil, der sich mit dem Aufschmelzen durch das Aluminiumblech bewegt. In diesen Bereichen nimmt lokal die Tempe-

ratur zu, und der Werkstoff ist in seiner angestrebten Ausdehnung durch die angrenzenden, nicht erwärmten Bereiche behindert. Es handelt sich hierbei um Druckspannungen infolge einer behinderten thermischen Ausdehnung. Als Ausgleich im Rahmen des Gleichgewichts innerer und äußerer Kräfte entstehen in den angrenzenden Bereichen positive Reaktionsspannungen, die den Druckspannungen in Richtung des nicht erwärmten Bauteils vorgelagert sind. Sie entstehen aus den aufgezwungenen Dehnungen durch die Druckbeanspruchung und sind daher hauptsächlich elastischer Natur.

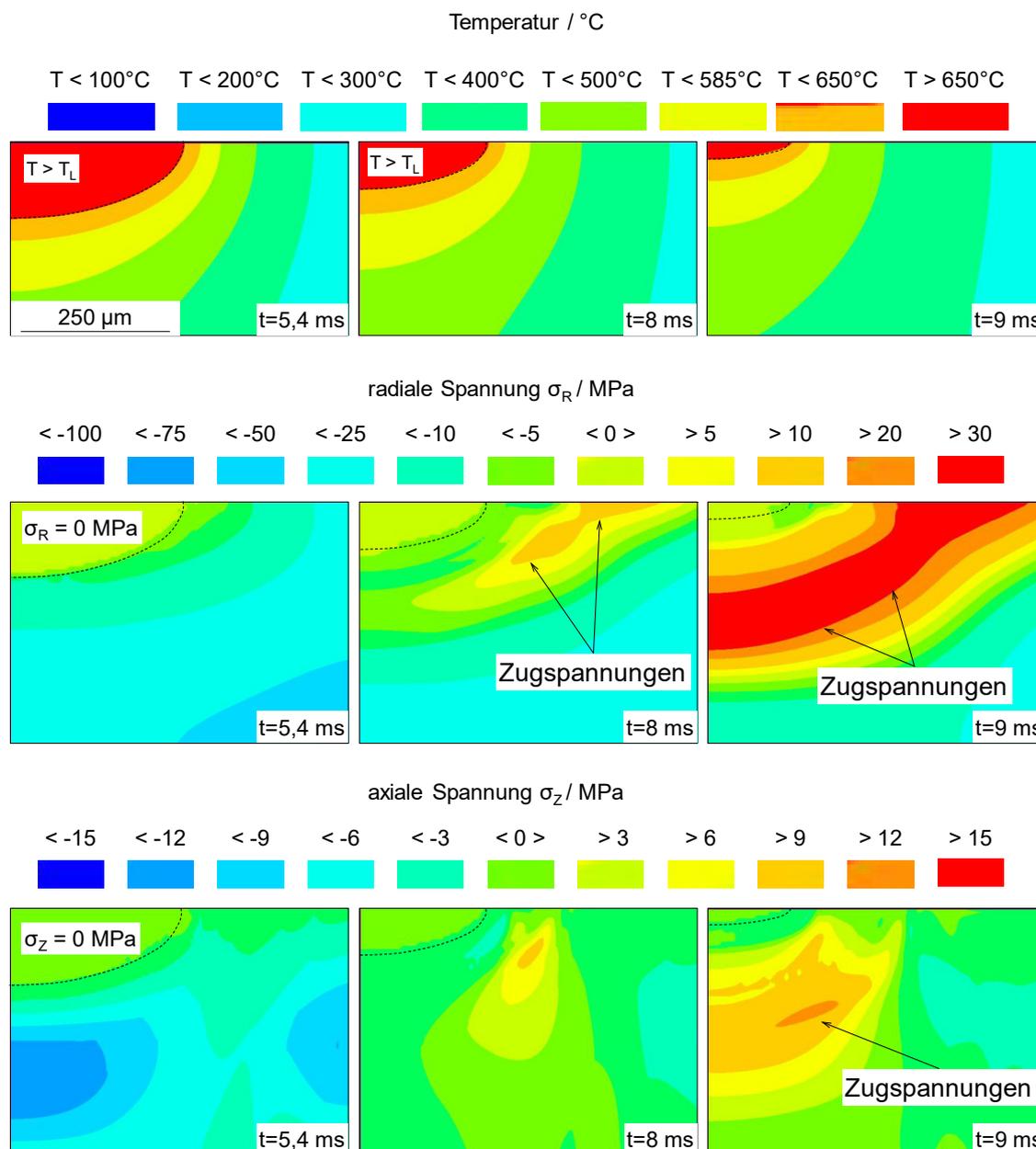


Abbildung 5.39: Spannungsverteilung in axialer und radialer Richtung beim Erstarren

Die zugehörige Spannungssituation während der Abkühlung und Erstarrung ist in Abbildung 5.39 dargestellt. Auch hier ist den Spannungen die zugehörige Temperaturfeldverteilung gegenübergestellt. Die Erstarrung beginnt zum Zeitpunkt $t = 5,4$ ms und ist bei $t = 9,3$ ms vollständig abgeschlossen. Während der Erstarrung sind die Zusammenhänge zwischen den berechneten Spannungen und deren Ursachen komplexer.

Im Schmelzbad herrscht im mechanischen Sinne der Spannungszustand null. Im Laufe der Abkühlung lagert sich das erstarrende Schweißgut an die erwärmten, an das Schmelzbad angrenzenden und bereits erstarrten Bereiche an. Mit zunehmender Temperaturabsenkung schrumpft bzw. kontrahiert das feste Material. Dadurch entstehen Schrumpfspannungen, die zu einer Bildung positiver Reaktionsspannungen in axialer (σ_z) und radialer (σ_R) Richtung führen. Im weiteren Verlauf der Erstarrung und der nachfolgenden Abkühlung kommt es zu einem sukzessiven Anstieg der Zugspannungen. Dabei ergeben sich aufgrund der höheren Wärmeableitung in die Blechebene höhere Spannungen in radialer Raumrichtung σ_R . Aus den Bildsequenzen kann abgeleitet werden, dass während der Erstarrung und Abkühlung Schrumpfspannungen entstehen, sodass sich ein lokales Zugspannungsfeld in die Mushy-Zone verschiebt.

Ausgehend von qualitativen Vorbetrachtungen erfolgt in einem weiteren Schritt die quantitative Analyse der mechanischen Beanspruchungsverhältnisse. Abbildung 5.40 zeigt die berechneten Verläufe von σ_R in Abhängigkeit von t_{RD} an zwei Positionen im Schmelzbad. Die Kurven in beiden Diagrammen haben einen qualitativ vergleichbaren Verlauf, der dadurch gekennzeichnet ist, dass es im Zuge der Erstarrung und Abkühlung mit dem Unterschreiten der Liquidustemperatur ($T_L = 650$ °C) zu einem Aufbau von Zugspannungen kommt. Die Auswertung im Punkt A (linkes Diagramm) zeigt den Verlauf von σ_R im Zentrum an der Schmelzbadoberfläche, wenn der Schweißpunkt final erstarrt und die Heißrissinitiierung erfolgt. Für $t_{RD} = 0$ ms kommt es zu einem Anstieg der Zugspannungen (σ_R) bereits mit dem Unterschreiten der Liquidustemperatur ($T_L = 650$ °C). Im Erstarrungsgebiet ist die sukzessive Zunahme von σ_R zu beobachten. Im finalen Stadium der Erstarrung, d. h. im Zeitpunkt der Rissinitiierung bei $T_S = 585$ °C, betragen die Zugspannungen ca. 7 MPa. Unabhängig vom Regime zeigt sich ein konträres Verhalten, wenn mit Rampdownpulsen ($t_{RD} > 0$ ms) geschweißt wird. Für alle Rampdownpulse beträgt σ_R im Erstarrungsgebiet < 1 MPa. Dies ist darauf zurückzuführen, dass am Ende der Rampdownphase noch immer Pulsenergie in die Oberfläche des bereits erstarrten Schweißpunktes eingetragen wird und somit den Schrumpfspannungen, im Gegensatz zum Rechteckpuls, entgegengewirkt wird. Da oberhalb von 500 °C keine Streckgrenzenverfestigung

vorliegt, sind die im Erstarrungsgebiet entstehenden Spannungen hauptsächlich elastischer Natur und auf den abfallenden Elastizitätsmodul in diesem Temperaturintervall zurückzuführen. Festzuhalten ist, dass die Länge der Rampdownphase (t_{RD}) keinen signifikanten Einfluss auf die Höhe der entstehenden Zugspannungen hat. Lediglich wenn mit einem Rechteckpuls geschweißt wird, ist das heißrisskritische Temperaturintervall signifikant höheren Schrupfspannungen (ca. 7 MPa) ausgesetzt als beim Schweißen mit Rampdownpulsen.

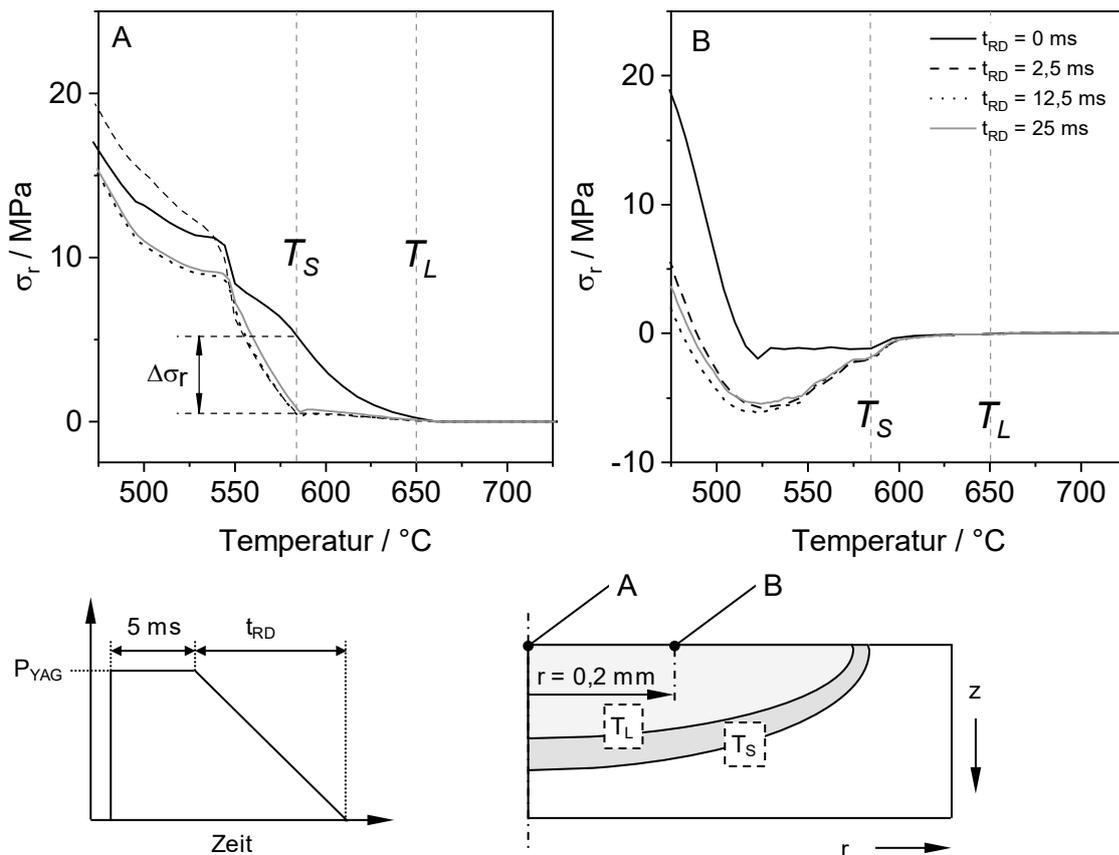


Abbildung 5.40: Zeitabhängiger Verlauf von σ_R in Abhängigkeit von t_{RD} für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$

Auf der Grundlage der bisherigen Erkenntnisse und Untersuchungen konnte die Heißrissbildung im Regime III sowie die dann im Regime II einsetzende Rissbildung, wenn mit einer Pulsspitzenleistung $> 2,0 \text{ kW}$ geschweißt wird, nicht erklärt werden. An dieser Stelle müssen andere Effekte dominieren und die Heißrissbildung verursachen. Aus diesem Grund erfolgt zunächst eine detaillierte Untersuchung der mechanischen Beanspruchungsverhältnisse im Regime II. Weil der vorherige Abschnitt nachgewie-

sen hat, dass kein Zusammenhang zwischen t_{RD} und der entstehenden Spannungssituation besteht, wird folgend der Einfluss der Pulsspitzenleistung P_{YAG} als möglicher Faktor für den Heißrissinitiierungsmechanismus im Regime II untersucht.

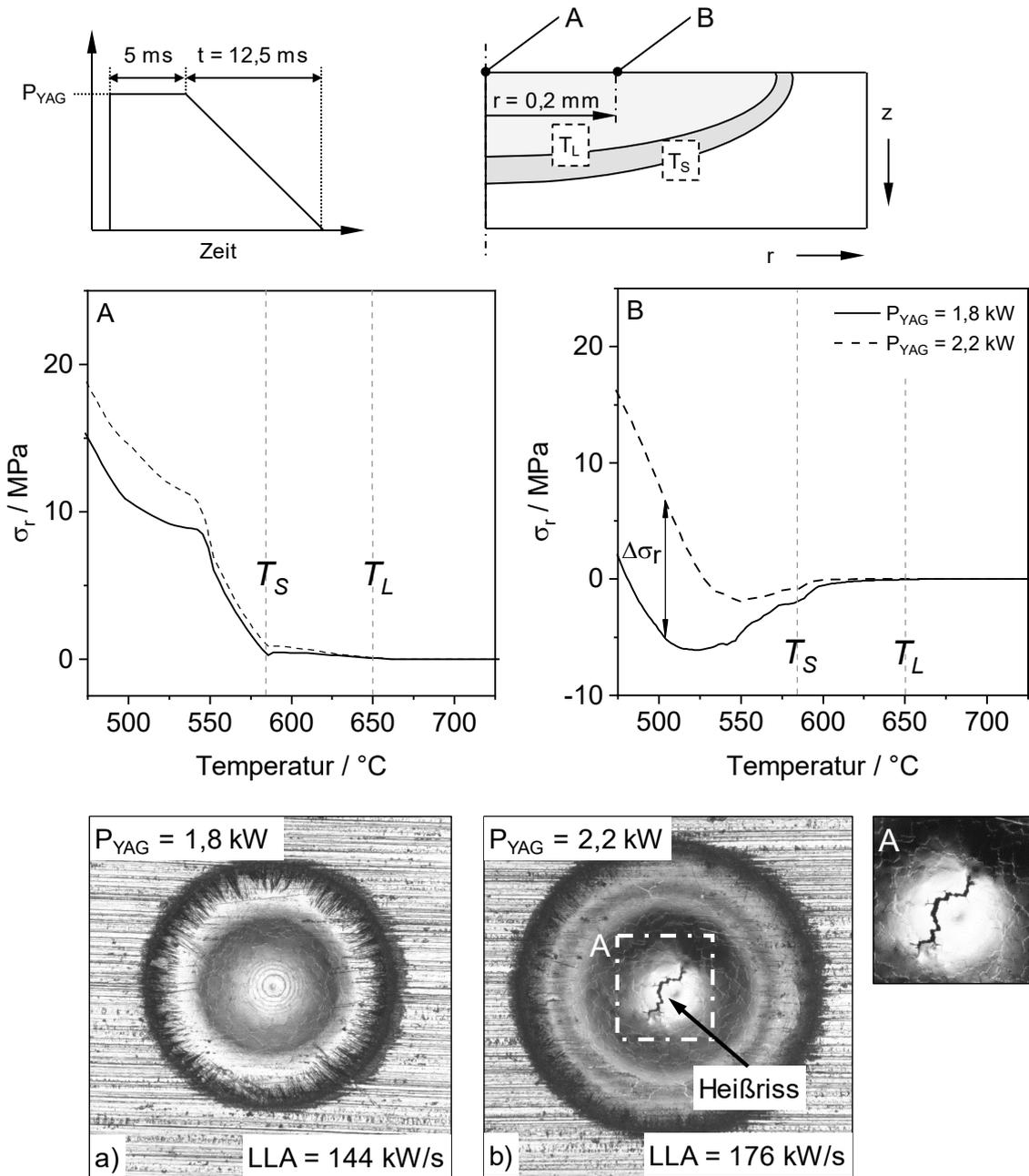


Abbildung 5.41: Zeitabhängiger Verlauf von σ_R in Abhängigkeit von P_{YAG}

In diesem Zusammenhang stellt Abbildung 5.41 die Spannungsverläufe beim Schweißen mit einem RD-Puls ($t_{RD} = 12,5$ ms) aus Regime II bei $P_{YAG} = 1,8$ kW (ohne Heißrisse) und 2,2 kW (mit Heißrissen) einander gegenüber. Exemplarisch werden auch die dazugehörigen metallographischen Schweißpunktaufnahmen gezeigt.

Diese veranschaulichen, dass mit einer Zunahme von P_{YAG} ein größeres Schweißpunktvolumen (Durchmesser) erzeugt wird. Die Verläufe von σ_R an zwei verschiedenen Auswertungspunkten zeigen, dass durch die Erhöhung der Pulsspitzenleistung eine deutlich höhere Zugspannung während der Abkühlung bewirkt wird. Obwohl beide Kurven qualitativ analog zueinander verlaufen, ist die Mushy-Zone höheren Zugspannungen ausgesetzt, wenn mit höheren Pulsspitzenleistungen geschweißt wird. Dies bedeutet, dass die Höhe der entstehenden Zugspannungen nicht von dem während der Erstarrung vorherrschenden Temperatur-Zeit-Regime abhängt, sondern von dem effektiven Energieeintrag, d. h. dem aufgeschmolzenen Volumen. Aus dem größeren Schweißpunktvolumen resultieren höhere Schrumpfspannungen, die ab einem gewissen Niveau auch durch eine verlängerte Nachspeisedauer bzw. verkürzte Nachspeisedistanz nicht mehr kompensiert werden können. Daher wird angenommen, dass die während der Erstarrung und Abkühlung entstehende Schrumpfspannung der Haupteinflussfaktor auf die Heißrissbildung bei höheren Pulsspitzenleistungen ist, da die Rissbildung auch im Regime II unabhängig von der Nachspeisedauer und der Nachspeisedistanz auftritt.

5.3.8 Dehnung und Dehnrates

Eine Auswertung der Berechnungen zu den mechanischen Beanspruchungsverhältnissen erfolgt auch für die Dehnung (ϵ) und die Dehnrates ($\dot{\epsilon}$). Abbildung 5.42 zeigt schematisch die Vorgehensweise zur Ermittlung beider Größen anhand der Berechnungsergebnisse. Für die Auswertung der Dehnung und Dehnrates werden nur Elemente berücksichtigt, die auch die Schmelztemperatur $T = 650$ °C überschreiten.

Laut Stand der Technik und der weitergehenden Übereinstimmung in den Angaben vieler Autoren treten Heißrisse hauptsächlich im letzten Stadium der Erstarrung auf, d. h. in einem Temperaturbereich knapp oberhalb der Solidustemperatur, wenn der Feststoffanteil über 85 bis 95 % liegt [Esk07]. Zusätzlich kommt es im Verlauf der Erstarrung durch die konstitutionelle Unterkühlung der Schmelze zur Bildung von Entmischungen bzw. Seigerungen, sodass die Schmelze aufgrund ihrer veränderten chemischen Zusammensetzung bei geringeren Temperaturen erstarrt. Somit können Heißrisse auch bei Temperaturen leicht unterhalb der Solidustemperatur initiiert werden. Vor diesem Hintergrund werden die beiden Zielgrößen Dehnung und Dehnrates in dem Temperaturbereich zwischen 600 °C und 550 °C nahe der Solidustemperatur

(T_S) ausgewertet. Da oberhalb von 470 °C keine weitere Verfestigung durch plastische Verformung des Werkstoffes erfolgt, ist dieses Temperaturintervall auch im mechanischen Sinne valide.

Eine bereits in Kapitel 5.2 erläuterte notwendige Vereinfachung bei der Simulation von Schmelzschweißvorgängen ist die Vernachlässigung der flüssigen Phase. Dies bedeutet, dass die Dehnungshistorie eines Elementes nicht vollständig gelöscht werden kann, da sonst keine Konvergenz der Rechnung erfolgt. Daher werden die thermischen und plastischen Anteile der Gesamtdehnung gelöscht und nur der elastische Dehnungsanteil wird ausgewertet. Dies folgt analog der Vorgehensweise von [Hil01] bei der Simulation von Längsrissen beim cw-Laserstrahlschweißen am freien Blechrand. Weil der elastische Dehnungsanteil nicht gelöscht werden kann, liegt im Bereich der Schweißnaht ($T < 650$ °C) eine negative Dehnung infolge der behinderten Ausdehnung durch benachbarte kalte Bereiche vor. Eine Auswertung der Absolutwerte der Dehnung wäre daher fehlerhaft. Aus diesem Grund wird die Dehnung nicht absolut, sondern als Dehnungsänderung $\Delta\epsilon_r$ im Temperaturbereich zwischen 600 °C und 550 °C angegeben.

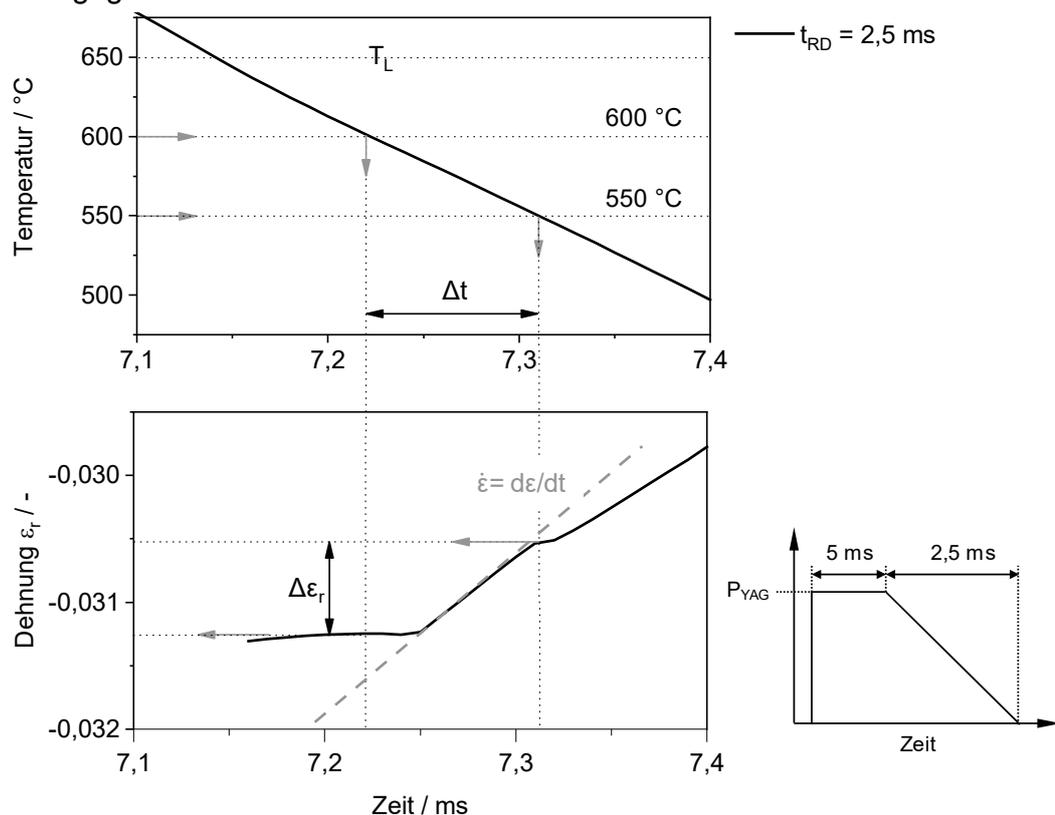


Abbildung 5.42: Vorgehensweise bei der Auswertung der Dehnung und Dehnrate

Die zeit- und ortsabhängige Betrachtung der Dehnrates stellt für die Bewertung der Heißrissbildung beim gepulsten Laserstrahlschweißen ein wissenschaftliches Alleinstellungsmerkmal dar, das bisher im Stand der Technik nicht vorzufinden war. Dabei ergibt sich die Dehnrates $d\epsilon_r/dt$ aus der Ableitung der Dehnungs-Zeit-Kurve und beschreibt die Geschwindigkeit, mit der sich die Dehnung entlang des definierten Temperaturintervalls ändert. Die Dehnrates ist somit kein direktes Ergebnis der Simulation, sondern wird in einem separaten Datenverarbeitungsschritt bestimmt.

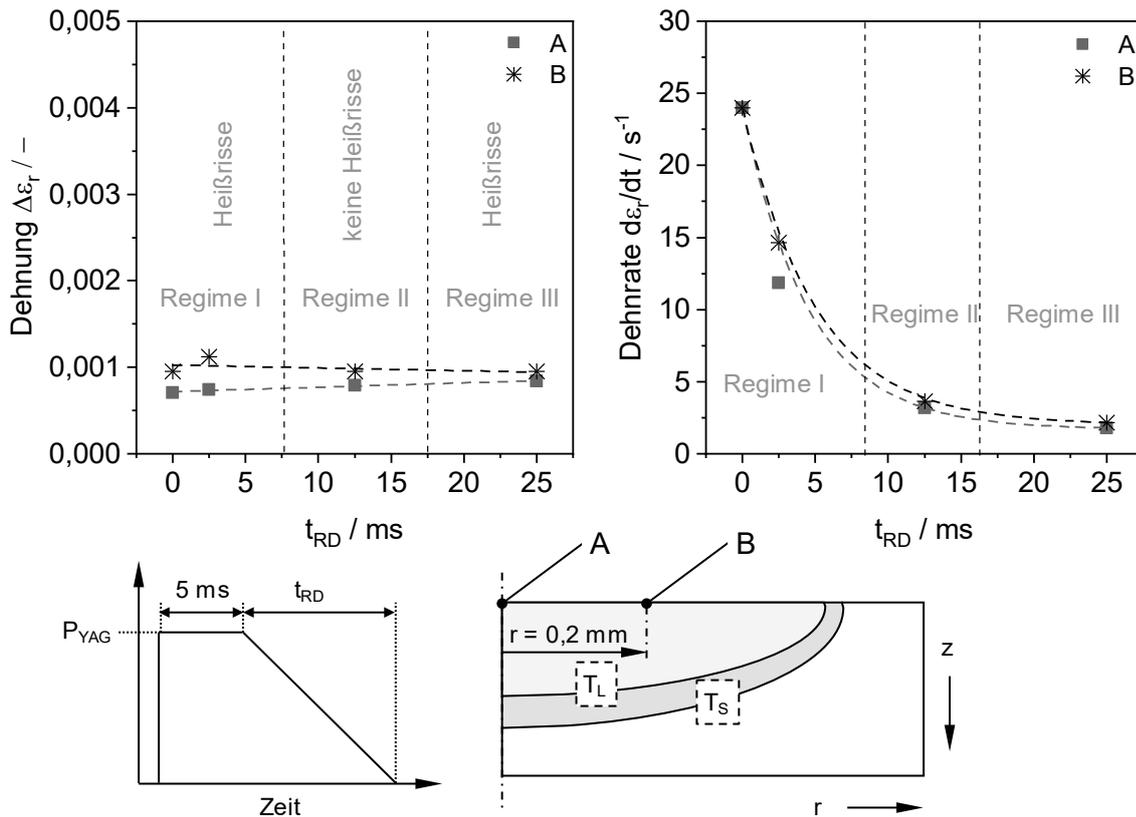


Abbildung 5.43: Dehnung und Dehnrates in Abhängigkeit von t_{RD}

Abbildung 5.43 stellt die berechneten Dehnungen und die Dehnrates in Abhängigkeit von t_{RD} für $P_{YAG} = 1,8$ kW an zwei verschiedenen Orten im Schmelzbad einander gegenüber. Entlang der drei experimentell ermittelten Rissregime bleibt die Dehnungsänderung $\Delta\epsilon_r$ nahezu konstant bzw. ändert sich nur minimal im Zehntel-Prozent-Bereich. In diesem Zusammenhang kann der vernachlässigbare Einfluss der Dehnung auf die entstehenden geringen Schmelzbadimensionen zurückgeführt werden, insofern im Gegensatz zu Schmelzbädern, die mittels MIG-Schweißen und cw-Laserstrahlschweißen erzeugt werden, geringe Kontraktionen und dementsprechend geringe Dehnungen resultieren. Die Berechnungen zeigen, dass das während der Erstarrung auftretenden Temperatur-Zeit-Profil, das hauptsächlich durch t_{RD} beeinflusst

wird, keine Auswirkung auf die Höhe der Dehnungsänderung hat. Die Berechnungen lassen hingegen die exponentielle Abnahme der Dehnrates ($\dot{\epsilon}$) entlang der drei Riss-Regime erkennen. Bereits die Abkühlzeit $t_{RD} = 2,5$ ms reduziert die Dehnrates um ca. 60 %. Es liegt daher nahe, dass die Dehnrates mit der Erstarrungsgeschwindigkeit verknüpft ist und ebenfalls exponentiell mit t_{RD} sinkt. Laserpulse im Regime I führen zu höheren Erstarrungsgeschwindigkeiten und erzeugen demnach höhere Dehnrates, die auf die Restschmelze im interdendritischen Netzwerk wirken. Dies mündet in einer höheren Heißrissempfindlichkeit, was sich auch in den größeren Risslängen widerspiegelt (Abbildung 5.4 und Abbildung 5.5).

Für die Dehnungsänderung $\Delta\epsilon_r$ lässt sich keine Korrelation mit der resultierenden Heißrisentstehung entlang der drei Rissregime feststellen. Dagegen sinkt die Dehnrates mit zunehmender Rampdownphase, d. h. mit abnehmender Erstarrungsgeschwindigkeit. Wie bereits im Stand der Technik beschrieben, liegen bislang keine FEM-Modelle vor, die eine hinreichende Beschreibung der mechanischen Beanspruchungsverhältnisse ableiten lassen. Auch die meisten FEM-Studien zum cw-Laserstrahlschweißen berücksichtigen nur den Aspekt der Dehnung und nicht den der Dehnrates. Gemäß der im Stand der Technik aufgeführten Theorien von Prokhorov und Pellini entstehen Heißrisse beim Überschreiten einer kritischen Dehnung im Erstarrungsgebiet, d. h. im kritischen Temperaturintervall. Die vorliegenden Ergebnisse zeigen einen anderen Zusammenhang. Im gesamten Untersuchungsraum, d. h. entlang aller drei Rissregime, bleibt die Dehnungsänderung ($\Delta\epsilon_r$) konstant, während sich die Dehnrates ($\dot{\epsilon}$) exponentiell mit der Zunahme von t_{RD} reduziert. Somit wird die gleiche Dehnungsänderung ($\Delta\epsilon_r$) in einer deutlich kürzeren Zeit erreicht. Das entscheidende mechanische Kriterium für die Entstehung von Heißrisen ist demnach die Überschreitung einer kritischen Dehnrates im Erstarrungsgebiet zu dem Zeitpunkt, in dem die Restschmelze zwischen den Korngrenzen existiert.

Mithilfe der numerischen Modellierung des gepulsten Laserstrahlschweißprozesses konnte im Rahmen dieser Arbeit der Nachweis erbracht werden, dass der von [Rap99] entwickelte direkte Zusammenhang zwischen der Heißrisbildung und der Dehnrates existiert. Dies wurde anhand der Berechnung von unterschiedlichen Parameterkonfigurationen und an unterschiedlichen Auswertpositionen (A und B) im Schmelzbad nachgewiesen. Damit konnte eine Datenbasis geschaffen werden, die es erlaubt, die Gültigkeit eines dehnungsbasierten oder eines dehnratesbasierten Heißrissekriteriums zu bewerten.

5.4 Mikrostruktur

Der gepulste Laserstrahlschweißprozess und die damit verbundenen Vorgänge von Schmelzen und Erstarren üben einen Einfluss auf die resultierende Mikrostruktur der Schweißnaht aus. Das sich in Bezug auf Morphologie und Größe ausbildende Erstarrungsgefüge wird maßgeblich von den in den vorherigen Abschnitten ermittelten Erstarrungsparametern bestimmt.

