Dipl.-Ing. Karen Stelling

# Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen austenitischer Stähle

BAM-Dissertationsreihe · Band 39
Berlin 2008

Die vorliegende Arbeit entstand an der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung.

Impressum

**Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen austenitischer Stähle**

2008

Herausgeber:
BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung
Unter den Eichen 87
12205 Berlin
Telefon: +49 30 8104-0
Telefax: +49 30 8112029
E-Mail: info@bam.de
Internet: www.bam.de

Copyright © 2008 by
BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung

Layout: BAM-Arbeitsgruppe Z.64

ISSN 1613-4249
ISBN 978-3-9812354-2-5

# Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen austenitischer Stähle

vorgelegt von
Diplom-Ingenieurin
Karen Stelling

von der Fakultät V - Verkehrs- und Maschinensysteme
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktorin der Ingenieurwissenschaften
- Dr.-Ing. -

genehmigte Dissertation

Zusammensetzung des Promotionsausschusses:

| | |
|---|---|
| Vorsitzender: | Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Johannes Wilden |
| 1. Gutachter: | Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier |
| 2. Gutachter: | Prof. Dr.-Ing. Thomas Böllinghaus |

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 25. August 2008

Berlin 2008
D 83

## Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Angestellte an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung. Teile dieser Arbeit sind über die Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen „Otto von Guericke“ aus den Haushaltsmitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie (BMWi) gefördert worden.

Ich möchte Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier von der Technischen Universität Berlin für die Betreuung und die konstruktiven Diskussionen, die zur Fertigstellung dieser Arbeit geführt haben, einen großen Dank aussprechen.
Mein Dank gilt außerdem Herrn Prof. Dr.-Ing. Thomas Böllinghaus für die Anregung und besondere Förderung dieses Themas und nicht zuletzt für die Übernahme des Zweitgutachtens.
Auch Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Johannes Wilden sei für die Übernahme des Vorsitzes des Promotionsausschusses recht herzlich gedankt.

Ein großer Dank ist an Herrn Marco Lammers gerichtet, ohne dessen Unterstützung bei der Durchführung der Schweißversuche und der konstruktiven Umsetzung von Ideen die Arbeit in dieser Form nicht möglich gewesen wäre. Herrn Helmut Schobbert möchte ich an dieser Stelle für seine wertvollen Inspirationen bei der Themenauswahl meinen Dank aussprechen und ebenso Herrn Dr. Andrey Gumenyuk für die fachliche Hilfestellung.
Ganz herzlich danke ich auch Frau Marina Marten für die hervorragenden Leistungen bei der metallographischen Probenpräparation sowie allen anderen Mitarbeitern der Fachgruppe V.5 der BAM, die alle – direkt oder indirekt – ihren Beitrag zur Fertigstellung dieser Arbeit geleistet haben.
Für die hilfreiche Beratung und die Durchführung der Korrosionsversuche danke ich Herrn Dr. Andreas Burkert sowie Frau Christina Zietelmann aus der Fachgruppe VI.1, und Herrn Joachim Robbel aus der Fachgruppe VIII.3 sei für die Anfertigung der Röntgenaufnahmen gedankt.

Nicht zuletzt möchte ich meinen Eltern danken, die mich immer uneingeschränkt bei der Verfolgung meiner Ziele unterstützt haben, und meinem Mann, der mir mit großer Geduld und seinem Rat stets zur Seite gestanden hat.

## Widmung

Meinem Vater
W o l f g a n g  H o l l e r
18. Mai 1942 - 4. Februar 2008

## Zusammenfassung

Als eine neue Verfahrensvariante unter den Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißverfahren wird das Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen für die Werkstoffgruppe der austenitischen Stähle entwickelt. Neben der Entwicklung eines Hybridschweißkopfes, der für die Kopplung von Plasmalichtbogen und Laserstrahl in einer gemeinsamen Prozesszone ausgelegt ist, liegt ein Schwerpunkt auf der Ermittlung des Einflusses wichtiger Schweißparameter auf das Schweißergebnis und fertigungsrelevanter Kenngrößen wie der erzielbaren Spaltüberbrückbarkeit. Unter Einsatz eines pulverförmigen Zusatzwerkstoffes, der über den Plasmabrenner in die Prozesszone überführt wird, werden dazu Schweißnähte am Stumpfstoß sowie im Überlappstoß angefertigt.

Aufbauend auf Ergebnissen aus Schweißversuchen wird ein Modell erstellt, das zu einem besseren Verständnis der Vorgänge im gemeinsamen Schmelzbad von Plasmalichtbogen- und Laserstrahlprozess beitragen soll, indem es die Auswirkung einzelner Schweißparameter auf das Schweißergebnis, wie zum Beispiel die Porenbildung, und somit indirekt die im Schmelzbad wirkenden Kräfte qualitativ einbezieht. Als Basis für die Erstellung des Modells dienen röntgenographische Aufnahmen, metallographische Untersuchungen als auch Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Hybridschweißprozesses.

Weiterhin bilden metallurgische Aspekte bzw. die sich einstellenden Erstarrungsgefüge dieser Stähle einen weiteren Untersuchungsschwerpunkt in dieser Arbeit. Die im Schweißgut der Hybridnähte vorliegenden Erstarrungsmodi werden ermittelt und unterschiedliche prozessrelevante Einflüsse auf das Gefüge identifiziert. Darüber hinaus werden der Ferritgehalt sowie die Härte in den unterschiedlichen Zonen des Schweißnahtgefüges bestimmt.

Mit der vorliegende Arbeit liegen Ergebnisse vor, die zur effizienteren Gestaltung von Schweißprozessen im Blechdickenbereich von 5 mm bis 8 mm beitragen können und gleichzeitig auf werkstoffspezifische Besonderheiten der austenitischen Stähle beim Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen mit einem pulverförmigem Zusatzwerkstoff hinweisen.

## Abstract

The laser plasma hybrid welding process – as a novel type of laser-arc combination – is developed for welding fabrication of austenitic stainless steels. The design of a hybrid welding torch and the evaluation of the influence of important welding parameters on the weld constitute two major aspects of this work. Butt joints and overlap welds are fabricated in order to gain data, which are relevant to welding fabrication such as gap bridging ability. Metal powder is used as filler material, which is transferred to the process zone via the plasma torch.

With the intention to get a better understanding of the interactions of plasma arc and laser beam process in the common welding zone, a model is developed that is based on the results of the welding experiments. This model takes into account the effects of individual welding parameters on process behaviour such as pore formation and, thus, indirectly implies the various forces on the molten pool. The model was derived from radiographic and metallographic examination of the welds as well as from observation of the hybrid welding process using a high speed camera.

Additionally, metallurgical aspects or rather the solidification structures of the austenitic stainless steel welds represent another main focus of this research work. The solidification modes are identified and various process relevant influences are established. Moreover, the ferrite content and the hardness of the different zones of the weld are measured.

This work provides results that may contribute to increase the efficiency of welding processes in the plate thickness range of 5 mm to 8 mm. In addition, material-specific features of the austenitic steels during laser plasma hybrid welding with a metal powder as filler material are indicated.

# Inhaltsverzeichnis


**1 Einleitung** **1**

**2 Stand der Technik** **3**

2.1 Schweißverfahren . . . 3

2.1.1 Laserstrahlschweißen . . . 3

2.1.1.1 Grundlagen zur Lasermaterialbearbeitung . . . 3

2.1.1.2 Wechselwirkungen der Laserstrahlung mit dem Werkstoff beim Schweißen . . . 5

2.1.2 Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißen . . . 6

2.1.2.1 Grundlagen des Hybridschweißens . . . 6

2.1.2.2 Auswirkungen von Laserstrahl und Lichtbogen auf das Schmelzbad . . . 9

2.1.2.3 Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen . . . 11

2.2 Austenitische Stähle . . . 17

2.2.1 Allgemeine Eigenschaften austenitischer Stähle . . . 17

2.2.2 Gefüge in Schweißnähten austenitischer Stähle . . . 19

2.2.2.1 Erstarrung und Erstarrungmorphologien . . . 19

2.2.2.2 Einflussfaktoren auf das Erstarrungsgefüge . . . 23

2.2.3 Heißrissentstehung beim Schweißen austenitischer Stähle . . . 27

2.2.3.1 Erstarrungsrisse . . . 28

2.2.3.2 Wiederaufschmelzrisse . . . 29

2.2.3.3 Rissbildung durch Verformbarkeitsabfall . . . 30

**3 Versuchsdurchführung** **31**

3.1 Grundwerkstoffe . . . 31

3.2 Zusatzwerkstoffe . . . 34

3.3 Probenvorbereitung . . . 36

3.4 Weiterentwicklung des Hybridschweißkopfes . . . 36

3.5 Nd:YAG-Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen . . . 38

3.5.1 Versuchsaufbau am Nd:YAG-Laser . . . 38

3.5.2 Hybridschweißversuche . . . 40

3.5.2.1 Leistungsparameter . . . 43

3.5.2.2 Fokuslage . . . 43

3.5.2.3 Plasmagasmenge . . . 45

3.5.2.4 Laserstrahlgeometrie . . . 45
3.5.2.5 Spaltüberbrückbarkeit . . . 46
3.5.2.6 Überlappverbindungen . . . 47
3.6 Schweißnahtprüfung . . . 48
3.6.1 Hochgeschwindigkeitsaufnahmen . . . 48
3.6.2 Zerstörungsfreie Prüfung . . . 48
3.6.3 Korrosionsprüfung . . . 49
3.6.4 Metallographische Untersuchung . . . 50
3.6.5 Delta-Ferrit-Bestimmung . . . 51
3.6.6 Härteprüfung . . . 52

**4 Ergebnisse 53**
4.1 Weiterentwicklung des Hybridschweißkopfes . . . 53
4.2 Nd:YAG-Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen . . . 58
4.2.1 Leistungsparameter . . . 58
4.2.2 Fokuslage . . . 61
4.2.3 Plasmagasmenge . . . 66
4.2.4 Laserstrahlgeometrie . . . 68
4.2.5 Spaltüberbrückbarkeit . . . 71
4.2.6 Überlappverbindungen . . . 72
4.3 Korrosionsprüfung . . . 74
4.4 Gefügeuntersuchung der Schweißnähte . . . 76
4.4.1 Metallographie und Härtemessung . . . 76
4.4.1.1 Hybridschweißnähte am Werkstoff 1.4435 . . . 77
4.4.1.2 Hybridschweißnähte am Werkstoff 1.4828 . . . 78
4.4.1.3 Hybridschweißnähte am Werkstoff 1.4306 . . . 80
4.4.1.4 Hybridschweißnähte am Werkstoff 1.4301 . . . 84
4.4.2 Delta-Ferrit-Bestimmung . . . 86
4.5 Heißrissphänomene . . . 86

**5 Diskussion der Ergebnisse 89**
5.1 Weiterentwicklung des Hybridschweißkopfes . . . 89
5.2 Nd:YAG-Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen . . . 92
5.2.1 Einfluss von Leistungsparametern und Fokuslage . . . 92
5.2.2 Einfluss der Plasmagasmenge . . . 94
5.2.3 Modell für die Wechselwirkungen im Schmelzbad . . . 95
5.2.4 Schweißungen am Stumpfstoß . . . 99
5.2.5 Schweißungen im Überlappstoß . . . 100
5.2.6 Korrosionsbeständigkeit . . . 101
5.2.7 Gefüge der Schweißnähte . . . 101
5.2.7.1 Erstarrung . . . 101
5.2.7.2 Delta-Ferrit-Bestimmung . . . 106

5.2.8 Härte . . . . . 107
5.2.9 Heißrissphänomene . . . . . 107

**6 Zusammenfassung und Ausblick** **111**

**Abkürzungen und Formelzeichen** **115**

**Abbildungsverzeichnis** **117**

**Tabellenverzeichnis** **121**

**Literaturverzeichnis** **123**

**Eigene Veröffentlichungen** **137**

**Lebenslauf** **139**

# 1 Einleitung

Die weltweit ansteigende Nachfrage nach Stahl spiegelt sich auch in dem steigenden Absatz von Produkten aus korrosionsbeständigen austenitischen Stählen wieder. Modernste Herstellungs- und Verarbeitungstechnologien sowie hohe Produktqualitäten sind notwendig, um sich an diesem Markt behaupten zu können, der zunehmend durch das Wirtschaftswachstum im ostasiatischen Raum beeinflusst wird [1, 2].

Das Eigenschaftsprofil der austenitischen Stähle, wie die gute Kaltumformbarkeit und Korrosionsbeständigkeit, prädestiniert diese Werkstoffe für einen Einsatz zum Beispiel in der Lebensmitteltechnologie, der chemischen Industrie und im Bauwesen. In allen Fertigungsschritten müssen hohe Anforderungen an die Qualität von Produkten dieser Werkstoffgruppe erfüllt werden. Dies gilt insbesondere für die schweißtechnische Verarbeitung.

Obwohl die austenitischen Stähle allgemein als gut schweißbar gelten, sind einige Besonderheiten, wie die Neigung zu Verzug oder eine mögliche Heißrissempfindlichkeit, zu beachten. Zur Gewährleistung der Korrosionsbeständigkeit der Schweißverbindung muss Legierungsabbrand vermieden und eine hohe Oberflächengüte erzielt werden. Sehr erfolgreich werden bisher vor allem Schutzgasschweißverfahren wie das Wolfram-Inertgas- (WIG-) oder das Plasmalichtbogenschweißen eingesetzt.

Aufgrund der weltweit zunehmenden Konkurrenz drängt sich in Fertigungsbetrieben die Frage auf, wie Fertigungsprozesse – und damit auch die Schweißprozesse – effizienter gestaltet und dabei gleichzeitig die hohen Qualitätsstandards erhalten werden können. Ein Schritt in diese Richtung wurde bereits vor Jahrzehnten mit dem Einsatz von Laserstrahlung in der schweißtechnischen Fertigung unternommen. Vor allem im Blechdickenbereich von wenigen Millimetern wurden deutliche wirtschaftliche Vorteile gegenüber Lichtbogenverfahren erzielt. Verfahrensinhärente Nachteile wie geringe zulässige Toleranzen bei der Nahtvorbereitung, bedingt durch die mangelnde Spaltüberbrückbarkeit, und die begrenzte Möglichkeit der Zugabe von Zusatzwerkstoff haben den Einsatz von Laserstrahlung in der schweißtechnischen Fertigung jedoch nur eingeschränkt zugelassen.

Die Idee, die komplementären Schweißverfahren – Lichtbogen und Laserstrahlprozess – zur Überwindung der Nachteile der Einzelverfahren in einer gemeinsamen Prozesszone zu koppeln, stammt bereits aus den 70er Jahren. Über die letzten Jahrzehnte haben Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißverfahren an Bedeutung für die schweißtechnische Fertigung stetig zugenommen. Typische Einsatzgebiete sind bislang der Schiffbau und die Automobilindustrie [3]. Das Laserstrahlschweißen, das charakterisiert wird durch eine konzentrierte Wärmeeinbringung in die Tiefe des Werkstücks, steht für eine geringe Wärmeeinbringung mit einem resultierenden geringen Verzug des Bauteils und einer kleinen wärmebeeinflussten Zone des Grundwerkstoffs. Durch die Überlagerung mit einem Lichtbogenprozess werden Toleranzberei-

che vergrößert und gleichzeitig die Möglichkeiten einer metallurgischen Beeinflussung erweitert. Gleichzeitig eröffnen Hybridschweißverfahren Wege, die Wärmeeinbringung in das Bauteil gezielter zu dosieren, um auf diese Weise optimale Werkstoffeigenschaften zu erhalten.