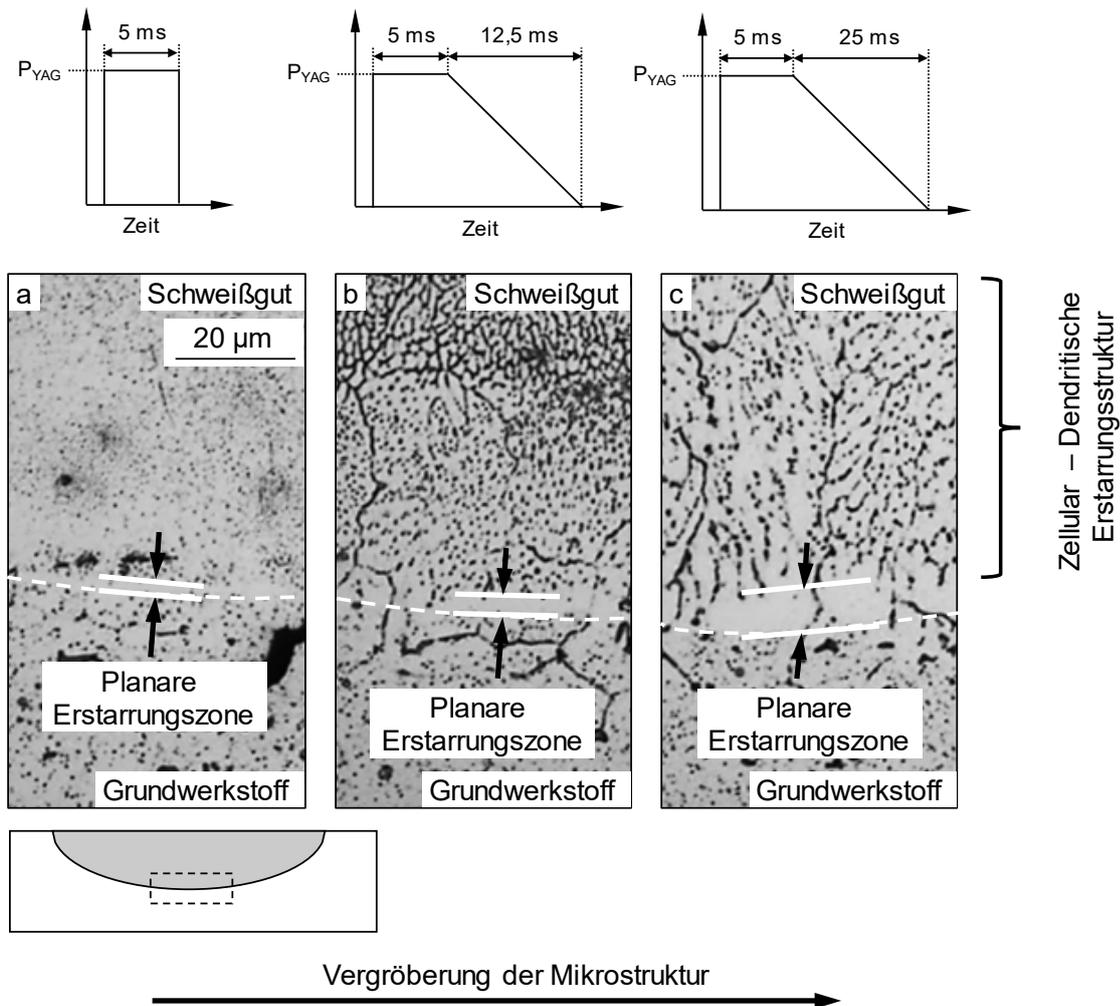


Abbildung 5.44: Darstellung der Mikrostruktur im Korngrenzschliff

Die sich in Abhängigkeit von t_{RD} ausbildende Mikrostruktur ist in Abbildung 5.44 dargestellt und zeigt jeweils die Detailaufnahme eines Schweißpunktquerschliffs am Übergang vom Grundmaterial zum Schweißgut. Die Schweißpunkte sind für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$ mit einem a) Rechteckpuls ($t_{RD} = 0 \text{ ms}$) sowie für die Rampdownpulse

b) $t_{RD} = 12,5$ ms und c) $t_{RD} = 25$ ms erzeugt worden. Mit einsetzender Abkühlung beginnt die Erstarrung der Schmelze aufgrund des hohen Temperaturgradienten am Übergang zum Grundwerkstoff. Unmittelbar an der Grenzfläche zum Grundmaterial entsteht eine planare Erstarrungsmorphologie, die mit dem hohen Quotienten aus G/R zu begründen ist. Direkt zu Beginn der Kristallisation hat G einen hohen Wert und R den niedrigsten Wert. In diesem frühen Stadium kann die Wärme aus dem Schmelzbad ($T > 2.000$ °C) hauptsächlich über das kalte Grundmaterial abgeführt werden. Dadurch stellt sich an der Grenzfläche ein hoher Temperaturgradient ein, was dazu führt, dass wachsende Zellen bzw. Dendriten wieder abgeschmolzen werden und eine planar wachsende Front entsteht.

Abbildung 5.45 zeigt die gemessene Dicke der planaren Zone entlang des gesamten untersuchten Parameterraumes. Punktschweißungen, die mit einem Rechteckpuls bzw. einer kurzen t_{RD} ausgeführt werden, erzeugen eine planare Zone, deren laterale Dicke < 2 μm beträgt und mit dem lichtoptischen Mikroskop auch bei 1.000-facher Vergrößerung kaum noch darzustellen ist. Durch die Rampdownphase ist der Temperaturgradient G über einen längeren Zeitraum hoch. Dadurch setzt die konstitutionelle Unterkühlung der Schmelze zu einem späteren Zeitpunkt ein, wodurch die Dicke des planaren Erstarrungsbereiches von 1 μm beim Schweißen mit Rechteckpulsen auf 8 μm im Regime III steigt.

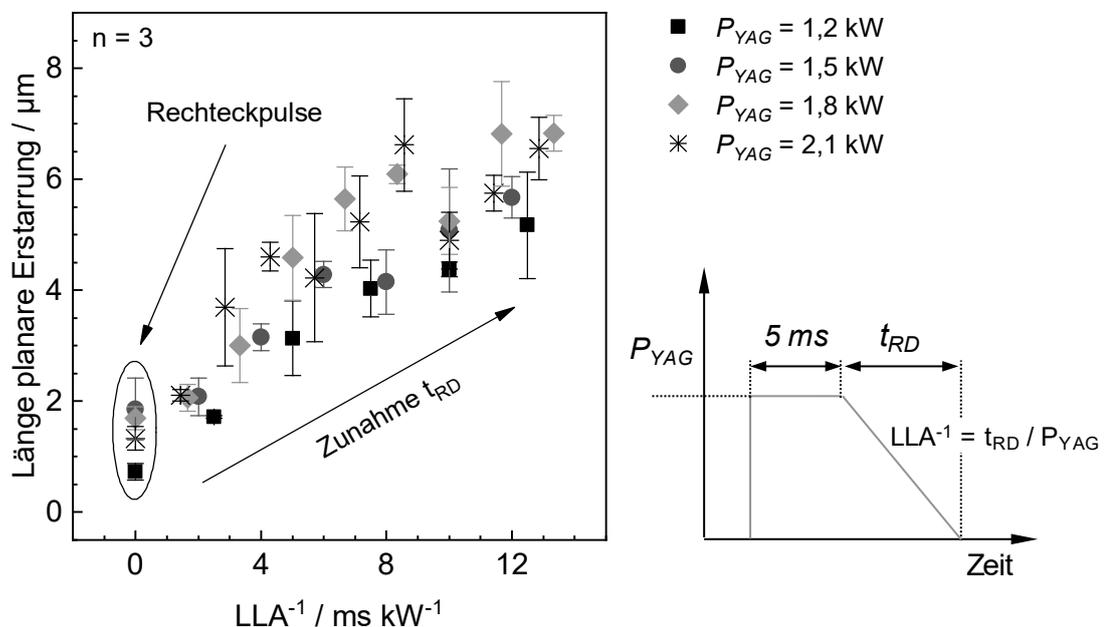


Abbildung 5.45: Laterale Ausdehnung der planaren Erstarrungszone

An die planare Erstarrungszone schließt eine zellular-dendritische Struktur an. Sie entsteht, weil im Verlauf der Schmelzbadkristallisation die Erstarrungsgeschwindigkeit der Grenzfläche zwischen flüssig und fest steigt. Dies führt zu einem unzureichenden Diffusionsausgleich zwischen Schmelze und Kristall und somit zur Bildung von Seigerungen unmittelbar an der Erstarrungsfront. Mit dieser Absenkung des Quotienten G/R entsteht an der fortschreitenden Grenzfläche zwischen fest und flüssig ein Bereich konstitutioneller Unterkühlung, wodurch die planare Erstarrungsfront in eine für die Schmelzbaderstarrung typische zellular-dendritische Erstarrung umschlägt (Abbildung 5.44). Die Größe der zellular-dendritischen Mikrostruktur, die sich in Abhängigkeit von t_{RD} ergibt, ist ebenfalls in den Detailaufnahmen in Abbildung 5.44 exemplarisch dargestellt. Im Regime I führt die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit der Schmelze zu einer sehr feinen zellular-dendritischen Mikrostruktur, die auch mit dem lichtoptischen Mikroskop bei 1.000-facher Vergrößerung kaum noch darzustellen ist (Abbildung 5.44). In diesem Regime treten Heißrisse auf, da ein Nachfließen der Schmelze in die interdendritischen bzw. interzellularen Hohlräume nicht ermöglicht bzw. zumindest nicht begünstigt wird. Durch eine Verringerung der Erstarrungsgeschwindigkeit (Schweißen im Regime II und III) entsteht, wie in Abbildung 5.44 b–c dargestellt, eine sukzessiv vergrößerte Mikrostruktur mit größeren primären Dendritarmabständen, sodass eine verbesserte Permeabilität der innerdendritischen Schmelze im gerichteten Gefüge vorliegt.

Die abnehmende Rissneigung kann somit auch auf eine verbesserte Permeabilität der Restschmelze im interdendritischen Netzwerk zurückgeführt werden. Dies lässt sich neben einer verlängerten Erstarrungszeit, einer verringerten Nachspeisedistanz und der abnehmenden Dehnrates als Ursache für die abnehmende Rissbildung im Regime I und die rissfreie Schweißpunkterstarrung im Regime II ansehen. Die in den Punktschweißexperimenten beobachtete wiederkehrende Heißrissbildung im Bereich III kann auf der Grundlage der thermomechanischen Einflussfaktoren und der Permeabilität der Mikrostruktur bisher nicht erklärt werden, weshalb in diesem Prozessregime andere Effekte überwiegen. In [Wit16] wird die Seigerung von Wasserstoff als möglicher Heißrissinitiierungsmechanismus genannt, wenn mit langen Abkühlzeiten geschweißt wird. In der vorliegenden Arbeit kann in diesem Parameterbereich die Rissbildung nicht auf die Seigerung von Wasserstoff zurückgeführt werden. Poren, die auf eine erhöhte Wasserstoffkonzentration schließen lassen und Heißrisse initiieren, wurden in angefertigten Makroschliffen nicht identifiziert. Zudem ist die Konzentration von H_2 mittels EDX nicht hinreichend nachzuweisen, sodass gelöster Wasserstoff als Rissursache im Rissregime III ausgeschlossen werden kann. Somit dominiert in diesem Regime ein anderer Effekt die Heißrissbildung.

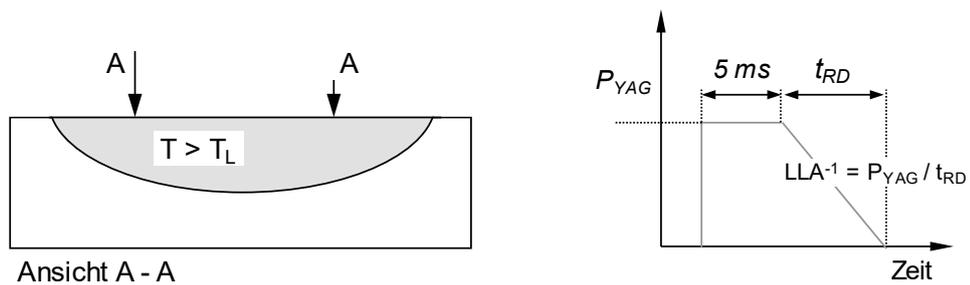
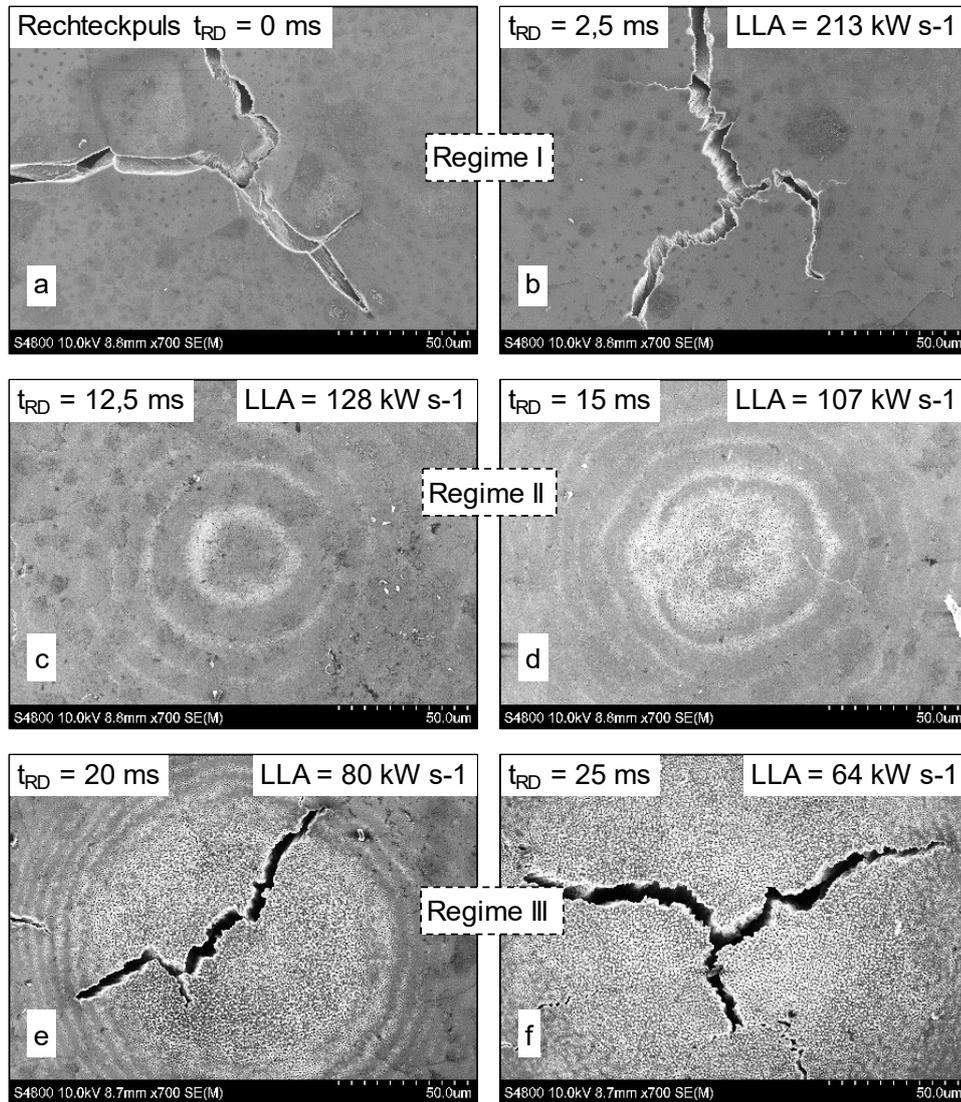


Abbildung 5.46: REM-Aufnahmen von Schweißpunktmitten

Um die Ursache der Heißrissbildung im Regime III zu identifizieren, wurden die erzeugten Punktschweißungen in einem weiteren Schritt mittels Rasterelektronenmikroskopie, d. h. mit einer höheren optischen Auflösung, untersucht. Dafür wurde das

Zentrum der Schweißpunktoberfläche analysiert, wo das Schmelzbad final erstarrt. Korrespondierende Aufnahmen, die die Veränderung der Mikrostruktur in Abhängigkeit von t_{RD} veranschaulichen, sind in Abbildung 5.46 dargestellt und können den drei identifizierten Regimen zugeordnet werden. Abgesehen von den Heißrissen, weisen die Abbildungen aus Regime I eine glatte Oberfläche in der Schweißpunktmitte auf. Im rissfreien Regime II ist eine Veränderung der Schweißpunktoberfläche zu verzeichnen, die sich ausgehend von der Schweißpunktmitte radial mit der Zunahme von t_{RD} vergrößert und im Regime III nahezu über das gesamte Zentrum erstreckt.

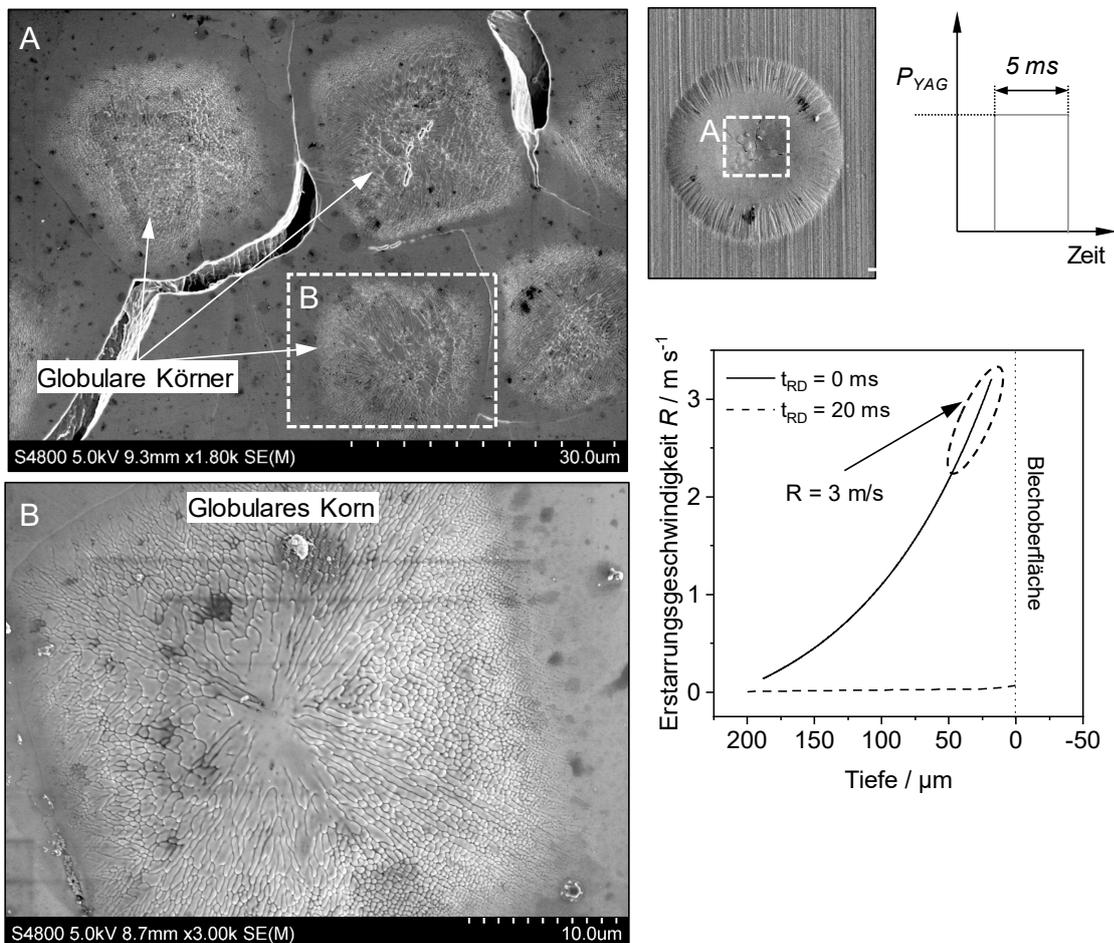


Abbildung 5.47: REM-Aufnahmen von der Schweißpunktmitte beim Rechteckpuls

Abbildung 5.47 zeigt die Detailaufnahme einer Punktschweißung, die mit einem Rechteckpuls ($t_{RD} = 0$ ms) erzeugt worden ist. Im Zentrum liegt an der Schweißpunktoberfläche eine globulare Erstarrungsmorphologie vor. Das Entstehen globularer Körner wird beim Schweißen mit konventionellen Rechteckpulsen durch den sich ergebenden kleinen Quotienten aus G/R im finalen Stadium der Schmelzbaderstarrung begünstigt. G nimmt im Verlauf der Schmelzbadkristallisation kontinuierlich ab.

Gleichzeitig steigt R überproportional im finalen Stadium der Schmelzbaderstarrung an und reduziert den Quotienten G/R so weit, dass die Bildung von globularen Körnern zum Erstarrungsende in der Schweißpunktmitte wahrscheinlicher wird. Im gesamten Parameterraum wird das Auftreten der globularen Kornstruktur nur beim Schweißen mit Rechteckpuls identifiziert.

Abbildung 5.48 zeigt die Detailaufnahme eines Schweißpunktes, der dem Regime III zugeordnet werden kann. Im finalen Stadium erstarrt das Schmelzbad mit signifikant geringeren Geschwindigkeiten ($R = 0,01 \text{ ms}^{-1}$). Hier wird eine dendritisch ausgebildete Mikrostruktur in der Schweißpunktmitte identifiziert. Zudem sind in dem Schweißpunkt der Aufnahme B interdendritisch verlaufende Risse ersichtlich.

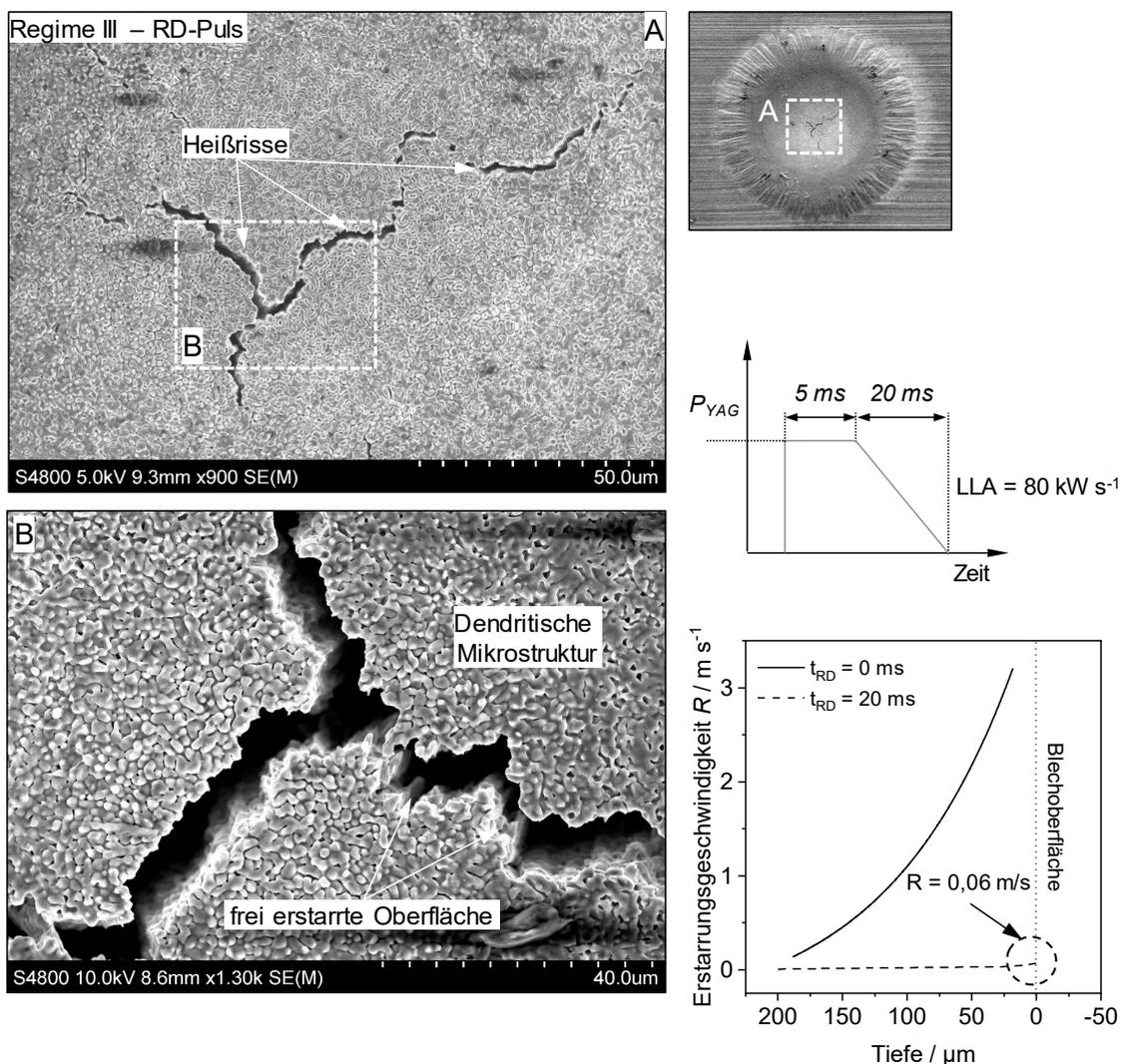


Abbildung 5.48: REM-Aufnahmen von der Schweißpunktmitte im Regime III

Ausgehend von den beobachteten visuellen Veränderungen an der Schweißpunktoberfläche und dem signifikanten Einfluss der Erstarrungsgeschwindigkeit auf die Entmischungsvorgänge an der Erstarrungsfront, erfolgt in einem nächsten Schritt die Analyse der Elementverteilung im Zentrum des Schweißpunktes, wenn das Schmelzbad final erstarrt und die Heißrissbildung einsetzt. Exemplarisch wird für $P_{YAG} = 1,6 \text{ kW}$ mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie die lokale Elementzusammensetzung in der Schweißpunktmitte quantifiziert. Dafür wird der Durchmesser des Elektronenstrahls auf $5 \mu\text{m}$ eingestellt, um die lokale Konzentration der Elemente integriert über eine größere Fläche zu bestimmen. Durch die große Abbildung des Elektronenstrahls lassen sich die Messergebnisse nicht quantitativ bewerten, da die Auflösung für die Elementkonzentration $< 1 \text{ Gew.-%}$ nicht hinreichend genau ist. Zudem wird die örtliche Genauigkeit einer Messung im Rasterelektronenmikroskop durch die Eindringtiefe (Anregungsbirne) des Elektronenstrahls in das Material begrenzt, da der Elektronenstrahl nicht nur die oberflächennahen Elemente, sondern auch ein kleines Volumen von Metall unterhalb der Oberfläche anregt. Die EDX-Messungen bilden somit einen gemittelten Wert der chemischen Zusammensetzung im Anregungsvolumen des Elektronenstrahls ab. Dies ist vor allem in den Bereichen zu beachten, wo der Film niedrigschmelzender Eutektika dünner ist als das Anregungsvolumen des Elektronenstrahls in die Tiefe. Für die statistische Absicherung wurde die Messung sechsmal durchgeführt.

Abbildung 5.49 zeigt die gemessene Konzentration der Legierungselemente Fe, Mg, Si in Bezug auf LLA^{-1} für $P_{YAG} = 1,6 \text{ kW}$. Der im Zentrum der Schweißpunktoberfläche gemessene Massenanteil steigt für die drei Elemente mit der Zunahme von LLA^{-1} . Im Regime I, wenn mit kurzen Abkühlzeiten von $t_{RD} < 5 \text{ ms}$ geschweißt wird, ist nur ein geringer Anstieg der Elementkonzentration zu verzeichnen. Hingegen wird im Regime III, wenn die Erstarrungsgeschwindigkeit signifikant reduziert wird, ein stärkerer Anstieg der Elementkonzentration identifiziert. Quantitativ ist die Zunahme unterschiedlich stark ausgeprägt. Gegenüber dem Rechteckpuls ($\text{LLA}^{-1} = 0 \text{ ms/kW}$) wird für $\text{LLA}^{-1} = 25 \text{ ms/kW}$ ein Anstieg der Konzentration für Mg um den Faktor 2, für Si um den Faktor 4 und für Fe um den Faktor 5 verzeichnet, was auf die unterschiedlichen Diffusionsgeschwindigkeiten und Löslichkeiten der einzelnen Elemente zurückzuführen ist. Da alle Punktschweißungen an EN-AW-6082-T6-Blechen der gleichen Charge durchgeführt worden sind, müsste im Grundmaterial immer die gleiche Ausgangskonzentration der Legierungselemente vorliegen. Die EDX-Messungen belegen somit, dass nicht allein die chemische Zusammensetzung eines Werkstoffes, sondern vor allem die Erstarrungsbedingungen einen signifikanten Einfluss auf die Entstehung niedrigschmelzender Eutektika ausüben. Dabei sind die an der Phasenfront auftre-

tenden Entmischungsvorgänge mit abnehmender Erstarrungsgeschwindigkeit ausgeprägter, was mit der zunehmenden Konzentration der Legierungselemente bestätigt wird. Die Punktschweißungen im Regime III erstarren gegenüber denen im Regime I und II unter einer geringeren Geschwindigkeit R . Die verlängerte Erstarrungszeit begünstigt die zunehmende Anreicherung niedrigschmelzender Eutektika im interdendritischen Netzwerk.

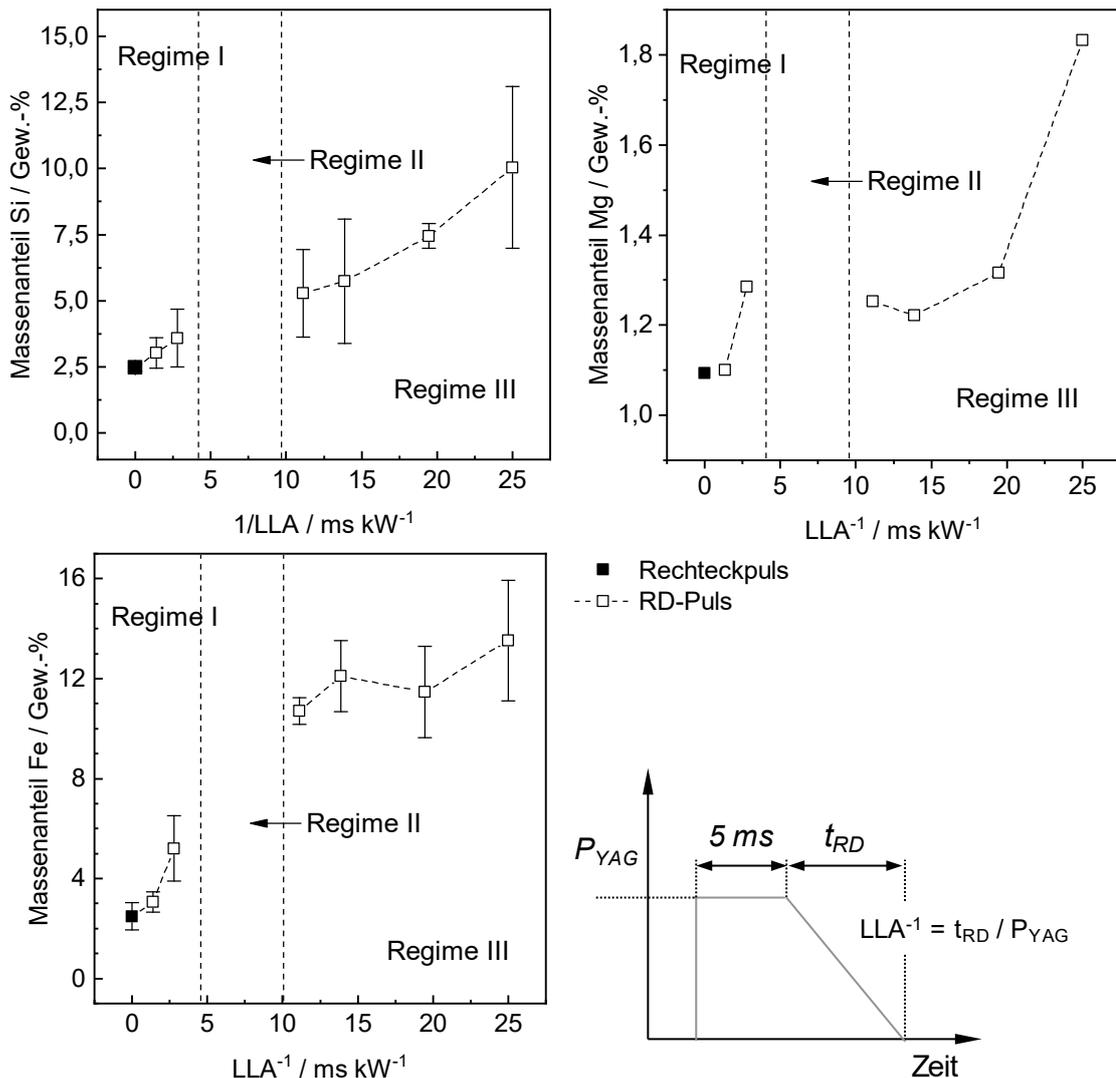


Abbildung 5.49: Konzentration der Elemente in Abhängigkeit von LLA

In diesem Zusammenhang wird für das 6xxx-System aus binären und ternären Legierungssystemen die Bildung von $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$, Al-Si , $\text{Al-Mg}_2\text{Si-Fe-Mg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8\text{-Si}$, $\text{Al-CuAl}_2\text{-Mg}_2\text{Si}$ und $\text{AlCu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Al}_5\text{-CuAl}_2\text{-Si}$ nachgewiesen (Mon76). Die Schmelzpunkte dieser Eutektika liegen im Temperaturbereich zwischen 514 und 595 °C und weichen somit erheblich von der Liquidustemperatur von EN AW 6082-T6 (650 °C) ab. Die

Größe des Erstarrungsintervalls steht in direkter Proportionalität zu der Heißrissanfälligkeit, da die Verweildauer der schmelzflüssigen Filme im interdendritischen Netzwerk mit zunehmendem Erstarrungsintervall steigt. Dabei gilt, dass die Gefahr der Heißrissbildung umso größer ist, je niedriger die Solidus- bzw. die eutektische Temperatur ist. Durch die lange Erstarrungszeit im Regime III reichert sich die Restschmelze mit fortschreitender Erstarrung immer mehr mit niedrigschmelzenden Eutektika an und senkt die Solidustemperatur unmittelbar an der Erstarrungsfront herab. Die Folge ist eine Vergrößerung des zeitlichen Beständigkeitsbereiches der flüssigen Phasen und damit die Ausdehnung des Erstarrungsgebietes. Daraus folgt ein Anstieg der Heißrissanfälligkeit, da einerseits das Erreichen eines erstarrungsrissempfindlichen Materialzustandes verzögert wird. Andererseits werden die niedrigschmelzenden Legierungselemente im letzten Stadium der Erstarrung in der Schweißpunktmitte konzentriert und können die auftretenden Schrumpfkkräfte des bereits erstarrten Schweißgutes nicht übertragen.

Die wiederkehrende Heißrissbildung im Regime III wird somit durch die Bildung schmelzpunktherabsenkender Eutektika im interdendritischen Netzwerk während der Schmelzbaderstarrung verursacht, wenn die lineare Leistungsabfallrate die Erstarrungszeit des Schmelzbades erhöht. Dies wurde durch die energiedispersive Röntgenspektroskopie nachgewiesen.

5.5 Punktüberlappende Nahtschweißungen

5.5.1 Rissbildung in punktüberlappenden Nahtschweißungen

Im Folgenden steht die Übertragung der Ergebnisse aus den modellhaften Einzelpulsschweißungen auf die industriell bevorzugten Linienverbindungen im Fokus. Dabei werden individuelle Punktschweißungen nacheinander überlappend gesetzt. Schweißnahtdraufsichten, ausgeführt mit $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$, sind exemplarisch in Abbildung 5.50 dargestellt. Dabei ist mit einem Vorschub von $v_s = 40 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ und einer Repetitionsrate von $f_{Rep} = 4,5 \text{ Hz}$ geschweißt worden. Daraus ergibt sich in Abhängigkeit von P_{YAG} eine individuelle Pulsüberlappung zwischen 70 und 80 %, der für gasdichte Schweißnähte gefordert wird. In den Experimenten werden drei Risscharakteristika beobachtet, die in Abhängigkeit von t_{RD} auftreten.

Das Schweißen mit einem konventionellen Rechteckpuls erzeugt einen durchgehenden Heißriss entlang der Schweißnaht (Abbildung 5.50a). Eine sequentielle bzw. unterbrochene Rissbildung entsteht, wenn mit einer kurzen RD-Phase von 5 ms geschweißt wird. Durch eine Verlängerung der Rampdownphase auf 15 ms erstarrt die Schweißnaht ohne Heißrissbildung.

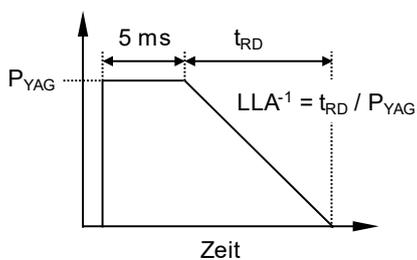
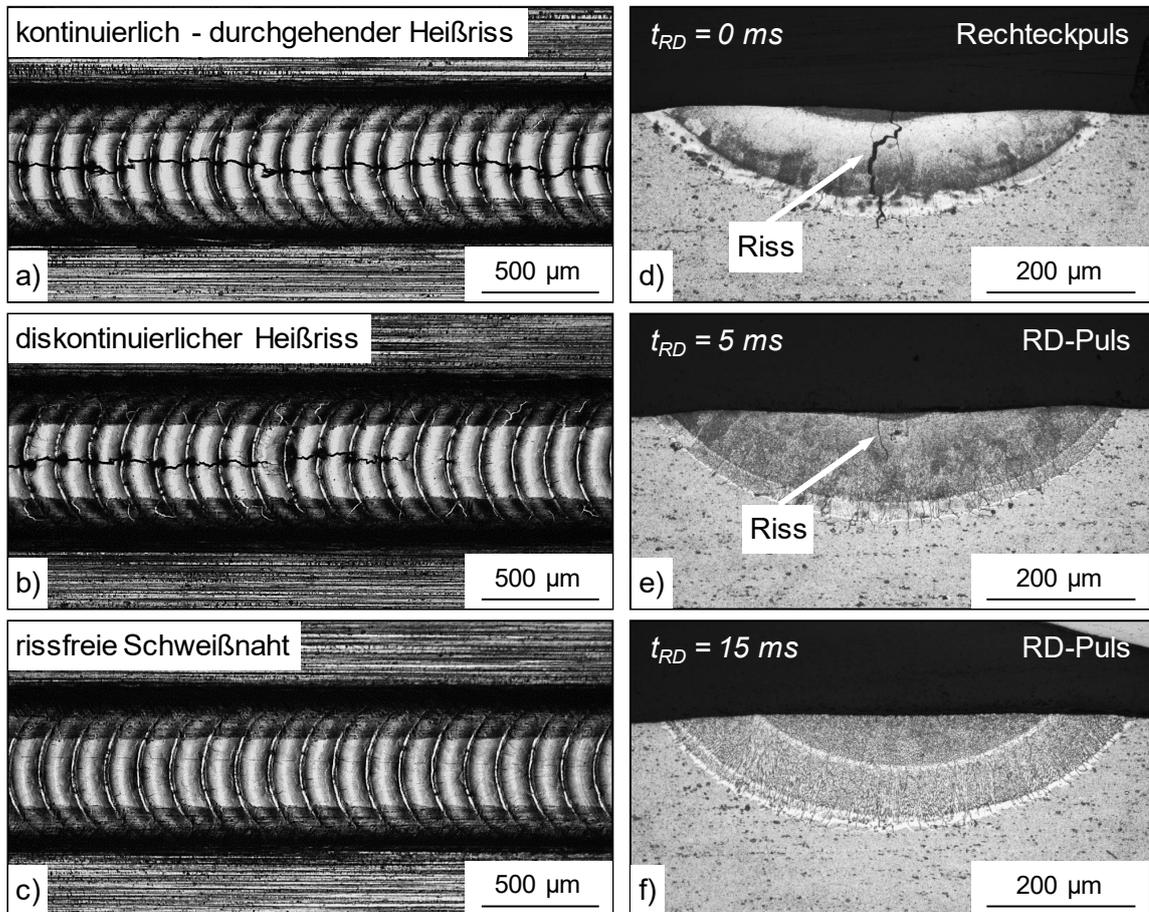


Abbildung 5.50: Risscharakteristik bei punktüberlappenden Nahtschweißungen für $P_{YAG} = 1,8 \text{ KW}$ in Abhängigkeit von t_{RD}

Die zugehörige Quantifizierung der Heißrissanfälligkeit in Nahtschweißungen erfolgte durch die Messung der Risslängen im Querschliff (Abbildung 5.51). Analog zu den modellhaften Punktschweißexperimenten aus Kapitel 5.1.2 ist die höchste Heißrissanfälligkeit beim Schweißen mit Rechteckpulsen und kurzen Rampdownzeiten vorzufinden, wobei die Risslänge mit der Zunahme von t_{RD} reduziert wird. Durch Erhöhung der Pulsspitzenleistung nimmt die relative Risslänge zu, was analog zu den Punkt-

schweißexperimenten auch hier den höheren Zugspannungen während der Abkühlung zugesprochen werden kann. Das rissfreie Regime wird durch höhere Pulsspitzenleistungen zu längeren t_{RD} verschoben. Korrespondierende Makroschliffe sind oberhalb des Diagramms in Abbildung 5.50 d)–f) dargestellt.

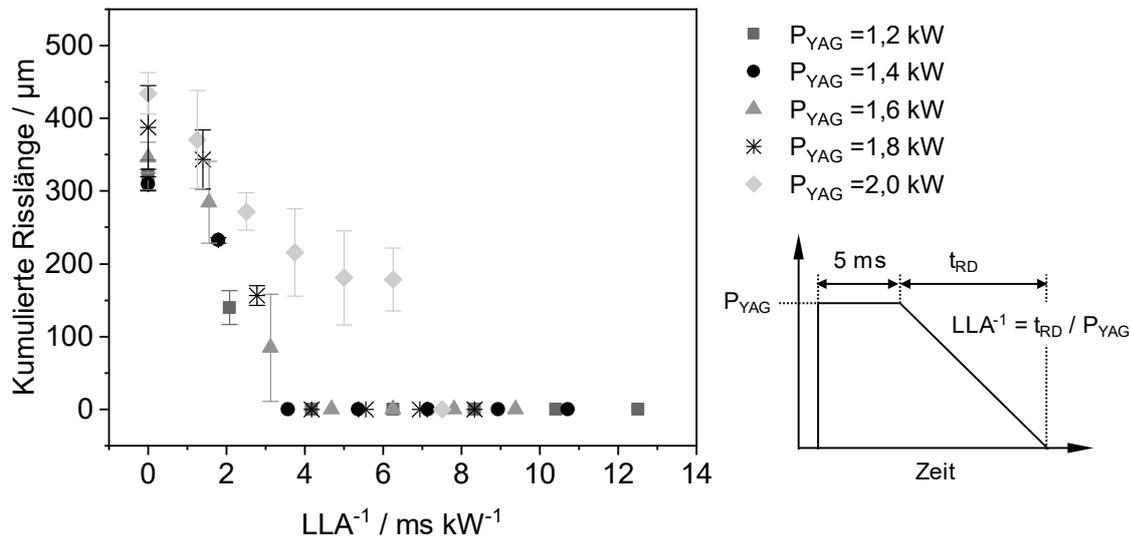


Abbildung 5.51: Heißrissanfälligkeit bei punktüberlappenden Nahtschweißungen in Abhängigkeit von P_{YAG} und LLA

Im Gegensatz zu den Punktschweißexperimenten ist bei punktüberlappenden Nahtschweißungen keine wiederkehrende Rissbildung (Regime III) zu beobachten. Nahtschweißungen können somit rissfrei erstarren, obwohl individuelle Schweißpunkte rissbehaftet sind. Ursache hierfür ist, dass bei Nahtschweißungen durch jeden nachfolgenden Laserpuls ein Anteil des vorherigen Schweißpunktes umgeschmolzen wird. Durch diesen Umstand können Heißrisse des vorherigen Schweißpunktes umgeschmolzen und ausgeheilt werden, sofern sie im Schmelz- bzw. Überlappungsbereich des aktuellen Schweißpunktes liegen. In den Punktschweißexperimenten wurde gezeigt, dass sich bei langen Abkühl dauern vom Zentrum des Schweißpunktes aus kürzere Risslängen bilden. Auf diese Weise wird bei Nahtschweißungen der vorherige rissbehaftete Schweißpunkt mit einem angepassten Pulsüberlappungsgrad vollständig umgeschmolzen und der Heißriss ausgeheilt. Ein detaillierter Zusammenhang zwischen Rissinitiierung und -fortpflanzung in punktüberlappenden Nahtschweißungen ist Gegenstand der Arbeit von [Wit16] und [She14]. Die Punktschweißexperimente können somit auch auf punktüberlappende Nahtschweißungen übertragen werden.

Die Entstehung von Erstarrungsrisen und Wiederaufschmelzrisen erfolgt durch die Trennung in den flüssigen Filmen während der Erstarrung und ist durch Betrachtung

der Bruch- und Rissflächen im Rasterelektronenmikroskop nachweisbar. Abbildung 5.52 zeigt beispielhaft eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche einer mit Rechteckpuls geschweißten Naht, die nachfolgend für die Betrachtung aufgebrochen wurde. Der obere Abschnitt zeigt eine frei erstarrte Oberfläche und belegt die Bildung eines Erstarrungsrisses. Auch der Erstarrungsverlauf kann der gut ausgebildeten zellular-dendritischen Struktur entnommen werden. Unterhalb der Schweißnaht ist eine verformte, wabenförmig ausgeprägte Struktur zu erkennen, die auf den beabsichtigten Gewaltbruch der Probe zurückzuführen ist.

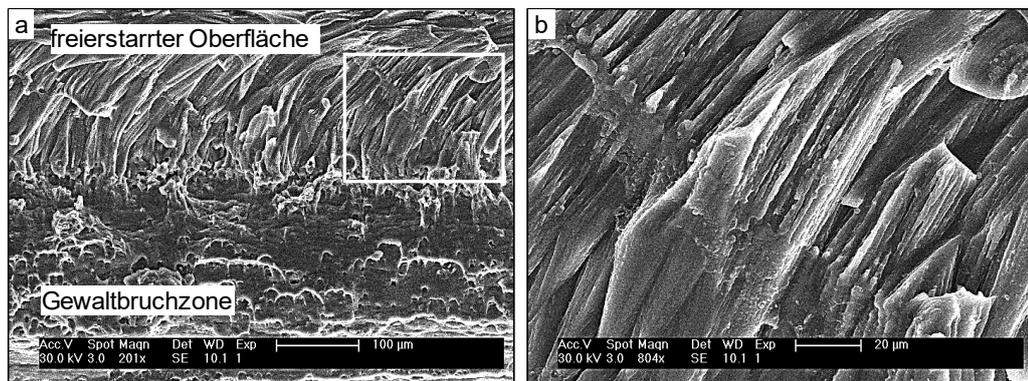


Abbildung 5.52: Heißrissanfälligkeit bei punktüberlappenden Nahtschweißungen in Abhängigkeit von PYAG und LLA

Mit Blick auf die bisherigen Ergebnisse lässt sich ableiten, dass punktüberlappende Nahtschweißungen durch das Umschmelzen rissbehafteter Bereiche des vorherigen Schweißpunktes gegenüber individuellen Punktschweißungen weniger anfällig für die Entstehung von Heißrissen sind. Unter wirtschaftlichen und produktiven Aspekten ist festzuhalten, dass die rissfreie Prozessführung nur bei geringen Schweißgeschwindigkeiten bzw. begrenzten Einschweißstiefen ($< 300 \mu\text{m}$) umgesetzt werden kann. Eine höhere Einschweißtiefe bedingt eine höhere Pulsspitzenleistung und dementsprechend eine zunehmende Energie pro Puls, was wiederum dazu führt, dass bei konstanter Pulsüberdeckung mit geringeren Pulsfrequenzen geschweißt werden muss.

5.6 Zusammenfassende Bewertung der Ergebnisse

In diesem Abschnitt werden die aus den experimentellen Schweißversuchen, den numerischen Berechnungen und den metallographischen Analysen gewonnenen Erkenntnisse zusammenfassend bewertet. Innerhalb der experimentellen Untersuchungen wurden drei Regime identifiziert, die sich in Abhängigkeit von t_{RD} ergeben und in denen unterschiedliche Mechanismen die Entstehung von Heißrissen dominieren. Die

Wirkung der individuellen Einflussfaktoren auf die Rissbildung in Punktschweißungen können in einem Prozessschaubild veranschaulicht werden (Abbildung 5.53).

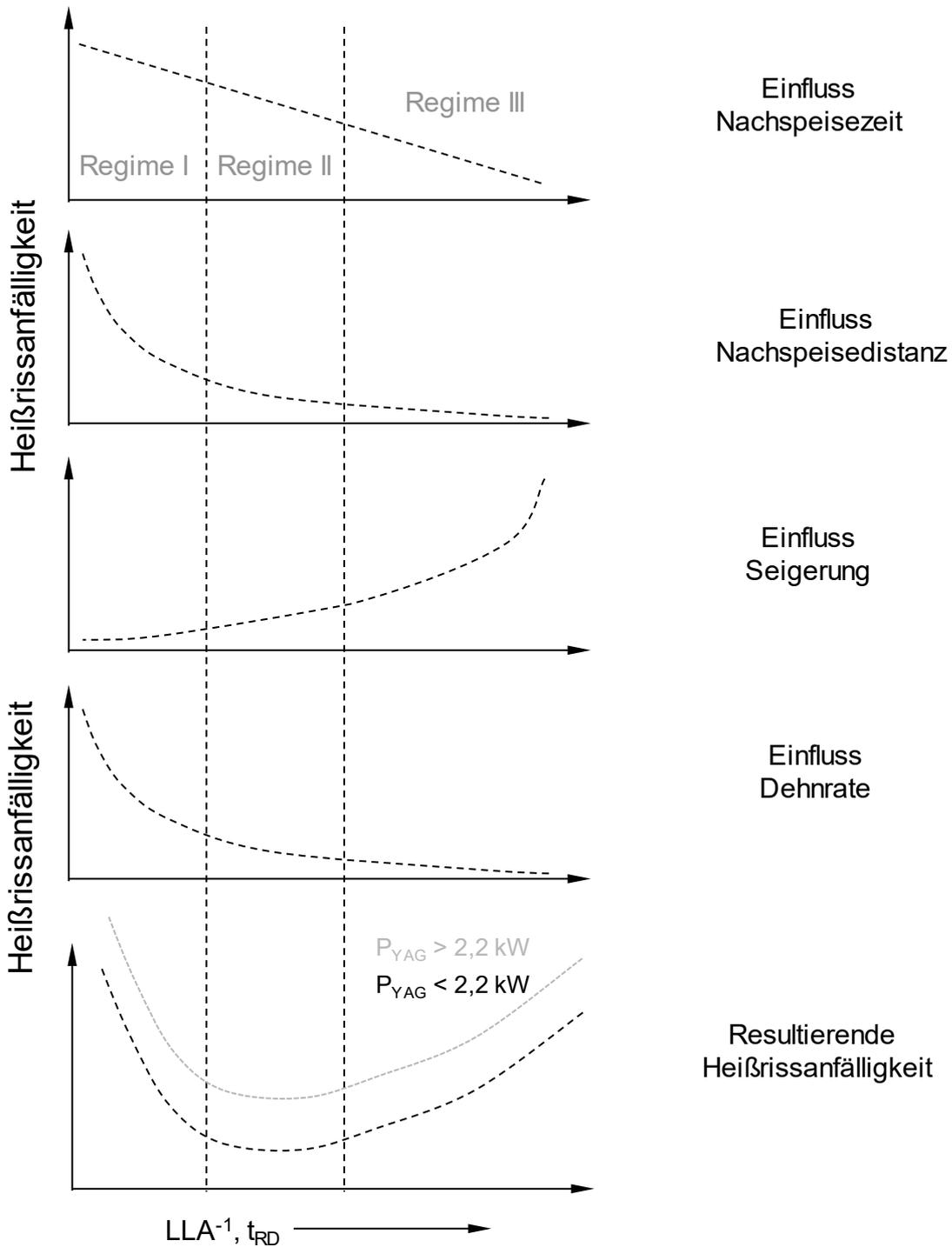


Abbildung 5.53: Modellhafte Darstellung der Einflussfaktoren, die beim gepulsten Laserstrahlschweißen zur Heißrissbildung führen

Heißrisse treten hauptsächlich bei hohen (Regime I) und bei geringen (Regime III) RD-Zeiten auf. Die rissfreie Erstarrung des Schmelzbades wird im von Regime II beobachtet, wenn mit mittleren RD-Zeiten im Bereich von 12,5 bis 17,5 ms geschweißt wird. Die Ursache für dieses Verhalten liegt in der Überlagerung verschiedener Einflussgrößen während der Erstarrung, die folgend erläutert werden.

Im **Regime I** ist die ausgeprägte Heißrissanfälligkeit mit der hohen Erstarrungsgeschwindigkeit des Schmelzbades verknüpft, die sich beim Schweißen mit Rechteck- und RD-Pulsen mit kurzen RD-Längen ergibt. Aus der hohen Erstarrungsgeschwindigkeit resultiert

- eine **verkürzte Erstarrungszeit des Schmelzbades** und somit nur ein begrenztes Zeitintervall, in dem die Restschmelze die entstehenden Hohlräume im interdendritischen Netzwerk nachspeisen kann;
- die **Vergrößerung des Erstarrungsgebietes ψ** . Daraus folgt die Bildung langer Zellen bzw. Dendriten und dementsprechend eine Zunahme der Heißrissanfälligkeit, weil die Nachspeisungsdistanz im interdendritischen Netzwerk für die Restschmelze zunimmt;
- die Ausbildung einer feinen dendritischen **Mikrostruktur mit geringer Permeabilität**, die ein Nachfließen der Restschmelze in die interdendritischen bzw. interzellularen Hohlräume nicht ermöglicht bzw. zumindest nicht begünstigt;
- eine **höhere Dehnrate**, die auf die Restschmelze im interdendritischen Netzwerk wirkt.

Im **Regime II** werden die im Regime I dominierenden Mechanismen, die zur Entstehung eines Heißrisses führen, durch die verringerte Erstarrungsgeschwindigkeit beseitigt. Bei abnehmender Erstarrungsgeschwindigkeit reduzieren sich die Dehnrate und die Länge des kritischen Temperaturintervalls, und es entsteht eine sukzessiv vergrößerte Mikrostruktur mit größeren primären Dendritenarmabständen, sodass bei zugleich verlängerter Nachspeisezeit eine verbesserte Permeabilität der innerdendritischen Schmelze im Gefüge vorliegt.

Im **Regime III** kristallisiert das Schmelzbad durch die langen RD-Zeiten mit sehr geringen Erstarrungsgeschwindigkeiten von $R < 0,01 \text{ m s}^{-1}$, sodass die Seigerung niedrigschmelzender Eutektika an der fortschreitenden Phasengrenze zunimmt. Dies wurde durch lokale EDX-Messungen im Zentrum der Schweißpunkt oberfläche nachgewiesen. Die seigernden Elemente führen unmittelbar an der Erstarrungsfront zu ei-

ner Herabsenkung der Solidustemperatur und somit zu einer Vergrößerung des Erstarrungsgebietes, woraus ein Anstieg der Heißrissanfälligkeit resultiert. Wird mit Pulsspitzenleistungen $> 2,0$ kW geschweißt, kommt es unabhängig von der Erstarrungsgeschwindigkeit auch im Regime II zur Bildung von Heißrissen. Ursächlich hierfür ist eine Zunahme des Schweißpunktvolumens, woraus höhere Schrumpfspannungen resultieren, die ab einem gewissen Niveau auch durch eine verlängerte Nachspeisedauer, eine verringerte Dehnrates bzw. eine verkürzte Nachspeisedistanz nicht mehr kompensiert werden können. Dies haben die strukturmechanischen Berechnungen nachgewiesen. In diesem Prozessregime wird die Heißrissbildung nicht von dem vorherrschenden Temperatur-Zeit-Regime während der Erstarrung und Abkühlung dominiert, sondern ausschließlich von den mechanischen Beanspruchungsverhältnissen verursacht.

In punktüberlappenden Nahtschweißungen treten Heißrisse nur im Regime I auf, so dass auch bei ausreichend langer Leistungsabfallzeit eine rissfreie Schweißnaht erzeugt wird. Hier wird die Rissbildung bei langen Abkühl dauern durch einen hohen Überlappungsgrad der individuellen Schweißpunkte vermieden. So wurde nachgewiesen, dass rissbehaftete Bereiche der individuellen Schweißpunkte in punktüberlappenden Nahtschweißungen umgeschmolzen und ausgeheilt werden können.

Der derzeitige Stand der Technik betrachtet die Heißrissbildung beim Schweißen oft nur mittels eines einzigen Kriteriums. Beim gepulsten Laserstrahlschweißen ist sie jedoch nicht auf ein individuelles Kriterium, sondern auf eine Schnittmenge verschiedene Kriterien zurückzuführen, wie anhand der in den unterschiedlichen Regimen dominierenden Effekte gezeigt werden konnte. Die Untersuchungen machen deutlich, dass durch eine gezielte Anpassung des Temperatur-Zeit-Profiles die Heißrissproblematik beim gepulsten Laserstrahlschweißen auch ohne den Einsatz eines Schweißzusatzwerkstoffes beherrschbar ist.

Trotz der Möglichkeit, ausscheidungshärtende Legierungen ohne Bildung von Heißrissen zu schweißen, bestehen noch Optimierungspotenziale, was die produktiven Aspekte des Schweißprozesses betrifft. Diese Potenziale sind derzeit vorwiegend auf die geringen Einschweiß-tiefen und Prozessgeschwindigkeiten zurückzuführen.

5.7 Heißrissvermeidung durch eine angepasste Intensitätsverteilung

Die Heißrissentstehung beim gepulsten Laserstrahlschweißen von ausscheidungshärtenden Al-Legierungen wird unterdrückt, wenn gezielt Einfluss auf die thermomechanischen (Spannungen und Dehnraten) und metallurgischen Vorgänge (Seigerungen) während der Schmelzbaderstarrung genommen wird. Diese Größen werden im Wesentlichen durch das auftretende Temperatur-Zeit-Profil bestimmt, das durch die Laserparameter (P_{YAG} und t_{RD}) eingestellt werden kann. Obwohl die Heißrissbildung ohne den Einsatz eines zusätzlichen Schweißzusatzwerkstoffes vermieden werden kann, bestehen für eine umfassende industrielle Umsetzung noch prozessbezogene Einschränkungen, die neben der ausgeprägten Heißrissanfälligkeit auch auf wirtschaftliche Aspekte zurückzuführen sind. Vor allem betrifft dies die geringe Prozessgeschwindigkeit ($v_s = 40 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$) und die Einschweißtiefe ($s < 0,3 \text{ mm}$). Ursächlich für die geringe Prozesseffizienz pulsmulierbarer Laserstrahlquellen ist, dass trotz erreichbarer Pulsspitzenleistungen von bis zu 8 kW die verfügbare mittlere Leistung auf Bereiche zwischen 200 und 400 W begrenzt ist. Die auf das zu schweißende Bauteil übertragbare Prozessgeschwindigkeit, die ein Maß für die Produktivität des Schweißprozesses darstellt, wird bei der gepulsten Prozessführung einerseits durch die Energie pro Puls und andererseits durch die Pulsfrequenz bzw. den Überlappungsgrad der Schweißpunkte eingeschränkt (Gleichung 2-3 und 2-4).

In den vorherigen Kapiteln wurde nachgewiesen, dass rissfreie Punktschweißungen erzeugt werden können, wenn die Erstarrungsgeschwindigkeit signifikant reduziert wird. Dafür muss mit langen RD-Phasen von bis zu 15 ms geschweißt werden. Dies hat wiederum einen Anstieg der Pulsenergie zur Folge und führt dazu, dass Nahtschweißungen, die industriell bevorzugt werden, um bspw. Gehäusedichtschweißungen durchzuführen, mit reduzierten Pulsfrequenzen ausgeführt werden müssen. Zwar wurde nachgewiesen, dass in punktüberlappenden Nahtschweißungen rissbehaftete Bereiche der individuellen Schweißpunkte umgeschmolzen und ausgeheilt werden können. Dies erfordert jedoch einen hohen Pulsüberlappungsgrad von 75–80 % und limitiert ebenfalls die auf das zu schweißende Bauteil übertragbare Prozessgeschwindigkeit. Darüber hinaus hat sich gezeigt, dass das rissfreie Schweißen auch durch eine maximale Einschweißtiefe von ca. 0,3 mm begrenzt ist. Die komplexe Auslegung der Pulsform, die niedrigen Schweißgeschwindigkeiten, die begrenzte rissfreie Einschweißtiefe und das immer wiederkehrende Auftreten von Heißrissen, das zur Unbrauchbarkeit der geschweißten Bauteile führt, verweisen auf die derzeitigen Optimierungspotentiale beim Schweißen von Blechen niedrigerer Stärke ($< 1 \text{ mm}$). Dies gilt insbesondere dort, wo Dichtigkeit gefordert ist, sodass die jetzigen Vorgehensweisen an ihre Grenzen stoßen.

Um ein Schweißen ohne Heißrissentstehung auch bei höheren Schweißgeschwindigkeiten und größeren Einschweißstiefen zu ermöglichen, braucht es eine Prozessführung mit angepasster Wärmeführung, die es ermöglicht, sowohl das auftretende Temperatur-Zeit-Profil als auch die mechanischen Beanspruchungsverhältnisse zu beeinflussen. Dafür wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit eine neuartige Prozessführung auf der Basis der räumlichen und zeitlichen Kopplung eines gepulsten Nd:YAG-Lasers mit einem Dauerstrich-Diodenlaser im niedrigen Leistungsbereich ($P_{\text{Diode}} < 500 \text{ W}$) entwickelt.

In den Schweißexperimenten wird das Schmelzbad durch den Nd:YAG-Laser erzeugt. Der Diodenlaserstrahl bewirkt lediglich eine lokale Erwärmung der Metalloberfläche. Er erwärmt aufgrund seines größer abgebildeten Brennflecks in der Fokusebene ($\varnothing_{\text{Diode}}$) hauptsächlich das Grundmaterial, das den Schweißpunkt umgibt. Um die Auswirkung des zeitlich und räumlich überlagerten Diodenlaserstrahls besser ableiten zu können, werden die Schweißexperimente ausschließlich mit dem heißrissanfälligen Rechteckpuls des Nd:YAG-Lasers durchgeführt.

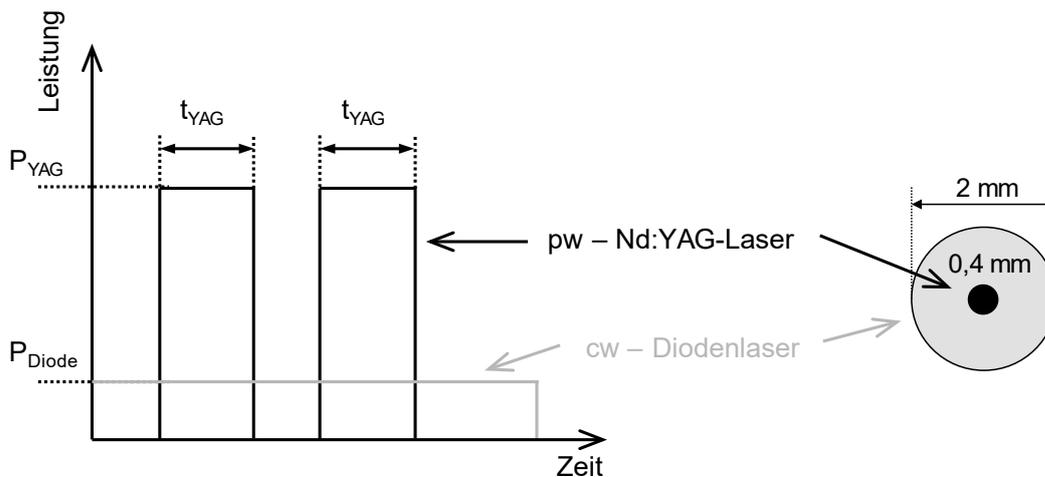


Abbildung 5.54: Zeitliche und räumliche Kopplung eines gepulsten Nd:YAG-Lasers und eines Dauerstrich-Diodenlasers

Die räumliche und zeitliche Überlagerung mit einem zusätzlichen Diodenlaserstrahl eröffnet neue Freiräume, indem einerseits das Temperaturfeld und andererseits die Spannungsbedingungen in Abhängigkeit von der geometrischen Formung des Diodenlaserstrahls zeit- und ortsabhängig angepasst werden können. Diesem Ansatz der Heißrissvermeidung durch die Überlagerung beider Laserstrahlen liegen zwei Ansätze zugrunde:

Ansatz 1: Einerseits wird durch die Erwärmung mit einem cw-Diodenlaserstrahl im Aluminiumblech eine Grundtemperatur eingehalten, die es erlaubt, im Schweißprozess angepasste Abkühlraten zu erwirken. Aus der Bestrahlung mit dem Diodenlaser resultiert ein angepasstes Temperatur-Zeit-Regime, das die Erstarrungsgeschwindigkeit des Schmelzbades reduziert und auf diese Weise eine Mikrostruktur mit verbesserter Permeabilität der Restschmelze erzeugt. Dadurch soll die Anfälligkeit zur Heißrissbildung reduziert werden (Abbildung 5.55).

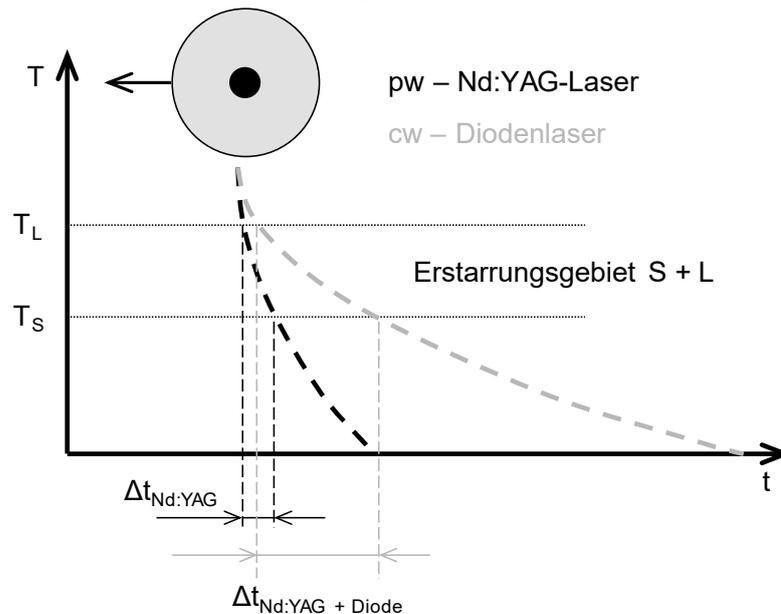


Abbildung 5.55: Temperatur-Zeit-Regime bei YAG und YAG + Diode (schematisch)

Ansatz 2: Andererseits wird durch die Erwärmung mit einem cw-Diodenlaserstrahl das Spannungsverhältnis bei der Abkühlung so eingestellt, dass den Zugspannungen, die beim Erstarren auf das Schmelzbad wirken, mit Druckspannungen begegnet wird. Dafür wird die überlagernde Strahlung des Diodenlasers auf einen größeren Brennfleck fokussiert, wodurch das den Schweißpunkt umgebende Grundmaterial bestrahlt wird. Die daraus resultierende Temperaturerhöhung führt zu einer linearen thermischen Ausdehnung des schmelzbadumgebenden Materials, die einerseits der Schrumpfung des erstarrenden Schweißpunktes und andererseits auch der thermischen Kontraktion des bereits erstarrten Materials beim Abkühlen entgegenwirkt.