Beim Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen handelt es sich um eine bisher wenig untersuchte Verfahrensvariante. Gegenstand dieser Arbeit ist es daher, die Verfahrenskopplung für die schweißtechnische Verarbeitung der hochlegierten korrosionsbeständigen Stähle zu untersuchen. Da für diese Prozesskopplung keine kommerziell verfügbare Gerätetechnik bereitsteht, wird ein Teil der Arbeit die Entwicklung eines Hybridschweißkopfes beinhalten. Als eine Möglichkeit der Zusatzwerkstoffzugabe wird die Zufuhr eines pulverförmigen Zusatzwerkstoffs über den Plasmabrenner angewendet.

Die vorliegende Arbeit soll einen Beitrag zum besseren Verständnis des Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozesses leisten und die Möglichkeiten und Grenzen für den Einsatz in der schweißtechnischen Verarbeitung austenitischer Stähle darlegen. Schweißungen an Stumpf- sowie an Überlappstößen demonstrieren potentielle Anwendungsgebiete für den Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess. Wichtige fertigungsrelevante Kenngrößen wie die Spaltüberbrückbarkeit oder der Einfluss der Laserstrahlgeometrie auf das Schweißergebnis werden dabei festgestellt. Darüber hinaus wird der Einfluss wichtiger Prozessparameter wie Stromstärke, Schweißgeschwindigkeit, Fokuslage und Plasmagasmenge auf das Schweißergebnis untersucht. Es kommen sowohl metallographische und röntgenographische Untersuchungen als auch Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zum Einsatz. Aus den dabei beobachteten Phänomenen wird ein Modell abgeleitet, durch das – rein qualitativ – der Einfluss einzelner Parameter im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess verständlich gemacht werden soll und somit ihre gezielte Anpassung an den Prozess ermöglicht wird. Darüber hinaus werden die sich einstellenden Erstarrungsgefüge untersucht und die metallurgischen Aspekte beim Hybridschweißen austenitischer Stähle ganauer betrachtet, um mögliche verfahrensspezifische Risiken der Heißrissentstehung zu identifizieren.

# 2 Stand der Technik

## 2.1 Schweißverfahren

### 2.1.1 Laserstrahlschweißen

Von der Präsentation des ersten Lasers durch T.H. Maiman im Jahre 1960 bis hin zur ersten Anwendung von Laserstrahlung für die Materialbearbeitung im Automobilbau dauerte es nur knapp ein Jahrzehnt. Heutzutage sind die Einsatzgebiete des Lasers in der Produktionstechnik sehr vielfältig und reichen von der Oberflächenbearbeitung über das Schneiden und Bohren bis hin zum Schweißen und Löten.

Die meisten der inzwischen kommerziell verfügbaren Lasertypen sind zwar schon in den sechziger Jahren entwickelt worden, erreichen jedoch erst seit den 80er Jahren Leistungen, die sich für das Fügen von Stahl im Dickenbereich von einigen Millimetern eignen. Die für Laser charakteristischen Wellenlängen reichen vom Ultraviolett-Bereich (Excimer-Laser) bis in den Infrarot-Bereich (Festkörperlaser, $CO_2$-Laser), wobei letztere die für das Laserstrahlschweißen wichtigsten Vertreter darstellen [4, 5].

#### 2.1.1.1 Grundlagen zur Lasermaterialbearbeitung

Fertigungsprozesse, in denen Laserstrahlung zum Einsatz kommt, verfügen häufig über folgende charakteristische Merkmale:

- hohe Prozessgeschwindigkeiten
- berührungslose und abnutzungsfreie Materialbearbeitung
- hohe Flexibilität
- geringe, aber konzentrierte Wärmeeinbringung
- sehr gute Automatisierbarkeit
- hohe Präzision und Reproduzierbarkeit.

Das breite Einsatzspektrum von Laserstrahlung in der Materialbearbeitung basiert darauf, dass Laser in verschiedenen Leistungsklassen verfügbar geworden sind. Diese reichen im Dauerstrich- bzw. cw (continuous wave)-Betrieb von einigen Watt für die Mikromaterialbearbeitung bis in den Multi-Kilowatt Bereich für das Schweißen großer Blechdicken bis zu 20 mm einlagig.

Für den Einsatz eines Lasers sind sowohl die Wellenlänge als auch die verfügbare Leistung und Strahlqualität ausschlaggebend. Daher haben sich in der schweißtechnischen Fertigung bis heute vor allem die $CO_2$-Laser und die Nd:YAG (Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-

Granat)-Laser durchgesetzt. $CO_2$-Laser sind sehr weit verbreitet, da sie vergleichsweise günstig in der Anschaffung und im Unterhalt sind, bringen aber auch Nachteile durch ihre Baugröße und ihre charakteristische Wellenlänge mit sich [4].

Der mit 10,6 µm etwa um einen Faktor 10 größeren Wellenlänge des $CO_2$-Lasers gegenüber den Festkörperlasern muss mit teilweise aufwendigen Spiegeloptiken und einer Einschränkung der Flexibilität Rechnung getragen werden.

Der Nd:YAG-Laser liefert Strahlung mit einer Wellenlänge von 1,064 µm und kann aus diesem Grund mit Hilfe optischer Fasern an die Prozesszone geleitet werden. Die Führung in biegsamen optischen Fasern von einigen Metern Länge ermöglicht einen sehr flexiblen Einsatz. Die Fokussierung der Laserstrahlung wird durch optische Komponenten wie Linsensysteme oder Hohlspiegel vorgenommen. Die Brennweite einer Fokussiereinheit bestimmt den Arbeitsabstand zum Werkstück und gleichzeitig die für die Materialbearbeitung entscheidende Verteilung der Strahlintensität über den Strahlquerschnitt und entlang der Strahlachse. Die Fokussierbarkeit der Laserstrahlung ist vor allem eine Funktion der Strahlqualität. Sie wird durch das so genannte Strahlparameterprodukt (SPP) ausgedrückt, welches das Produkt von Fokusradius und halbem Divergenzwinkel des Strahls darstellt.

Die Strahlqualität wird nach DIN EN ISO 11145 [6] durch die dimensionslose Beugungsmaßzahl $M^2$ beschrieben. Diese gibt an, wie nah das reale Strahlparameterprodukt an der Beugungsbegrenzung eines vollkommenen Gauss-Strahls gleicher Wellenlänge liegt. Der Kehrwert von $M^2$ wird auch (veraltet) als Strahlpropagationsfaktor $K$ bezeichnet:

$$M^2 = \frac{1}{K} = \frac{\pi}{\lambda} \cdot \frac{d_{\sigma 0} \Theta_\sigma}{4} \tag{2.1}$$

$M^2$ : Beugungsmaßzahl
$K$ : Strahlpropagationsfaktor
$\lambda$ : Wellenlänge [m]
$d_{\sigma 0}$ : Durchmesser an der Strahltaille [m]
$\Theta_\sigma$ : Divergenzwinkel (Vollwinkel) [rad]

Für den beugungsbegrenzten Strahl gilt $M^2$ = 1. Je größer $M^2$, desto schlechter ist die Strahlqualität.
Eine für die Materialbearbeitung wichtige Kenngröße des fokussierten Laserstrahls ist die Rayleigh-Länge $z_R$. Sie hat den Charakter einer Schärfentiefe und bestimmt bei der Werkstoffbearbeitung maßgeblich die Toleranzen gegenüber Schwankungen der Fokuslage zum Bauteil. Die Rayleigh-Länge ist für den fokussierten Strahl definiert als der Abstand von der Strahltaille zum Strahlquerschnitt, bei dem sich die Strahlquerschnittsfläche bezogen auf den Fokus verdoppelt hat. Sie wird wie der Fokusdurchmesser durch die Strahlqualität und die optischen Komponenten der Fokussiereinheit bestimmt [4, 7].

Für die Rayleigh-Länge gelten folgende Formeln:

$$z_R = \frac{d_{\sigma 0}}{\Theta_\sigma} = \frac{\pi}{\lambda} \cdot \frac{{d_{\sigma 0}}^2}{4} \cdot \frac{1}{M^2} \tag{2.2}$$

und unter Einbeziehung der Fokussiereinheit

$$z_R \approx \frac{4 \cdot f^2 \cdot \lambda \cdot M^2}{D^2 \cdot \pi} \tag{2.3}$$

$z_R$ : Rayleigh-Länge [m]
$D$ : Durchmesser des Strahls auf der Fokussierlinse [m]
$f$ : Brennweite der Laseroptik [m]

Da für die Materialbearbeitung die Leistungsdichteverteilung entlang der Strahlachse entscheidend ist, nimmt die verfügbare Strahlqualität eine zentrale Stellung ein, wenn es um das Einstellen des Verhältnisses von Rayleigh-Länge zu Fokusdurchmesser für eine Materialbearbeitungsaufgabe geht.

Die Strahlqualität wird in erster Linie bei der Erzeugung der Laserstrahlung bestimmt. Eine Minderung der Strahlqualität wird zum Beispiel bei herkömmlichen Festkörperlasern durch die begrenzte Kühlbarkeit optischer Elemente der Strahlerzeugungs- und Fokussiereinheit hervorgerufen. Dies führt zu Temperaturgradienten in den Materialien und aufgrund der Temperaturabhängigkeit optischer Eigenschaften zu einer Verschlechterung der Strahlqualität [4].

Mit der Entwicklung neuer Lasertechnologien wie der Faserlaser- und der Scheibenlasertechnologie konnten in den letzten Jahren hinsichtlich der Strahlqualität von Festkörperlasern Verbesserungen insbesondere im hohen Leistungsbereich erzielt werden. Entscheidend ist hier die effiziente Kühlung einer dünnen Faser bzw. einer Scheibe, in der die Laserstrahlung erzeugt wird. Mit diesen Lasern können derzeit ca. 30 kW (Faserlaser) und 10 kW (Scheibenlaser) Ausgangsleistung bei gleichzeitig sehr hoher Strahlqualität im cw-Betrieb bereitgestellt werden. Die energetische Effizienz dieser Laser liegt mit bis zu 30 % ebenfalls deutlich über den Wirkungsgraden, die mit anderen Lasertypen erreicht werden [8, 9].

#### 2.1.1.2 Wechselwirkungen der Laserstrahlung mit dem Werkstoff beim Schweißen

Die verschiedenen Wellenlängen der Laser haben ein unterschiedliches Absorptionsverhalten der Laserstrahlenergie im Material zur Folge. Im Allgemeinen nimmt die Absorption von Photonen des betrachteten Wellenlängenbereichs mit zunehmender Wellenlänge ab, d.h. die Reflexion steigt an und liegt im Fall von z.B. Aluminium und Kupfer bei einer Wellenlänge von ca. 10 µm bei nahezu 100 %. Darüber hinaus ist die Reflektivität eines Materials eine Funktion der Temperatur. Die Absorption von Laserstrahlung nimmt mit der Temperatur des Materials zu. Daher ist ein wichtiger Faktor bei der Lasermaterialbearbeitung die Leistungsdichte: Ist diese groß genug, um das Material zu erwärmen und zu schmelzen, sind die Voraussetzungen für das Laserstrahlschweißen gegeben [10–12].

Beim Laserstrahlschweißen werden das so genannte Wärmeleitungsschweißen und das Tiefschweißen unterschieden. Bei ersterem wird das Material lediglich aufgeschmolzen. Beim Tiefschweißen dagegen kommt es nach dem Schmelzen zu einer Materialverdampfung und zur

Ausbildung eines Dampfkanals in der Schmelze, dem so genannten Keyhole. Der Wirkungsgrad des Laserstrahlschweißprozesses hängt maßgeblich von der Dampfkanalbildung ab, da hier die Laserleistung durch Vielfachreflexion und Absorption an den Wänden der Dampfkapillare sehr effizient in den Werkstoff eingebracht wird [4].

Eine andere Art der Energieübertragung im Dampfkanal findet über ein Plasma statt, das durch inverse Bremsstrahlung erzeugt wird. Das Plasma entsteht in Abhängigkeit von der Wellenlänge und der Leistungsdichte. Plasmabildung wird vor allem bei größeren Wellenlängen wie den 10,6 µm des $CO_2$-Lasers beobachtet, wurde aber auch bei der kürzeren Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers nachgewiesen. Hier nimmt die Plasmabildung jedoch einen geringeren Stellenwert ein, da die Wechselwirkungen geringer sind [4, 13–16].

Bei Schweißprozessen mit $CO_2$-Lasern ist zu berücksichtigen, dass es bei Leistungsdichten, die zum Tiefschweißen verwendet werden, nicht nur zu einem Plasma im Keyhole, sondern auch über dem Keyhole kommt, was zu einer Abschirmung der Laserstrahlung und damit zu einer Reduzierung der Einschweißtiefe führt. Dieser Effekt wird als Plasmaabschirmung bezeichnet. Abhilfe schaffen Prozessgase mit hoher Ionisierungsenergie, da sie zu einer Reduktion der Elektronendichte über dem Dampfkanal führen und damit der Plasmabildung entgegenwirken. In der Regel werden Helium oder Helium/Argon-Gemische als Prozessgase empfohlen [17, 18].

Das Laserstrahlschweißen – nachfolgend ist damit immer der Tiefschweißprozess gemeint – zeichnet sich durch ein großes Verhältnis von Schweißnahttiefe zu Breite aus. Dieses hat zur Folge, dass hohe Anforderungen an die Nahtvorbereitung gestellt werden und nur sehr geringe Spalte von maximal ca. 0,2 mm überbrückt werden können [19]. Für die I-Naht Vorbereitung wird daher in der Regel ein technischer Nullspalt gefordert. Schwierig gestaltet sich auch die Zufuhr von Zusatzwerkstoff. Hierzu eignet sich Kaltdraht, der sehr genau zum Schmelzbad positioniert werden muss und zu dessen Aufschmelzen immer ein Teil der für den Tiefschweißprozess wichtigen Laserstrahlenergie verloren geht. Einer metallurgischen Beeinflussung der Schweißnahtqualität sind daher Grenzen gesetzt. Auch Porenbildung kann beim Laserstrahlschweißen ein Problem darstellen, da die Entgasung aufgrund der geringen Schmelzbadgröße erschwert ist. Die Gefahr der Porenbildung steigt, wenn nicht vollständig durchgeschweißt wird [20].

Der Hauptvorteil des Laserstrahlschweißens besteht in der konzentrierten, aber insgesamt geringen Einbringung von Energie in das Bauteil. Dadurch werden hohe Schweißgeschwindigkeiten erzielt und der Bauteilverzug auf ein Minimum reduziert. Die Wärmeeinflusszone ist sehr schmal, was sich in den meisten Fällen positiv auf die Schweißnahtqualität auswirkt.

## 2.1.2 Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißen

### 2.1.2.1 Grundlagen des Hybridschweißens

Bereits im Jahr 1978 wurden erste Ergebnisse zur Kopplung eines Laserstrahls mit einem Lichtbogenschweißprozess veröffentlicht [21]. Aber erst seit den 90er Jahren wurde die Forschung auf dem Gebiet der Hybridschweißverfahren deutlich vorangetrieben, in erster Linie, um das

Anwendungsspektrum für die Festkörperlaser zu erweitern, die zu der Zeit nur über ca. 3 kW Ausgangsleistung und eine sehr geringe Effizienz verfügten [22].

Der Schwerpunkt lag anfangs auf dem Laserstrahl-WIG (Wolfram-Inertgas)- und später besonders auf dem Laserstrahl-MSG (Metall-Schutzgas)-Hybridschweißprozess [22–35].

Beide Prozesse sind schematisch in Abb. 2.1 dargestellt.