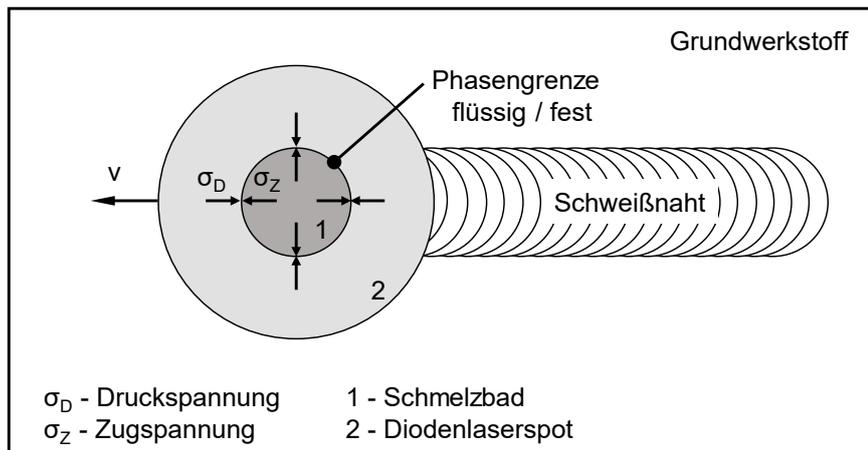


Abbildung 5.56: Kompensation von Zugspannungen durch räumliche Überlagerung einer Diodenlaserstrahlung

Die Hochgeschwindigkeitsaufnahmen aus Kapitel 5.1.3 haben gezeigt, dass der Schweißpunkt radial vom Außenrand hin zur Schweißpunktmitte erstarrt und die Heißrissbildung erst zu einem späten Zeitpunkt einsetzt, wenn das Schmelzbad fast vollständig erstarrt ist. Diese Erkenntnis unterstützt den Einsatz einer lokalen und nur auf der Oberfläche wirkenden Wärmequelle für die Überlagerung.

Neben der Reduzierung der Heißrissbildung ermöglicht die räumliche Kopplung eines Dauerstrich-Diodenlasers mit einem gepulsten Nd:YAG-Lasers auch eine Steigerung der Effizienz bzw. Produktivität. Dem Ansatz der Effizienzsteigerung durch die Überlagerung beider Laserstrahlen liegen ebenfalls zwei Ansätze zugrunde:

Ansatz 1: Die im Gegensatz zum Nd:YAG-Laserstrahl ($\lambda_{\text{Nd:YAG}} = 1064 \text{ nm}$) kürzere Wellenlänge des kontinuierlich emittierenden Diodenlasers ($\lambda_{\text{Diode}} = 980 \text{ nm}$) ist dem Absorptionsspektrum des Aluminiums angepasst und wird somit stärker absorbiert, sodass das Aluminium energieeffizient vorgewärmt wird. Die durch den Diodenlaserstrahl vorgewärmte Prozesszone wird darauf mit dem gepulstem Nd:YAG-Laser geschweißt, dessen Laserstrahlung aufgrund der nun höheren Temperatur besser absorbiert wird.

Ansatz 2: Aufgrund der höheren Temperatur am Aluminiumblech wird weniger Pulsenergie benötigt, um das Aluminium in die flüssige Phase zu überführen. Die eingesparte Pulsenergie kann somit in eine höhere Pulsfrequenz überführt werden, womit sich höhere Schweißgeschwindigkeiten umsetzen lassen. Zudem werden breitere Nähte erzeugt, wodurch höhere Prozesstoleranzen (Spaltüberbrückbarkeit) möglich sind.

Durch die niedrigen Diodenlaserleistungen ($< 500 \text{ W}$) bleiben die Vorteile der gepulsten Betriebsart auch bei kombinierter Prozessführung erhalten, d. h., das Schmelzbad erstarrt in den Pulspausen, sodass der geringe Gesamttemperatureintrag in das Bauteil erhalten bleibt.

5.7.1 Einschweißtiefe

In einem ersten Schritt werden Grundsatzuntersuchungen an einer Blindnaht ausgeführt, um die Effekte, die sich aus der Überlagerung für die Geometrie, die Heißrissbildung und die Prozessgrenzen ergeben, eindeutig ableiten zu können. Die mit einem Rechteckpuls bei unterschiedlichen P_{YAG} erzeugten Punktschweißdurchmesser sind in Kapitel 5.1.1 dargestellt und liegen im Bereich zwischen 700 und $1.000 \mu\text{m}$. Damit durch die überlagerte Diodenlaserstrahlung eine Kompensation der Erstarrungsschrumpfung erreicht wird, muss eine Temperaturerhöhung im Grundmaterial außerhalb des Schmelzbades erzielt werden. Dafür muss der Brennfleck des Diodenlaserstrahls im Fokus größer abgebildet sein als die individuell erzeugten Schweißpunkte. Aus diesem Grund beginnen die Untersuchungen mit einem in der Fokusebene punktförmig und auf unterschiedliche Durchmesser abgebildeten Diodenlaserstrahl. Entsprechend werden die Leistung und Leistungsdichte variiert, um Erkenntnisse für die prozess- und werkstoffangepasste Auslegung des Diodenlaserstrahls mit Blick auf die maximale Einschweißtiefe und effektive Heißrissvermeidung abzuleiten. Durch die Variation der Kollimations- und Fokussierungslinse wird die Bearbeitungsoptik des fasergekoppelten Diodenlasers derart ausgelegt, dass der Diodenlaserbrennfleck in der Fokusebene des Nd:YAG-Laserstrahls auf 2 , 3 und 5 mm abgebildet wird.

In einem ersten Schritt wird untersucht, inwieweit die Einschweißtiefe durch die räumlich überlagerte Diodenlaserstrahlung erhöht werden kann. Dabei soll die Auswirkung der Diodenlaserstrahlintensität durch die Variation von P_{Diode} und $\varnothing_{\text{Diode}}$ an punktüberlappenden Nahtschweißungen identifiziert werden. Die Blechdicke beträgt 1 mm , sodass ein Durchschweißen vermieden wird und die Auswirkung hinsichtlich der maximal erreichbaren Einschweißtiefe verbessert dargestellt werden kann. Geschweißt wird mit einem Vorschub $v_s = 100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ und einer Repetitionsrate $f_{\text{Rep}} = 9,3 \text{ Hz}$. Die Pulsparameter betragen $P_{\text{YAG}} = 2,0 \text{ kW}$ und $t_p = 5 \text{ ms}$. Der Diodenlaserstrahl ist dem Nd:YAG-Laserstrahl konzentrisch überlagert. Die über Querschliffe ermittelten Einschweißtiefen sind in Abbildung 5.57 dargestellt.

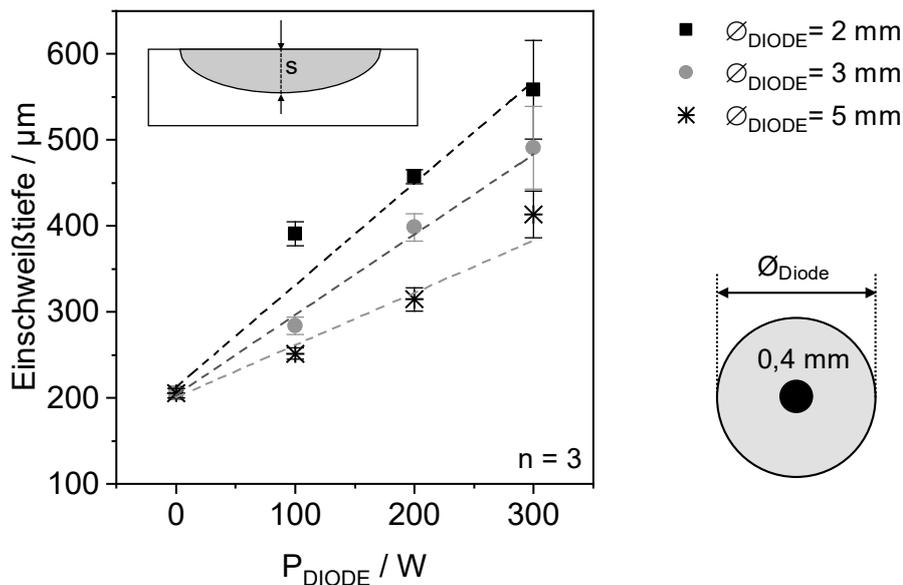


Abbildung 5.57: Einfluss von P_{Diode} und \varnothing_{Diode} auf Einschweißtiefe

Für alle drei untersuchten Durchmesser steigt die Einschweißtiefe gegenüber dem konventionellen Prozess ($P_{Diode} = 0 \text{ W}$) nahezu linear mit zunehmender Diodenlaserleistung an. Die maximale Einschweißtiefe wird mit $\varnothing_{Diode} = 2 \text{ mm}$ erreicht und ist mit der höheren Leistungsdichte bei konstanter Ausgangsleistung zu begründen.

Ein analoges Verhalten würde sich ergeben, wenn auf der Ordinate statt der Einschweißtiefe die Nahtbreite aufgetragen wäre. Im Vergleich zu den Leistungsstufen 100 W und 200 W nimmt die Streubreite der Einschweißtiefe bei $P_{Diode} = 300 \text{ W}$ signifikant zu. Diese Streubereiche treten auf, da durch die zunehmende Oberflächentemperatur die Strahlung des gepulsten Laserstrahls verbessert absorbiert wird und zu einzelnen Tiefschweißeffekten führt. Dies wird in den angefertigten Längsschliffen in Abbildung 5.62 bestätigt. Weitere Ergebnisse, die in [Bie15] veröffentlicht sind, zeigen, dass die Einschweißtiefe weiter gesteigert werden kann, wenn der Diodenlaserstrahl dem Nd:YAG-Laserstrahl vorlaufend angeordnet ist.

Im nächsten Schritt werden Schweißexperimente an einem 0,5 mm dicken Aluminiumblech durchgeführt, um die Auswirkung der Überlagerung in Bezug auf ein vollständiges Durchschweißen des Bleches zu ermitteln (Abbildung 5.58). Innerhalb dieser Untersuchungen wurde mit $\varnothing_{Diode} = 2 \text{ mm}$ geschweißt und das Durchschweißen in Abhängigkeit von P_{Diode} und P_{YAG} ermittelt. Für $P_{YAG} = 2,0 \text{ kW}$ ohne Überlagerung ($P_{Diode} = 0 \text{ W}$) ergibt sich eine Einschweißtiefe von ca. 230 μm . Bereits durch die Überlagerung mit $P_{Diode} = 100 \text{ W}$ wird das 0,5 mm dicke Blech vollständig durchgeschweißt, weshalb die Punkte ab dieser Leistung waagrecht verlaufen. Wird mit

$P_{YAG} < 2,0 \text{ kW}$ geschweißt, muss $P_{Diode} > 100 \text{ W}$ sein und individuell an P_{YAG} angepasst werden, um eine vollständige Durchschweißung zu erzeugen. Dabei verläuft der Schweißprozess stabil, ohne Unregelmäßigkeiten (Schweißspritzer) zu erzeugen.

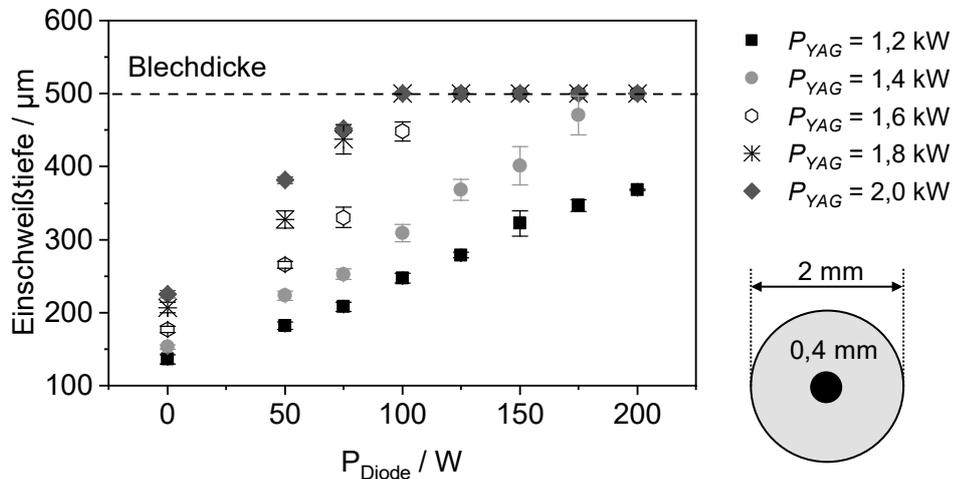


Abbildung 5.58: Einschweißtiefe in Abhängigkeit von P_{Diode} mit $\varnothing_{Diode} = 2 \text{ mm}$

An dieser Stelle kann festgehalten werden, dass durch die räumliche Überlagerung einer cw-Diodenlaserstrahlung im niedrigen Leistungsbereich die Einschweißtiefe signifikant gesteigert wird und zu einer Effizienzsteigerung des Schweißprozesses führt.

5.7.2 Heißrissanfälligkeit

Inwieweit durch die räumlich überlagerte cw-Diodenlaserstrahlung die Heißrissentstehung reduziert bzw. vermieden wird, wurde in einem weiteren Schritt untersucht. Dafür wurden punktüberlappende Schweißnähte mit einem Rechteckpuls ($t_p = 5 \text{ ms}$) ausgeführt, da für diese Pulsform sowohl in Punktschweißungen als auch in punktüberlappenden Nahtschweißungen die stärkste Rissbildung erzeugt wird. Um den kombinierten Prozess (Nd:YAG + Diode) in Bezug auf die Heißrissbildung zu bewerten, wird die Heißrissanfälligkeit dem konventionellen YAG-Prozess gegenübergestellt.

Exemplarisch ist die Auswirkung einer überlagerten cw-Diodenlaserstrahlung mit $\varnothing_{Diode} = 5 \text{ mm}$ bei $P_{YAG} = 2,0 \text{ kW}$ auf die Heißrissbildung in Abbildung 5.59 veranschaulicht. Die Schweißnähte sind bei gleicher Pulsspitzenleistung und den Diodenlaserleistungen a) 0 W, b) 150 W, c) 200 W und d) 300 W erzeugt worden. In Abhängigkeit von der Diodenlaserleistung (P_{Diode}) werden verschiedene Rissregime an der Nahtoberfläche identifiziert. Das Schweißen nur mit dem Nd:YAG-Laser ($P_{Diode} = 0 \text{ W}$) führt zu einer ausgeprägten Rissbildung über die gesamte Schweißnaht hinweg, wo-

bei mehrere einzelne Heißrisse örtlich nebeneinanderliegen. Für $P_{\text{Diode}} = 150 \text{ W}$ erfolgt eine Veränderung des Rissmusters, indem die individuellen Heißrisse in einen einzelnen, entlang der gesamten Schweißnaht auftretenden Riss übergehen. Eine weitere Erhöhung auf $P_{\text{Diode}} = 200 \text{ W}$ führt zu einem vorwiegend diskontinuierlichen Rissregime, das durch partiell bzw. rissfreie Bereiche an der Schweißnahtoberfläche gekennzeichnet ist. Bei $P_{\text{Diode}} = 300 \text{ W}$ erstarrt die Schweißnaht ohne Heißrisse.

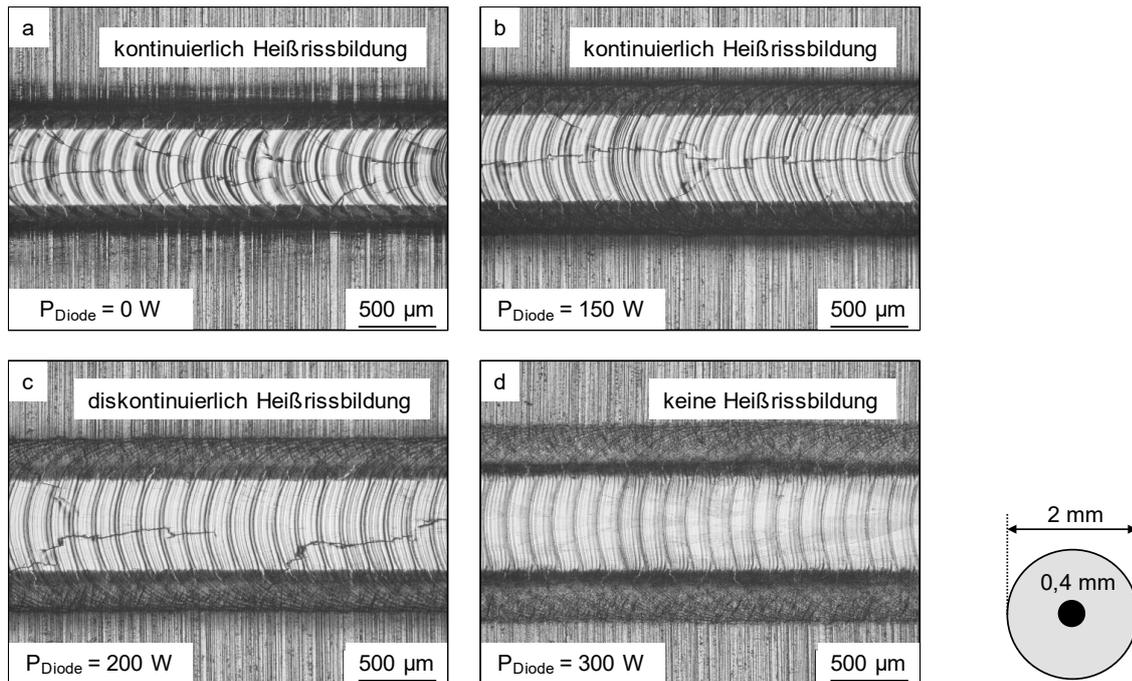


Abbildung 5.59: Schweißnahtdraufsicht, Heißrissanfälligkeit in Abhängigkeit von P_{Diode}

Die quantitative Bewertung der Heißrissanfälligkeit ist in Abbildung 5.60 dargestellt. Hierbei wird die Heißrissanfälligkeit durch den Rissindex $R\%$ quantifiziert, der sich in Abhängigkeit von der Pulsspitzenleistung (P_{YAG}), der Diodenlaserleistung (P_{Diode}) und dem auf dem Aluminiumblech abgebildeten Fokusbereich ($\varnothing_{\text{Diode}}$) ergibt. Die Längen der rissbehafteten Bereiche l_i werden aufsummiert und in das Verhältnis zur Schweißnahtlänge L gesetzt. Dabei entspricht L der Gesamtlänge der Naht (30 mm), abzüglich der ersten und letzten 5 mm. Der Wert $R\% = 1,0$ bedeutet, dass der betrachtete Bereich der Schweißnaht vollständig von Heißrissen durchzogen ist. Umgekehrt bedeutet ein Rissindex von $R\% = 0$ eine rissfreie Schweißnaht.

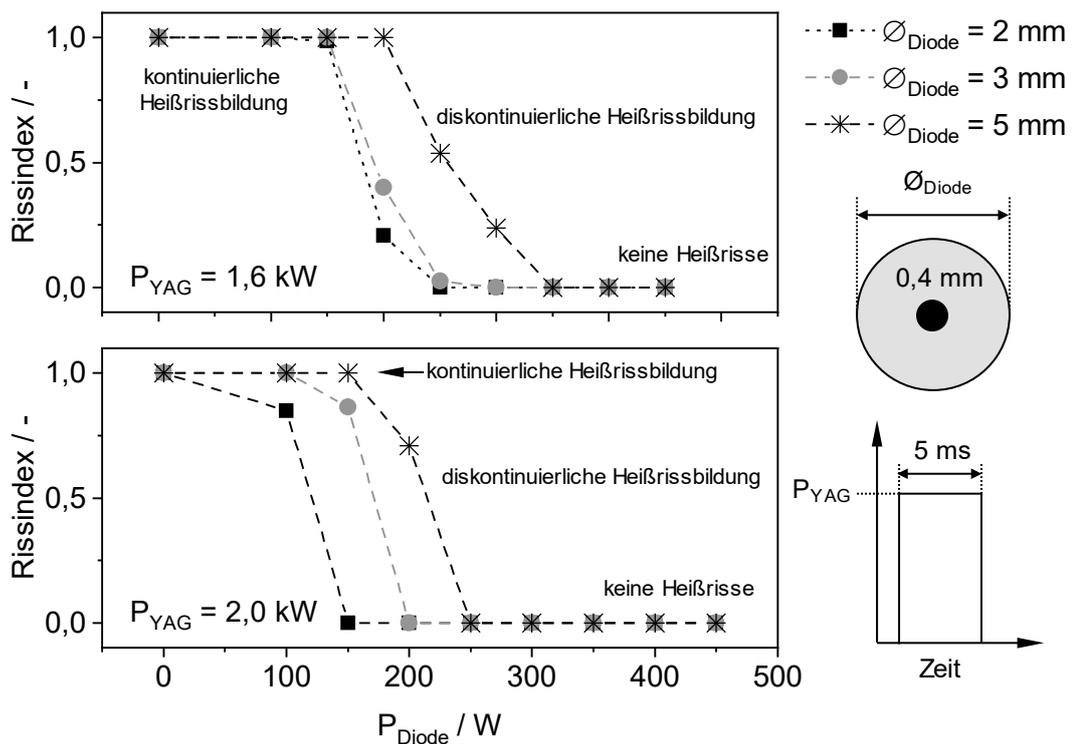


Abbildung 5.60: Heißrissanfälligkeit in Bezug auf P_{YAG} , P_{Diode} und \varnothing_{Diode}

Die Ergebnisse sind auf zwei Diagramme aufgeteilt, um die Übersichtlichkeit zu erhöhen. Im oberen Diagramm ist die Heißrissanfälligkeit für $P_{YAG} = 1,6 \text{ kW}$ und im unteren für $P_{YAG} = 2,0 \text{ kW}$ dargestellt. In beiden Diagrammen sind die Verläufe von $R_{\%}$ in Relation zu P_{Diode} für verschiedene abgebildete Fokussdurchmesser (\varnothing_{Diode}) aufgeführt. Ersichtlich ist, dass sich für alle untersuchten Durchmesser ein qualitativ nahezu identischer Verlauf von $R_{\%}$ ergibt, sodass lediglich die notwendige Diodenlaserleistung in Relation zu P_{YAG} bzw. \varnothing_{Diode} angepasst werden muss. Größere Durchmesser des Diodenlaserstrahls verschieben die Heißrissvermeidung hin zu höheren Diodenlaserleistungen. Weiterhin muss im Gegensatz zu $P_{YAG} = 2,0 \text{ kW}$ eine höheren Diodenlaserleistung für $P_{YAG} = 1,6 \text{ kW}$ verwendet werden, um Heißrisse zu unterdrücken.

An den mit $P_{YAG} = 2,0 \text{ kW}$ erzeugten Schweißnähten wird zusätzlich eine Bewertung der Heißrissanfälligkeit über die kumulierte Risslänge im Querschliff vorgenommen und dem zuvor ermittelten Rissindex gegenübergestellt (Abbildung 5.61). Die Ergebnisse sind in Abhängigkeit von der Diodenlaserleistung für unterschiedliche \varnothing_{Diode} aufgetragen und zeigen eine hinreichende Übereinstimmung beider Bewertungsmethoden. Die geringen Abweichungen in der kumulierten Risslänge können mit der vergrößerten Einschweißtiefe begründet werden, sodass sich längere bzw. mehr Risse ausbilden können. Weiterhin wird die geringe Abweichung der Momentaufnahme des

Querschliffs zugerechnet, sodass die Risse je nach Schliffebene unterschiedlich verlaufen. Dieser Umstand wird zwar durch die Mittelwertbildung abgemildert, kann aber nicht ganz ausgeschlossen werden. Angesichts der guten Übereinstimmung der beiden Risskriterien genügt es, die Heißrissbildung punktüberlappender Nahtschweißungen anhand des $R\%$ an der Nahtoberfläche zu quantifizieren; eine aufwendige Zielpräparation von Querschliffen, die nur eine Momentaufnahme darstellen, ist nicht erforderlich. Die im Querschliff kumulierten Risslängen aus Abbildung 5.61 bestätigen den Verlauf von $R\%$ aus Abbildung 5.60. Ausgehend von $\varnothing_{\text{Diode}} = 2 \text{ mm}$ werden Schweißnähte ohne Heißrisse bei einer Überlagerung mit $P_{\text{Diode}} = 200 \text{ W}$ erzeugt. Mit zunehmendem $\varnothing_{\text{DIODE}}$ und dementsprechend abnehmender Intensität wird eine höhere Ausgangsleistung des Diodenlasers benötigt, damit die Schweißnaht rissfrei erstarrt. Die leistungsabhängige Verschiebung der Rissregime ist auf eine Veränderung des Temperatur-Zeit-Profiles zurückzuführen, was Untersuchungsbestandteil der folgenden Abschnitte ist.

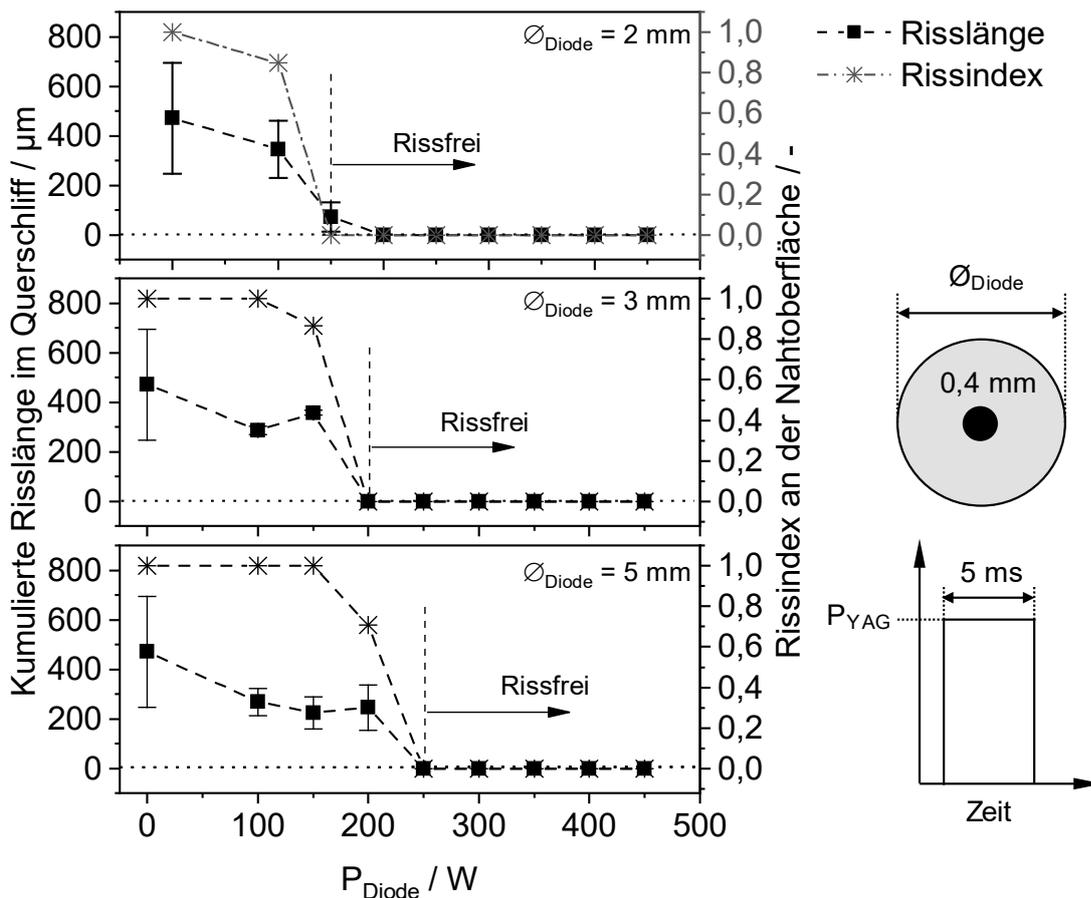


Abbildung 5.61: Verlauf von Rissindex und Risslänge in Bezug auf P_{Diode} und $\varnothing_{\text{Diode}}$

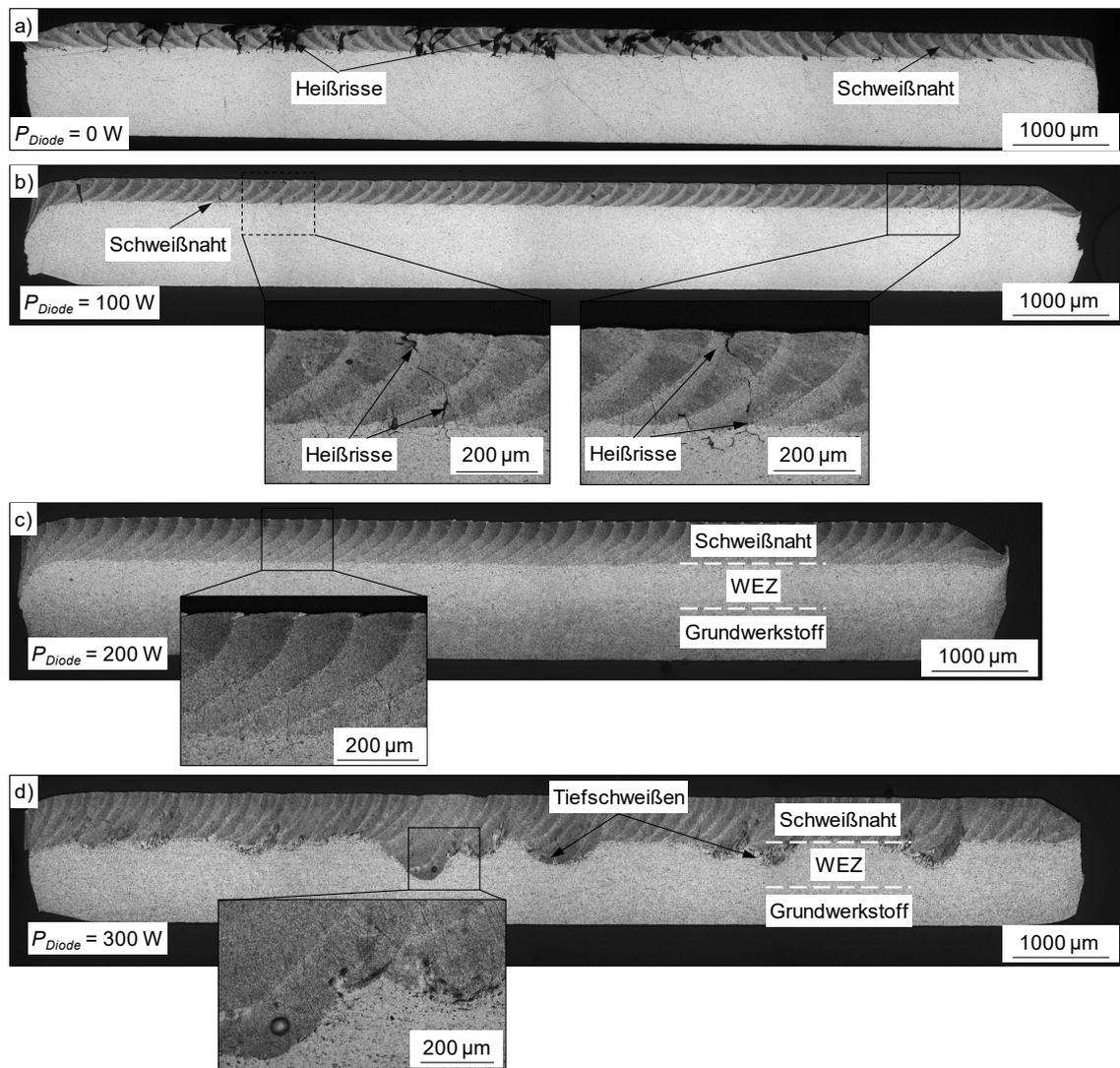


Abbildung 5.62: Längsschliffe an Nahtschweißungen in Abhängigkeit von P_{Diode} :
a) 0 W, b) 100 W, c) 200 W, d) 300 W

Um abschließend eine ganzheitliche Aussage über die Schweißnahtqualität abzuleiten, wurden zusätzlich 10 mm lange Längsschliffe angefertigt (Abbildung 5.62). Die jeweiligen Detailbilder bei $P_{Diode} = 0\text{ W}$ und 100 W zeigen, dass die auftretenden Erstarrungsrisse vollständig durch die Schweißnaht bis in den Grundwerkstoff verlaufen. Vor allem in der erzeugten Blindnaht ohne Überlagerung der Diodenlaserstrahlung zeichnet sich die Bildung von Heißrissen deutlich ab. Diese Risse erscheinen im Längsschliff sehr stark, da sie sehr breit sind und über längere Abstände mittig entlang der Naht verlaufen. Bei $P_{Diode} = 200\text{ W}$ und 300 W erstarrt die Schweißnaht ohne nachweisbare Heißrissbildung. Zusätzlich sind bei $P_{Diode} = 300\text{ W}$ Prozessinstabilitäten ersichtlich. Diese sind durch ungleichmäßige Einschweißiefen entlang der Schweißnaht gekennzeichnet und auf lokale Tiefschweißeffekte zurückzuführen, da

die Oberflächentemperatur und damit der Absorptionsgrad des Grundwerkstoffes durch die eingebrachte Energie des Diodenlasers ansteigen. Durch das dadurch größere Schmelzbad kommt es in unregelmäßigen Abständen dazu, dass der Laser in die noch nicht vollkommen erstarrte Schweißnaht einkoppelt und lokal Tiefschweißeffekte auftreten. Der ungleichmäßige Nahtverlauf korreliert auch quantitativ mit den gemessenen Werten aus Abbildung 5.57, die bei $P_{\text{Diode}} = 300 \text{ W}$ eine höhere Streuung aufweisen. Die Rissfreiheit ist auch unterhalb der Oberfläche gegeben, was durch den Längsschliff belegt wird.