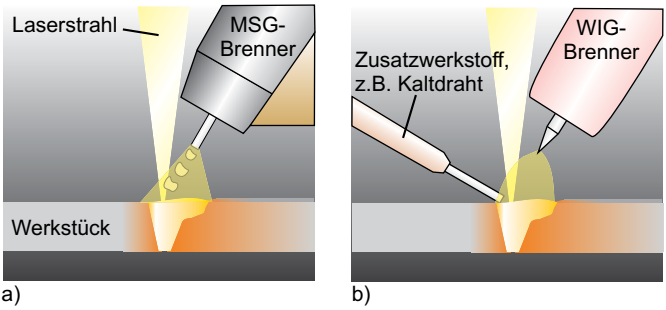



*Abbildung 2.1: Darstellung von (a) Laserstrahl-MSG- und (b) Laserstrahl-WIG-Hybridschweißverfahren*

Vorrangiges Merkmal von Hybridschweißprozessen ist die Erhöhung der Effizienz und der Produktivität, was nicht allein in der Steigerung der erzielbaren Schweißgeschwindigkeiten begründet ist. Eine gegenüber dem reinen Laserstrahlschweißen deutlich verbesserte Spaltüberbrückbarkeit trägt ebenfalls zur Produktivitätssteigerung bei, da die Anforderungen an die Nahtvorbereitung herabgesetzt werden können. Außerdem wird von positiven Einflüssen auf die Metallurgie und die Schweißnahtqualität berichtet [24, 26, 36–38].

Die Zunahme der aufeinander abzustimmenden Schweißparameter, die zwar einerseits die Anpassungsmöglichkeiten des Prozesses an eine gegebene Schweißaufgabe um ein Vielfaches erweitern, aber gleichzeitig eine geeignete Qualifikation und Erfahrung des Bedienpersonals erfordern, sowie, verglichen mit dem reinen Lichtbogenschweißen, hohe Investitionskosten erschwerten zunächst die Akzeptanz in der praktischen Anwendung, jedoch werden Hybridschweißverfahren wie das Laserstrahl-MSG-Schweißen heute in vielen Bereichen, wie dem Automobil-, Flugzeug- und Schiffbau, erfolgreich eingesetzt [3, 30, 39].

Zusammenfassend zeichnen sich Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißverfahren aus durch:

- größere Toleranzen bei der Nahtvorbereitung gegenüber dem Laserstrahlverfahren
- Steigerung der Schweißgeschwindigkeit, vor allem gegenüber dem Lichtbogenverfahren
- Verringerung von Streckenenergie gegenüber den Lichtbogenverfahren
- verbesserte Einkopplung der Laserenergie
- zunehmende Anzahl einzustellender Parameter.

Zur Terminologie von Hybridschweißverfahren gibt es bisher noch keinen internationalen Konsens. Für die Definition von Hybridschweißprozessen wurden unterschiedliche Ansätze vorgenommen.

In DVS-Merkblatt 3216 [40] wird nach der örtlichen Verteilung der Prozesszonen von Laserstrahl und Lichtbogen unterschieden. Nur wenn beide Verfahren in einer gemeinsamen Prozesszone wirken, d.h. eine Verfahrenskopplung bzw. ein gemeinsames Schmelzbad vorliegt, wird das Verfahren als Hybridschweißverfahren bezeichnet und so von einer reinen Verfahrenskombination abgegrenzt. Besondere Charakteristiken eines Hybridschweißprozesses, z.B. wenn der Laserstrahl lediglich zur Stabilisierung des Lichtbogens verwendet wird, werden nicht differenziert.

Aufgrund der Komplexität und der vielfachen Anwendungsmöglichkeiten von Prozesskopplungen von Laserstrahl und Lichtbogen (in der englischsprachigen Fachliteratur wird auf die Unterscheidung von Verfahrenskopplung und Verfahrenskombination weitestgehend verzichtet) wird bei Abe et al. [28] der Hybridschweißprozess weiter klassifiziert. In Abhängigkeit vom dominierenden Prozess – zu den Anfängen des Hybridschweißens, als Laser mit nur geringer Ausgangsleistung zur Verfügung standen, war dies zumeist der Lichtbogenprozess – wird unterschieden zwischen lichtbogenunterstütztem Laserstrahlschweißen, laserstrahlstabilisiertem Lichtbogenschweißen, kombiniertem Laserstrahl-Lichtbogenschweißen zur Minimierung von Schweißnahtdefekten und dem so genannten „leading path laser arc combination welding“, bei dem der Lichtbogenprozess genutzt wird, um die Spaltüberbrückung und den Tiefschweißeffekt des Lasers zu unterstützen.

In der japanischen Fachliteratur wird häufig die für den Prozess sehr wichtige räumliche Anordnung der beiden Einzelprozesse in der Terminologie berücksichtigt, indem der vorlaufende Prozess in der Bezeichnung zuerst genannt wird (z.B. Laser-MIG vs. MIG-Laser) [24, 35, 38].

Die Idee des Hybridschweißens haben jedoch alle Varianten gemein. Sie basieren auf der Annahme, dass es zu einem Ausgleich der Nachteile des jeweils anderen Verfahrens bzw. sogar zu Synergieeffekten in der gemeinsamen Prozesszone kommt. Beides beruht darauf, dass es

- zu gegenseitigen physikalischen Wechselwirkungen zwischen Laserstrahlung, Lichtbogenplasma, den verwendeten Prozessgasen und dem Metalldampf bzw. dem Metalldampfplasma oder teilionisiertem Metalldampf kommt.
- durch die Überlappung der Prozesszonen zu einem gemeinsamen Schmelzbad und zu entsprechenden Wechselwirkungen in der Schmelzbaddynamik sowie zur Ausbildung einer von den Einzelprozessen abweichenden Schmelzbadgeometrie kommt.

Die physikalischen Wechselwirkungen des Lichtbogenplasmas mit dem Laserstrahl sind sehr komplex. Hier spielen im Wesentlichen die Wellenlänge und die Intensität des Laserstrahls, der Werkstoff, das verwendete Prozessgas sowie die Polung des Lichtbogenschweißprozesses eine Rolle. Wechselwirkungen treten nach bisherigen Erkenntnissen vor allen Dingen bei der Verwendung von $CO_2$-Laserstrahlung auf [28, 41–43].

Gornyi et al. [44] wiesen nach, dass es bei einer Kopplung von $CO_2$-Laserstrahlung und dem WIG-Prozess zu einer Reduzierung der Lichtbogenspannung, also zu einer höheren elektri-

schen Leitfähigkeit kommt, was als ein Grund für die Effizienzsteigerung in Hybridschweißprozessen angenommen wurde.

Für das Schweißergebnis spielen neben den physikalischen Wechselwirkungen der Laserstrahlung mit dem Lichtbogen auch die Schmelzbadform und die Schmelzbaddynamik eine ausschlaggebende Rolle [45–48].

#### 2.1.2.2 Auswirkungen von Laserstrahl und Lichtbogen auf das Schmelzbad

Forschungsarbeiten, die sich mit dem Einfluss von Schweißprozessen auf die Schmelzbadgeometrie auseinandersetzen, haben in den letzten beiden Jahrzehnten mit der stetig steigenden Leistungsfähigkeit rechnergestützter Simulationsmethoden enorm zugenommen. Es liegen aber bisher hauptsächlich Ergebnisse zu den Einzelschweißverfahren vor. Eine Voraussetzung für das Verständnis der Zusammenhänge zwischen Schweißverfahren und resultierender Schmelzbadgeometrie ist das Wissen um die physikalischen Vorgänge, die den Wärme- und Stofftransport in Schweißprozessen bestimmen. Dies sind maßgeblich [49, 50]:

- Wärmeleitung bzw. Diffusion
- Konvektion.

Das Schweißverfahren, der Anteil der vom Material aufgenommenen Energie und die spezifischen Eigenschaften des Werkstoffs wie Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität, Oberflächenspannung und Viskosität der Schmelze bestimmen, wie die o.g. Prozesse auf die Schmelzbadgeometrie Einfluss nehmen [51].

Die Schmelzbadströmungen, die sich auf den konvektiven Wärme- und Stofftransport auswirken, wurden zum Beispiel von Zacharia et al. [52–55] für einen austenitischen Stahl im Laserstrahl- und im Lichtbogenprozess berechnet. Dabei wurde deren starke Abhängigkeit von der Temperaturverteilung und der Anwesenheit oberflächenaktiver Elemente wie Sauerstoff oder Schwefel festgestellt. Als wichtige Einflussgrößen werden Oberflächenkräfte, temperaturabhängige Oberflächenspannungen (Marangoni-Kräfte), die Schwerkraft und für den Lichtbogenprozess auch die elektromagnetischen Kräfte auf die Schmelze, die durch selbstinduzierte Ströme hervorgerufen werden, genannt.

Die Marangoni-Kräfte bewirken, dass Flüssigkeiten bzw. Schmelzen von Orten niedriger Oberflächenspannung in Richtung hoher Oberflächenspannung fließen. Nimmt die Oberflächenspannung mit der Temperatur zu, wie es der Fall ist, wenn genügend oberflächenaktive Elemente wie Sauerstoff oder Schwefel vorhanden sind, fließt die Schmelze von den kälteren Rändern des Schmelzbades in die Mitte. Verhält sich die Oberflächenspannung bei Temperaturerhöhung umgekehrt, so fließt die Schmelze von der Mitte des Schmelzbades zu den Rändern hin. Das hat zur Folge, dass Marangoni-Kräfte bzw. oberflächenaktive Elemente einen starken Einfluss auf die Schmelzbadgeometrie bzw. die Einschweißtiefe ausüben [56–58].

Den Marangoni-Kräften wird vor allem im Bereich der freien Oberfläche, d.h. in Lichtbogenschweißprozessen und im oberen Teil des Schmelzbades bei Laserstrahlschweißprozessen, eine wichtige Rolle zugemessen [16, 49, 57, 59, 60].

Als eine weitere Kraft auf die Schmelzbadströmung im Lichtbogenprozess bezieht Tanaka [59] die Reibungskraft der Plasmaströmung in seine Berechnung der Schmelzbaddynamik ein. Diese übt in Lichtbogenprozessen eine Scherkraft auf die Oberfläche des Schmelzbades aus.

Beim Laserstrahl- und beim Lichtbogenschweißen findet im Allgemeinen eine Relativbewegung zwischen Werkstück und Schmelzbad statt. Dies bedeutet im Fall des Laserstrahlschweißens, dass das an der Vorderseite des Schmelzbades aufgeschmolzene Material um die Dampfkapillare herumfließen muss, was nach hinten gerichtete Strömungen der Schmelze an den Seitenwänden der Dampfkapillare zur Folge hat. An der Rückseite des Schmelzbades kommt es zur Akkumulation flüssigen Materials, wo anschließend die Erstarrung stattfindet [61, 62].

Auch bei Lichtbogenschweißprozessen findet man eine leichte Vertiefung in der Schmelzbadoberfläche, den sogenannten Krater, der durch die Kraftwirkung des Lichtbogens erzeugt wird, und der von der Schmelze umflossen werden muss. Der sogenannte Lichtbogendruck ist abhängig von der Stromstärke, der Stromdichte, der Lichtbogenlänge und dem verwendeten Plasmagas [61, 63].

Eine wichtige, nicht zu unterschätzende Rolle in Schweißprozessen mit hoher Leistungsdichte wie dem Laserstrahlschweißen spielen die Verdampfungsvorgänge im Keyhole und die optischen Eigenschaften des Metalldampfs bzw. Plasmas [64, 65].

Durch das Verdampfen des Materials wirken Kräfte auf die Schmelze, die die Schmelzbadgeometrie und -dynamik beeinflussen. Zum einen sind dies Reibungskräfte des ausströmenden Metalldampfs, zum anderen Rückstoßkräfte der aus der Schmelzenoberfläche austretenden Metallatome. Daher ist für Laserstrahlmaterialbearbeitungsprozesse neben dem Absorptionsvermögen auch der Dampfdruck der Legierungselemente am Schmelzpunkt ausschlaggebend. Hohe Dampfdrücke führen dazu, dass das Material sehr leicht von der Schmelze in die Gasphase übergeht, was zwar für Tiefschweißprozesse hilfreich ist, zu hohe Dampfdrücke einzelner Legierungsbestandteile oder auch von Beschichtungen, z.B. von Zinkschichten auf Stahlblechen, können jedoch dazu führen, dass es zur Destabilisierung des Tiefschweißprozesses kommt. Besonders kritisch sind stark lokalisiert stattfindende Verdampfungsprozesse innerhalb des Keyholes zu betrachten, da sie über die Rückstoßkräfte zu einer Deformation der Schmelzbadoberfläche oder sogar zu einem Kollaps des den Dampfkanal umfließenden Schmelzmantels führen, was Poren und Spritzerbildung zur Folge haben kann. Dieses Verhalten wird durch mangelnde Entgasungsmöglichkeiten, wie sie zum Beispiel bei Einschweißungen vorliegen, verstärkt [45, 48, 66]. Zum Laserstrahlschweißen wurden bereits Modelle zu den Entstehungsmechanismen von Prozessporen enwickelt. Hohenberger [67] untersuchte die Entstehung von Prozessporen und Schmelzbadauswürfen unter Verwendung einer Doppelfokusoptik und führte deren Entstehung auf Einschnürungen der Dampfkapillare zurück. Er fand dabei eine kritische Anordnung der sich überlagernden Schmelzbäder, bei der Poren- und Sprizterbildung vermieden werden konnte. Analytische Methoden zur Berechnung der Stabilität des Dampfkanals wurden bereits vor mehr als dreißig Jahren zum Beispiel von Andrews et al. [68] vorgenommen, der dafür – stark vereinfachend – die Oberflächenspannung, den hydrostatischen und hydrodynamischen Druck und die Metallverdampfung ins Gleichgewicht setzte.

Über den Vergleich numerischer Simulation der Schmelzbadgeometrie mit realen Schweißungen lassen sich die physikalischen Vorgänge, die zur charakteristischen Form des Nahtquerschnitts führen, näherungsweise deuten. Sudnik et al. [51, 69, 70] errechneten unter Einbeziehung der Leistungsdichteverteilung der Laserstrahlung, der Plasmabildung, der Strahlungsabsorption und den Kräften in der Dampfkapillare (Dampfdruck, temperaturabhängige Oberflächenspannung, Laplace-Druck bzw. Kapillardruck aufgrund der gekrümmten Oberfläche, hydrostatischer und hydrodynamischer Druck) die Druck- und Temperaturverteilung auf der Grenzfläche Damfkanal/Schmelze beim Laserstrahlschweißen und konnten so die Schweißnahtgeometrie rechnerisch vorhersagen. Weitere Arbeiten auf diesem Gebiet wurden z.B. auch von Kroos et al. [71] und Matsunawa et al. [72] durchgeführt.

Dennoch ist durch numerische Methoden auch heute noch nur eine stark vereinfachende Darstellung der Strömungsverhältnisse in der Metallschmelze um den Dampfkanal möglich. Dies wird durch Forschungsarbeiten eines japanischen Forscherteams um Matsunawa belegt, das die Strömungsverhältnisse und die Form der Dampfkapillare beim Laserstrahltiefschweißen mit Hilfe einer Mikrofokus-Röntgenanlage beobachtet hat. Es wurde festgestellt, dass beim Tiefschweißen mit $CO_2$-Laser bzw. YAG-Laser sehr komplexe und zeitlich veränderliche Bewegungen in der Schmelze und der Schmelzbadoberfläche vorliegen [45–48, 73, 74].

Für die Kopplung von Laserstrahl- und Lichtbogenschweißprozess gibt es bisher nur wenige Untersuchungen, die sich gezielt mit der Schmelzbadgeometrie und der Schmelzbaddynamik und deren Auswirkung auf die Schweißnahtqualität auseinandersetzen [3].

Naito, Katayama et al. beschäftigten sich mit der Schweißnahtgeometrie und der Porenbildung beim Laser-WIG- bzw. WIG-Laser-Hybridschweißen von hochlegiertem Stahl. Hierzu nutzen sie unter anderem auch die Mikrofokus-Röntgenanlage für die in-situ Beobachtung des Schmelzbades. Die positive Wirkung des Hybridschweißprozesses auf Vermeidung von Poren führen sie auf die verbesserte Entgasungsmöglichkeit und den Schmelzefluss in der gemeinsamen Prozesszone zurück [38, 75, 76].