An dieser Stelle kann festgehalten werden, dass durch die zeitliche und räumliche Kopplung eines gepulsten Nd:YAG-Lasers und eines Dauerstrich-Diodenlasers im niedrigen Leistungsbereich

- die erreichbare Einschweißtiefe bereits durch geringe Ausgangsleistungen des Diodenlasers signifikant gesteigert werden kann und
- die Bildung von Heißrissen auch beim Schweißen mit einem konventionellen Rechteckpuls unterdrückt werden kann.

Die höchste Prozesseffizienz in Bezug auf die rissfreie Einschweißtiefe bei geringster Ausgangsleistung des Diodenlasers wird mit der Abbildung des Brandflecks auf $\varnothing_{\text{Diode}} = 2 \text{ mm}$ erreicht.

5.7.3 Schmelzbaderstarrung und Mikrostruktur

Um den ersten Ansatz zu bestätigen, der besagt, dass sich mit der überlagerten Bestrahlung mit dem Diodenlaser ein angepasstes Temperatur-Zeit-Regime erreichen, die Erstarrungsgeschwindigkeit des Schmelzbades reduzieren und auf diese Weise eine Mikrostruktur mit verbesserter Permeabilität der Restschmelze erzeugen lässt, wurden im Rahmen der experimentellen Untersuchungen Hochgeschwindigkeitsaufnahmen angefertigt. Aufgrund der höchsten Prozesseffizienz erfolgten die Untersuchungen ausschließlich mit einem auf $\varnothing_{\text{DIODE}} = 2 \text{ mm}$ fokussierten und dem Nd-YAG konzentrisch überlagerten Diodenlaserstrahl. Exemplarisch veranschaulicht Abbildung 5.63 die zeitliche Abfolge einer Punktschweißung innerhalb einer Nahtschweißung. Geschweißt wird mit $P_{\text{YAG}} = 1,6 \text{ kW}$ und $t_p = 5 \text{ ms}$.

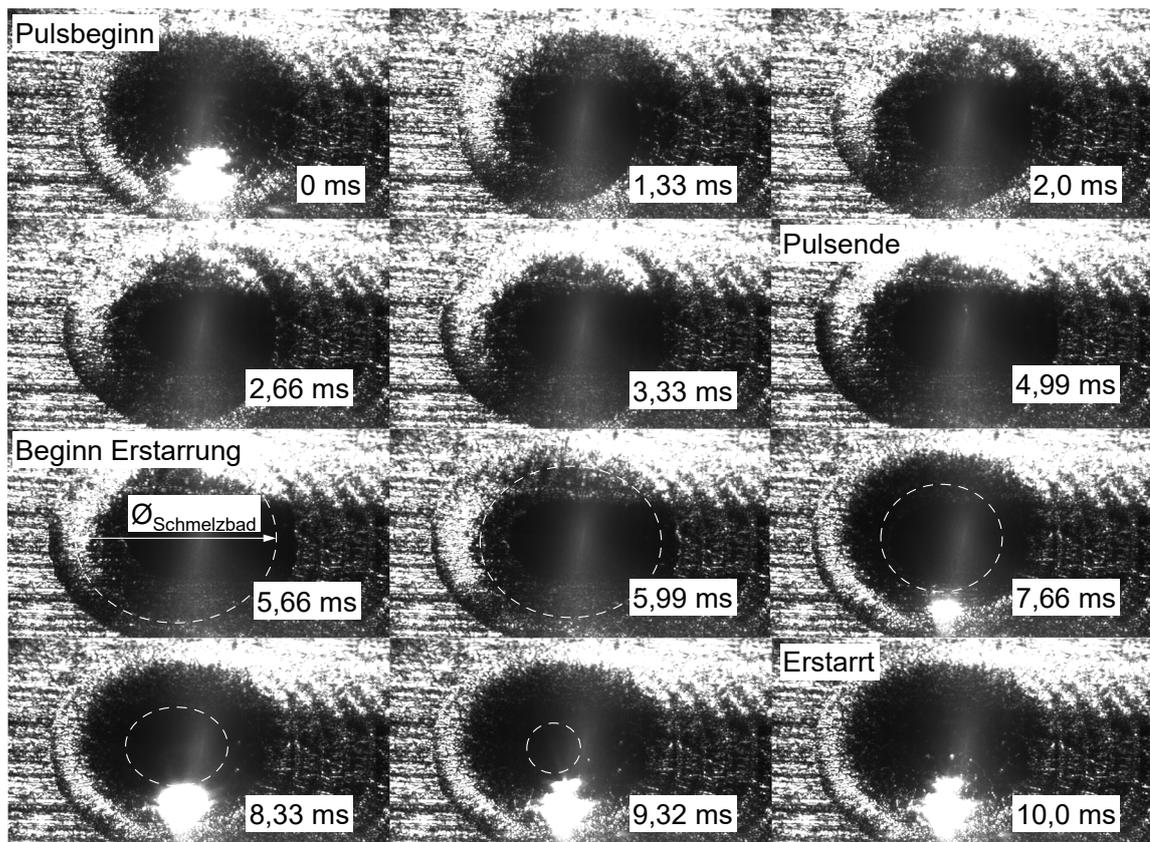


Abbildung 5.63: Hochgeschwindigkeitsaufnahme eines Schweißpunktes (Nd:YAG und Diode) $P_{\text{YAG}}=1,6 \text{ kW}$, $P_{\text{Diode}} = 300 \text{ W}$ und $\varnothing_{\text{Diode}} = 2 \text{ mm}$

Der Diodenlaser ist mit $P_{\text{Diode}} = 300 \text{ W}$ überlagert. Bereits $0,67 \text{ ms}$ nach Einsetzen des Nd:YAG-Pulses beträgt der Schmelzbadurchmesser $0,58 \text{ mm}$. Dieser sprunghafte Anstieg von $\varnothing_{\text{Schmelzbad}}$ ist in guter Übereinstimmung mit den in Kapitel 5.2.3 berechneten Ergebnissen. Anschließend wächst $\varnothing_{\text{Schmelzbad}}$ bis zum Pulsende bei $t = 5 \text{ ms}$ mit einer geringen Rate auf $\varnothing_{\text{Schmelzbad}} = 1,0 \text{ mm}$. Die Erstarrung beginnt bei $t = 5,05 \text{ ms}$ und endet bei $t = 9,85 \text{ ms}$. Innerhalb der Erstarrungszeit nimmt der Schmelzbadurchmesser nahezu linear ab. Weiterhin sind Lichtreflexionen im bereits erstarrten Bereich des Schweißpunktes sichtbar.

Der aus der Bildsequenz vollständig abgeleitete Verlauf des Schmelzbadurchmessers ist in Abbildung 5.64 aufgeführt. Hierbei wurde $\varnothing_{\text{Schmelzbad}}$ mit einem zeitlichen Abstand von $0,333 \text{ ms}$ ermittelt.

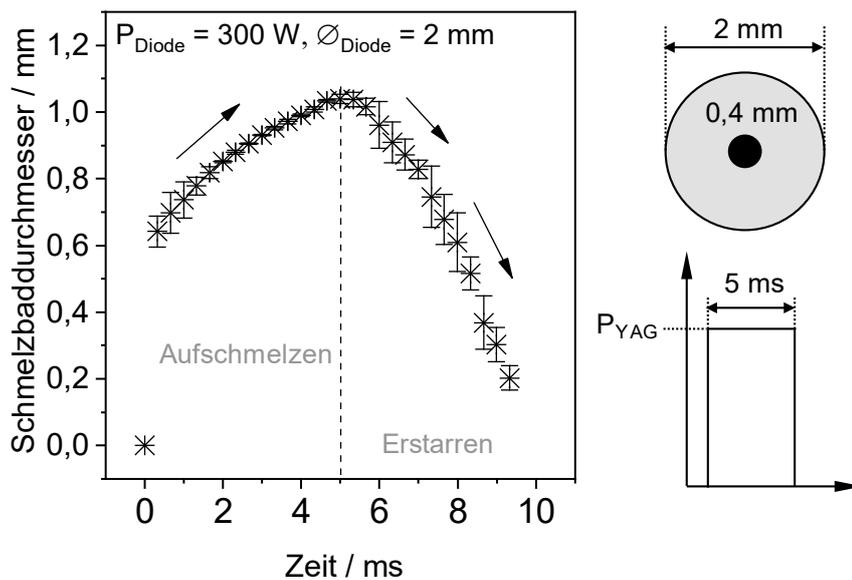


Abbildung 5.64: Zeit aufgelöster Verlauf des Schmelzbaddurchmessers für $P_{\text{YAG}} = 1,6 \text{ kW}$, $P_{\text{DIODE}} = 300 \text{ W}$ und $\varnothing_{\text{Diode}} = 2 \text{ mm}$

Für die untersuchten Parameter wird zuerst die zeitliche Abnahme des Schmelzbaddurchmessers bei $P_{\text{Diode}} = 0$ bis 300 W ermittelt. Aus Gründen der verbesserten Darstellung sind die einzelnen Verläufe ab dem Beginn der Schmelzbaderstarrung für $P_{\text{YAG}} = 1,6 \text{ kW}$ und $2,0 \text{ kW}$ in Abbildung 5.65 hinterlegt. Die Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zeigen, dass die erzeugten Punktschweißungen ohne Überlagerung ($P_{\text{Diode}} = 0 \text{ W}$) bereits nach $t < 1 \text{ ms}$ erstarrt sind. Wird mit räumlich überlagerter Diodenlaserstrahlung geschweißt, verlängert sich die Schmelzbaderstarrungszeit sukzessive mit der Zunahme von P_{Diode} . Dies kann mit der stärkeren Erwärmung der Prozesszone begründet werden, wodurch auch ein größeres Schmelzbad erzeugt wird. Weiterhin besteht ein Zusammenhang zwischen P_{YAG} und der Erstarrungszeit. Schweißnähte, die mit $P_{\text{YAG}} = 2,0 \text{ kW}$ produziert werden, erzeugen größere Schmelzbadvolumen und gehen somit auch mit einer Verlängerung der Erstarrungszeit einher. Über die zeitliche Veränderung des Schmelzbaddurchmessers wird die Erstarrungsgeschwindigkeit der Phasenfront bestimmt, die in Abbildung 5.65 durch einen linearen Anpassungsgraphen (gestrichelte Linie) gekennzeichnet ist. Durch die nahezu lineare Abnahme des Schmelzbaddurchmessers verläuft R weitestgehend konstant.

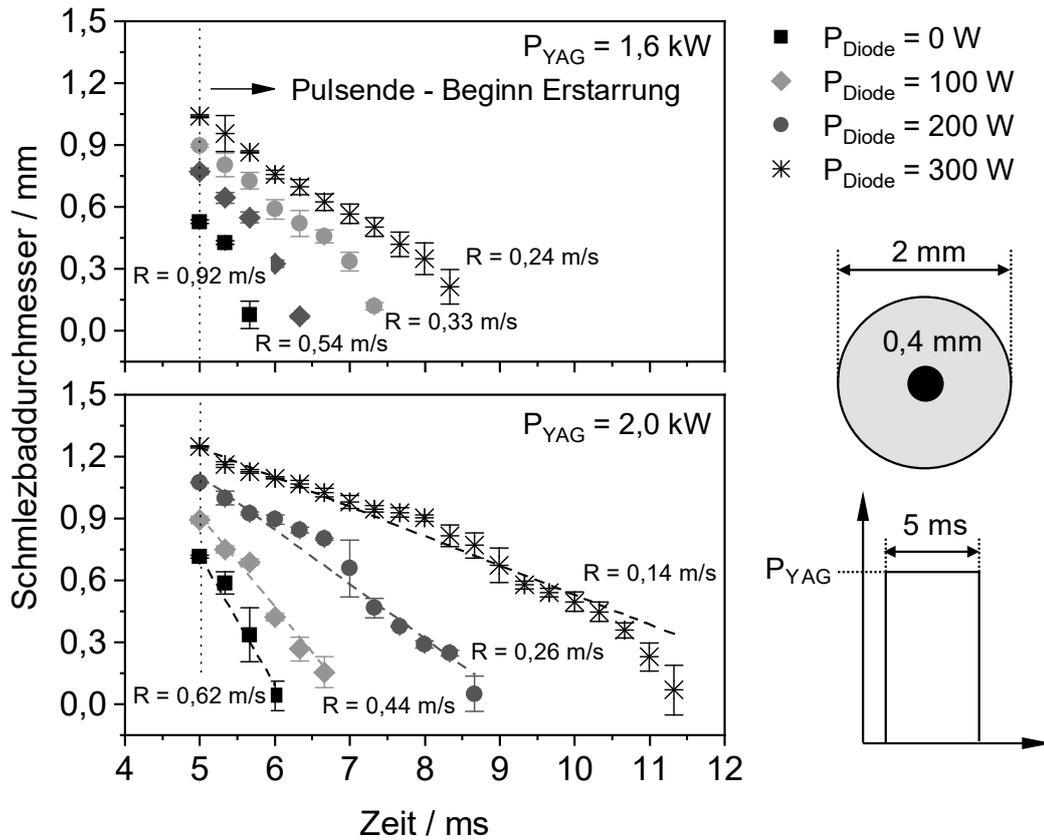


Abbildung 5.65: Erstarrungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von P_{YAG} und P_{Diode}

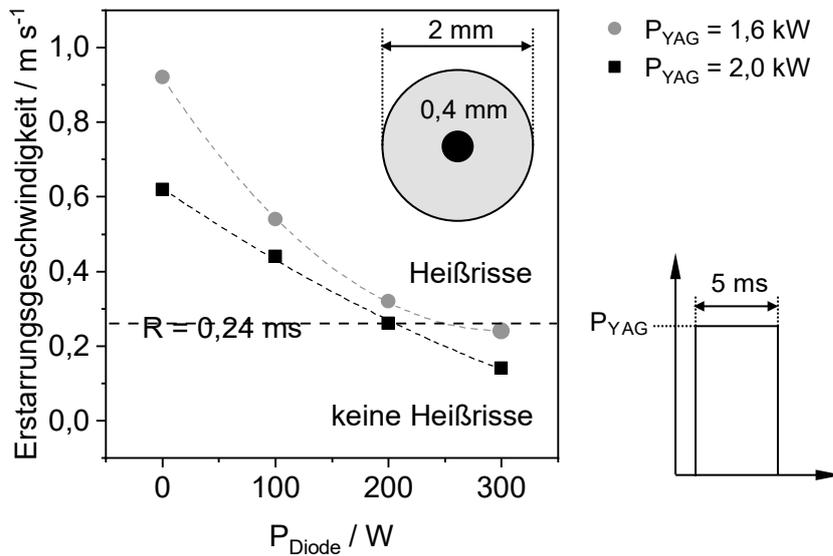


Abbildung 5.66: Erstarrungsgeschwindigkeit

An dieser Stelle ist festzuhalten, dass der räumlich überlagerte Diodenlaserstrahl die Erstarrungsgeschwindigkeit des Schmelzbades reduziert. Daraus wird eine geringere Heißrissanfälligkeit abgeleitet. Die sich aus der Kombination aus P_{YAG} und P_{Diode} ergebenden Erstarrungsgeschwindigkeiten sind in Abbildung 5.66 einander gegenübergestellt.

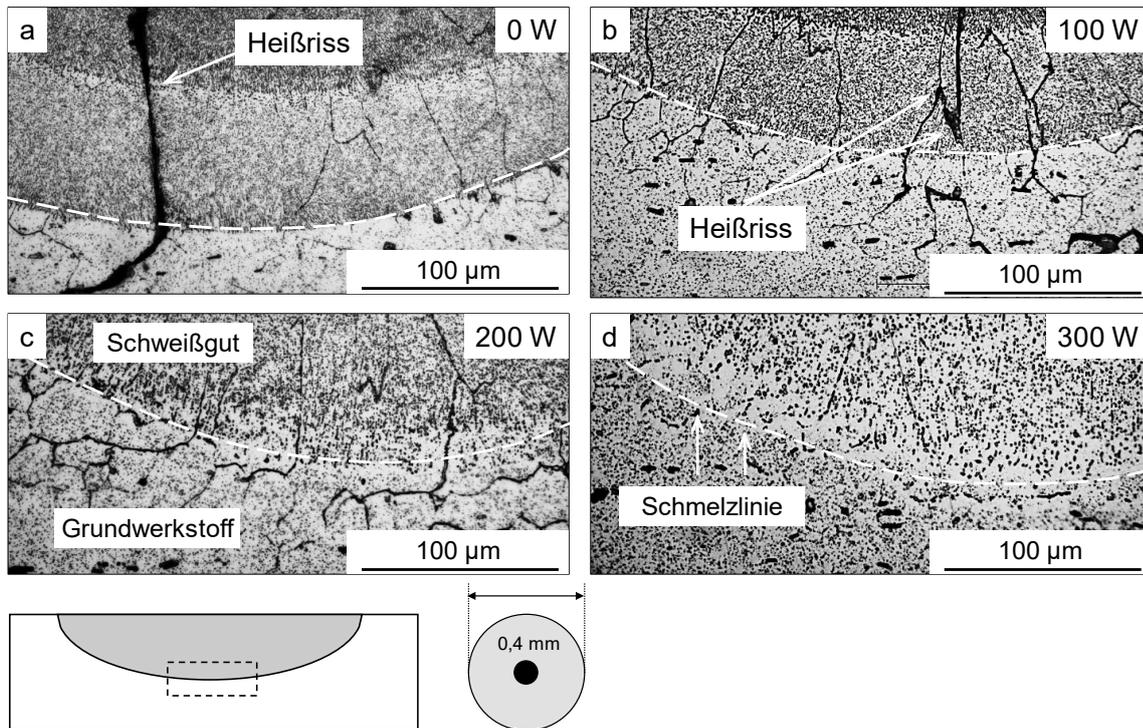


Abbildung 5.67: Mikrostruktur in Abhängigkeit von P_{Diode} bei $P_{YAG} = 2,3 \text{ kW}$ und $t_p = 10 \text{ ms}$

Die Gegenüberstellung beider Kurven zeigt, dass für $P_{YAG} = 1,6 \text{ kW}$ höhere Diodenlaserleistungen verwendet werden müssen, damit im Schmelzbad mit $R < 0,24 \text{ m s}^{-1}$ die Erstarrung und Heißrissbildung unterdrückt wird. Die Bewertung der resultierenden Mikrostruktur (Morphologie und Größe) erfolgt an Querschliffen, die in Abbildung 5.67 zu sehen sind. Gezeigt wird jeweils der Übergang vom Grundmaterial zum Schweißgut für P_{Diode} a) 0 W, b) 100 W, c) 200 W und d) 300 W bei $P_{YAG} = 2,0 \text{ kW}$ und $t_p = 5 \text{ ms}$. In den Schlichtbildern ist die für Nahtschweißungen charakteristische Überlappung der individuellen Schweißpunkte ersichtlich. Am Übergang vom Schweißgut zum Grundmaterial wird eine planare Erstarrungsmorphologie erzeugt, die mit zunehmender Erstarrung in eine zellular-dendritische übergeht. Die Feinheit der zellular-dendritischen Erstarrungsstruktur steht, wie bereits in Kapitel 5.4 gezeigt, in enger Beziehung mit der Erstarrungsgeschwindigkeit im Schmelzbad und wird hierbei durch P_{Diode} beeinflusst. Aus der hohen Erstarrungsgeschwindigkeit resultiert eine sehr feine

zellular-dendritische Mikrostruktur, die mit dem Lichtmikroskop kaum abgebildet werden kann. Durch eine reduzierte Erstarrungsgeschwindigkeit, die sich aus der Überlagerung ergibt, entsteht eine sukzessiv vergrößerte Mikrostruktur mit zunehmender Ausgangsleistung des Diodenlasers.

Die Hochgeschwindigkeitsaufnahmen haben die Hypothese bestätigt, dass die lokale Bestrahlung mit einem cw-Diodenlaserstrahl ein angepasstes Temperatur-Zeit-Regime ermöglicht, die Erstarrungsgeschwindigkeit des Schmelzbades reduziert und auf diese Weise eine Mikrostruktur mit verbesserter Permeabilität der Restschmelze erzeugt. Dies wird aus den Schliffbildern abgeleitet, die signifikante Unterschiede bezüglich der Mikrostruktur aufweisen.

5.7.4 Temperaturfeldverteilung des Diodenlasers

Die thermische Ausdehnung des schmelzbadumgebenden Schweißgutes zur Erzeugung von Druckspannungen, aber auch zur Beeinflussung des Zeit-Temperatur-Regimes im Schmelzbad erfolgt aus der lokalen Bestrahlung mit dem Diodenlaser. Damit eine Erstarrungsgeschwindigkeit von $0,24 \text{ m s}^{-1}$ erreicht wird, muss durch den Diodenlaserstrahl eine bestimmte Grundtemperatur im Aluminiumblech erwirkt werden. Aus diesem Grund wird das zeitabhängige Temperaturfeld, das aus der Bestrahlung mit dem Diodenlaserstrahl resultiert, mithilfe des numerischen Modells nachfolgend berechnet.

Die vollständig experimentell durchgeführte Nahtschweißung, bestehend aus ca. 300 überlappend gesetzt Schweißpunkten entlang einer ca. 60 mm langen Schweißnaht, kann aufgrund der limitierten Rechenleistung bzw. des großen Datenvolumens nicht gesamtheitlich berechnet werden. Eine Begrenzung der Randbedingungen (Elementkantenlänge des Netzes = 0,01 mm und Zeitschrittweite = 0,002 ms) wäre erforderlich, um die Vorgänge im Schmelzbad hinreichend auflösen können. Vereinfachungen in Bezug auf eine 2D-Modellerstellung oder eine stationäre Berechnung können durch die gepulste Energieabgabe ebenfalls nicht angenommen werden. Aus diesem Grund wird nur das transiente Temperaturfeld durch den Energieeintrag des Diodenlaserstrahls untersucht.

Aufgrund der geringen Leistungsdichten wird das Aluminiumblech durch den Diodenlaserstrahl nicht aufgeschmolzen, sondern nur erwärmt. Daher ist eine Validierung durch die Gegenüberstellung der Temperaturfeldverteilung und der metallographischen Makroschliffe nicht möglich. Das Modell wird deshalb auf der Basis von Temperaturkurven in der Fügezone validiert. Dafür wurden in einem ersten Schritt Temperaturmessungen (Abtastrate = 300 Hz) mit einem Stab-Thermoelement vom Typ K

durchgeführt. Das Thermoelement wird in einer zusätzlichen Vorrichtung fixiert, die wiederum mit Schrauben an der Stirnfläche der Spannbacke befestigt ist (Abbildung 5.68).

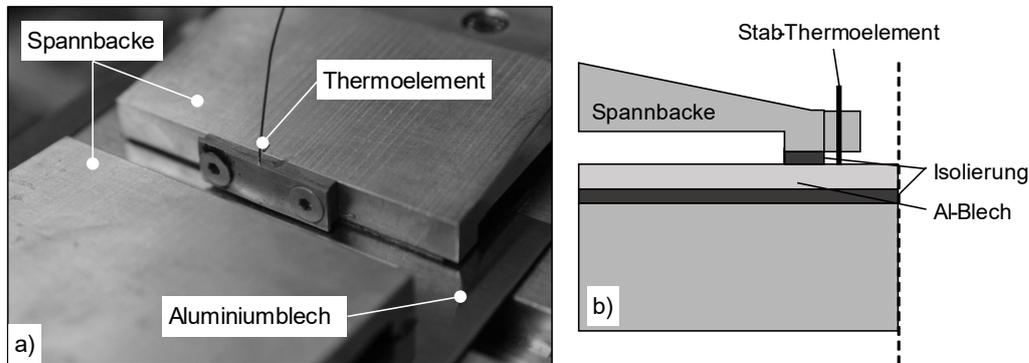


Abbildung 5.68: a) Temperaturmessprinzip; b) Anordnung der Messstelle

Beim Herunterfahren der Klemmbacken kontaktiert das Thermoelement die Blechoberseite. Dadurch ist gewährleistet, dass bei jeder Messung Kontakt zwischen dem Thermoelement und der Probe besteht. Abbildung 5.69 zeigt den Eindruck des Thermoelements und die Schweißnaht.

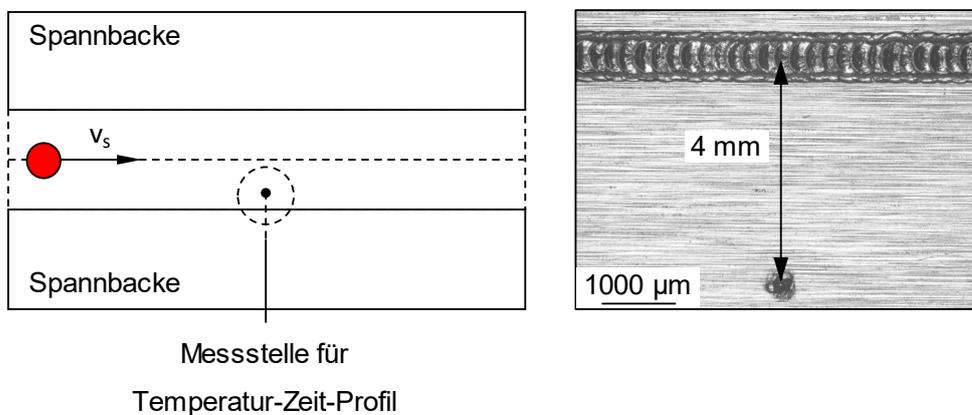


Abbildung 5.69: Lichtmikroskopaufnahme von Messstelle und Schweißnaht

Durch dieses Messprinzip verändert sich die Position der Messstelle auch bei einem Wechsel der Bleche nicht, weil das Thermoelement nur durch das Verfahren der Spannbacken bewegt wird und die Bleche mithilfe eines Anschlags immer in der gleichen Lage gehalten werden. Aufgrund der Fixierung des Thermoelements durch die Aufnahmevorrichtung bleibt auch dessen Lage zu den Spannbacken konstant. Zur Validierung des Messsystems wurde die Leistung des Diodenlasers in 50-W-Schritten von 0 W bis 300 W erhöht. Es wurden ein Vorschub von 60 mm min^{-1} und ein Verfahrensweg von 60 mm eingestellt. Das Blech blieb währenddessen eingespannt,

wodurch das Thermoelement nicht bewegt wurde. Nach jeder Leistungsstufe wurde das Blech auf ca. 24 °C abgekühlt. Nach einem Durchgang wurde das Blech ausgewechselt und erneut unter schrittweiser Erhöhung der Diodenlaserleistung von 50 W auf 300 W bestrahlt. Es wurden insgesamt drei Durchgänge vorgenommen und die Temperaturkurven miteinander verglichen. Die Messstelle lag bei den Messungen zur Validierung des Messsystems 4 mm von der Schweißnahtmittellinie entfernt. Die Auflageflächen der Einspannvorrichtung sind mit Glimmer (Dicke ca. 1 mm) isoliert, um die Wärme vom Blech nicht abzuführen.

Abbildung 5.70 stellt die experimentell ermittelten und numerisch berechneten Temperatur-Zeit-Verläufe für $P_{\text{DIODE}} = 100 \text{ W}$ und $P_{\text{Diode}} = 200 \text{ W}$ einander gegenüber. Die ermittelten Abweichungen ΔT zwischen Simulation und Experiment, die weniger als 13 K betragen, zeigen dabei eine hinreichende Übereinstimmung. In Bezug auf Höhe und Breite ist der Temperaturverlauf sowohl während der Bestrahlung als auch während der anschließenden Abkühlung nach dem Ausschalten des Diodenlasers sehr gut wiedergegeben. Somit sind die Materialdaten, die Wärmewirkung des Diodenlaserstrahls sowie der Wärmeübergang zwischen Aluminiumblech und Umgebung im Modell hinreichend abgebildet.

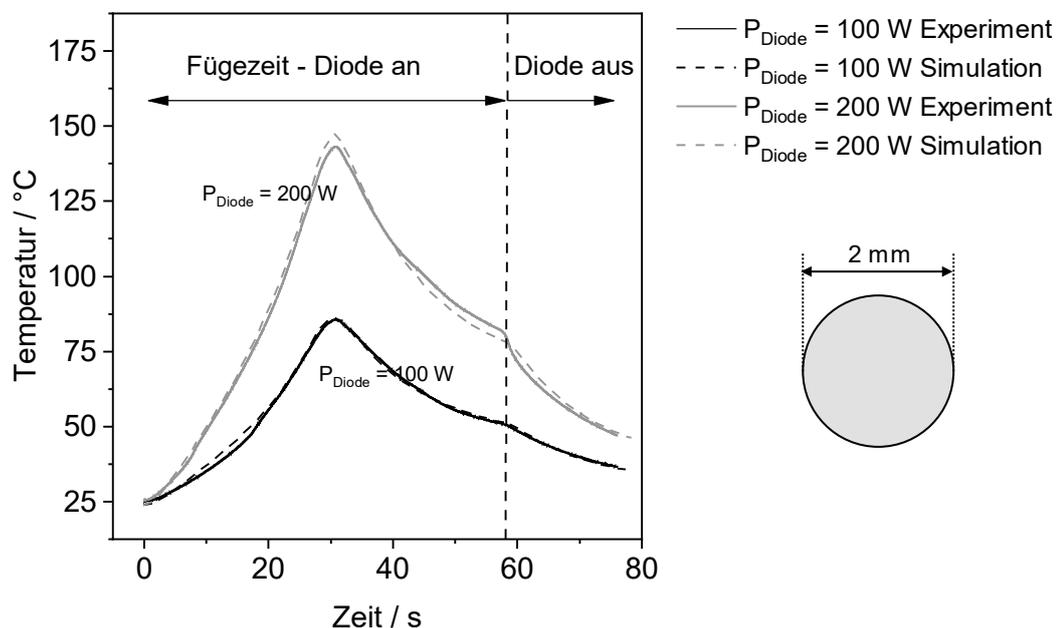


Abbildung 5.70: Temperaturfeldabgleich für $P_{\text{Diode}} = 100 \text{ W}$ und 200 W

Ausgehend von dem experimentell validierten Modell soll die Temperaturfeldverteilung in der direkten Wechselwirkungszone des Diodenlaserstrahls berechnet und den Ergebnissen der Schweißexperimente gegenübergestellt werden. In einem ersten

Schritt wird der Einfluss der im Experiment variierten Parameter P_{Diode} und $\varnothing_{\text{Diode}}$ untersucht. Dafür wird das sich ergebende Temperaturfeld in der Blechmitte zum Zeitpunkt $t = 30 \text{ s}$ bewertet.

Ein Vergleich der Temperaturverläufe in radialer Richtung (Abbildung 5.71a) verdeutlicht den Einfluss des Fokussdurchmessers auf die Temperaturverteilung. Bei konstanter Diodenlaserstrahlleistung nimmt die Intensität des Laserstrahles mit steigendem Fokussdurchmesser ab. Dadurch sinkt die Maximaltemperatur an der Blechoberseite von $260 \text{ }^\circ\text{C}$ bei $\varnothing_{\text{Diode}} = 2 \text{ mm}$ auf ca. $190 \text{ }^\circ\text{C}$ bei $\varnothing_{\text{Diode}} = 5 \text{ mm}$. In radialer Richtung zeigt das Temperaturfeld allerdings keine Sensitivität gegenüber den untersuchten Fokussdurchmessern. Abbildung 5.71b zeigt, dass die Erhöhung der Diodenlaserleistung bei konstantem Fokussdurchmesser ($\varnothing_{\text{Diode}} = 2 \text{ mm}$) eine sukzessive Temperaturerhöhung sowohl in der Wechselwirkungszone mit dem Nd:YAG als auch außerhalb des Schmelzbades erzeugt. Die größeren Diodenlaserleistungen führen somit zu höheren Vorwärm- bzw. Grundtemperaturen im Aluminiumblech.