#### 2.1.2.3 Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen

Beim Laser-Plasma-Hybridschweißen handelt es sich um eine, verglichen mit dem Laser-MSG- und Laser-WIG-Hybridschweißen, bisher wenig untersuchte Verfahrenskopplung [50, 77–84].

Das Plasmaschweißen zählt zu den Wolfram-Schutzgasschweißverfahren. Im Gegensatz zum WIG-Schweißen wird hier der Lichtbogen mit Hilfe einer um die Wolframelektrode angeordneten, wassergekühlten Plasmadüse aus einer Kupferlegierung eingeschnürt. Ein sogenanntes Plasmagas, welches in die Düse eingeleitet wird, verstärkt zusätzlich die Ionisierung im Lichtbogen. Die erhebliche Verringerung des Entladungsquerschnitts führt zunächst zu einem thermischen Pincheffekt, und aufgrund der erhöhten Stromdichte tritt ein zusätzlicher magnetischer Pincheffekt ein. Aus diesem Grund ist der Lichtbogen beim Plasmaschweißen deutlich stärker konzentriert und gerichtet und es liegt eine höhere Leistungsdichte am Werkstück vor. Das thermische Plasma ist beim Plasmalichtbogen deutlich stärker ausgeprägt als im frei brennenden Lichtbogen [23, 85].

Im Unterschied zum MSG-Schweißen brennt der Lichtbogen kontinuierlich zwischen Elek-

trode und Schmelzbadoberfläche, was einen deutlich ruhigeren Schweißprozess zur Folge hat. Spritzerbildung ist daher fast ausgeschlossen und es werden in der Regel Schweißnähte mit hoher Oberflächengüte produziert. Die Zugabe von Zusatzwerkstoff ist weitgehend unabhängig von der Energiezufuhr, und es kann bei guter Nahtvorbereitung auch auf Zusatzwerkstoff verzichtet werden.

Die Vorteile gegenüber dem WIG-Schweißen liegen vor allem in der höheren Energiedichte des Plasmalichtbogens. Die Elektrode ist im Plasmaprozess durch die Plasmadüse weitgehend vor beim Hybridschweißen verstärkt auftretenden Metalldämpfen geschützt, was die Elektrodenstandzeit erhöht. Die Zündung des Lichtbogens kann beim Plasmaschweißen über einen Pilotlichtbogen erfolgen, der zwischen Plasmadüse und Wolframelektrode mittels Hochfrequenz gezündet wird.

Das reine Plasmaschweißen eignet sich wie das WIG-Schweißen sehr gut für austenitische Chrom-Nickel-Stähle sowie Nickellegierungen. Ein großer Vorteil des Plasmaschweißverfahrens liegt, ähnlich wie beim WIG-Schweißen, in der weitgehend energieunabhängigen Zugabe von Zusatzwerkstoff [23, 86].

Beim Plasmaverfahren kann mit übertragenem Lichtbogen (Polung von Werkstück und Elektrode) oder mit nicht übertragenem Lichtbogen (Polung von Plasmadüse und Elektrode) gearbeitet werden. Beim Verbindungsschweißen wird jedoch meistens der übertragene Lichtbogen verwendet. Als Plasmagas werden hauptsächlich das gegenüber Helium leicht ionisierbare Argon oder ein Argon/Helium-Gemisch verwendet [23].

Das Plasmaschweißen ist ein sehr vielseitig einsetzbares Verfahren, welches je nach verwendeter Stromstärke, Plasmagasmenge und Schweißgeschwindigkeit für unterschiedliche Fügeaufgaben genutzt werden kann. In Abhängigkeit von den Leistungsparametern wird unterschieden zwischen Mikroplasma-, Weichplasma- und Plasmastichlochschweißen. Die Verfahrensvarianten und die Blechdickenbereiche, in denen sie zum Einsatz kommen, sind in Tabelle 2.1 zusammengefasst:

*Tabelle 2.1: Verfahrensvarianten des Plasmaschweißens*

| Verfahren | Blechdicke in mm | Stromstärke in A |
|---|---|---|
| Mikroplasmaschweißen | 0,1 ... 1,0 | 0,05 ... 50 |
| Weichplasmaschweißen | 1,0 ... 3,0 | 50 ... 200 |
| Plasmastichlochschweißen | 3,0 ... 10,0 | 150 ... 500 |

Beim Plasmastichlochschweißen bildet sich durch den hohen Lichtbogendruck und durch Verdampfungsprozesse des Metalls eine Vertiefung im Schmelzbad, das so genannte Stichloch, aus, und die Prozessenergie wird in Schweißnähte mit einem großen Verhältnis von Nahttiefe zu -breite umgesetzt. Das Verfahren wird häufig in der automatisierten schweißtechnischen Verarbeitung von Rohren und Profilen aus nichtrostendem Chrom-Nickel-Stahl eingesetzt. Ei-

nerseits, weil sich qualitativ sehr hochwertige Schweißnähte herstellen lassen, andererseits, weil sich bei der Herstellung längerer Nähte im Blechdickenbereich von 2 mm bis 10 mm höhere Schweißgeschwindigkeiten erzielen lassen als mit dem WIG-Schweißprozess. Auch gegenüber dem MSG-Prozess ist es in diesem Fall wirtschaftlicher, da sich ein Mehrlagenschweißen vermeiden lässt. Bleche von bis zu 8 mm lassen sich problemlos im I-Stoß fügen und die Zugabe von Zusatzwerkstoff kann bei Blechdicken von 8 mm bis 10 mm und guter, nahezu spaltfreier Nahtvorbereitung entfallen [85].

Wird Zusatzwerkstoff benötigt, erfolgt dessen Zugabe in der Regel in Form von Kalt- oder Warmdraht. Die Verfahrensvariante des Plasma-Pulver-Schweißens, d.h. Plasmaschweißen mit einem pulverförmigen Zusatzwerkstoff, findet vereinzelt Anwendung in der Fügetechnik [87]. Die Vorteile von pulverförmigem Zusatz werden hier vor allem in der weitgehend energieunabhängigen und genauen Dosierbarkeit gesehen. Die Verwendung von Pulver im Zusammenhang mit Plasma ist jedoch hauptsächlich im Bereich der Oberflächenbeschichtung angesiedelt [88–90].

In Tabelle 2.2 sind grobe Richtwerte für das Plasmaverbindungsschweißen von Chrom-Nickel-Stählen verschiedener Blechdicken angegeben:

*Tabelle 2.2: Richtwerte zum Plasmaschweißen von nichtrostenden Stählen, nach [85, 86]*

| Parameter | 3 mm | 5 mm | 8 mm |
|---|---|---|---|
| Schweißgeschwindigkeit | 0,65 m/min | 0,50 m/min | 0,25 m/min |
| Stromstärke | 160 A | 190A | 210 A |
| Plasmagasmenge | 5 l/min | 7 l/min | 7 l/min |
| Schutzgasmenge | 20 l/min | 20 l/min | 20 l/min |

Alternativ zum Stichlochschweißen kann mit einem so genannten Weichplasma gearbeitet werden, wenn zum Beispiel die Wärmeinbringung gering gehalten oder nicht durchgeschweißt werden soll. Dies wird über eine Reduzierung der Plasmagasmenge und über eine Herabsetzung der Lichtbogenleistung erzielt, aber auch indem die Öffnung der Plasmadüse und damit der Entladungsquerschnitt vergrößert wird. Ein Anwinkeln des Plasmabrenners, der normalerweise in senkrechter Stellung über dem Bauteil geführt wird, reduziert ebenfalls die kinetische Energie des Plasmas bzw. den Druck auf die Schmelze und führt zu einem weichen Plasmastrahl. Weiteren Einfluss hat die Position der Elektrodenspitze hinter der Plasmadüsenöffnung. Liegt die Spitze der Elektrode dicht hinter der Öffnung, wird der Einschnüreffekt durch die Plasmagasdüse minimiert [23].

Wird der Plasmalichtbogen mit dem Laserstrahl in einer gemeinsamen Prozesszone gekoppelt, ist wie beim Laserstrahl-MSG-Verfahren ein Schweißen mit senkrecht auf das Werkstück einfallendem Laserstrahl sinnvoll, um größtmögliche Einschweißtiefen zu erzielen. Dies impliziert zunächst, dass der Plasmaprozess seitlich, also unter einem Winkel, der Prozesszone zugeführt werden muss. Es wurde jedoch gezeigt, dass eine konzentrische Anordnung von Laserstrahl zu

Plasmabrenner möglich ist. Diese bietet den Vorteil, dass die Komplexität des Prozesses, d.h. die Anzahl der aufeinander abzustimmenden geometrischen Parameter, deutlich abnimmt, was die Anwenderfreundlichkeit und die Akzeptanz für einen möglichen industriellen Einsatz erhöht. Diese Anordnung bringt die Vorteile einer punktförmigen Wärmequelle mit sich und kann daher sehr flexibel im Raum geführt werden [77]. Sie wurde zum Beispiel im E.O.Paton-Institut von Krivtsun [78], der dafür einen eigenen Brenner entwickelte, und von Dykhno [79], der sich einen Laser-Plasma-Brenner patentieren ließ, sowie in einem AiF-Forschungsvorhaben an der Technischen Universität Clausthal [80] angewendet.

Im zuletzt genannten Vorhaben wurde auch die gewinkelte Anordnung von Laserstrahl zu Plasmabrenner untersucht, wobei der Schwerpunkt auf dem Schweißen von Aluminiumlegierungen und unlegierten Stählen lag. Es wird in dem Zusammenhang unter anderem festgestellt, dass sich eine vorlaufende Anordnung des Laserstrahls positiv auf das Nahtaussehen auswirkt. Eine gewinkelte Anordnung wird auch von Biffin et al. [81, 82] verwendet. Es wird allerdings mit vorlaufender, d.h. schleppender Anordnung des Plasmabrenners gearbeitet. Das so genannte „plasma arc augmented laser welding“ (PALW) ist nach Ansicht der Autoren eine interessante Möglichkeit, das Anwendungsgebiet von Lasern mit niedriger Leistung zu erweitern und die Spaltüberbrückbarkeit zu verbessern. Diese gewinkelte Anordnung von Laserstrahl und Plasmabrenner wird in einem dazugehörigen US-Patent beschrieben [83].

Die Adaption eines Hybridschweißprozesses auf eine bestimmte Aufgabe stellt ein Multi-Parameter-Problem dar. Das Schweißergebnis ist das Resultat der in der Prozesszone auftretenden Wechselwirkungen der Einzelprozesse. Die Parameter, die im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess aufeinander abgestimmt werden müssen, und die zu berücksichtigenden Randbedingungen sind in Abb. 2.2 dargestellt. Sie können unterteilt werden in Parameter, die über die Teilprozesse unabhängig voneinander geändert werden können, wie z.B. die Strahlleistung und die Stromstärke des Lichtbogens, und Parameter, die sich erst durch die Kopplung der Teilprozesse ergeben bzw. für beide Prozesse gleich sind. Hierzu gehören zum Beispiel die geometrischen Parameter wie der Winkel zwischen Laserstrahl und Plasmabrenner oder der Abstand des Brenners bzw. der Elektrodenspitze von der Laserstrahlachse.

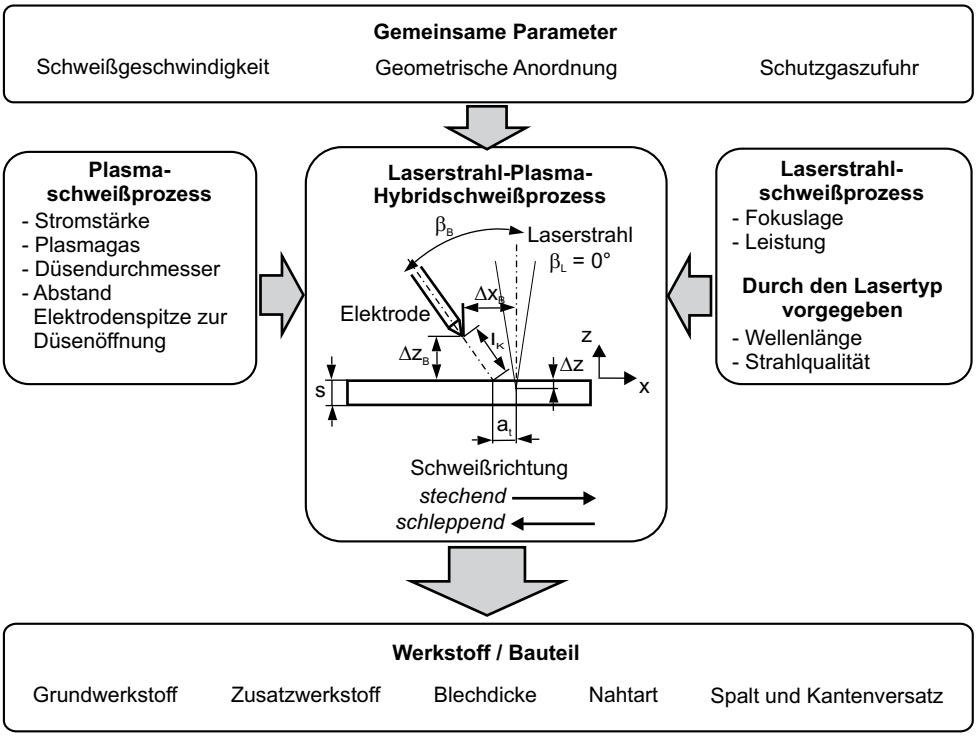



*Abbildung 2.2: Darstellung der Parameter und Randbedingungen im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess*

Ebenso wie bei anderen Hybridverfahren wird zum Laserstrahl-Plasma-Prozess berichtet, dass die Effizienz des Hybridschweißprozesses gegenüber den Einzelprozessen bzw. sogar gegenüber der Summe der Einzelprozesse erhöht wird. Synergieeffekte werden dadurch belegt, dass die Schweißnahtquerschnittsfläche im Hybridprozess größer ist als deren Summe in den Einzelprozessen. Dies wird unter anderem auf den stabilisierenden Einfluss des Laserstrahlschweißprozesses auf den Lichtbogen – den so genannten „rooting effect"– und die verbesserte Absorption der Laserstrahlung durch das Vorwärmen des Materials durch den Plasmaprozess zurückgeführt.

Untersuchungen zum Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen wurden bisher hauptsächlich ohne Zusatzwerkstoff an dünnen Blechen (bis 2 mm Blechdicke) verschiedener Werkstoffe durchgeführt. Wenn Zusatzwerkstoff benötigt wurde, z.B. zur Spaltüberbrückung oder zur metallurgischen Beeinflussung von heißrissempfindlichen Aluminiumlegierungen, wurde dieser in Form von Kaltdraht dem Schmelzbad zugeführt. Als Laser kamen zunächst $CO_2$-Laser zum Einsatz, die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf Nd:YAG-Laser wurde demonstriert [77, 81, 91]. Güns-

tig wirkt sich die kürzere Wellenlänge für das Fügen von Aluminium aus, da die Reflektivität deutlich geringer ist als bei $CO_2$-Laserstrahlung. Hierzu wurde ein möglicher Einsatz des sogenannten plasmaunterstützten Laserstrahlschweißens für das Fügen dünner Aluminiumbleche im Automobilbau untersucht [50].

Als weitere potentielle Anwendungsgebiete werden das Schweißen von Tailored Blanks sowie das spritzer- und porenarme Fügen von verzinkten Blechen genannt [77, 81, 92].

Von einer britischen Forschergruppe [84] wurde untersucht, inwieweit sich der Prozess simulieren lässt. Mit Hilfe eines neuronalen Netzes wurde die Schweißnahtgeometrie beim Hybridprozess, hier als plasmaunterstütztes Laserstrahlschweißen („plasma-augmented laser welding“) bezeichnet, berechnet, um für zukünftige Anwendungen die günstigsten Schweißparameter ermitteln zu können. Es konnte eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen erzielt werden.

Untersuchungen zum Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen wurden auch im Rahmen einer Diplomarbeit von Lammers [93, 94] unternommen. Lammers verwendete für die Schweißversuche eine gewinkelte Anordnung von Plasmabrenner und Laserstrahl. Es stand ein Plasmabrenner zur Verfügung, der sich aufgrund seiner schlanken Geometrie sehr gut für die Untersuchung des Einflusses der geometrischen Parameter auf das Schweißergebnis eignete. Ein pulverförmiger Zusatzwerkstoff wurde über eine konzentrisch um die Plasmadüse angeordnete Pulverdüse in die Prozesszone überführt.

In den Versuchen wurde die grundsätzliche Anwendbarkeit der Kopplung von Nd:YAG-Laserstrahl und Plasmaprozess gezeigt. Insbesondere die Auswirkung der geometrischen Anordnung von Laserstrahl und Plasmabrenner wurde untersucht. Es stellten sich einige Nachteile bei der Anlagentechnik heraus:

- geringe Strombelastbarkeit bzw. Kühlbarkeit des Plasmabrenners
- geringe Eintragsrate des pulverförmigen Zusatzwerkstoffes
- geringe Pulverförderrate
- mangelhafter Schutz der Schweißnaht vor Oxidation
- fehlende HF-Zündung.

## 2.2 Austenitische Stähle

Die austenitischen Stähle stehen im Mittelpunkt der Untersuchungen zum Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen, da sowohl das Plasmaschweißen als auch das Laserstrahlschweißen für diese Werkstoffgruppe häufig angewandte Schweißverfahren in automatisierten Fertigungsprozessen darstellen. Beide Verfahren tragen den Besonderheiten dieser Werkstoffe bei der schweißtechnischen Verarbeitung sehr gut Rechnung.

### 2.2.1 Allgemeine Eigenschaften austenitischer Stähle

Die austenitischen Stähle stellen die größte Gruppe innerhalb der nichtrostenden Stähle dar. Sie werden unter anderem in großem Umfang für Rohrleitungen und Behälter im chemischen Apparatebau, in der Lebensmittel, Pharma- und Papierindustrie sowie in petrochemischen Anlagen eingesetzt [95].

Die Optimierung dieser Stähle für verschiedenste Einsatzbedingungen hatte zur Folge, dass eine Vielzahl von Legierungen existiert, die nach DIN EN 10088-1 [96] unterteilt werden in korrosionsbeständige, hitzebeständige und warmfeste Stähle. Als Hauptlegierungselement enthalten alle diese Stähle Chrom, dessen Anteil in den meisten Legierungen zwischen 16 % und 20 % liegt, aber auch bis ca. 25 % reichen kann. Chrom sorgt durch die Ausbildung einer nur einige Atomlagen dicken, aber sehr dichten Oxidschicht für die Passivität der Legierungen. Als zweites wichtiges Legierungselement enthalten diese Werkstoffe Nickel, dessen Anteil bei ca. 8 % bis 12 % liegt, um das austenitische Gefüge bis Raumtemperatur zu stabilisieren. Für Anwendungen bei hoher korrosiver Beanspruchung und/oder hohen Temperaturen (bis ca. 950°C) kann der Nickelgehalt bis über 30 % angehoben sein, so dass die Zusammensetzung bereits an die der Nickelbasislegierungen heranreicht. Nickel zählt wie Kohlenstoff, Mangan oder Stickstoff zu den so genannten Austenitbildnern. Deren Verhältnis zu den Ferritbildnern, zu denen neben Chrom zum Beispiel das Molybdän zählt, bestimmt maßgeblich die sich einstellende Gefügestruktur.

Aufgrund ihrer kubisch flächenzentrierten Kristallstruktur sind austenitische Stähle sehr gut kaltumformbar und besitzen auch bei kryogenen Verhältnissen eine sehr gute Zähigkeit. Sie gelten im Allgemeinen als gut schweißbar, wobei zu berücksichtigen ist, dass die Stähle aufgrund ihrer geringen Wärmeleitfähigkeit zu Verzug neigen. Auch die Korrosionsbeständigkeit der austenitischen Stähle beruht auf Faktoren, die durch eine Schweißung beeinflusst werden können. Dazu zählen:

- Ausscheidungszustand
- Schweißgutzusammensetzung
- Oberflächenrauigkeit
- Oxidationszustand der Oberfläche.

Eine Oxidation der Schweißnahtoberfläche ist im Schweißprozess praktisch nicht zu vermeiden. Sie sollte, wenn möglich, durch Maßnahmen wie den Einsatz einer Schleppdüse auf

ein Minimum reduziert werden. Anlauffarben, die von der Oxidation herrühren, bzw. Zunderschichten müssen nach dem Schweißprozess durch Beizen entfernt werden, was durch eine glatte Schweißnahtoberfläche deutlich erleichtert wird. Glatte Schweißnahtoberflächen verbessern die Korrosionsbeständigkeit auch dadurch, dass Verunreinigungen und Aufkonzentrationen schädlicher Stoffe, wie z.B. Chloridionen, erschwert werden und somit der Bildung von Lokalelementen vorgebeugt wird. Spalte, die schon durch eine große Oberflächenrauhigkeit oder Schweißspritzer gebildet werden, sind aus diesem Grund zu vermeiden [95].

Die Korrosionsbeständigkeit kann auch durch Legierungsabbrand des sehr sauerstoffaffinen Elements Chrom beeinträchtigt werden. Ausreichende Schutzgaszufuhr während des Schweißens, auch wurzelseitig, ist daher unerlässlich. In der Regel sind die Zusatzwerkstoffe etwas überlegiert, so dass ein möglicher Abbrand kompensiert werden kann. Für Anwendungen, die eine höhere Korrosionsbeständigkeit erfordern, werden molybdänlegierte Güten eingesetzt. Molybdän verbessert die Beständigkeit vor allem gegenüber Lochkorrosion, welche einen der häufigsten Schädigungsmechanismen bei den austenitischen Stählen darstellt [97].

Der Ausscheidungszustand wird durch die Wärmeeinbringung beim Schweißen sowie einer evtl. nachfolgenden Wärmebehandlung bestimmt. Längere Haltezeiten im Temperaturbereich von ca. 500°C bis 950°C können zu einer Verminderung der Korrosions- und Festigkeitseigenschaften führen. Schweißverfahren, bei denen viel Wärme in den Werkstoff eingebracht wird, können sich daher nachteilig auf die Korrosionseigenschaften der Schweißnaht auswirken.

Es sei hier auf Chromkarbidausscheidungen, die das Risiko für interkristalline Korrosion heraufsetzen, oder die Entstehung der spröden Sigma-Phase, die zu etwa gleichen Anteilen aus Chrom und Eisen besteht, verwiesen. Da Diffusionsvorgänge im ferritischen Gefüge deutlich schneller ablaufen, sind Gefügebereiche mit höherem Ferritgehalt besonders gefährdet. Dies betrifft zum Beispiel die Schweißnähte, da sie Ferritgehalte von bis zu 15% aufweisen können. Dieser so genannte Delta-Ferrit entsteht bei der Erstarrung aus der Schmelze und ist die Folge einer unvollständig abgelaufenen Ferrit-Austenit-Umwandlung [86, 95, 98].

Zur Abgrenzung gegenüber diesen „normalen“ austenenitischen Stählen werden Stähle, die praktisch keinen Ferrit im Grundwerkstoff und/oder nur sehr geringe Gehalte im Schweißgut aufweisen, als Vollaustenite bezeichnet. Die vollaustenitischen Stähle erstarren austenitisch. Dabei wird kein oder nur sehr wenig Ferrit gebildet (vgl. hierzu auch Kapitel 2.2.2). Der Ferritgehalt in Schweißnähten ist aus verschiedenen Gründen ein wichtiger Kennwert bei der Beurteilung der Schweißnaht:

- Korrosions- und Festigkeitseigenschaften können unter ungünstigen Randbedingungen, z.B. sehr hoher Temperaturbeanspruchung oder sehr niedrigen Einsatztemperaturen, durch den Ferritgehalt beeinträchtigt werden.

- Über den Ferritgehalt kann indirekt auf den Erstarrungsmodus und damit auf ein vorhandenes Heißrissrisiko geschlossen werden.

## 2.2.2 Gefüge in Schweißnähten austenitischer Stähle

### 2.2.2.1 Erstarrung und Erstarrungmorphologien

Das Gefüge von Schweißnähten wird über Erstarrungsvorgänge und die nachfolgenden Gefügeumwandlungen im festen Zustand bestimmt. Diese sind zwar in erster Linie von der chemischen Zusammensetzung der Grund- und Zusatzwerkstoffe abhängig, werden aber auch durch die Schweißparameter und die Abkühlbedingungen beeinflusst (s. hierzu Kapitel 2.2.2.2).

Zahlreiche Untersuchungen liegen über die Erstarrung von Eisen-Chrom-Nickel-Legierungen liegen vor, da diese das Gefüge in Schweißnähten und damit die späteren Eigenschaften der Schweißnaht beeinflusst. Erste Ansatzpunkte zum Ablauf der Erstarrung erhält man über die Betrachtung von Zustandsdiagrammen, die aber nur den Gleichgewichtszustand wiedergeben. Für die austenitischen Chrom-Nickel-Stähle kann zur Veranschaulichung der Erstarrungsvorgänge das ternäre Zustandsdiagramm Eisen-Chrom-Nickel herangezogen werden [99].

In Abb. 2.3 ist der relevante Ausschnitt aus diesem Diagramm gezeigt. Die Liquidusflächen von primär austenitischer und primär ferritischer Erstarrung sind anhand von Isothermen, die in der peritektisch-eutektischen Rinne zusammenlaufen, dargestellt.

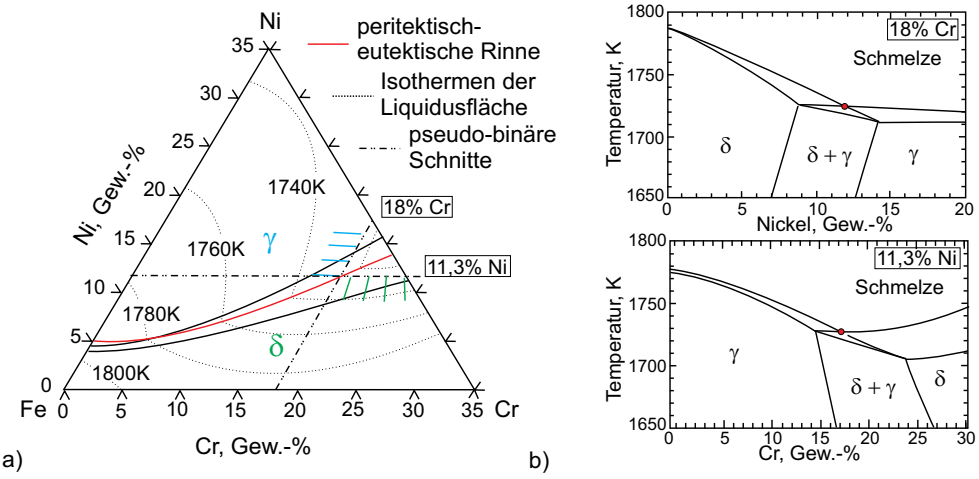



*Abbildung 2.3: (a) Ternäres Zustandsdiagramm Fe-Cr-Ni, errechnet mit Thermo-Calc [100], angedeutete Erstarrungspfade für primär austenistische (blau) und primär ferritische (grün) Erstarrung im Gleichgewicht und (b) pseudo-binäre Schnitte bei konstantem Chrom- bzw. Nickel-Gehalt*

Der größte Teil der austenitischen Stähle ist legierungstechnisch so eingestellt, dass er primär ferritisch erstarrt. In Abb. 2.3 a) liegen Zusammensetzungen mit primär ferritischer Erstarrung (δ-Gebiet, grün) unterhalb, die mit primär austenitischer Erstarrung (γ-Gebiet, blau)

oberhalb der eutektischen Rinne (rot). Die primär austenitisch erstarrenden Stähle werden, wie bereits erwähnt, zur begrifflichen Trennung auch als vollaustenitische Stähle bezeichnet. Im Zustandsschaubild werden die beiden Bereiche unterschiedlicher Primärerstarrung durch ein aus dem Fe-Ni-Randsystem stammendes Peritektikum, das in ein Eutektikum (eutektische Rinne) übergeht, voneinander abgegrenzt.

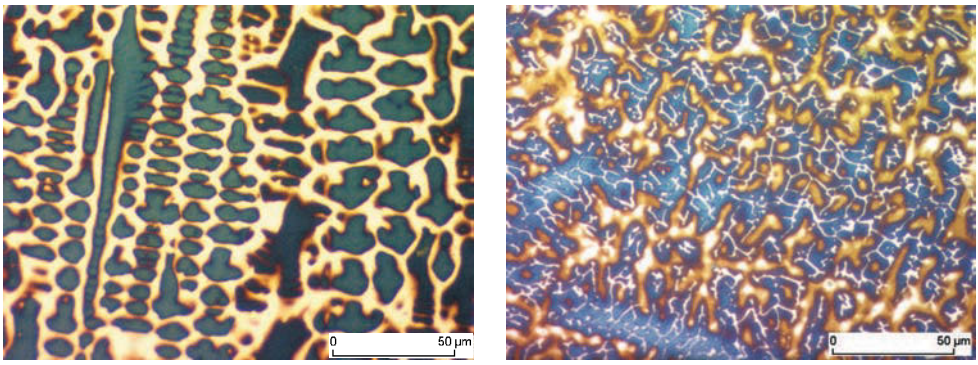
Die Erstarrungspfade, das heißt der Verlauf der Schmelzenzusammensetzung, sind in Abb. 2.3 mit den eingezeichneten farbigen Linien angedeutet. Diese Erstarrungspfade geben die für die Art der Erstarrung typischen Seigerungsrichtungen (Mikroseigerungen) von Chrom und Nickel wieder. Bei primär ferritischer Erstarrung wird eine gegensinnige Seigerung beobachtet, wobei die Restschmelze an Chrom einen geringeren Chromgehalt aufweist als der Dendritenkern. Bei primär austenitischer Erstarrung reichert sich die Restschmelze sowohl an Chrom als auch an Nickel an, d.h. es liegt eine gleichsinnige Seigerung vor [98, 101].

Die in Abb. 2.3 b) gezeigten pseudo-binären Schnitte eignen sich nicht für die Ermittlung der Umwandlungsvorgänge bei der Erstarrung, sie erleichtern aber das Verständnis für den Aufbau des Dreistoffsystems [102]. Die verschiedenen Mikrostrukturen, die sich in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung in austenitischen Stählen einstellen, ergeben sich aus der Erstarrungsfolge. Es lassen sich vier verschiedene Erstarrungsformen unterscheiden, die prinzipiell unterschiedliche Gefüge zur Folge haben:

- die reine primär austenitische Erstarrung (A)
- die primär austentitische Erstarrung mit eutektischer Erstarrung der Restschmelze (AF), bei der die Zwischenräume der Dendriten Anteile von Delta-Ferrit aufweisen
- die primär ferritische Erstarrung mit peritektisch-eutektischer Erstarrung der Restschmelze (FA)
- die rein ferritische Erstarrung (F).