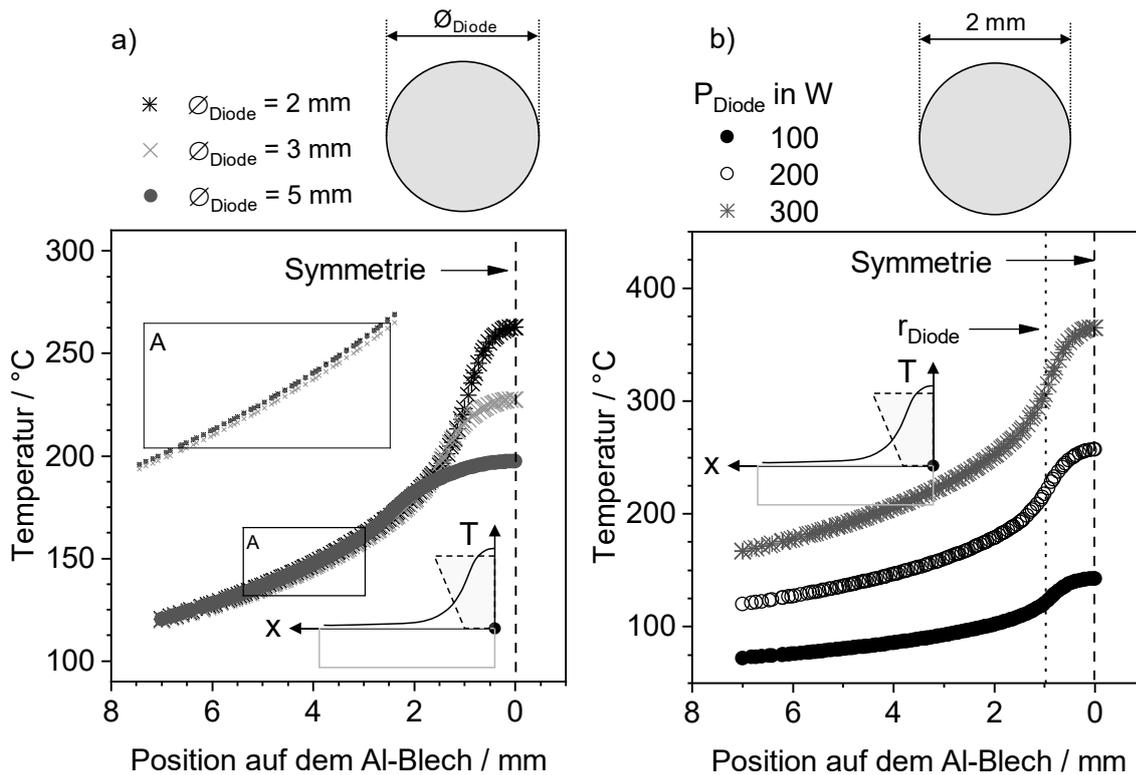


Abbildung 5.71: Temperaturentwicklung in Abhängigkeit von P_{Diode} für $\varnothing_{\text{Diode}} = 2 \text{ mm}$

In den experimentellen Untersuchungen (Kap. 5.7.2) ist festgestellt worden, dass mit zunehmender Diodenlaserleistung die Heißrissbildung erst reduziert und ab einem spezifischen Wert vollständig vermieden wird. Zudem wurde gezeigt, dass die Diodenlaserleistung sowohl für $\varnothing_{\text{Diode}}$ als auch P_{YAG} individuell angepasst werden muss, damit die Schmelze mit $R < 0,24 \text{ m s}^{-1}$ erstarrt und die Entstehung von Heißrissen unterdrückt wird. In Abbildung 5.72 sind daher die Temperaturfeldverteilungen dargestellt, die in Abhängigkeit von P_{YAG} , P_{Diode} und $\varnothing_{\text{Diode}}$ dazu führen, dass eine Schweißnaht ohne Heißrisse erstarrt.

Die berechneten Temperaturkurven zeigen, dass in Abhängigkeit von P_{YAG} , P_{Diode} und $\varnothing_{\text{Diode}}$ eine bestimmte Grundtemperatur im Aluminiumblech vorliegen muss, damit eine Erstarrungsgeschwindigkeit von $R < 0,24 \text{ m s}^{-1}$ erreicht wird, um die Heißrissbildung vollständig zu unterdrücken. Sie liegt bei $P_{\text{YAG}} = 2,0 \text{ kW}$ bei ca. 220°C . Dagegen muss für $P_{\text{YAG}} = 1,6 \text{ kW}$ eine höhere Grundtemperatur im Aluminiumblech gegeben sein, damit $R < 0,24 \text{ m s}^{-1}$ eintritt. In diesem Fall muss mit höheren Diodenlaserleistungen geschweißt werden.

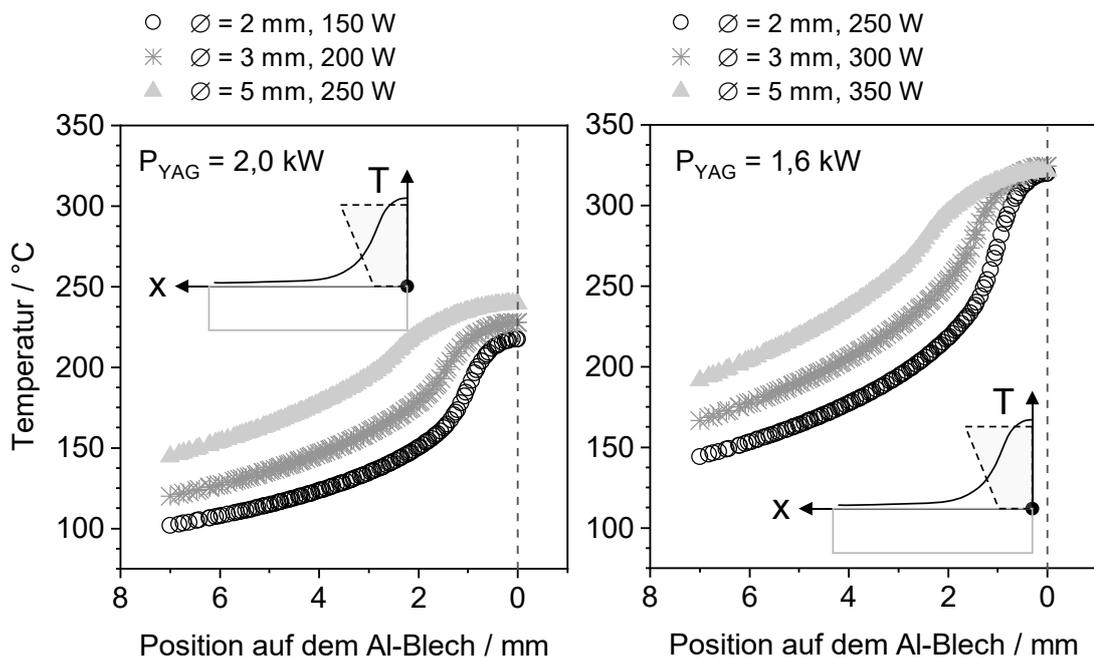


Abbildung 5.72: Temperaturverteilung für rissfreie Erstarrung

Die Temperaturkurven belegen, dass durch die cw-Bestrahlung eine Grundtemperatur im Aluminiumblech eingehalten wird, die zu einem angepassten Temperatur-Zeit-Regime führt, das die Abkühlgeschwindigkeit des Schmelzbades reduziert und auf

diese Weise eine Mikrostruktur mit verbesserter Permeabilität der Restschmelze erzeugt. Weiterhin zeigen die Temperaturkurven, dass die Bestrahlung mit dem Diodenlaser eine Temperaturerhöhung außerhalb des Schmelzbades mit sich bringt. Dies belegt, dass durch die Diodenlaserbestrahlung eine thermische Ausdehnung des das Schmelzbad umgebenden Materials entstehen muss.

5.7.5 Strahlformung

Die bisherigen Ergebnisse zur Kombination von YAG und Diode zeigen, dass die wesentlichen Effekte der Heißrissreduzierung unmittelbar mit der sich aus der Überlappung ergebenden Temperaturfeldverteilung einhergehen. In diesem Fall ermöglicht die Strahlformung eine räumliche Anpassung der Diodenlaserstrahlintensität, womit das Zeit-Temperatur-Regime während des Schweißprozesses effektiver eingestellt werden kann. In diesem Zusammenhang stellt die Strahlformung des Diodenlasers im Hinblick auf die Heißrissbildung eine zusätzliche Erweiterung des Standes der Technik dar.

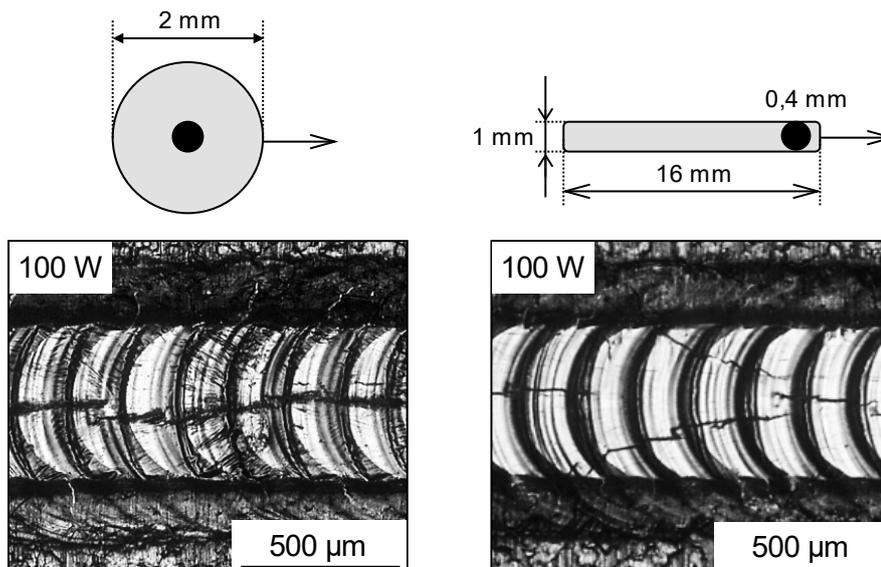


Abbildung 5.73: Einfluss der Strahlformung (DL) auf die Heißrisscharakteristik in Bezug auf P_{Diode}

Vor dem Hintergrund, dass eine Reduzierung der Schmelzbadabkühlgeschwindigkeit die Bildung einer Mikrostruktur mit verbesserter Permeabilität der Restschmelze hervorruft, wird der Diodenlaserstrahl für die folgenden Experimente als Linie mit der Geometrie 16 x 1 mm auf dem Blech abgebildet. Der Versuchsaufbau ist so gestaltet, dass die Foki von YAG und Diode in ihrer Lage und Position, die sie zueinander einnehmen, variiert werden können. In den Schweißexperimenten ist die Linie dem

Nd:YAG-Laserstrahl nachlaufend angeordnet, womit der Bereich des Nachwärmens örtlich ausgeht wird. Die räumliche Abstimmung der beiden Laserstrahlen ist in Abbildung 5.73 schematisch dargestellt. Die in den Schweißexperimenten beobachtete Risscharakteristik ist exemplarisch für $P_{\text{Diode}} = 100 \text{ W}$ für die Konfiguration der nachlaufenden Linie und des mittig überlagerten Punktes in Abbildung 5.73 anhand von Schweißnahtdraufsichten dargestellt. Beim Schweißen mit einem dem Nd:YAG-Laser punktförmig abgebildeten Diodenlaserstrahl entsteht ein durchgehender Erstarrungsrisse entlang der Schweißnahtmitte. Im Gegensatz dazu erzeugt die Überlagerung mit einer nachlaufend positionierten Linie eine veränderte Risscharakteristik. In diesem Fall findet keine durchgängige Rissausbildung in der Schweißnahtmitte statt. Die Rissbildung liegt hier sequentiell unterbrochen vor. Deutlich im Vergleich zum punktförmig abgebildeten Diodenlaserstrahl zeigt sich, dass die Heißrisse beim Linienspot eine sehr feine, verzweigte Struktur aufweisen. Somit weisen die Untersuchungen einen ersten Einfluss der Strahlformung vor.

Die Gegenüberstellung der Querschliffe in Abbildung 5.74 veranschaulicht qualitativ die Heißrissebildung in Abhängigkeit von P_{Diode} .

Wird die Linie dem Nd:YAG-Laser nachlaufend angeordnet, so ist gegenüber dem mittig angeordneten punktförmig abgebildeten Diodenlaserstrahl eine geringere Ausgangsleistung erforderlich, damit das Schmelzbad ohne Heißrisse kristallisiert. Während bei nachlaufend angeordneter Linie $P_{\text{Diode}} = 200 \text{ W}$ ausreichen, werden bei einem auf $\varnothing_{\text{Diode}} = 2 \text{ mm}$ fokussierten Diodenlaserstrahl trotz 6-fach höherer Leistungsdichte 300 W Ausgangsleistung benötigt.

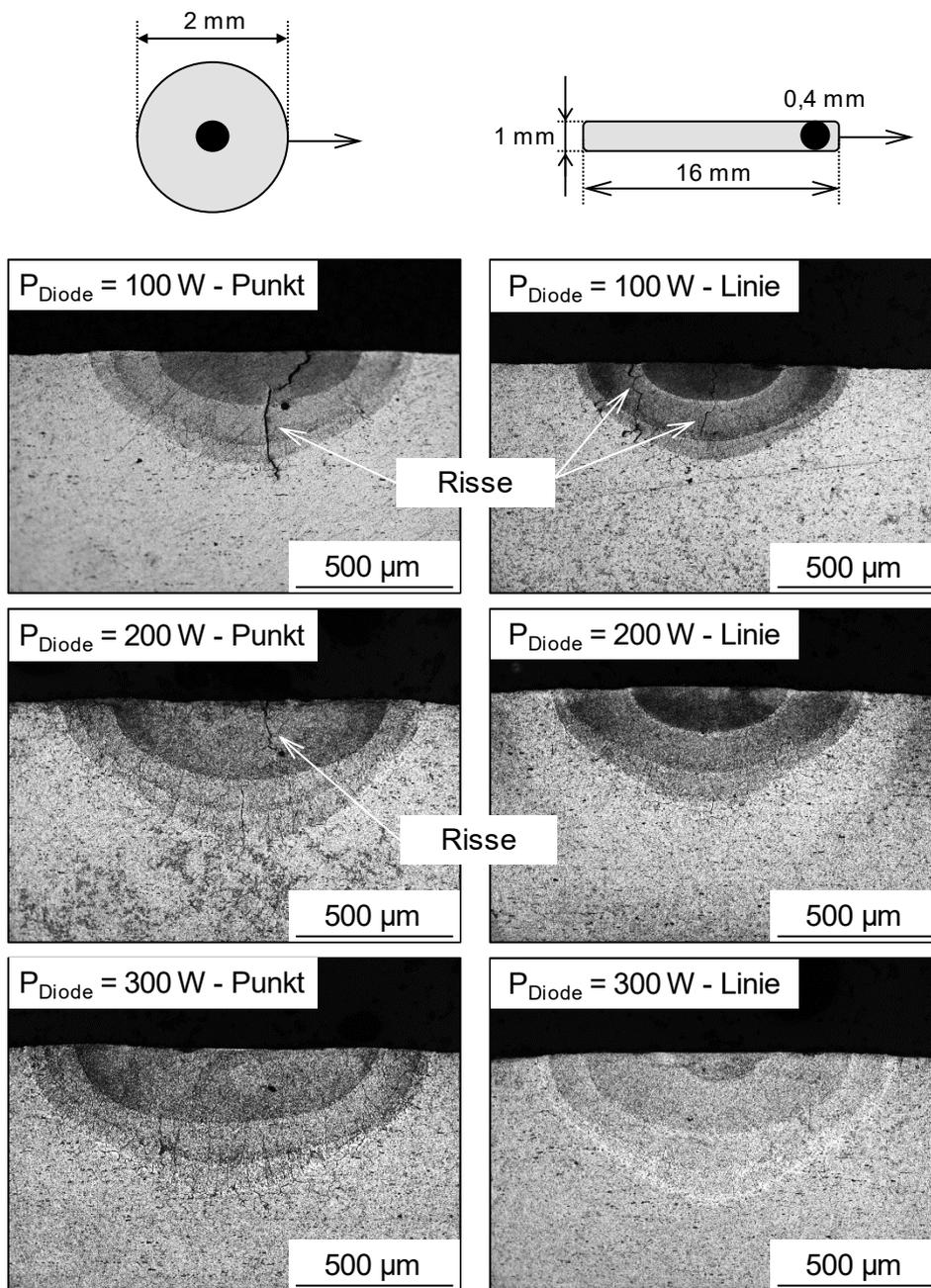


Abbildung 5.74: Einfluss von Strahlformung (DL) auf die Heißrissbildung

Ausgehend von der Beobachtung, dass durch die Strahlformung eine veränderte Rischarakteristik erzielt wird bzw. die Heißrissbildung bei geringen Leistungen unterdrückt werden kann, gilt es, den Einfluss der Strahlformung auf das resultierende Temperaturfeld näher zu betrachten. Korrespondierende Temperaturverläufe, die Rückschlüsse auf die sich ausbildende Temperaturfeldverteilung in Abhängigkeit von der Konfiguration erlauben, wurden mittels Thermoelementen in einem Abstand von 4 mm neben der Schweißnaht auf dem Blech (mittig) aufgenommen. Exemplarisch ist in Abbildung 5.75 jeweils ein typischer zeitlicher Verlauf für die Anordnung mit nachlaufender Linie, mittigem Punkt ($\varnothing_{\text{Diode}} = 2 \text{ mm}$) und einer Referenzierung ohne Überlagerung dargestellt. Dabei beträgt $P_{\text{YAG}} = 2,0 \text{ kW}$, und es ist mit einem 5 ms langen Rechteckpuls, einer Repetitionsrate von $f_{\text{Rep}} = 6 \text{ Hz}$ und einem Vorschub von $v = 60 \text{ mm min}^{-1}$ geschweißt worden. Der Diodenlaser wurde mit $P_{\text{Diode}} = 100 \text{ W}$ überlagert. Die Temperaturverläufe zeigen, dass aus der Überlagerung eine signifikante Erhöhung der Spitzentemperatur resultiert. Sie beträgt in Abhängigkeit von der Anordnung zwischen 74 und 80 °C. Weiterhin ist ersichtlich, dass die nachlaufend angeordnete vergleichbare Temperaturerhöhung zu einem örtlich größeren Bereich führt. Für die quantitative Beurteilung wird an dieser Stelle die Abkühlrate im Temperaturbereich zwischen 140 und 100 °C herangezogen. Dieses Temperaturintervall wird bei einer dem Nd:YAG-Laser nachlaufend angeordneten Linie in ca. 10,6 s und bei einem mittig überlagerten Punkt in nur 7 s durchlaufen. Dies ist zum einen auf die längliche Form und zum anderen auf die zum Fokus des Nd:YAG-Lasers nachlaufende Anordnung zurückzuführen, wodurch die Bestrahlung über einen längeren Zeitraum mit dem Schmelzbad interagiert. Somit erzeugt die nachlaufend angeordnete Linie einerseits eine verringerte Abkühlrate. Andererseits resultiert infolge der Bestrahlung mit der Linie ein räumlich größeres Temperaturfeld hinter dem Schmelzbad, d. h., es wird ein größeres Druckspannungsfeld erzeugt, das den entstehenden Schrumpfspannungen während der Erstarrung und Abkühlung der Schmelze effektiver entgegenwirkt.

Trotz 6-fach geringerer Leistungsdichte der Linie gegenüber dem Punktspot kann die Vermeidung von Heißrissen bereits bei geringeren Ausgangsleistungen des Diodenlasers erreicht werden. Hier zeigt sich, dass das Schmelzbad umgebende Wärmefeld einen größeren Einfluss auf die Erstarrung ausübt als der direkte, leistungsbezogene Wärmeeintrag. Die Ergebnisse erbringen somit den Nachweis, dass durch eine Formung und Anordnung des cw-Diodenlaserstrahls ein angepasstes Temperatur-Zeit-Regime erreicht werden kann, das direkten Einfluss auf die Heißrissbildung nimmt.

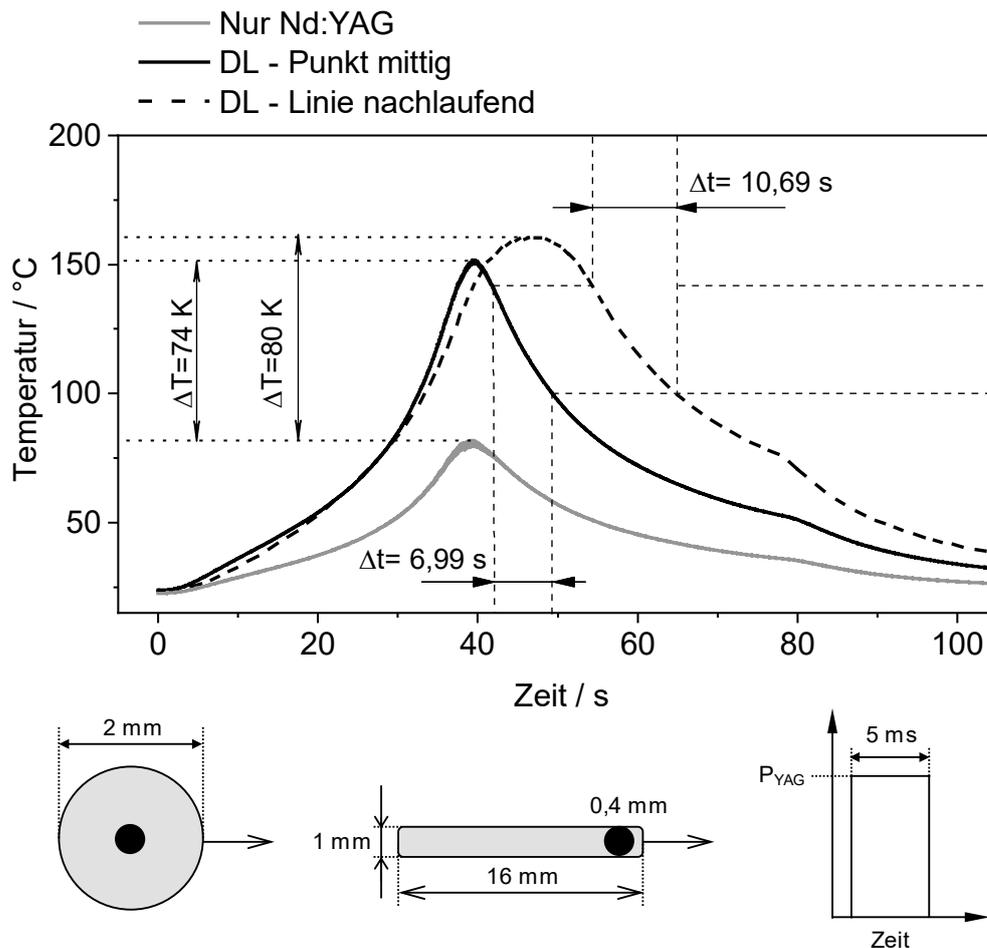


Abbildung 5.75: Experimentell bestimmte Temperaturzyklen für unterschiedliche Konfiguration

5.8 Produktivität und Prozesseffizienz

Der erfolgreiche Einsatz des kombinierten Schweißprozesses aus pw-Nd:YAG-Laser und cw-Diodenlaser in der Materialbearbeitung wird nicht nur durch technologische Gesichtspunkte bestimmt, sondern auch durch die Wirtschaftlichkeit. Es ist daher notwendig aufzuzeigen, welche positiven Aspekte sich durch den zusätzlichen Diodenlaser neben der Heißrissvermeidung auch für die Prozessstabilität und Produktivität ergeben.

Um den Einfluss der räumlichen Diodenlaserüberlagerung auf die maximal erreichbare Geschwindigkeitszunahme zu untersuchen, wurde die Diodenlaserstrahlung mit einer Leistung von 100 W und 150 W überlagert. Der experimentelle Ablauf stellt sich dabei wie folgt dar. Im ersten Schritt wurde für eine konstante Überdeckung der La-

serpulse, was ein konstantes Verhältnis aus Repetitionsrate und Vorschubgeschwindigkeit bedeutet, die maximal erreichbare Schweißgeschwindigkeit ermittelt, um ein 0,5 mm dickes Blech durchzuschweißen. Eine Schweißnaht wurde als zulässig bewertet, wenn eine vollständige Nahtwurzel über die gesamte Schweißnahtlänge zu erkennen war (vgl. Abbildung 5.76).

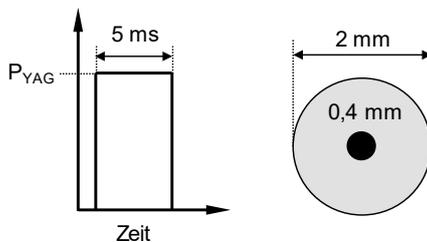
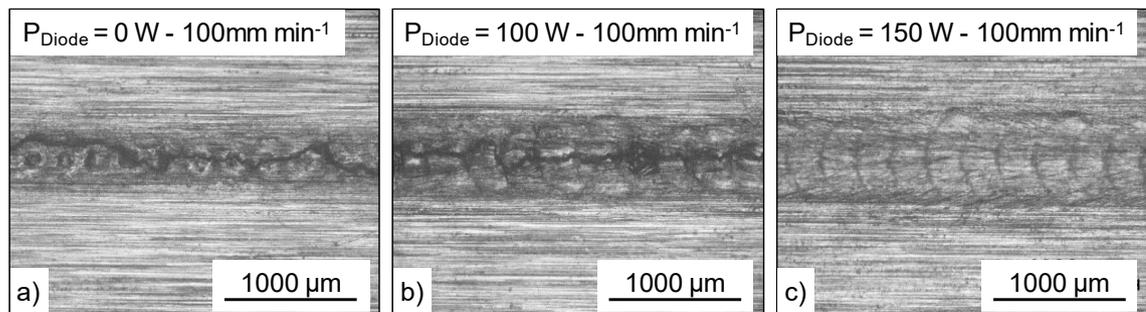


Abbildung 5.76: Nahtwurzel einer mit a) YAG, b) und c) YAG + Diode durchgeschweißten Blindnaht

Die Schweißgeschwindigkeit kann durch Erhöhung der Repetitionsrate der Laserpulse erhöht werden. Die maximale mittlere Leistung des Nd:YAG-Lasers, die sich aus dem Produkt aus Pulsenergie und Repetitionsrate ergibt, begrenzt die Schweißgeschwindigkeit. Für die untersuchten Kombinationen aus Schweißgeschwindigkeit und Repetitionsrate wurde die Pulsspitzenleistung ermittelt, die für eine Durchschweißung des 0,5 mm dicken Bleches nötig war. Nach Feststellung der maximalen Schweißgeschwindigkeit für den Schweißprozess mit Nd:YAG-Laser wurden bei analogem Vorgehen die maximal erreichbaren Schweißgeschwindigkeiten mit überlagerter Diodenlaserstrahlung erhoben. Als Bewertungskriterium galt auch hier die vollständige Durchschweißung. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.77 zusammengefasst.

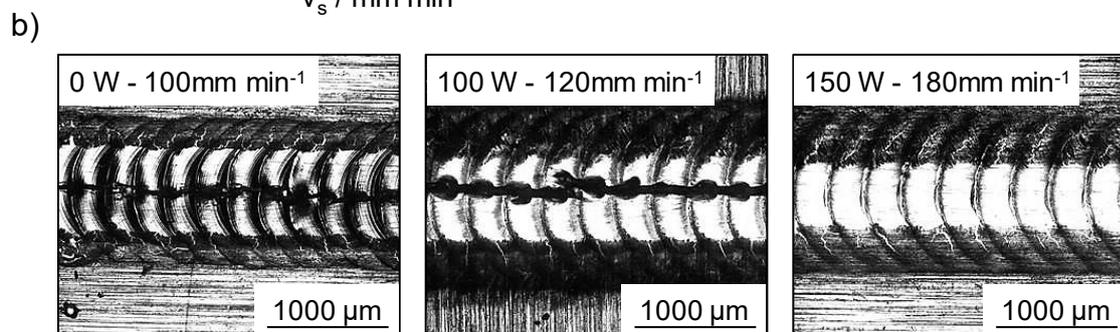
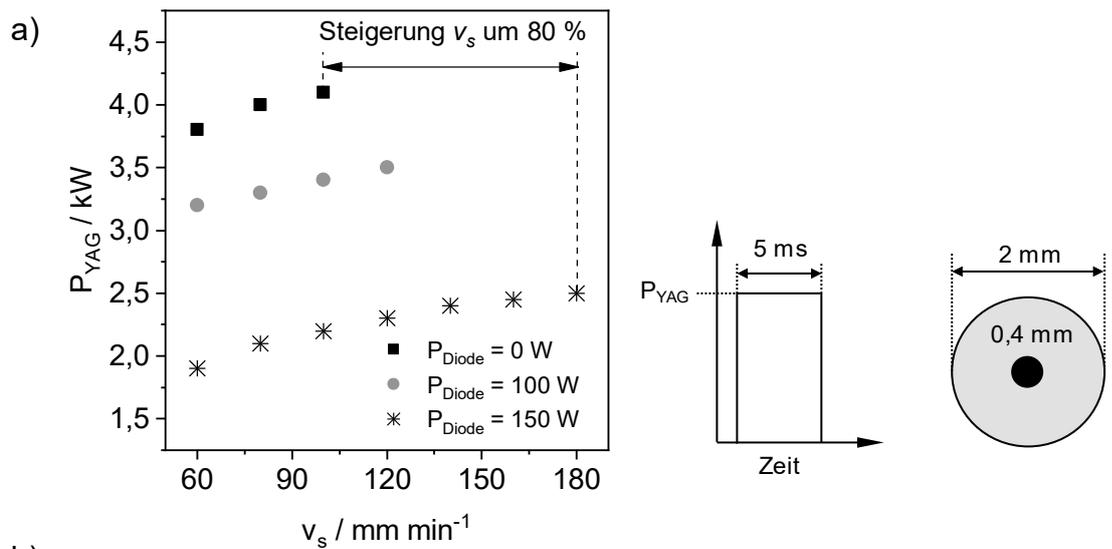


Abbildung 5.77: a) Geschwindigkeitserhöhung infolge der Überlagerung, b) Schweißnahtdraufsichten

Ohne die Überlagerung beträgt die maximal erreichbare Schweißgeschwindigkeit $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. Dabei muss der Nd:YAG-Laser mit einer hohen Pulsspitzenleistung von $4,1 \text{ kW}$ betrieben werden. Durch die Überlagerung mit 150 W wird die benötigte Pulsspitzenleistung, die für das vollständige Durchschweißen des Bleches erforderlich ist, signifikant auf $2,1 \text{ kW}$ herabgesetzt. Die dadurch eingesparte mittlere Leistung wird dementsprechend in eine höhere Repetitionsrate der Laserpulse überführt, die bei konstanter Pulsüberdeckung mit einer Zunahme der Schweißgeschwindigkeit einhergeht. So konnte die Schweißgeschwindigkeit durch die Leistungszugabe des Diodenlasers von 150 W um 80% auf $180 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ gesteigert werden. Für das prozesssichere Durchschweißen eines $0,5 \text{ mm}$ dicken Aluminiumbleches wird in der wissenschaftlichen Literatur derzeit von einer maximal erreichbaren Prozessgeschwindigkeit von $40 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ berichtet [Wit16]. Mit dem hier neu entwickelten Verfahrensansatz kann die Schweißgeschwindigkeit somit um den Faktor 4 gesteigert werden.

Zur Verdeutlichung der Auswirkung der Diodenlaserüberlagerung auf die Erweiterung der Prozessgrenzen und der Prozessstabilität wurde in einem weiteren Schritt ein

Prozessfenster mit den zuvor ermittelten Randbedingungen ($\varnothing_{\text{Diode}} = 2 \text{ mm}$ und mittige Anordnung) erarbeitet, um beide Prozesse, YAG und Diode + YAG, miteinander zu vergleichen. Dabei wurde der Diodenlaser mit einer Ausgangsleistung von 100 W genutzt. Das Prozessfenster sieht vor, dass für eine konstante Schweißgeschwindigkeit bei konstanter Pulsüberdeckung die notwendige Pulsenergie ermittelt wird, um ein $0,5 \text{ mm}$ dickes EN-AW-5754-Aluminiumblech vollständig durchzuschweißen. Es wurden die Pulsspitzenleistung und die Pulsdauer variiert. Eine Schweißnaht wurde als Durchschweißung bewertet, wenn eine vollständige Nahtwurzel ohne Unterbrechung vorlag.