In Abb. 2.4 sind der FA- und der A-Modus anhand von metallographischen Gefügeaufnahmen dargestellt. In primär austenitisch erstarrrtem Gefüge erscheinen die Dendritenkerne gleichmäßig dunkel, s. Abb. 2.4 a). Eutektischer Ferrit ist in real erstarrten Gefügen nur selten zu beobachten und liegt dann nicht in der typischen eutektischen Gefügestruktur, sondern in Kugel- oder Stabform zwischen den Dendriten vor, da es sich um ein entartetes Eutektikum handelt, bei dem die austenitische Erstarrung im Eutektikum bevorzugt abläuft [103].

Der ferritische Erstarrungsmodus (FA) Abb. 2.4 b) wird über den in der Farbätzung (nach „Lichtenegger und Blöch“ oder „Beraha“) sichtbaren, weiß erscheinenden Delta-Ferrit innerhalb der Dendritenkerne identifiziert. Dieser wird aufgrund seiner Form auch als vermikularer Delta-Ferrit bezeichnet. Er bleibt nach der Phasenumwandlung des Ferrits in Austenit innerhalb der Dendriten zurück. Im FA-Modus findet nach dem Gleichgewichtsschaubild die Umwandlung der Restschmelze in einer eutektischen Reaktion statt, in realen Erstarrungsgefügen wird jedoch kein Delta-Ferrit in den Dendritenzwischenräumen gefunden. Dies könnte auf eine bei höheren Erstarrungsgeschwindigkeiten bevorzugte peritektische Reaktion des bereits erstarrten Ferrits mit der Schmelze zu Austenit [101, 104] oder, wie von Lippold et al. [103] postuliert, auf eine durch Nickelseigerungen begünstigte austenitische Erstarrung der Restschmelze zurückzuführen sein.




a) b)

*Abbildung 2.4: Metallographische Aufnahmen (a) eines primär austenitisch erstarrten Gefüges (A) ohne Delta-Ferrit im dunkel erscheinenden Dendritenkern und (b) eines primär ferritisch erstarrten Gefüges (FA) mit weiß erscheinendem Delta-Ferrit in den Dendritenkernen*

Der anschließend im Schweißgut vorliegende Ferritgehalt ist nach Suutala et al. [105] und David [106] hauptsächlich von diffusionsgesteuerten Umwandlungsvorgängen nach der Erstarrung, d.h. von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Die Ferrit-Austenit-Umwandlung wird daher auch durch das sich bei der Erstarrung einstellende Mikrogefüge mit den von der Erstarrungsgeschwindigkeit abhängigen Seigerungsverläufen, Dendritenarmabständen etc. beeinflusst. Es wird z.B. beobachtet, dass schnell erstarrte Gefüge einen eher geringeren Ferritgehalt aufweisen, was im Falle einer diffusionsgesteuerten Umwandlung auf kleinere Diffusionswege und geringere Mikroseigerung zurückgeführt werden kann [107, 108].

Neben dem in Abb. 2.4 b) gezeigten vermikularen Ferrit werden noch andere Ferritmorphologien in Schweißgütern beobachtet, die auf unterschiedliche Entstehungsmechanismen zurückzuführen sind. Diese werden seit vielen Jahren diskutiert und es liegen einige Interpretationen vor, jedoch besteht bis heute kein Konsens über die genauen Mechanismen [102, 105, 106, 109–111].

Zu den Morphologien, die im FA-Erstarrungsmodus zu beobachten sind, zählen der bereits erwähnte vermikulare Ferrit und der sogenannte „lathy“ (Englisch für: lang und dünn) Ferrit. Der „lathy“ Ferrit hat ein lamellenartiges/zellulares Erscheinungsbild und liegt innerhalb der primären Dendriten unter einem bestimmten Winkel zur ursprünglichen Dendritenachse orientiert vor. Ein unterschiedlicher Entstehungsmechanismus gegenüber dem vermikularen Ferrit wird aufgrund der kristallographischen Beziehung des umgebenden Austenits zum Ferrit vermutet. Inoue et al. [112, 113] führen dies auf eine Massivumwandlung zurück, die von einer peritektischen Erstarrung der interdendritischen Bereiche verursacht wird, wohingegen der vermikulare Ferrit auf einer eutektische Reaktion derselben beruht. Beide Morphologien können gleichzeitig

in Schweißgütern des FA-Modus auftreten [102, 114].

Bei einer Erhöhung der ferritbildenden Elemente findet man sogenannten „acicular“ (Englisch für: nadelförmig) Ferrit im Gefüge, der sich über die Dendritengrenzen hinaus erstreckt. Diese Ferritmorphologie wird durch eine rein primär ferritische Erstarrung (F-Modus) und eine erst im festen Zustand stattfindende Ferrit-Austenit-Umwandlung erzeugt, die trotz des vergleichsweise großen Diffusionsausgleichs im ferritischen Erstarrungsgefüge aufgrund hoher Abkühlgeschwindkgeiten nicht vollständig abläuft [103].

Bei noch größeren Anteilen ferritbildender Elemente findet die Ferrit-Austenit-Umwandlung nach dem Widmanstätten-Mechanismus, d.h. diffusionsgesteuert entlang bestimmter Gitterebnenen, beginnend an den Korngrenzen statt, wobei der im Ferrit liegende Austenit eine grobnadelige Morphologie aufweist, die bei höheren Ferritgehalten eine im Korninnern blockweise angeordnete Struktur annimmt [109, 115]. Das Gefüge ist typisch für die sogenannten Duplex-Stähle.

Erstarrung und Umwandlung der in dieser Arbeit behandelten austenitischen Stähle sind schematisch in Abhängigkeit ansteigender Cr- und Ni-Äquivalente dargestellt, siehe Abb. 2.5.

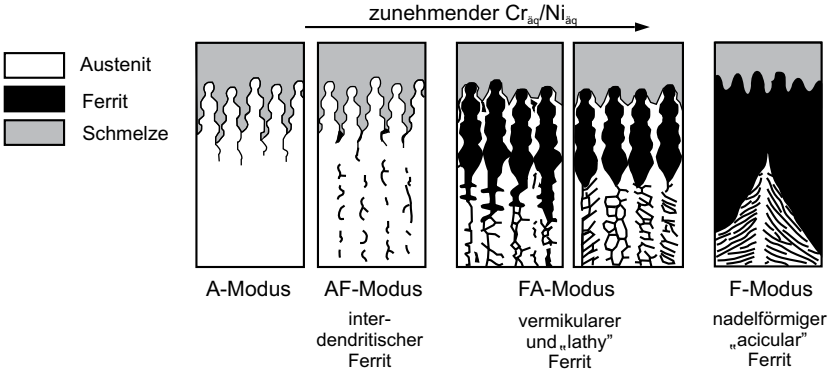



*Abbildung 2.5: Schematische Darstellung der Erstarrungsmodi in austenitischen Stählen [102, 111, 116]*

Für die Schweißpraxis sind hauptsächlich der Primärerstarrungsmodus und der nach dem Schweißen vorliegende absolute Delta-Ferrit-Gehalt im Schweißgut von Bedeutung. Beides wird für Lichtbogenschweißprozesse sehr gut durch das so genannte WRC (Welding Research Council)-Diagramm in Abhängigkeit von den Chrom- und Nickeläquivalenten beschrieben. Dabei handelt es sich um eine Erweiterung des Schaeffler-Diagramms speziell für die Gruppe der hochlegierten austenitischen und austenitisch-ferritischen Stähle [117, 118].

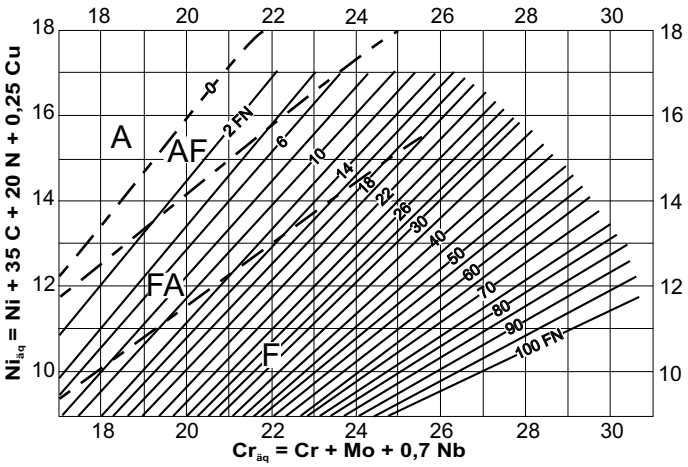



*Abbildung 2.6: WRC-1992 Diagramm, nach Kotecki et al. [118]*

#### 2.2.2.2 Einflussfaktoren auf das Erstarrungsgefüge

Das Erstarrungsgefüge ist maßgeblich vom Temperaturgradienten G und von der Erstarrungsgeschwindigkeit R der Dendriten abhängig. Der Quotient G/R bestimmt die Morphologie des Erstarrungsgefüges, die mit abnehmendem Quotienten von der planaren in eine zellulare und dann in eine dendritische Erstarrung übergeht. Neben der Art der Erstarrung ist die Feinheit des Erstarrungsgefüges ausschlaggebend für die Eigenschaften einer Schweißnaht. Bestimmend hierfür ist das Produkt aus G und R, welches die Abkühlgeschwindigkeit darstellt. Die Dendritenarmabstände werden mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit kleiner, d.h. das Gefüge wird feiner [107, 119–121].

Die Erstarrungsgeschwindigkeit der Dendriten ergibt sich aus der Orientierung ihrer Hauptwachstumsrichtungen – in krz- und kfz-Kristallen sind dies die <100>-Richtungen – zur Wachstumsrichtung der Erstarrungsfront [122]. Sie steht mit der Wachstumsgeschwindigkeit der Erstarrungsfront über

$$|\vec{v}_s| = \vec{v}_{hkl} \cdot \vec{n} = |\vec{v}_{hkl}| \, cos\psi \tag{2.4}$$

mit

$\vec{v}_s$ : Geschwindigkeitsvektor der Erstarrungsfront
$\vec{v}_{hkl}$ : Wachstumsgeschwindigkeit in der Hauptwachstumsrichtung <hkl>
$\vec{n}$ : Normalenvektor der Erstarrungsfront
$\psi$ : Winkel zwischen $\vec{n}$ und $\vec{v}_{hkl}$.

im Zusammenhang.

Die Erstarrung erfolgt in Schweißnähten durch heterogene Keimbildung bzw. epitaktisches Aufwachsen auf die Körner des Grundwerkstoffs und anschließend über konkurrierendes Wachstum der Dendriten, bei dem sich die Dendriten durchsetzen, deren Hauptwachstumsrichtung der Wachstumsrichtung der Erstarrungsfront am nächsten liegt [123].

Die Wachstumsgeschwindigkeit der Erstarrungsfront, die in Richtung des größten Temperaturgradienten orientiert ist, ergibt sich aus der Schweißnahtgeometrie und der Schweißgeschwindigkeit zu

$$|\vec{v}_s| = \vec{v}_b \cdot \vec{n} = |\vec{v}_b| cos\theta \tag{2.5}$$

mit

$\theta$ : Winkel zwischen der Normalen der Erstarrungsfront und der Schweißrichtung
$\vec{v}_b$ : Schweißgeschwindigkeit,

wobei die Schweißnahtgeometrie wiederum von der Wärmeeinbringung und -ableitung, aber auch den Schmelzbadströmungen beim Schweißen, d.h. von den Schweißparametern, den thermo-physikalischen Werkstoffkennwerten und der chemischen Zusammensetzung, insbesondere den Anteilen oberflächenaktiver Elemente wie Sauerstoff und Schwefel abhängt [124]. Diese oben beschriebenen Zusammenhänge sind schematisch in Abb. 2.7 dargestellt.

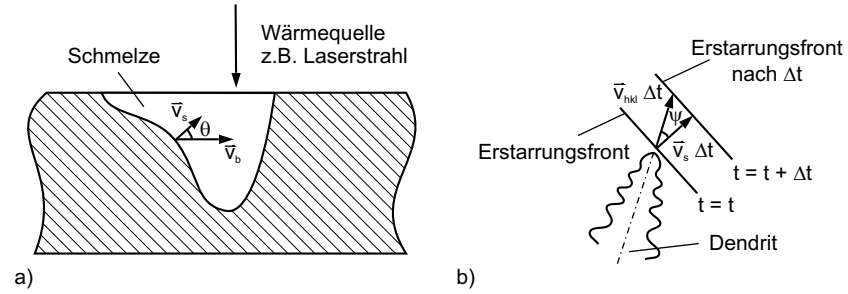



*Abbildung 2.7: Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Geschwindigkeit der Erstarrungsfront und der Wachstumsgeschwindigkeit der Dendriten, nach Rappaz et al. [122]*

Im Schmelzbad liegen daher Zonen unterschiedlicher Erstarrungsgeschwindigkeit vor. Auch der Temperaturgradient vor der Erstarrungsfront ist eine von den Schweißparametern abhängige Größe. Zudem hängt er mit dem im Schweißbad stattfindenden Wärmetransport und den Wärmeableitungsbedingungen zusammen, ist also ebenfalls von der Position im Schmelzbad abhängig [107, 125]. Zusammen mit im Schmelzbad auftretenden leichten Makroseigerungen, die einen periodischen Charakter aufweisen und auf Schwankungen bei der Wärmezu- und -abfuhr und auf die Schmelzbaddynamik zurückgeführt werden, entsteht das individuelle Schweißnahtgefüge [121, 126].

Den im Schweißbad lokal variierenden Erstarrungsbedingungen kommt im Zusammenhang

mit den metallurgischen Eigenschaften der austenitischen Stähle und der Heißrissempfindlichkeit eine größere Bedeutung zu, s. hierzu auch Kapitel 2.2.3.

Ein Phänomen, das bei austenitischen Stählen beobachtet werden kann, ist der bei hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten auftretender Erstarrungsmoduswechsel von primär ferritisch nach primär austenitisch, der durch eine starke Unterkühlung der Schmelze hervorgerufen wird [107, 127, 128]. Die Unterkühlung, d.h. der Temperaturunterschied zwischen Dendritenspitze und der Liquidustemperatur, ist zunächst die Bedingung für eine Erstarrung. Das Maß der Unterkühlung setzt sich nach [121] zu unterschiedlichen Anteilen zusammen aus:

- konstitutioneller Unterkühlung an der Grenzfläche fest/flüssig
- Unterkühlung durch die Oberflächenkrümmung der Dendriten in der Schmelze
- thermischer Unterkühlung, z.B. bei extrem hohen Abkühlgeschwindigkeiten
- kinetischer Unterkühlung durch den Einlagerungsprozess von Atomen in die Erstarrungsfront.

In Schweißprozessen haben die beiden erstgenannten Anteile den stärksten Einfluss auf das Maß der Unterkühlung, der dritte Term spielt bei Schweißprozessen keine Rolle, da die vorzeitige Keimbildung in Schweißnähten den Zustand der thermischen Unterkühlung unterbindet. Der letztgenannte Anteil an der Unterkühlung ist im Fall von Metallen sehr klein und daher ebenfalls vernachlässigbar [121].

Für einen Wechsel des Erstarrungsmodus werden von der Erstarrungsgeschwindigkeit abhängige Verteilungskoeffiezienten der Legierungselemente verantwortlich gemacht, die ab einer kritischen Erstarrungsgeschwindigkeit von einer Erstarrung im lokalem Gleichgewicht zu einer Nicht-Gleichgewichtserstarrung führen [129, 130]. Dieses Phänomen, d.h. die kritische Erstarrungsgeschwindigkeit, wurde zum Beispiel durch Fukumoto et al. [131, 132] und Laursen et al. [133] für verschiedene austenitische Stähle berechnet.

Die bisher genannten Einflüsse auf die Art der Erstarrung bezogen sich auf das Dendritenwachstum. Jedoch kann eine primär austentitische Erstarrung auch dann auftreten, wenn die Körner des austenitischen Grundwerkstoffs entlang der Schmelzlinie aufgrund eines schnellen Aufheizprozesses nicht in Delta-Ferrit umwandeln und ein Aufwachsen mit der gleichen (kfz) Kristallstruktur gegenüber der ferritischen Erstarrung energetisch begünstigt ist [121, 134–136]. Eine derart erstarrte Zone ist in Abb. 2.8 an der Schmelzlinie dargestellt. Die primär austenitische Erstarrung wird hier durch konkurrierendes Wachstum mit primär ferritisch erstarrenden Dendriten schon nach kurzer Zeit gestoppt.

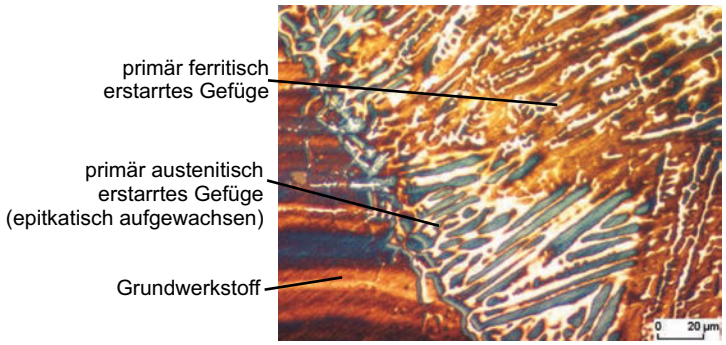



*Abbildung 2.8: Metallographische Aufnahme von epitaktisch aufgewachsenem Austenit*

Als ein weiterer Einflussfaktor auf den Erstarrungsmodus kann Stickstoff im Prozess- oder Schutzgas angesehen werden. Da Stickstoff ein starker Austenitbildner ist, können schon geringe Anteile in der Schmelze einen primär austenitischen Erstarrungsmodus provozieren [137, 138]. Dass sich Stickstoff im Schutzgas auf den Stickstoffgehalt im Schweißgut von Lichtbogenschweißprozessen auswirkt und im Fall von austenitischen Stählen sogar zu einem Erstarrungswechsel von primär ferritisch nach primär austenitisch führen kann, wurde z.B. von Okagawa et al. gezeigt [139].

Es wird angenommen, dass der molekulare Stickstoff durch die hohen Temperaturen des Plasmalichtbogens dissoziiert und in atomarer Form in das Schmelzbad übergeht. Die dort ermittelten Gehalte lagen vor allem bei niedrigen Stickstoffgehalten im Schutzgas deutlich über denen, die nach den Gleichgewichtsbedingungen (Sievert'sches Gesetz) zu erwarten wären. Außerdem wurde festgestellt, dass sich oberflächenaktive Elemente auf den resultierenden Stickstoffgehalt im Schweißgut auswirken. Dieser nimmt mit höherer Konzentration von Schwefel oder Sauerstoff im Schutzgas oder im Werkstoff zu [140–143].

In der Schweißpraxis ist daher die Injektorwirkung von Schutzgasen zu berücksichtigen, die bei geneigten Schweißbrennern (mehr als 15°) auftritt und durch die Bestandteile der Luft wie zum Beispiel Stickstoff in die Prozesszone geraten können [98, 144–146].

Zusammenfassend lassen sich zwei Haupteinflussfaktoren auf den Erstarrungsmodus beim Schweißen austenitischer Chrom-Nickel-Stähle feststellen:

- Konstitution (Grundwerkstoff, Zusatzwerkstoff, Prozessgase)
- Erstarrungsgeschwindigkeit (Schweißparameter).

### 2.2.3 Heißrissentstehung beim Schweißen austenitischer Stähle

Heißrisse sind interdendritische oder intergranulare Materialtrennungen, die bei Temperaturen um den Soliduspunkt des Werkstoffes entstehen. In Schweißverbindungen können sie im Schweißgut oder in der Wärmeeinflusszone auftreten, und sie werden nach der Art ihrer Entstehung unterteilt in [147]:

- Erstarrungsrisse
- Wiederaufschmelzrisse
- Risse durch Verformbarkeitsabfall (Ductility Dip Cracks).

Die verschiedenen Rissarten werden z.B. im DVS-Merkblatt 1004 Teil 1 [148] näher erläutert. Die Zuordnung von Rissen zu einer der Heißrissarten ist nicht immer eindeutig, und es existieren zahlreiche Theorien zu deren Entstehungsursachen, auf die hier nicht im einzelnen eingegangen werden soll.

Heißrisse haben eine räumliche Ausdehnung, die im Mikrometer- bis Millimeterbereich liegt. Infolgedessen sind sie mit zerstörungsfreien Prüfmethoden nur schwer oder gar nicht zu finden, besonders dann, wenn sie zur Oberfläche hin nicht geöffnet sind. Daher ist es für die Schweißpraxis wichtig, dass von einer gewissen Sicherheit gegenüber Heißrissentstehung ausgegangen werden kann. Dies setzt voraus, dass heißrissempfindliche Werkstoffe erkannt und entsprechende Maßnahmen, z.B. durch die Auswahl eines Zusatzwerkstoffes, ergriffen werden.

Der Einfluss, den Mikrorisse z.B. auf das mechanisch-technologische Verhalten der Schweißnähte ausüben können, ist noch nicht hinreichend erforscht, aber es ist bereits festgestellt worden, dass Mikrorisse im Schweißgut austenitischer Stähle die Duktilität der Schweißverbindung herabsetzen können [149].

Nach Uhlig et al. [150] ist beim Auftreten von Schweißnahtfehlern wie Heißrissen und Poren in nichtrostenden Stählen zwischen verfahrens- und werkstoffbedingten Ursachen zu unterscheiden. Einige Werkstoffgruppen wie z.B. die vollaustenitischen Stähle weisen eine größere Anfälligkeit gegenüber Heißrissentstehung auf, jedoch ist das Auftreten von Heißrissen immer auch an das verwendete Verfahren bzw. die Auswahl der Schweißparameter und die Randbedingungen wie Blechdicke, Nahtgeometrie etc. gebunden.

In den meisten Theorien zur Heißrissbildung wird davon ausgegangen, dass während des Schweißens auftretende kritische Dehnungen bzw. Dehngeschwindigkeiten in der Umgebung der Erstarrungsfront ursächlich für eine Materialtrennung sind. Dazu seien hier die Theorie von Prokhorov, welche das Auftreten von kritischen Dehnungen innerhalb eines materialspezifischen „Temperaturintervalls der Sprödigkeit“ (TIS) bzw. des „brittleness temperature range“ (BTR) verantwortlich macht, und die Theorie von Rappaz et al. [151, 152] erwähnt.

Demnach spielen beim Schweißen neben der Legierungszusammensetzung und der Metallurgie auch die mechanischen und die thermo-mechanischen Randbedingungen während der Erstarrung eine Rolle. Auf diesem Gebiet wird seit kurzem auch die numerische Simulation eingesetzt, um zur weiteren Klärung der Mechanismen der Heißrissentstehung beizutragen [153, 154].

#### 2.2.3.1 Erstarrungsrisse

Das Erstarrungsverhalten austenitischer und vollaustenitischer Stähle und die damit zusammenhängende Heißrissentstehung wurden in der Vergangenheit bereits von zahlreichen Autoren untersucht [102, 109, 137, 155–157].
Als Hauptursachen für Erstarrungsrisse in austenitischen Stählen werden weitgehend übereinstimmend genannt:

- eine austenitsche Primärerstarrung
- ein erhöhter Gehalt an Phosphor, Schwefel oder Bor
- Verformungen des Bauteils bzw. der Nahtumgebung während des Schweißprozesses.

Es gilt als erwiesen, dass Werkstoffe, die in einer kubisch-flächenzentrierten (kfz) Kristallstruktur erstarren, besonders anfällig gegenüber Erstarrungsrissbildung sind, verglichen z.B. mit kubisch-raumzentrierten (krz) Werkstoffen.
Die größere Anfälligkeit der kfz-Struktur gegenüber Erstarrungsrissbildung wird hauptsächlich darauf zurückgeführt, dass

- die Diffusionsgeschwindigkeit von Elementen, die zu niedrigschmelzenden Phasen (Eutektika) führen, im kfz-Gitter deutlich niedriger ist als im krz-Gitter und sie sich daher in der letzten Phase der Erstarrung zwischen den Dendriten anreichern [156].
- die Grenzflächenenergie von Austenit-Austenit-Korngrenzen größer ist und daher diese stärker mit Schmelze benetzt sind als Austenit-Ferrit-Korngrenzen [158, 159].
- die Rissausbreitung durch unregelmäßige Austenit-Ferrit-Korngrenzen erschwert wird [102].

Takalo et al. [160] und Kujanpää et al. [161] haben den Zusammenhang zwischen Primärerstarrung und Heißrissanfälligkeit für das Lichtbogenschweißen von austenitischen Stählen in Diagrammen dargestellt. Hierzu wurde das Auftreten von Erstarrungsrissen als Funktion des Schwefel- und Phosphor-Gehalts, die als Hauptelemente die Entstehung von Heißrissen fördern, und des Quotienten aus Chrom- und Nickeläquivalent nach Schaeffler bzw. Hammar und Svensson aufgetragen. Für die Äquivalente nach Hammar und Svensson gelten folgende Formeln [162]:

$$Cr_{äq} = Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti \tag{2.6}$$

und

$$Ni_{äq} = Ni + 0,31Mn + 22C + 14,2N + Cu \tag{2.7}$$

Aus diesen Diagrammen geht zum einen hervor, dass der Übergang zwischen primär austenitischer und primär ferritischer Erstarrung ab einem $Cr_{äq}/Ni_{äq}$-Quotienten von ca. 1,5 (Berechnung nach Hammar und Svensson) erfolgt, zum anderen, dass eine größere Heißrissanfälligkeit bei primär austenitischer Erstarrung ab einem Gehalt von ca. 0,02% Schwefel plus Phosphor gegeben ist.

Das Phänomen des Erstarrungswechsels von primär ferritisch nach primär austenitisch bei hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten spielt im Zusammenhang mit der Erstarrungsrissbildung

eine besondere Rolle. Der Erstarrungsmoduswechsel tritt beim Laserstrahlschweißen im cw-Betrieb unter hohen Schweißgeschwindigkeiten auf. Untersucht wurden die schweißmetallurgischen Zusammenhänge z.B. durch Schobbert et al. [125, 163]. Und auch beim Laserstrahlschweißen mit gepulster Leistung wird ein Primärerstarrungswechsel beobachtet [134]. Das Risiko für eine Heißrissentstehung steigt entsprechend an [136, 164].

Dieser Sachverhalt wurde von Lienert et al. [165] durch ein für das (gepulste) Laserstrahlschweißen modifiziertes Diagramm, wie es von Suutala et al. für Lichtbogenschweißverfahren erstellt wurde, dargestellt. Im Diagramm in Abb. 2.9 sind Bereiche, in denen die verschiedenen Erstarrungsmodi vorliegen, eingetragen. Aus dem Diagramm geht ebenfalls hervor, dass das Auftreten von Erstarrungsrissen eine Funktion der Primärerstarrung und des Phosphor- und Schwefelgehalts ist. Es wird aber deutlich, dass die Grenzlinie zwischen austenitischer und ferritischer Primärerstarrung beim Laserstrahlschweißen zu größeren Quotienten verschoben ist. Darüber hinaus gibt es einen Bereich zwischen den Quotienten 1,59 und 1,69, in dem beide Primärerstarrungsformen gleichzeitig im Schweißgut vorliegen können und der bei entsprechend hohem Anteil an Begleitelementen ebenfalls als rissanfällig zu beurteilen ist.

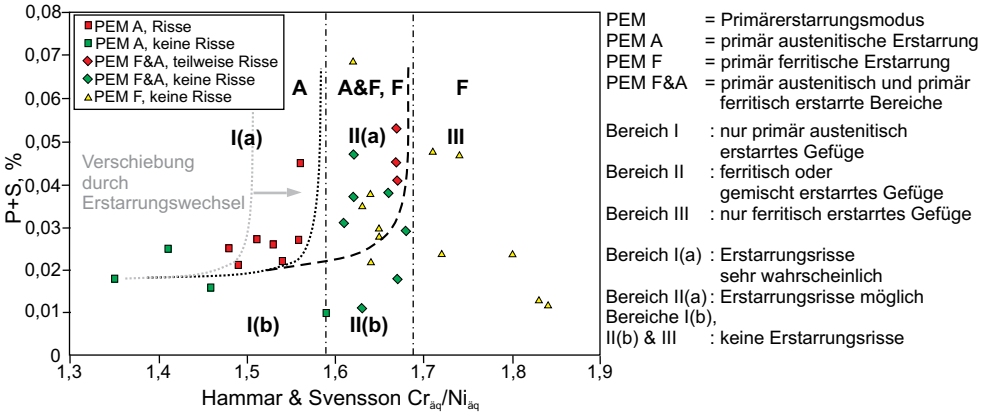



*Abbildung 2.9: Erstarrungsverhalten und Heißrissempfindlichkeit austenitischer Stähle beim gepulsten Laserstrahlschweißen als Funktion des Quotienten aus Cr- und Ni-Äquivalent sowie des Phosphor- und Schwefel-Gehalts, nach Lienert et al. [165]*

### 2.2.3.2 Wiederaufschmelzrisse

Wiederaufschmelzrisse sind intergranulare Materialtrennungen, die in unmittelbarer Nähe des Schweißguts auftreten. Dies kann im angrenzenden Grundwerkstoff oder beim Mehrlagenschweißen im benachbarten Schweißgut sein. Sie entstehen, wenn die Korngrenzen aufgrund ihrer Konstitution während des Schweißprozesses aufschmelzen und sich die mit Schmelze benetzten Kornflanken aufgrund thermisch induzierter Verformungen des umgebenden Werkstoffes auseinander bewegen, ohne dass der Riss aufgrund nachfließender Schmelze ausheilt.

Die Zone um das Schmelzbad, in der Wiederaufschmelzrisse auftreten können, wird zur Unterscheidung anderer Bereiche der Wärmeeinflusszone (WEZ) im englischen Sprachgebrauch oft als „partially melted zone“ bezeichnet. Im Deutschen existiert dafür bisher kein gesonderter Ausdruck.

Oft werden Wiederaufschmelzrisse beim Schweißen vollaustenitischer Werkstoffe beobachtet. Ihr Auftreten steht in engem Zusammenhang mit den Schweißparametern und der Schweißnahtgeometrie. Es wird berichtet, dass Wiederaufschmelzrisse gehäuft im gekrümmten Bereich des Übergangs vom nagelförmigen Schweißnahtkopf auftreten, wie er z.B. in Laserstrahlschweißnähten entsteht. Dies wird auf die an dieser Stelle verbreiterte „partially melted zone“ und die dort vorherrschenden großen thermischen Dehnungen zurückgeführt [166–168].

#### 2.2.3.3 Rissbildung durch Verformbarkeitsabfall

Risse infolge eines Verformbarkeitsabfalls, auch „ductility dip cracks“ (DDC) genannt, unterscheiden sich von den Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrissen dadurch, dass sie bei Temperaturen deutlich unterhalb der Solidustemperatur und beim Schweißen daher in einiger Entfernung zum Schmelzbad auftreten. Sie entstehen, wenn sich innerhalb eines Temperaturbereichs spröde Phasen auf den Korngrenzen bilden, die einer Verformung nicht standhalten und können daher auch bei Warmformgebungsprozessen beobachtet werden. Zur Abgrenzung von den Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrissen werden sie oft als Heißrisse vom Typ 2 bezeichnet (vs. Typ 1: Erstarrungsrisse und Wiederaufschmelzrisse).