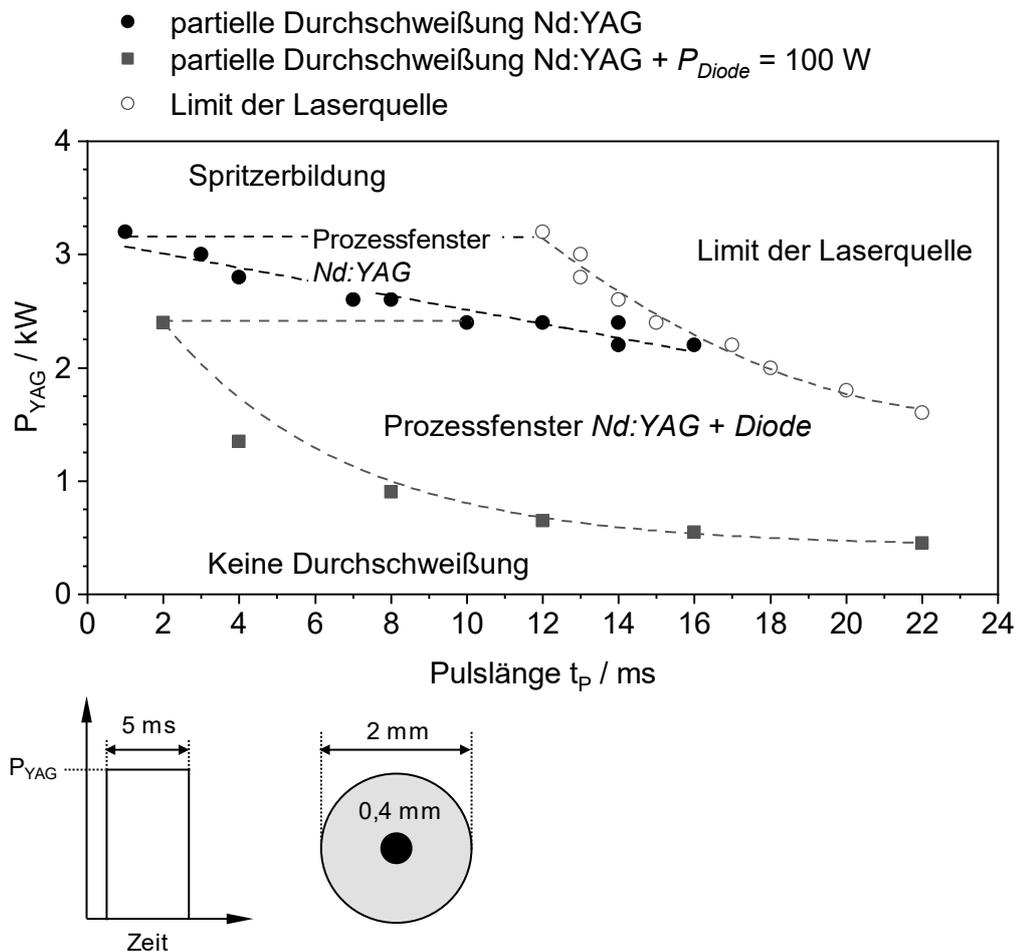


Abbildung 5.78: Prozessfenster für vollständiges Durchschweißen

Abbildung 5.78 stellt die Prozessfenster mit und ohne Überlagerung der Diodenlaserstrahlung gegenüber. Unterhalb der Prozessfenster (ausgefüllte Punkte) erfolgt keine vollständige Durchschweißung. Hohe Pulsspitzenleistungen führen hingegen zu einer Verschlechterung der Nahtqualität in Form von Schweißspritzern. Die unausgefüllten Punkte markieren die Leistungsgrenze des Nd:YAG-Lasers, wenn die Obergrenze der

mittleren Leistung von 220 W erreicht wird. Durch die Überlagerung der Diodenlaserstrahlung mit 100 W Laserleistung vergrößert sich das Prozessfenster um den Faktor 6. Beispielhaft für $t_p = 8$ ms sinkt notwendige Pulsspitzenleistung des Nd:YAG-Lasers zum Durchschweißen eines 0,5 mm dicken Bleches von 2.600 W auf 900 W, wenn mit $P_{\text{Diode}} = 100$ W überlagert wird. Folglich kann die eingesparte mittlere Leistung in eine höhere Repetitionsrate konvertiert werden und es lassen sich dementsprechend höhere Schweißgeschwindigkeiten erzielen.

5.9 Ergebnistransfer auf ein industrielles Demonstratorbauteil

Die im Rahmen der Untersuchung gewonnenen Ergebnisse werden weiterführend an einem Demonstratorbauteil aus Aluminium referenziert. Hierdurch werden die gewonnenen Erkenntnisse mit dem aktuellen industriellen Stand verglichen und die Möglichkeiten eines Ergebnistransfers vom Labor auf praxisrelevante Anwendungen aufgezeigt.

In diesem Zusammenhang wurde eine Gehäusedichtschweißung ausgeführt (Werkstoff EN AW 6082-T6, $t = 0,5$ mm). Dabei können die an der Blindnaht gewonnenen Erkenntnisse auf eine industrierelevante Stoßkonfiguration überführt werden. Typisch für die Dichtschweißung eines Gehäuses bildet die I-Naht am Eckstoß den Schwerpunkt.

Zur Umsetzung der Dichtschweißung am Gehäuse wurden die an Blindnahtschweißungen entwickelten Parameter aus dem zuvor erarbeiteten Prozessfenster zum rissfreien Durchschweißen der 0,5 mm dicken Aluminiumbleche angewendet. Für die Experimente wurde ein Spannkonzent entwickelt, das die Aluminiumbleche geometrisch fixiert. Der Diodenlaserstrahl wurde punktförmig ($\varnothing_{\text{Diode}} = 2$ mm) abgebildet und dem Nd:YAG-Laserstrahl konzentrisch überlagert. Um I-Nähte zu schweißen, wurden Parameter eingesetzt, die gemäß den vorherigen Ergebnissen die Heißrissbildung unterdrücken. Dabei hat sich herausgestellt, dass die Parameter aus den Blindschweißexperimenten direkt übertragen werden können. Exemplarisch ist in Abbildung 5.79 das geschweißte Gehäuse und eine Schweißnahtdraufsicht dargestellt. Das Gehäuse wurde mit $P_{\text{YAG}} = 2,0$ kW und $P_{\text{Diode}} = 150$ W geschweißt. An der Nahtoberfläche ließen sich keine Heißrisse identifizieren. Um auch die Dichtigkeit der Schweißnähte nachzuweisen, wurde das geschweißte Gehäuse mit Druckluft (2 bar) beaufschlagt; es wies keine Undichtigkeit auf.

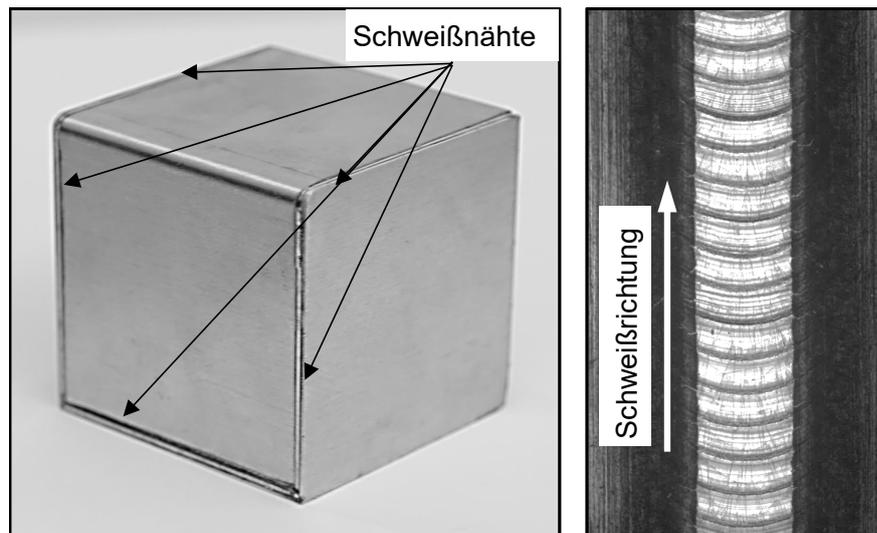


Abbildung 5.79: Geschweißtes Demonstratorbauteil und Nahtdraufsicht

Das dichtgeschweißte Demonstratorbauteil belegt damit das große Potential des kombinierten Laserstrahlschweißprozesses für die industrielle Anwendung.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Die Heißrissentstehung beim gepulsten Laserstrahlschweißen von aushärtbaren Aluminiumlegierungen ist eine industriell und wissenschaftlich noch nicht vollständig gelöste Herausforderung. Der bisherige Stand der Forschung ist dieser Herausforderung bislang hauptsächlich durch experimentelle Untersuchungen begegnet, in denen die Heißrissanfälligkeit lediglich metallographisch anhand von Risslänge bzw. Rissanzahl analysiert wurde. Ausgehend vom aktuellen Wissensstand zu diesem Phänomen war es das Ziel dieser Arbeit, die Heißrissbildung beim gepulsten Laserstrahlschweißen vollumfänglich zu beschreiben, insbesondere im Hinblick auf die Ursachen und Wirkzusammenhänge der für die Heißrissentstehung verantwortlichen Einflussfaktoren. Aus den gewonnenen Erkenntnissen wurden gezielt potentielle Strategien und geeignete Erweiterungen der gegebenen Prozessgrenzen abgeleitet und umgesetzt.

Für die Klärung der Mechanismen wurden die experimentellen Untersuchungen von modellbasierten Untersuchungen begleitet. Dafür wurde im Rahmen dieser Arbeit ein numerisches FEM-Modell entwickelt, aufgebaut und experimentell validiert. Das valide Modell ermöglicht die zeit- und orts aufgelöste Erfassung des gesamten Temperatur-, Spannungs- und Dehnungsfeldes, sodass die physikalischen und metallurgischen Vorgänge während der Schmelzbaderstarrung im Einzelnen, aber auch in ihrer wechselseitigen Beeinflussung betrachtet werden können.

Die experimentellen Untersuchungen erfolgten repräsentativ an der industriell etablierten, aber heißrissanfälligen Legierung EN AW 6082-T6. Die grundlegenden experimentellen Untersuchungen wurden zunächst an modellhaften Einzelpunktschweißungen ausgeführt, da hier im Gegensatz zu Nahtschweißungen keine Bereiche wieder umgeschmolzen werden und somit zu Pulsbeginn stets konstante Randbedingungen vorliegen, aber auch die Erstarrungsmorphologie vollständig beurteilt werden kann. Anhand der Schweißexperimente ließen sich die Bedingungen, die zur Bildung von Heißrissen führen, identifizieren. So wurde die Entstehung von Heißrissen beobachtet, wenn mit Rechteckpulsen bzw. Rampdownpulsen mit kurzen Abkühlflanken geschweißt wurde (Regime I). Bei mittleren Leistungsabfallraten erstarrte der Schweißpunkt ohne Heißrisse (Regime II). Eine wiederkehrende Heißrissbildung war zu beobachten, wenn die Abkühlflanken weiter verlängert wurden (Regime III). Die Ursache für dieses Verhalten liegt in der Überlagerung verschiedener Einflussgrößen während der Erstarrung, die mithilfe des FEM-Modells identifiziert werden konnten.

Im experimentell identifizierten Regime I führt das Schweißen mit Rechteckpulsen sowie mit Rampdownpulsen mit kurzen Abkühlzeiten zu höheren Erstarrungsgeschwindigkeiten der Schmelze. Daraus resultieren hohe Dehnraten, und es bildet sich ein zellular-dendritisches Gefüge mit einer geringen Permeabilität der Restschmelze. Im Regime II werden die im Regime I dominierenden Mechanismen, die dort zur Entstehung eines Heißrisses führen, durch die verringerte Erstarrungsgeschwindigkeit beseitigt. Bei abnehmender Erstarrungsgeschwindigkeit reduzieren sich die Dehnraten und die Länge des kritischen Temperaturintervalls, und es entsteht eine sukzessiv vergrößerte Mikrostruktur mit größeren primären Dendritenarmabständen, sodass bei zugleich verlängerter Nachspeisezeit eine verbesserte Permeabilität der innerdendritischen Schmelze im Gefüge vorliegt. Im Regime III nimmt die Erstarrungsgeschwindigkeit signifikanten Einfluss auf die Entmischungsvorgänge unmittelbar an der Erstarrungsfront. Durch die langen Abkühlzeiten ($t_{RD} > 17,5 \text{ ms}$) kristallisiert das Schmelzbad mit sehr geringen Erstarrungsgeschwindigkeiten von $R < 0,01 \text{ m s}^{-1}$, sodass die Segregation niedrigschmelzender Eutektika an der fortschreitenden Phasengrenze zunimmt. Dies wurde durch lokale EDX-Messungen im Zentrum der Schweißpunktoberfläche nachgewiesen. Die segregierenden Elemente führen unmittelbar an der Erstarrungsfront zu einer Herabsenkung der Solidustemperatur und somit zu einer Vergrößerung des Erstarrungsgebietes, woraus ein Anstieg der Heißrissanfälligkeit resultiert. Weiterhin wurde nachgewiesen, dass die Heißrissbildung unabhängig von der Erstarrungsgeschwindigkeit auch im Regime II auftreten kann, wenn mit Pulsspitzenleistungen $> 2,0 \text{ kW}$ geschweißt wird. Ursächlich hierfür ist eine Zunahme des Schweißpunktvolumens, woraus während der Erstarrung höhere Schrumpfspannungen resultieren, die ab einem gewissen Niveau auch durch eine verlängerte Nachspeisedauer, eine verringerte Dehnraten bzw. eine verkürzte Nachspeisedistanz nicht mehr kompensiert werden können. Dies haben die strukturmechanischen Berechnungen nachgewiesen.

In punktüberlappenden Nahtschweißungen wurden zwei Regime II identifiziert. Hier entstehen Heißrisse nur bei hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten. Durch Überlappung der individuellen Schweißpunkte und der damit verbundenen Ausheilung der Risse durch Umschmelzen im Zuge des Folgepulses wird die wiederkehrende Heißrissentstehung unterbunden. In den Punkt- und Nahtschweißungen konnte ein rissfreies Schweißen lediglich bis Einschweißtiefen von $250 \mu\text{m}$ und bei begrenzten Schweißgeschwindigkeiten bis 40 mm min^{-1} erreicht werden.

Auf der Grundlage dieser Ergebnisse wurde eine neue Prozessstrategie entwickelt, um die rissfreie Schmelzbaderstarrung auch beim Schweißen mit konventionellen Rechteckpulsformen zu erreichen. Hierfür wurde das gepulste Laserstrahlschweißen

mit räumlich überlagerter cw-Diodenlaserstrahlung im niedrigen Leistungsbereich untersucht. In den Experimenten wurde das Schmelzbad durch einen Rechteckpuls des Nd:YAG-Lasers erzeugt, während der Diodenlaserstrahl lediglich eine lokale Erwärmung der Metalloberfläche bewirkte. Die Überlagerung mit einem zusätzlichen Diodenlaserstrahl eröffnet neue Freiräume, indem sowohl das Temperaturfeld als auch die Spannungssituation zeitlich, aber auch örtlich, in Abhängigkeit von der geometrischen Formung des Diodenlaserstrahls angepasst werden kann. Einerseits wird durch die Erwärmung mit einem cw-Diodenlaserstrahl im Aluminiumblech eine Grundtemperatur eingehalten, die es erlaubt, im Schweißprozess angepasste Abkühlraten zu erzielen. Aus der Bestrahlung mit dem Diodenlaser resultiert ein angepasstes Temperatur-Zeit-Regime, das die Abkühlgeschwindigkeit des Schmelzbades reduziert und auf diese Weise eine Mikrostruktur mit verbesserter Permeabilität der Restschmelze erzeugt. Dadurch kann die Anfälligkeit zur Heißrissbildung reduziert werden. Andererseits wird durch die Erwärmung mit einem cw-Diodenlaserstrahl das Spannungsverhältnis bei der Abkühlung so eingestellt, dass den Zugspannungen, die beim Erstarren auf das Schmelzbad wirken, mit Druckspannungen begegnet wird. Durch die Fokussierung der überlagernden Strahlung des Diodenlasers auf einen größeren Brennfleck wird das den Schweißpunkt umgebende Grundmaterial bestrahlt. Daraus resultiert eine Temperaturerhöhung, die zu einer linearen thermischen Ausdehnung führt. Das wiederum wirkt der Schrumpfung des erstarrenden Schweißpunktes und der thermischen Kontraktion des bereits erstarreten Materials beim Abkühlen entgegen.

Mit dem entwickelten Prozessansatz können heißrissfreie Schweißnähte auch mit konventionellen Rechteckpulsen erzeugt werden. Darüber hinaus wird einerseits die Einschweißtiefe signifikant gesteigert. Andererseits wird durch die geringe Leistungszugabe des Diodenlasers die Schweißgeschwindigkeit um den Faktor 4 gegenüber dem derzeitigen Stand der Technik erhöht. Über angepasste Strahlformungselemente, aber auch über die Strahlanordnung zueinander kann die Heißrissbildung bezogen auf die Ausgangsleistung des Diodenlasers effektiver unterdrückt werden. Abschließend wurden die Erkenntnisse der Arbeit auf ein Demonstratorbauteil aus der Gehäuse-technik angewandt. Dies erlaubte den Nachweis, dass die industriellen Anforderungen im Hinblick auf Rissfreiheit und Dichtigkeit erfüllt werden können.

Mit den erzielten Ergebnissen, Zusammenhängen und abgeleiteten Strategien ist es möglich, ausscheidungshärtende Aluminiumlegierungen ohne Bildung von Heißrissen in einem großen Prozessbereich einzusetzen. Darüber hinaus haben die Ergebnisse dazu beigetragen, das grundlegende Prozessverständnis der Heißrissentstehung zu erweitern.

Ausgehend von dieser Arbeit ergeben sich Fragestellungen für nachfolgende Untersuchungen, um das Prozessverständnis mit Blick auf die industrielle Anwendung weiterzuentwickeln:

- Für eine vollumfänglich industrielle Etablierung des kombinierten Laserstrahlschweißprozesses sollten die im Rahmen dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse auf weitere Werkstoffsysteme (2xxx, 5xxx) übertragen werden, um den Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Heißrissentstehung infolge der Bildung von Seigerungen zu ermitteln (Regime III).
- Zudem sollten die gewonnenen Erkenntnisse auf weitere industrierelevante Stoßkonfigurationen (bspw. I-Naht am Stumpfstoß, bzw. I-Naht am Überlappstoß) angewandt und somit erweitert und differenziert werden.
- Sowohl die Strahlformung des Diodenlasers als auch die zeitliche Formung des Laserpulses sollten Optimierungsgegenstand weiterer Arbeiten sein, um den Schweißprozess hinsichtlich Heißrissbildung, Schweißgeschwindigkeit und Einschweißtiefe zu verbessern.

Literaturverzeichnis

- [Alu06] International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys (Teal Sheets), Aluminum Association, Washington, D.C., 2006.
- [Ama17] http://www.amadamiyachi.com/servlet/servlet.FileDownload?retURL=%2Fapex%2Feducationalresources_articles&file=01580000001Jz8A. (abgerufen am 21.04.2017).
- [And09] Anderson, T.: Aluminum's Role in Welded Fabrications, *Welding Journal*, vol. 88 (10), pp. 26-28, 2009.
- [Ara74] Arata, Y.; Matsuda, F.; Saruwatari, S.: Vareststraint test for solidification crack susceptibility in weld metal of austenitic stainless steels. *Transactions of JWRI*, Vol 3, No 1, pp. 79-88. 1974
- [Avi12] Avilov VV, Gumenyuk A, Lammers M, Rethmeier M (2012) PA position full penetration high power laser beam welding of up to 30 mm thick AlMg3 plates using electromagnetic weld pool support. *Sci Technol Weld Join* 17(2):128–133.
- [Bac14] Bachmann, M.: Numerische Modellierung einer elektromagnetischen Schmelzbadkontrolle beim Laserstrahlschweißen von nicht-ferromagnetischen Werkstoffen. Dissertation Berlin. 2014.
- [Bac14] Bachmann, M.: Numerische Modellierung einer elektromagnetischen Schmelzbadkontrolle beim Laserstrahlschweißen von nicht-ferromagnetischen Werkstoffen. Diss. Berlin: Technische Universität Berlin, 2014.
- [Bar08] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: *Werkstoffkunde*: Berlin: Springer-Verlag, 2008.
- [Ber07] Bergmann, J.P.; Holtz, R.; Wilden, J.; Dolles, M.; Richter, K.: Stand und Perspektiven beim Laserstrahlschweißen mit gepulsten modulierbaren Nd:YAG Quellen. *Vortragsband 7, Internationale Konferenz Strahltechnik, Halle, (2007)*, 58-61
- [Ber11] Bertrand, C.; Poulon-Quintin, A.: Effect of temporal pulse shaping on the reduction of laser weld defects in a Pd–Ag–Sn dental alloy. *In dental materials* 27 (2011). e43–e50
- [Ber13] Bergmann, J. P.; Bielenin, M.; Stambke, M.; Feustel, T.; Witzendorff, P.; Hermsdorf, J.: Effects of Diode Laser Superposition on Pulsed Laser Welding of Aluminum, *Physics Procedia*, Vol. 41, 2013, 180 – 189.

- [Ber14] Bergmann, J. P.: Erweiterung der Anwendungsgrenzen beim Fügen mittels puls-modulierbarer Strahlquellen durch den synergetischen Einsatz eines zeitlich vorgelagerten Plasmalichtbogens, In: Schlussbericht des AIF: IGF-Vorhaben IGF 16.260 N, 2014.
- [Ber15] Bergmann, J. P.; Bielenin, M.; Feustel.: Aluminum welding by combining a diode laser with a pulsed Nd:YAG laser, In: *Welding in the World*, Vol. 59 (2), 307-315, 2015
- [Bes93] Beske, E. U.; Schuhmacher, J.; Kreutzburg, K.: Joining of Sheet Metals With Poor Weldability Using kW Nd:YAG Lasers. In *ICALEO (1993)*, 682-691, 1993.
- [Bie15] Bielenin, M.; Sieber, P.; Bergmann, J.P.: Neuer Ansatz für die Reparatur von Ni-Basisbauteilen mit gepulstem Laserstrahl und drahtförmigen Zusatzwerkstoffen. *DVS Congress 2015. DVS-Berichte 315, Band 221; 381-386; 2015*
- [Bie17] Bielenin, M.; Bergmann, J. P.: Numerical and Experimental Analysis of Solidification Cracking in Pulsed Laser Welds of Al 6082, *International Congress on the Applications of Lasers and Electro-Optics (ICALEO 2017)*, 22.-26. Oktober, Atlanta,
- [Bli13] Bliedtner, J.; Müller, H.; Barz, A.: *Lasermaterialbearbeitung – Grundlagen, Verfahren, Anwendungen, Beispiele*, Carl Hanser Verlag, München, 2013.
- [Bor60] Borland, J C.: Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings). *British Welding Journal*, 8 (1960), 508-512, 1960.
- [Bra94] Bransch, H. N.; Weckman, D. C.; Kerr, H. W; 1994. Effects of pulse shaping on Nd:YAG spot welds in austenitic stainless steel. *Welding Journal* 73(3): 141-s to 151-s.
- [Cam91] Campbell, J.: *Castings*, Butterworth-Heinemann Oxford (1991).
- [Cha10] Chang, C. C.; Chou, C .P.; Hsu, S. N.; Hsiung, G. Y.; Chen, J. R.: Effect of Laser Welding on Properties of Dissimilar Joint of Al-Mg-Si and Al-Mn Aluminum Alloys. In *Journal of Materials Science and Technology*. 2010, 26 (3), 276-282
- [Che07] Chen, W.; Molian, P.: *Dual-beam laser welding of ultra-thin AA 5052-H19 aluminium*. Springer Verlag, London, (2007)
- [Cic05] Cicala, E.; Duffet, G.; Andrzejewskib, H.; Greveyb, D.; Ignata, S.: Hot cracking in Al–Mg–Si alloy laser welding – operating parameters and their effects. *Material Science and Engineering, Volume A 395*, (2005)
- (Cie88) Cieslak, M. J.; Fuerschbach, P.W.: On the Weldability, Composition, and Hardness of Pulsed and Continuous Nd:YAG Laser Welds in Aluminum

- Alloys 6061,5456, and 5086, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 19, 319 - 329, 1988.
- [Con13] Coniglio, N.; Cross, C. E.: Initiation and growth mechanisms for weld solidification cracking, In: International Materials Reviews, Vol. 58 (7), 375-397, 2013.
- [Cro03] Cross, C. E.; Olson, D. L.; Liu, S.: Aluminum Welding, in Handbook of Aluminum, Vol. 1 Physical Metallurgy and Processes, ed.: G.E. Totten and D.S. MacKenzie, Marcel Dekker Inc., New York, pp. 481-532, 2003.
- [Cro05] Cross, C.E.: On the origin of weld solidification cracking, In: Hot cracking phenomena in welds. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, ISBN 3-18, 2005.
- [Cro08] Cross, C.E.; Coniglio, N.: Weld Solidification Cracking: Critical Conditions for Crack Initiation and Growth. In: Böllinghaus, T. et al. (Hrsg.): Hot Cracking Phenomena in Welds II. Berlin: Springer 2008, S.39-58.
- [Cro90] Cross, C. E.; Kramer, L. S.; Tack, W. T.; Loechel, L. W.: Aluminum weldability and hot tearing theory. Welding of Materials. ASM Int: 275-282. 1990.
- [Dav93] Davis, J. R.: ASM specialty handbook: aluminum and aluminum alloys, 1st edition, ASM International, Materials Park, 378; 1993.
- [Dil05] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 – Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, Springer Verlag, Berlin; Heidelberg, 2005.
- [Dil11] Dilba, D.: Alu statt Kupfer. <http://www.heise.de/tr/artikel/Alu-statt-Kupfer-1211414.html>, Aufruf 20.03.2015
- [Dor98] Dorn, L.: Schweißverhalten von Aluminium und seinen Legierungen. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 29, Wiley Verlag, Weinheim, (1998)
- [Dow52] Dowd, J. D.: Weld cracking of 98aluminium alloys, Welding Journal, vol. 31 (10), pp. 448-s-456-s, 1952.
- [Due03] Duerr, U.; Holtz, R.; Westphäling; T.: Materialspezifische Pulsleistungsmodulation beim Laserstrahl-Schweißen; LEF, Laser in der Elektronikproduktion & Feinwerktechnik; Erlanger Seminar 6; Seite 87-97; 2003
- [Dvo89] Dvornak, M. J.; Frost, R. H.; Olson, D. L.: "The Weldability and Grain Refinement of Al-2.2Li-2.7Cu", Welding Journal, vol. 68 (8), pp. 327-s-335-s, 1989.
- [DVS96] Merkblatt 1004-1: Heißrissprüfverfahren - Grundlagen. DVS Verlag, Düsseldorf 1996.
- [Dwo13] Dworak, J.: The effect of laser beam pulse shape on the process of pulsed YAG laser welding, In: Welding International, 2013.
- [Eas12] Easton, M.A., Wang, H., Grandfield, J. et al. Metall and Mat Trans A (2012) 43: 3227. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1132-6>

- [Enz12] Enz, J.: Laserstrahlschweißen von hochfesten Aluminium-Lithium Legierungen. HZG Report 2012-2, 2012
- [ESI09] ESI Group. Material Database. 2009
- [Esk06] Eskin, D. G.; Katgerman, L.: Thermal Contraction during Solidification of Aluminium Alloys. In Materials Science Forum Vols. 519-521 (2006) pp 1681-1686
- [Esk07] Eskin, D. G.; Katgerman, L.: A Quest for a New Hot Tearing Criterion, In: Metallurgical and Materials Transactions A, VOL. 38A, 1511-1519, 2007.
- [Fen93] Feng, Z.: A Methodology for Quantifying the Thermal and Mechanical Conditions for Weld Metal Solidification, Dissertation, Ohio State University, USA, 1993.
- [Feu77] Feurer, U: Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminium alloys, In: Proceedings International Symposium on Engineering Alloys, Delft, The Netherlands, 131 – 145, 1977.
- [Fre99] Frewin, M. R.; Scott, D. A.: Finite Element Model of Pulsed Laser Welding. In: Welding Journal, Vol. 87, 15–22, 1999.
- [Gda17] Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V. ALU-GETRÄNKEDOSE – BEREITS KULT. 2017
- [Ged00] Gedopt, J.; Delarbre, E.: Pulsed Nd:YAG laser welding of titanium ear implants; In: Proceedings of the SOIE – The International Society for Optical Engineering; Band 4088; seite 264-267; 2000
- [Gem18] https://www.gemmel-metalle.de/downloads/Legierungsbeschreibung_AIMgSi1_F30.pdf
- [Ger88] Geridönmez, Ö.: Schweißen von Aluminium – anders, aber nicht schwieriger. Praktiker 40. Nr. 8, S. 411–413. 1988
- [Gou12] Gould, J. E.: Joining Aluminum Sheet in the Automotive Industry – A 30 Year History. In: Welding Journal, Vol. 91, 23– 34, 2012.
- [Gre01] Gregori, A.; Bonollo, F.; Tiziani, A.; Villoresi, P.; Trevisanato, A: Pulsed Nd:YAG-welding of gold alloys; EUROMAT European Conference on Advanced Materials and Processes 7; Seite 1-9; 2001
- [Gru08] Gruss, H.: Schweißgerechte Struktur- und Prozessstrategien im Flugzeugbau. Otto-von-Guericke-Universität, Magdeburg, 2008.
- [Hem69] Hemsworth W, Boniszewski T, Eaton NF (1969) Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. Metal Construction and British Welding, 1, 5-15, 1969.

- [Hes08] Hesse, W.: Aluminium-Schlüssel, 2nd edition (in German), Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2008.
- [Hil01] Hilbinger, R. M.: Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage. Herbert Utz Verlag GmbH, München, 2001.
- [Hir02] Hiraga, H.; Fukatsu, K.; Ogawa, K.; Nakayama, M.; Muto, Y.: Nd:YAG laser welding of pure titanium to stainless steel; welding International Band 16 Heft 8; Seite 623-531; 2002
- [Hug15] Hugger, F.; Hofmann, K.; Kohl, S.; Dobler, M.; Schmidt, M.: Spatter formation in laser beam welding using laser beam oscillation. In: Welding in the World, Vol. 59 (2), 165-172, 2015
- [Jen48] Jennings P.H.; Singer A.R.E., Pumphrey W.I.: Hot-shortness of some high-purity alloys in the systems aluminium-copper-silicon and aluminium-magnesium-silicon, Journal of The Institute of Metals 74, 1948, pp. 227-248.
- [Kah12] Kah, P.; Jibril, A.; Martikainen, J.; Suoranta, R.: Process possibility of welding thin aluminum alloys. Int J Mech Mater Eng (IJMME). 7(3):232–242. 2012.
- [Kan06] Kannengiesser, Th.; Cross, C. E.: Effect of tack placement on local weld displacement and solidification cracking during arc welding of aluminium alloy 6083. 1st South-east Asia International Institute of Welding Congress "Welding in South-East-Asia: A Challenge for the Future". Bangkok, Thailand, Nov. 2006, S. 480–491.
- [Kan07] Kannengiesser, Th.; Kromm, A.: „Design-specific influences on local weld displacement and hot cracking“. II. International Conference on Welding and Joining of Materials (ICWJM 2007). Cusco, Peru, Apr. 2007.
- [Kar03] Karagiannis, S.; Chryssolouris, G.: Nd:YAG laser welding: an overview; Proceedings of the SPIE- The International Society for Optical Engineering; Band 5131; Seite 260-264; 2003
- [Kat01] Katayama, S.: Solidification phenomena of weld metals. Solidification cracking Mechanism and cracking susceptibility (3rd report), In: Welding International, Vol. 15 (8), 627-636, 2001.
- [Kat97] Katayama, S.; Mizutani, M.; Matsunawa, A.: Modelling of melting and solidification behaviour during laser spot welding, In: Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 2(1), 1-9, 1997.

- [Kau88] Kaufman, J.G.: Introduction to Aluminum Alloys and Tempers, ASM International, Materials Park, 2000.
- [Kle05] Kleine, K. F.; Fox, W. J.; Watkins, K. G.: Micro welding with pulsed fibre single mode lasers; ICALEO Laser Materials Processing Conference 23; 2004
- [Klo77] Klock, H.; Schoer, H.: Schweißen und Löten von Aluminiumwerkstoffen. Düsseldorf. DVS-Verlag. 1977.
- [Kot08] Kotalik, P.; Boeck, T.: Modelling of heat transfer and fluid flow in laser welding, In: Proceedings in Applied Mathematics and Mechanics, Vol. 8, 10623-10624, 2008.
- [Kot08] Kotalik, P.; Boeck, T.: Modelling of heat transfer and fluid flow in laser welding, In: Proceedings in Applied Mathematics and Mechanics, Vol. 8, 10623-10624, 2008.
- [Kou03] Kou. S.: Welding Metallurgy, 2. Auflage, John Wiley & Sons, Hoboken, 2003.
- [Kou85] Kou, S.; Le, Y.: "Grain structure and Solidification Cracking in Oscillated Arc Welds of 5052 Aluminium Alloy", Metallurgical Transactions A, vol. 16, pp. 1345-1352, 1985.
- [Kre07] Kreimeyer, M.: Verfahrenstechnische Voraussetzungen zur Integration von Al-Stahl-Mischbauweisen in den Kraftfahrzeugbau. Diss., Univ. Bremen, (2007)
- [Lid88] Lida, T.; Guthrie, R. I. L.: The Physical Properties of Liquid Metals. Clarendon Press. Oxford. 1988
- [Lip94] Lippold, J. C.: (1994) Solidification behavior and cracking susceptibility of pulsed-laser welds in austenitic stainless steels. Welding Journal 73(6):129s-139s.
- [Liu14] Liu, J.; Rao, Z.; Liao, S.; Wang P.-C.: Modeling of transport phenomena and solidification cracking in laser spot bead-on-plate welding of AA6063-T6 alloy. Part II - simulation results and experimental validation, In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Vol. 74 (1-4), 285-296, 2014.
- [Liu96] Liu, W.; Tian, X.; Zhang, X.: Preventing Weld Hot Cracking by Synchronous Rolling during Welding. Welding Research Supplement (September 1996), 297-303, 1996.
- [Mag01] Magnusson, T.; Arnberg, L.: Density and Solidification Shrinkage of Hypoeutectic Aluminum-Silicon Alloys. Met. Mat. Trans. 32A (10): 2605-2613. 2001

- [Mat02] Mathers, G.: The welding of aluminium and its alloys, Woodhead Publishing, Cambridge, 2002.
- [Mat99] Matsunawa, A.; Katayama, S.; Fujita, Y.: Laser welding of aluminum alloys – Defect formation and their suppression methods, In: Proc. 7th Conf. Joints in Aluminium – Inalco 98, Woodhead Publishing Ltd., Cambridge, UK, 65–76, 1999.
- [Mer03] Merkel, M.; Thomas, K-H.: Taschenbuch der Werkstoffe, 6. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, 2003.
- [Mic96] Michaud, E. J.; Kerr, H. W.; Weckman D. C.: Temporal pulse shaping and solidification cracking in laser welded Al-Cu alloys, In: Proc. 4th In. Conf. Trends in Welding Research, Tennessee, USA, 153-58, 1996.
- [Mil93] Milewski, J. O.; Lewis, G. K.; Wittig, J. E.: Microstructural Evaluation of Low and High Duty Cycle Nd:YAG Laser Beam Welds in 2024-T3 Aluminum. Welding Journal, 72, (7), 341-346.
- [Miu10] Miura, K.; Okamoto, Y.; Sakagawa, T.; Uno, Y.; Nakashiba, S.: Effects of Superposed Continuous Diode Laser on Welding Characteristics for Aluminium Alloy in Pulsed Nd:YAG Laser Welding, Okayama, (2010)
- [Mon76] Mondolfo, L. F. 1976. Aluminum Alloys: Structure and Properties. London, UK.: Butterworth & Co. Ltd. pp. 759–805.
- [Mou99] Mousavi, M. G.; Cross C. E.; Grong, Ø.: “Effect of scandium and titanium-boron on grain refinement and hot cracking of aluminium alloy 7108”, Science and Technology of Welding and Joining, vol. 4 (6), pp. 381-388, 1999.
- [Mül02] Müller, G. M.: Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen durch Auswertung der reflektierten Leistung. Dissertation, Stuttgart, 2002.
- [Mül17] Müller, M.: „Fine Welding with Lasers”. http://engineers.org.il/_Uploads/10355RofinFineWeldingwithLaser.pdf (abgerufen am 21.04.2017).
- [Mur02] Murty, B. S.; Kori, S. A.; Chakraborty, M.: “Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying”, International Materials Reviews, vol. 47 (1), pp. 3-29, 2002.
- [Nak11] Nakashiba, S.; Okamoto, Y.; Sakagawa, T.; Miura, K.; Okada, A.; Uno, Y.: Welding characteristics of aluminum alloy by pulsed Nd:Yag laser with pre- and post-irradiation of superposed continuous diode laser, In: Proc. Int. Congress on Applications of Lasers & Electro Optics, Orlando, USA, 23 – 27, 2011.

- [Neu12] Neudel, C.: Widerstandspunktschweißen von Aluminium mit Stahlblech. Widerstandsschweißen und alternative Verfahren (S. 29-33). Halle (Saale): DVS-Verlag. 2012.
- [Neu13] Neudel, C.: Mikrostrukturelle und mechanisch-technologische Eigenschaften widerstandspunktgeschweißter Aluminium- Stahl-Verbindungen für den Fahrzeugbau. Erlangen: Meisenbach GmbH Verlag. 2013
- [New86] Newman, S. Z.: FEM Model of 3D transient Temperatur and Stress Fields in welded Plates. Carnegie-Mellon University, Pittsburgh, Pennsylvania, 1986.
- [Niy77] Niyama, E.: Some considerations on internal cracks in continuously cast steel, Proceedings of the Japan-US Joint Seminar on Solidification of Metals and Alloys, Hrsg.: Japan Society for Promotion of Science. Tokyo (1977) 271 – 282.
- [Oga04] Ogata, Y.; Takatuga, M.; Uenishi, K.; Kobayashi, E.; Kobayashi, K.F.: Nd-YAG laser micro welding of Ti-Ni type shape memory alloy wire and its corrosion resistance; JASM International Conference on Joining of Advanced and Specialty Materials 7; Seite 56-61; 2004
- [Omr12] Omranian, P.; Shahverdi, H. R.; Torkamany, M. J.; Vaziri, S. A.: The Effects of Nd:YAG Laser Surface Melting Parameters on the Solidification Behavior of Aluminium Surface, In: Materials Focus, Vol. 1, 1–6, 2012.
- [Pal06] Palm, F.: "Fügetechnik im Airbus A380", in DVS-Berichte, vol. 240 (in German), DVS-Verlag, Düsseldorf, pp. 260-265, 2006.
- [Pam16] Pamin, S.; Chorlton, E.; Hermsdorf, J.; Kaierle, S.: Joining of Aluminum Waveguides using Pulsed Laser Radiation. Conference: 2015 Asia-Pacific Microwave Conference (APMC)
- [Pel52] Pellini, W. S.: Strain theory of hot tearing, Foundry, Vol. 80, 125–133, 1952.
- [Pin10] Pinto, L. A.; Quintino, L.; Miranda, R. M.; Carr, P.: Laser Welding of Dissimilar Aluminium Alloys with Filler Materials, In: Welding in the World, Vol. 54 (11-12), 333-341, 2010.
- [Ple12] Pleterski, M., Muhič, T., Klobčar, D., Kosec, L. (2012). Microstructural evolution of a cold work tool steel after pulsed laser remelting. Metalurgija, 51(1), 13-16. Preuzeto s <https://hrcak.srce.hr/71163>
- [Plo04] Ploshikhin, V.; Prikhodovsky, A.; Zoch, H.-W.: Technologische Maßnahmen zur Vermeidung der Heißrissbildung beim Schweißen von Al-Legierungen. In Internationales Symposium - Schweißen und Löten im Luft- und Raumfahrzeugbau, ILA Berlin, 2004.

- [Plo06] Ploshikhin, V.; Prikhodovsky, A.; Ilin, A.; Makhutin, M.; Heimerdringer, C.; Palm, F.: Influence of the weld metal chemical composition on the solidification cracking susceptibility of AA6056-T4 alloy. *Welding in the World*, 50, 46-50, 2006.
- [Pro62] Prokhorov, N. N.: The Technological Strength of Metals while Crystallising during Welding. *Svar. Proiz.*, 4 (1962), 1-4, 1962.
- [Pro68] Prokhorov, N. N.; Jakuschin, B. F.; Prochorow, N. N.: Theorie und Verfahren zum Bestimmen der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen, In: *Schweißtechnik*, Vol. 18, 8 – 11, 1968.
- [Pum48] Pumphrey W.I. , Lyons J.V.: Cracking during the casting and welding of the more common binary aluminium alloys, *Journal Of The Institute of Metals*, 1948, 74, pp. 439-455.
- [Rad88] Radaj, D.: *Wärmewirkungen des Schweißens Temperaturfeld, Eigenspannungen, Verzug*. Springer-Verl. , Berlin; 1988
- [Rad98] Radaj, D.; Häuser, H.; Braun, S.: Numerische Simulation von Eigenspannungen und Verzug bei Schweißverbindungen aus AlMgSi-Legierungen, in *Konstruktion*; 50, 7/8; 31-38; *Konstruktion*: 1998
- [Ram00] Ram, G. D. J.; Mitra, T. K.; Raju, M. K.; Sundaresan, S.: "Use of inoculants to refine weld solidification structure and improve weldability in type 2090 Al-Li alloy", *Materials Science and Engineering A*, vol. 276 (1-2), pp. 48-57, 2000.
- [Roo02] Roos, E.; Maile, K.: *Werkstoffkunde für Ingenieure*, 1st edition (in German), Springer, Berlin, 2002.
- [Sah99] Sahm, P. R.; Egry, I.; Volkmann, T.: *Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen*. Braun schweig: Vieweg Verlag, 1999.
- [Sak11] Sakagawa, T.; Nakashiba, S.; Hiejima, H.: *Laser Micro Welding System and ist Application to Seam Welding of Rechargeable Battery*. Elsevier Ltd., (2011)
- [Sch02] Schoer, H.: *Schweißen und Hartloten von Aluminiumwerkstoffen*. Düsseldorf: DVS- Verlag, 2002.
- [Sch04] Schuster, J.: *Heißrisse in Schweißverbindungen*. Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2004.
- [Sch07] Schwenk, C.: „FE–Simulation des Schweißverzugs laserstrahlgeschweißter dünner Bleche“. Diss. Berlin: Technische Universität Berlin, 2007.
- [Sch10] Schulze, G.: *Die Metallurgie des Schweißens*. Heidelberg: Springer Verlag, 2010.

- [Sch12] Schempp, P.; Cross, C. E.; Schwenk, C.; Rethmeier, M.: Influence of Ti and B additions on grain size and weldability of aluminium alloy 6082, *Welding in the world* 56, 9 - 10 (2012) 95 – 104.
- [Sch13] Schweier, M.; Heins, J. F.; Haubold, M. W.; Zaeh, M. F. Spatter formation in laser welding with beam oscillation. In: *LiM – Lasers in Manufacturing 2013*: Elsevier Science; 2013, pp. 20 – 30. 2013
- [Sen71] Senda, T.; Matsuda, F.; Takano, G.; Watanabe, K.; Kobayashi, T.; Matsuzaka, T.: Experimental Investigations on Solidification Crack Susceptibility for Weld Metals with Trans-Varestraint Test, In: *Trans. Japan Welding Society Vol. 2 (2)*, 141-162, 1971.
- [She09] Sheikhi, M.; Malek Ghaini, F.; Torkamany, M. J.; Sabbaghzadeh, J.: Characterisation of solidification cracking in pulsed Nd:YAG laser welding of 2024 aluminium alloy, In: *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 14 (2), 161-165, 2009.
- [She14] Sheikhi, M.; Malek Ghaini, F.; Assadi, H.: Solidification crack initiation and propagation in pulsed laser welding of wrought heat treatable aluminium alloy, In: *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 19 (3), 250-255, 2014.
- [She15] Sheikhi, M.; Malek Ghaini, F.; Assadi, H.: Prediction of solidification cracking in pulsed laser welding of 2024 aluminum alloy, In: *Acta Materialia*, Vol. 82, 491- 502, 2015.
- [Sin46] Singer A.R.E., Jennings P.H.: Hot-shortness of the aluminium-silicon alloys of commercial purity, *Journal of The Institute of Metals* 73, 1946, pp. 197-212.
- [Sin47] Singer A.R.E., Jennings P.H.: Hot-Shortness of some aluminium-iron-silicon alloys of high purity, *Journal of The Institute of Metals* 73, 1947, pp. 273-284.
- [Spi83] Spittle, J. A.; Cushway, A. A.: "Influences of superheat and grain structure on hot-tearing susceptibilities of Al-Cu alloy castings", *Metals Technology*, vol. 10 (1), pp. 6-13, 1983.
- [Sta09] Staubach, M.: *Eigenschaften schweißgelöteter Stahl-Aluminium-Mischverbindungen unter Verwendung wärmearmer MSG-Prozesse*. Dresden. 2009.
- [Sta12] Staggl, S.; Borzorgi, S.; Pabel, T.; Faerber, K.; Kneißel, C.; Schuhmacher, P.: Untersuchungsmethoden zur Charakterisierung der Heißrissempfindlichkeit von Aluminium-Gusslegierungen, *Gießerei-Rundschau* 59 (2012) S. 138 – 125.

- [Sto05] Stötzel, J.: Ermittlung von Materialermüdungsfestigkeitskurven im Kurz-, Zeit und Dauerfestigkeitsbereich von einseitigen Schweißverbindungen zweier Aluminiumlegierungen. RWTH Aachen, Dissertation, 2005.
- [Str16] Stritt, P.: Prozessstrategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Remote-Laserstrahl-schweißen von AlMgSi 6016 (Dissertation), Herbert Utz Verlag, München, 2016.
- [Sül11] Süleymanov, N.: Untersuchung an lasergeschweißten Mischverbindungen aus unlegiertem Stahl mit legierten Werkzeugstählen. Verlag-Haus Mainz, 2011
- [Sut10] Suttman, O.; Moalem, A.; Kling, R.; Ostendorf, A.: Drilling, Cutting, Marking and Microforming, In: Laser Precision Microfabrication, Hrsg.: K. Sugiooka, M. Meunier, A. Piqué, Springer-Verlag, 311-334, 2010.
- [Tan14] Tang, Z.: Heißrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scheibenlaser (Dissertation), In: Strahltechnik Band 53, F. Vollertsen (Hrsg.), R. Bergmann (Hrsg.), BIAS Verlag, Bremen, 2014.
- [Thi73] Their, H.: Ursache der Porenbildung beim Schutzgasschweißen von Aluminium und Aluminiumlegierungen. Schweißen und Schneiden 25 (1973) Nr. 11, 5, 491-494.
- [Töl11] Tölle, F.; Gumenyuk, A.; Rethmeier, M.; Backhaus, A.; Olschok, S.; Reisingen, U.: Eigenspannungsreduzierung in Elektronen- und Laserstrahlschweißnähten mittels nachlaufender Wärmefelder durch schnelle Strahldefokussierung und –ablenkung. DVS-Berichtsband 275, (2011), 465-471
- [Tot03] Totten, G. E.; MacKenzie D. S.: Handbook of Aluminum, 1. Edition, Vol. 1, Marcel Dekker, New York, 56, 2003.
- [Tze00] Tzeng, Y. F.: Process Characterisation of Pulsed Nd:YAG Laser Seam Welding, In: International Journal of Advanced Manufacturing Technology; Vol. 16, 10–18, 2000.
- [Tze71] Tseng, C. G.; Savage, W. F.: "The Effect of Arc Oscillation", Welding Journal, vol. 50 (11), pp. 777-786, 1971.
- [Wee87] Weedon, T. M. Nd:YAG lasers with controlled pulse shape. Proc. LAMP 87. (1987).
- [Wei07] Weißbach W.: Werkstoffkunde - Strukturen, Eigenschaften, Prüfung, Auflage 16, Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden, 2007.
- [Wel13] Weller, D.; Bezençon, C.; Stritt, P.; Weber, R.; Graf, T.: Remote laser welding of multi-alloy aluminum at close-edge position, In: Physics Procedia, Vol. 41, 164 – 168, 2013.
- [Wel96] W.R. Oates: Welding Handbook – Materials and Applications – Part 1, 8th edition, vol. 3, AWS, Miami, 1996.

- [Wil07] Wilden, J.; Bergmann, J.P.; Holtz, R.; Richter, K.; Le Guin, A.: Einsatz von gepulsten Nd:YAG-Lasern für das Fügen von Werkstoffen und Werkstoffkombinationen mit anspruchsvollen Eigenschaften. DVS-Berichte Band 244 (2007), 13-18
- [Wil09] Wilden, J.; Jahn, S.; Kotalik, P.; Neumann, T. P.; Holtz, R.: Effects of pulse shape modulation in Nd:YAG Laser beam welding on the weld pool flow solidification. In: Proceedings of the ASME 2009 International Manufacturing Science and Engineering Conference, West Lafayette, USA, 799-805, 2009.
- [Wil10] Wilden, J.; Jahn, S.; Neumann, T.; Kaya, B.; Theis, J.: Synergie von Laserprozesstechnik und Metallurgie, In: DVS-Berichte Bd. 271, 7. Jenaer Lasertagung, DVSVVerlag, Düsseldorf, 2010.
- [Yan11] Yang, Y. P.; Babu, S. S.; Kikel, J. M.; Brust, F. W.: Investigation of Weld Crack Mitigation Techniques with Advanced Numerical Modeling and Experiment - Summary. In Lippold, J. et al., eds., Hot Cracking Phenomena in Welds 3. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011.
- [Zac93] Zacharia, T.; Aramayo, G. A.: Modeling of Thermal Stresses in Welds. In International Conference on Modeling and Control of Joining Processes, Orlando, Florida, 1993.
- [Zac94] Zacharia, T.: Dynamic Stresses in Weld Metal Hot Crackin;, In: Welding Journal, Vol. 73, 164 – 173, 1994.
- [Zha08] Zhang, J.; Weckmann, D. C.; Zhou, Y.: Effects of Temporal Pulse Shaping on Cracking Susceptibility of 6061-T6 Aluminum Nd:YAG Laser Welds, In: Welding Journal, Vol. 87, 18– 30, 2008.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1	An Ringgussproben ermittelte Risslänge in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung für das 6xxx-Legierungssystem (Al-Mg-Si) [Jen48]	19
Abbildung 2.2:	Komplexe Wechselwirkung der Einflüsse auf die Heißrissbildung [Cro05].....	21
Abbildung 2.3:	Konstitutionelle Unterkühlung: Konzentrationsprofil, Verlauf von T_L , Phasendiagramm nach [Kou03]	26
Abbildung 2.4:	Einfluss der konstitutionellen Unterkühlung auf die Erstarrungsmorphologie nach [Kou03]	28
Abbildung 2.5:	Einfluss von Temperaturgradient und Erstarrungsgeschwindigkeit auf die Ausbildung und Größe der Kornstruktur nach [Kou03]	29
Abbildung 2.6:	Modellhafte Darstellung der Heißrissbildung und ihrer Einflussgrößen	31
Abbildung 2.7:	Kontinuierlich emittierende Laserquelle und gepulst emittierende Laserquelle	33
Abbildung 4.1:	Versuchsstand	48
Abbildung 4.2:	Formung des Diodenlaserstrahls	49
Abbildung 4.3:	Relative räumliche Anordnung von Nd:YAG- und Diodenlaserstrahlung	50
Abbildung 4.4:	Einspannvorrichtung zum Fixieren der Bleche	50
Abbildung 4.5:	Verwendete Pulsformen: Rechteckpulsform und Rampdownpulsform	51
Abbildung 4.6:	Vermessung von geometrischen Nahtmerkmalen a) an individuellen Punktschweißungen, b) an punktüberlappenden Nahtschweißungen	53
Abbildung 4.7:	Vermessung von a) Rissradius (r_{Riss}) und b) kumulierter Risslänge (Σ_{Riss}) an individuellen Punktschweißungen.....	53
Abbildung 4.8:	Vermessung der Risslänge in punktüberlappenden Nahtschweißungen	54
Abbildung 5.1:	Einschweißtiefe und Nahtbreite in Relation zu P_{YAG} und t_{RD}	58
Abbildung 5.2:	Schweißpunktdurchmesser in Abhängigkeit von P_{YAG} und t_{RD}	58
Abbildung 5.3:	Einschweißtiefe in Abhängigkeit von P_{YAG} und t_{RD}	59

Abbildung 5.4:	Risslänge in Punktschweißungen in Abhängigkeit von t_{RD} für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$	60
Abbildung 5.5:	Rissradius in Punktschweißungen in Abhängigkeit von t_{RD} und LLA_{-1} für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$	61
Abbildung 5.6:	Heißrissbildung in Punktschweißungen für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$	62
Abbildung 5.7:	Heißrissbildung in Punktschweißungen in Abhängigkeit von der Pulsspitzenleistung.....	63
Abbildung 5.8:	Aufnahme der Schmelzbadbildung und -erstarrung für einen Rechteckpuls bei $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$ (30.000 fps).....	65
Abbildung 5.9:	Aufnahme der Schmelzbaderstarrung für einen Rechteckpuls bei $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$ (30.000 fps)	66
Abbildung 5.10:	Aufnahme der Schmelzbadbildung und -erstarrung für einen RD-Puls bei $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$ (30.000 fps).....	67
Abbildung 5.11:	Strahlkaustik [Las10]	70
Abbildung 5.12:	Experimentell ermittelte Pulsform – links Rechteckpuls, rechts RD-Puls	71
Abbildung 5.13:	Schematische Modelldarstellung der thermischen Randbedingungen	72
Abbildung 5.14:	Schematische Modelldarstellung der mechanischen Randbedingungen	73
Abbildung 5.15:	Beispielhafte FE-Vernetzung für eine ebene Platte der Blechdicke 0,5 mm	74
Abbildung 5.16:	Temperaturabhängigkeit der Dichte [Dyn18]	76
Abbildung 5.17:	Temperaturabhängigkeit der spezifischen Wärmekapazität [Dyn18].....	76
Abbildung 5.18:	Schematische Darstellung der Schmelzbadströmung bei negativen Oberflächenspannungskoeffizienten	77
Abbildung 5.19:	Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit	78
Abbildung 5.20:	Temperaturabhängigkeit der Wärmedehnung [Dyn18]	79
Abbildung 5.21:	Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls [Dyn18]	80
Abbildung 5.22:	Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze [Dyn18]	80
Abbildung 5.23:	Verformungsverhalten in Abhängigkeit von der Temperatur [Dyn18].....	81
Abbildung 5.24:	Modellvalidierung anhand des Temperaturfeldes	82
Abbildung 5.25:	Temperaturfeldabgleich für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$, $t_{RD} = 12,5 \text{ ms}$	83
Abbildung 5.26:	Gegenüberstellung der berechneten und der experimentell ermittelten Schmelzbadgrenzen in Abhängigkeit von P_{YAG}	84

Abbildung 5.27: Gegenüberstellung der berechneten und der experimentell ermittelten Schmelzbadgrenzen in Abhängigkeit von t_{RD} bei $P_{YAG} = 2,0 \text{ kW}$	85
Abbildung 5.28: Zeit-Temperatur-Verlauf von Punktschweißungen	86
Abbildung 5.29: Transiente Ausbildung von Schmelzbadtiefe und Schmelzbad Durchmesser für $t_{RD} = 0 \text{ ms}$ und $t_{RD} = 15 \text{ ms}$ bei $P_{YAG} = 1,6 \text{ kW}$	89
Abbildung 5.30: Schmelzbad erstarrungszeit in Abhängigkeit von LLA^{-1}	90
Abbildung 5.31: Zeitfolge des Erstarrungsprozesses eines Rechteckpulses mit $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$	92
Abbildung 5.32: Zeitfolge des Erstarrungsprozesses eines RD-Pulses mit $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$	93
Abbildung 5.33: Transiente Ausdehnung von T_L , T_S und ψ	94
Abbildung 5.34: ψ_{MAX} in Abhängigkeit von LLA^{-1}	95
Abbildung 5.35: Erstarrungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Position der Grenzfläche	97
Abbildung 5.36: $R_{MAX}(z)$ in Abhängigkeit von LLA	98
Abbildung 5.37: Ortsaufgelöster Verlauf von G_R in Abhängigkeit von t_{RD}	99
Abbildung 5.38: Spannungsverteilung in axialer und radialer Richtung beim Aufschmelzen	101
Abbildung 5.39: Spannungsverteilung in axialer und radialer Richtung beim Erstarren	102
Abbildung 5.40: Zeitabhängiger Verlauf von σ_R in Abhängigkeit von t_{RD} für $P_{YAG} = 1,8 \text{ kW}$	104
Abbildung 5.41: Zeitabhängiger Verlauf von σ_R in Abhängigkeit von P_{YAG}	105
Abbildung 5.42: Vorgehensweise bei der Auswertung der Dehnung und Dehnrate	107
Abbildung 5.43: Dehnung und Dehnrate in Abhängigkeit von t_{RD}	108
Abbildung 5.44: Darstellung der Mikrostruktur im Korngrenzschliff	110
Abbildung 5.45: Laterale Ausdehnung der planaren Erstarrungszone	111
Abbildung 5.46: REM-Aufnahmen von Schweißpunktmitten	113
Abbildung 5.47: REM-Aufnahmen von der Schweißpunktmitte beim Rechteckpuls	114
Abbildung 5.48: REM-Aufnahmen von der Schweißpunktmitte im Regime III	115
Abbildung 5.49: Konzentration der Elemente in Abhängigkeit von LLA	117

Abbildung 5.50: Risscharakteristik bei punktüberlappenden Nahtschweißungen für $P_{YAG} = 1,8 \text{ KW}$ in Abhängigkeit von t_{RD}	119
Abbildung 5.51: Heißrissanfälligkeit bei punktüberlappenden Nahtschweißungen in Abhängigkeit von P_{YAG} und LLA	120
Abbildung 5.52: Heißrissanfälligkeit bei punktüberlappenden Nahtschweißungen in Abhängigkeit von P_{YAG} und LLA	121
Abbildung 5.53: Modellhafte Darstellung der Einflussfaktoren, die beim gepulsten Laserstrahlschweißen zur Heißrissbildung führen.....	122
Abbildung 5.54: Zeitliche und räumliche Kopplung eines gepulsten Nd:YAG-Lasers und eines Dauerstrich-Diodenlasers	126
Abbildung 5.55: Temperatur-Zeit-Regime bei YAG und YAG + Diode (schematisch)	127
Abbildung 5.56: Kompensation von Zugspannungen durch räumliche Überlagerung einer Diodenlaserstrahlung	128
Abbildung 5.57: Einfluss von P_{Diode} und \varnothing_{Diode} auf Einschweißtiefe.....	130
Abbildung 5.58: Einschweißtiefe in Abhängigkeit von P_{Diode} mit $\varnothing_{Diode} = 2 \text{ mm}$	131
Abbildung 5.59: Schweißnahtdraufsicht, Heißrissanfälligkeit in Abhängigkeit von P_{Diode}	132
Abbildung 5.60: Heißrissanfälligkeit in Bezug auf P_{YAG} , P_{Diode} und \varnothing_{Diode}	133
Abbildung 5.61: Verlauf von Rissindex und Risslänge in Bezug auf P_{Diode} und \varnothing_{Diode}	134
Abbildung 5.62: Längsschliffe an Nahtschweißungen in Abhängigkeit von P_{Diode} : a) 0 W, b) 100 W, c) 200 W, d) 300 W	135
Abbildung 5.63: Hochgeschwindigkeitsaufnahme eines Schweißpunktes (Nd:YAG und Diode) $P_{YAG}=1,6 \text{ kW}$, $P_{Diode} = 300 \text{ W}$ und $\varnothing_{Diode} = 2 \text{ mm}$	137
Abbildung 5.64: Zeitaufgelöster Verlauf des Schmelzbaddurchmessers für $P_{YAG}=1,6 \text{ kW}$, $P_{DIODE} = 300 \text{ W}$ und $\varnothing_{Diode} = 2 \text{ mm}$	138
Abbildung 5.65: Erstarrungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von P_{YAG} und P_{Diode}	139
Abbildung 5.66: Erstarrungsgeschwindigkeit.....	139
Abbildung 5.67: Mikrostruktur in Abhängigkeit von P_{Diode} bei $P_{YAG} = 2,3 \text{ kW}$ und $t_p = 10 \text{ ms}$	140
Abbildung 5.68: a) Temperaturmessprinzip; b) Anordnung der Messstelle	142
Abbildung 5.69: Lichtmikroskopaufnahme von Messstelle und Schweißnaht.....	142
Abbildung 5.70: Temperaturfeldabgleich für $P_{Diode} = 100 \text{ W}$ und 200 W	143

Abbildung 5.71: Temperaturentwicklung in Abhängigkeit von P_{Diode} für $\varnothing_{\text{Diode}} = 2 \text{ mm}$	144
Abbildung 5.72: Temperaturverteilung für rissfreie Erstarrung	145
Abbildung 5.73: Einfluss der Strahlformung (DL) auf die Heißrisscharakteristik in Bezug auf P_{Diode}	146
Abbildung 5.74: Einfluss von Strahlformung (DL) auf die Heißrissbildung	148
Abbildung 5.75: Experimentell bestimmte Temperaturzyklen für unterschiedliche Konfiguration	150
Abbildung 5.76: Nahtwurzel einer mit a) YAG, b) und c) YAG + Diode durchgeschweißten Blindnaht	151
Abbildung 5.77: a) Geschwindigkeitserhöhung infolge der Überlagerung, b) Schweißnahtdraufsichten	152
Abbildung 5.78: Prozessfenster für vollständiges Durchschweißen	153
Abbildung 5.79: Geschweißtes Demonstratorbauteil und Nahtdraufsicht	155

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1:	Serien von Aluminiumknetlegierungen [Kau00, Alu06, Wei07].....	16
Tabelle 4-1:	Chemische Zusammensetzung der Legierung EN AW 6082-T6 in % [Gem18]	47
Tabelle 4-2:	Spezifikationen der eingesetzten Laserstrahlquellen	48

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bezeichnung
Al	Aluminum
Al ₂ O ₃	Aluminiumoxid
Cu	Kupfer
cw	Continuous wave
DDC	Ductility dip cracks
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie.
EMW	Elektromagnetische Verträglichkeit
FEM	Finite Elemente Methode
fps	Frames per second – bilder pro Sekunde
HV	Hochgeschwindigkeits-Videografie
L	Liquidus bzw, Schmelze
Mg	Magnesium
MIG	Metal-Inertgasschweißen
Mn	Mangan
O	Sauerstoff
pw	Pulsed wave
S	Solidus bzw. Festkörper
Si	Silizium
TIS	Temperaturintervall der Sprödigkeit
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inertgasschweißen
Zn	Zink

Formelzeichenverzeichnis

Formelzeichen	Bezeichnung	Einheit
\varnothing	Durchmesser	mm
$\varnothing_{\text{Diode}}$	Durchmesser des Diodenlaserstrahls im Fokus	mm
$\varnothing_{\text{Schmelzbad}}$	Durchmesser des Schmelzbades	μm
\dot{q}_{YAG}	Wärmestromdichte des Nd:YAG-Lasers	$\text{W} \cdot \text{mm}^{-2}$
\dot{Q}	Wärmestrom	W
\dot{q}	Wärmestromdichte	$\text{W} \cdot \text{mm}^{-2}$
$\dot{\epsilon}$	Dehnrate	s^{-1}
ϵ_{th}	Thermische Volumenänderung	1
ΔT	Temperaturintervall	K
Δx	Distanz zwischen T_L und T_S	m
ϵ	Emmisionsgrad	1
\sum_{Li}	Aufsummierte Risslängen in Nahtschweißungen	μm
\sum_{Riss}	Kumulierte Risslänge	μm
A	Absorptionsgrad	1
c_0	Anfangskonzentration des Legierungselements	$\text{mL} \cdot 100\text{g}^{-1}$
c_L	Konzentration des Legierungselements in der flüssigen Phase	$\text{mL} \cdot 100\text{g}^{-1}$
c_p	spezifische Wärmekapazität	$\text{J} \cdot (\text{kg} \cdot \text{K})^{-1}$
c_S	Konzentration des Legierungselements in der festen Phase	$\text{mL} \cdot 100\text{g}^{-1}$
E_{YAG}	Pulsenergie des Nd:YAG-Lasers	J
f	Frequenz	Hz
f_{Rep}	Pulsrepetitionsrate bzw. Pulsfrequenz	Hz
G	Temperaturgradient	$\text{K} \cdot \text{m}^{-1}$
h	Wärmeübergangskoeffizient	$\text{W m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$
k	Verteilungskoeffizient für die Entmischung an der Phasengrenze bei Gleichgewichtserstarrung	1
K	Materialkonstante (EN AW 6082-T6)	$\text{K} \cdot \text{s}^{-1}$
a	Temperaturleitfähigkeit	$\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$
L	Länge	mm
l_c	Länge der Zellen	μm
n	Stichprobenumfang	1

Formelzeichenverzeichnis

P	Leistung	W
P_{ave}	Durchschnittliche Pulsleistung	W
P_{Diode}	Diodenlaserleistung	W
P_{max}	Maximale Pulsleistung	W
P_{YAG}	Pulsspitzenleistung des Nd:YAG-Lasers	W
R	Erstarrungsgeschwindigkeit	$m \cdot s^{-1}$
R%	Rissindex	1
R_{max}	Maximale Erstarrungsgeschwindigkeit	$m \cdot s^{-1}$
r_{Riss}	Rissradius	μm
t	Zeit	s
T(x)	Temperatur ortsabhängig an der Grenzfläche	$^{\circ}C$
T^*	Temperatur an der Dendritenspitze	$^{\circ}C$
$t_{Erstarrung}$	Zeit zwischen maximaler Schmelzbadgröße und vollständig erstarrtem Schmelzbad	ms
T_L	Liquidustemperatur	$^{\circ}C$
$T_L(c_0)$	Liquidustemperatur in Abhängigkeit der Konzentration des Legierungselements	$^{\circ}C$
$T_L(x)$	Liquidustemperatur ortsabhängig an der Grenzfläche	$^{\circ}C$
T_{max}	Maximaltemperatur	$^{\circ}C$
t_P	Pulsdauer	ms
t_{RD}	Laserpulsabkühlzeit, in welcher die Leistung linear heruntergefahren wird	ms
T_S	Solidustemperatur	$^{\circ}C$
$T_S(c_0)$	Solidustemperatur in Abhängigkeit der Konzentration des Legierungselements	$^{\circ}C$
T_W	Temperatur an der Dendritenwurzel	$^{\circ}C$
v_s	Schweißgeschwindigkeit	$mm \cdot min^{-1}$
v	Verschiebung	Mm
v_s	Schweißgeschwindigkeit	$mm \cdot min^{-1}$
α	Wärmeausdehnungskoeffizient	K^{-1}
α_{Al}	Mischkristall Aluminium	1
β	Abkühlrate	$K \cdot s^{-1}$
$\Delta \epsilon_r$	Dehnungsänderung in radialer Richtung	1
$\Delta \psi$	Länge des Erstarrungsgebietes	μm
ϵ	Dehnung	1
λ	Wärmeleitfähigkeit	$W \cdot (m K)^{-1}$
λ_1	Dendritenarmabstand	μm
λ_{axial}	Wärmeleitfähigkeit in axialer Richtung (Blechtiefe)	$W \cdot (m K)^{-1}$

λ_{radial}	Wärmeleitfähigkeit in radialer Richtung (Blechebene)	$\text{W} \cdot (\text{m K})^{-1}$
ρ	Dichte	$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$
σ	Stefan-Boltzmann-Konstante	$\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$
σ_{R}	Spannungskomponente in radialer Richtung	$\text{N} \cdot \text{mm}^{-2}$
σ_{Z}	Spannungskomponente in axialer Richtung	$\text{N} \cdot \text{mm}^{-2}$
u	Querkontraktionszahl	1
ψ	Erstarrungsintervall	1
ψ_{max}	Maximale Länge des Erstarrungsgebietes	μm