# 3 Versuchsdurchführung

## 3.1 Grundwerkstoffe

Für das Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen werden als Grundwerkstoffe austenitische Stähle im Blechdickenbereich von 5 mm bis 8 mm für die Schweißungen im Stumpfstoß verwendet. Für das Hybridschweißen von Überlappverbindungen kommen 3 mm dicke Bleche zum Einsatz. Die Stähle können Güten zugeordnet werden, die unterschiedliche Beständigkeiten gegenüber verschiedenen Formen der Korrosion aufweisen. Sie werden maßgeblich über die chemische Zusammensetzung definiert.

Für einen Vergleich der Ist- mit der Soll-Zusammensetzung für Flachprodukte aus korrosionsbeständigen Stählen werden die verwendeten Grundwerkstoffe mittels Funkenemissionsspektroskopie analysiert. Deren chemische Zusammensetzungen finden sich in in den Tabellen 3.1 bis 3.4 zusammen mit den Toleranzbereichen aus der DIN EN 10088-2 [169] (grau hinterlegt). In der Tabelle sind außerdem die Quotienten aus Chrom- und Nickeläquivalent nach Hammar und Svensson [162] sowie nach WRC-1992 [118] angegeben, um die Werkstoffe hinsichtlich ihres Erstarrungsverhaltens einordnen zu können. Zur Übersicht sind die Werkstoffe in Abb. 3.1 in das WRC-Diagramm eingetragen.

**Chrom-Nickel-Stähle X5CrNi18-10 (1.4301) und X2CrNi19-11 (1.4306)** Die beiden Legierungen gehören der mengenmäßig größten Gruppe der austenitischen Stähle an, die gegenüber atmosphärischer Korrosion und vielen organischen und anorganischen Substanzen beständig ist. Der 1.4306 besitzt aufgrund seines niedrigen Kohlenstoffgehalts eine besonders gute Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion. Diese Stähle werden zum Beispiel in der Lebensmittel- und Chemieindustrie sowie in der Gebäudetechnik, z.B. im Fassadenbau für dekorative Bauelemente, eingesetzt.

Aus den Analysen geht hervor, dass die verwendeten Bleche des 1.4301 ebenfalls einen sehr geringen Kohlenstoffgehalt aufweisen, d.h. deutlich geringer als der maximale Grenzwert, was sich nicht negativ, sondern eher günstig auf die Gebrauchseigenschaften, insbesondere die Korrosionsbeständigkeit auswirken dürfte. Sowohl beim 5 mm-Blech des Werkstoffs 1.4301 als auch beim Blech aus 1.4306 fällt auf, dass der Nickelgehalt unter dem von der Norm vorgegebenen Toleranzbereich liegt. Die vorliegenden Chargen sollten dem Verhältnis von Chrom- und Nickeläquivalent nach primär ferritisch erstarren (F bzw. FA).

*Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe 1.4301 und 1.4306 in Gew.-%, Rest Fe*

| C | Cr | Ni | Mo | Mn | Si | P | S | N | Ti | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ [1] | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ [2] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Werkstoff 1.4301 (X5CrNi18-10)** | | | | | | | | | | | |
| ≤ 0,07 | 17,5 bis 19,5 | 8,0 bis 10,5 | - | ≤ 2,00 | ≤ 1,00 | max. 0,045 | ≤ 0,015 | ≤ 0,11 | - | | |
| 5 mm Blechdicke | | | | | | | | | | | |
| 0,021 | 18,16 | 7,68 | 0,143 | 1,468 | 0,404 | 0,025 | 0,004 | 0,065 | 0,019 | 2,22 | 1,88 |
| 8 mm Blechdicke | | | | | | | | | | | |
| 0,030 | 18,52 | 8,82 | 0,30 | 1,450 | 0,410 | 0,030 | 0,005 | 0,04 | 0,010 | 2,03 | 1,76 |
| **Werkstoff 1.4306 (X2CrNi19-11)** | | | | | | | | | | | |
| ≤ 0,030 | 18,0 bis 20,0 | 10,0 bis 12,0 | - | ≤ 2,00 | ≤ 1,00 | max. 0,045 | ≤ 0,015 | ≤ 0,11 | - | | |
| 5 mm Blechdicke | | | | | | | | | | | |
| 0,023 | 18,48 | 9,81 | 0,251 | 1,326 | 0,291 | 0,033 | 0,013 | 0,038 | 0,007 | 1,84 | 1,65 |

[1] nach Hammar und Svensson
[2] nach WRC 1992

**Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl X2CrNiMo18-14-3 (1.4435)** Dieser austenitische Stahl ist zusätzlich mit Molybdän legiert und zählt damit zur einer Gruppe von Legierungen mit einer höheren Beständigkeit gegenüber chloridhaltigen Medien. Der Molybdängehalt fließt zusammen mit Chrom und Stickstoff in die Wirksumme ein, die einen wichtigen Kennwert für die Beständigkeit gegenüber Lochkorrosion bildet. Der Werkstoff wird aufgrund seiner chemischen Beständigkeit z.B. in der Chemie- und Textilindustrie sowie in der Papier- und Zellstoffindustrie eingesetzt. Es ist anzumerken, dass der 1.4435 als Werkstoff mit besonders niedrigem Ferritgehalt von den Stahlherstellern angeboten wird. Dies wird anhand des Quotienten aus Chrom- und Nickeläquivalent deutlich, der nach WRC-Diagramm im Grenzbereich von primär austenitischer (AF) und primär ferritischer (FA) Erstarrung liegt. Die chemische Analyse des Versuchswerkstoffs liegt innerhalb der Toleranzbereiche.

*Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs 1.4435 in Gew.-%, Rest Fe*

| C | Cr | Ni | Mo | Mn | Si | P | S | N | Ti | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ [1] | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ [2] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Werkstoff 1.4435 (X2CrNiMo18-14-3)** | | | | | | | | | | | |
| ≤ 0,030 | 17,0 bis 19,0 | 12,5 bis 15,0 | 2,50 bis 3,00 | ≤ 2,00 | ≤ 1,00 | max. 0,045 | ≤ 0,015 | ≤ 0,11 | - | | |
| 3 mm Blechdicke | | | | | | | | | | | |
| 0,020 | 17,91 | 12,78 | 2,504 | 1,189 | 0,554 | 0,024 | 0,010 | 0,039 | - | 1,66 | 1,43 |

[1] nach Hammar und Svensson
[2] nach WRC 1992

**Stabilisierter Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl X6CrNiMoTi17-12-2 (1.4571)** Hierbei handelt es sich ebenfalls um eine Chrom-Nickel-Molybdän-Legierung und damit um einen Werkstoff mit höherer Beständigkeit gegenüber chloridhaltigen Medien. Die Besonderheit dieser Legierung liegt darin, dass über das Zulegieren von geringen Mengen Titan der Werkstoff gegenüber Chromkarbidbildung stabilisiert worden ist, denn Titan bindet aufgrund seiner hohen Affinität zu Kohlenstoff diesen in Form von Carbonitriden ab. Damit zählt auch diese Legierung zu den Güten mit einer höheren Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion. Der Werkstoff wird z.B. in petrochemischen Anlagen, der Chemie- und Textilindustrie und der Papier- und Zellstoffindustrie eingesetzt. Die Spektralanalyse zeigt, dass der Molybdängehalt leicht unter dem Toleranzbereich liegt. Dies kann sich auf die Korrosionsbeständigkeit der Legierung auswirken, sollte aber auf die Schweißversuche keinen maßgeblichen Einfluss haben. Diese Legierung erstarrt nach dem WRC-Diagramm primär ferritisch (FA).

*Tabelle 3.3: Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs 1.4571 in Gew.-%, Rest Fe*

| C | Cr | Ni | Mo | Mn | Si | P | S | N | Ti | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ [1] | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ [2] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Werkstoff 1.4571 (X6CrNiMoTi17-12-2)** | | | | | | | | | | | |
| ≤ 0,08 | 16,5 bis 18,5 | 10,5 bis 13,5 | 2,00 bis 2,50 | ≤ 2,00 | ≤ 0,70 | max. 0,045 | ≤ 0,010 | 0,10 bis | 5 x C bis 0,70 | | |
| 8 mm Blechdicke | | | | | | | | | | | |
| 0,04 | 16,78 | 10,80 | 1,96 | 1,080 | 1,510 | 0,021 | 0,005 | 0,010 | 0,260 | 1,87 | 1,51 |

[1] nach Hammar und Svensson
[2] nach WRC 1992

**Hitzebeständiger Chrom-Nickel-Stahl X15CrNiSi20-12 (1.4828)** Dieser zu den hitzebeständigen Stählen zählende Werkstoff ist mit bis zu 2,5 % Silizium legiert und verfügt darüber hinaus über einen etwas höheren Chromgehalt als die bisher beschriebenen Austenite. Beide Elemente tragen zur Ausbildung einer thermisch besonders stabilen Chromoxidschicht bei und verbessern damit die Zunderbeständigkeit. Der Werkstoff kann z.B. in Krümmern von Abgasanlagen eingesetzt werden. Bei dem hier verwendeten Blech fällt wiederum ein zu geringer Nickelgehalt auf. Ansonsten liegt die chemische Analyse innerhalb der Toleranzgrenzen. Im WRC-Diagramm liegt dieser Werkstoff noch im Gebiet der ferritischen, nahe an der Grenze zur austenitischen Primärerstarrung.

*Tabelle 3.4: Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs 1.4828 in Gew.-%, Rest Fe*

| C | Cr | Ni | Mo | Mn | Si | P | S | N | Ti | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ [1] | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ [2] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Werkstoff 1.4828 (X15CrNiSi20-12)** | | | | | | | | | | | |
| ≤ 0,20 | 19,0 bis 21,0 | 11,0 bis 13,0 | - | ≤ 2,00 | 1,50 bis 2,50 | max. 0,045 | max. 0,015 | ≤ 0,11 | - | | |
| 6 mm Blechdicke | | | | | | | | | | | |
| 0,043 | 19,20 | 10,88 | 0,170 | 1,058 | 1,957 | 0,022 | 0,003 | 0,053 | 0,021 | 1,88 | 1,44 |

[1] nach Hammar und Svensson
[2] nach WRC 1992

## 3.2 Zusatzwerkstoffe

Als Zusatzwerkstoffe werden Metallpulver verwendet, deren Bezeichnung und chemische Zusammensetzung (Herstellerangaben) in Tabelle 3.5 zusammengefasst ist.

**AISI 316L** Es werden zwei Pulver dieses Typs verwendet, die in ihrer Zusammensetzung den molybdänlegierten Güten der austenitischen Stähle (z.B. 1.4435) ähneln. Allerdings schreibt die ASTM-Norm einen niedrigeren Chrom- und Nickelgehalt vor. Der gegenüber den Grundwerkstoffen niedrigere Chromgehalt von 16,3 % ist darauf zurückzuführen. Dieser Zusatzwerkstoff wird für alle Chrom-Nickel- und Chrom-Nickel-Molybdänlegierungen in dieser Arbeit verwendet.

Eines der Pulver vom Typ AISI 316L trägt die Bezeichnung „micromelt“. Eine Vermessung der Korndurchmesser ergab, dass die Fraktion beider Pulver im Bereich zwischen 30 µm und 80 µm liegt. Die chemischen Zusammensetzungen unterscheiden sich ebenfalls nur geringfügig.

*Tabelle 3.5: Chemische Zusammensetzung der pulverförmigen Zusatzwerkstoffe in Gew-%, Rest Fe; Herstellerangaben*

| Bezeichnung | Kornfraktion in µm | C | Cr | Ni | Mo | Mn | Si | P | S | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ [1] | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ [2] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | Massenanteil in % | | | | | | | | | |
| nach ASTM | | max. 0,03 | 16,0 bis 18,0 | 10,0 bis 14,0 | 2,0 bis 3,0 | max. 2,00 | max. 1,00 | max. 0,045 | max. 0,03 | | |
| AISI 316L | 30-70 | 0,014 | 16,30 | 10,60 | 2,15 | 1,180 | 0,52 | <0,01 | 0,004 | 1,83 | 1,66 |
| AISI 316L micromelt | 40-80 | 0,019 | 16,40 | 10,00 | 2,04 | 1,36 | 0,53 | 0,028 | 0,002 | 1,92 | 1,73 |

[1] nach Hammar und Svensson
[2] nach WRC 1992

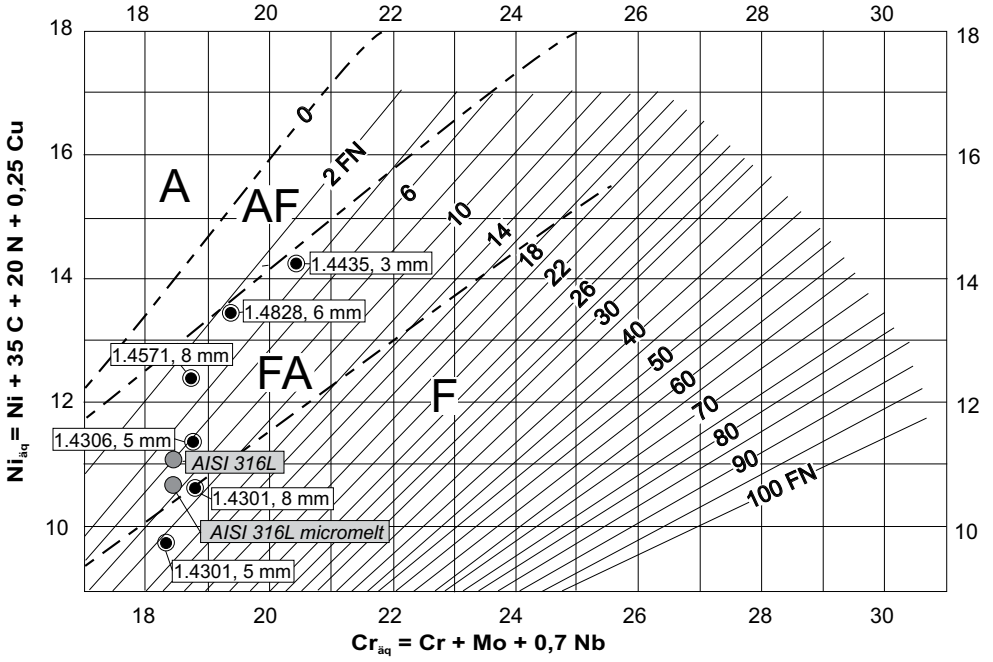



*Abbildung 3.1: Lage der verwendeten Grund- und Zusatzwerkstoffe im WRC-Diagramm 1992*

## 3.3 Probenvorbereitung

Für die Schweißversuche werden Blechstreifen mit einer Breite von ca. 35 mm und einer Länge zwischen 150 mm und 300 mm hergestellt. Die Bleche mit 5 mm bis 8 mm Dicke werden mittels Wasserstrahlschneiden auf Maß gebracht, die 3 mm dicken Bleche mit der Schlagschere getrennt. Die Blechstreifen werden vor dem Schweißen am Anfang und am Ende, bei einer Länge von über 200 mm auch in der Mitte geheftet, um einen möglichst gleichmäßigen Spalt über die Länge der Naht zu gewährleisten. Als Nahtvorbereitung wird die Schnittkante vom Wasserstrahlschneiden verwendet, so dass sich im Fall von Stumpfstößen mit I-Nahtvorbereitung Spalte von ca. 0,1 mm bis 0,2 mm, d.h. technische Nullspalte, einstellen.

## 3.4 Weiterentwicklung des Hybridschweißkopfes

Ein wichtiger Aspekt der Arbeit besteht darin, einen Plasmabrenner für den Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess anzupassen, da es für diese Verfahrenskopplung bisher keine kommerziell verfügbare Anlagentechnik gibt. Die Entwicklung schließt die Plasma- und die Pulverdüse sowie eine zusätzliche Schutzgasdüse ein, die einen ausreichenden Schutz der Prozesszone vor Oxidation bzw. Legierungsabbrand bieten soll.

In Tabelle 3.6 sind die verschiedenen Düsen, ihre jeweilige Funktion sowie Punkte, die es besonders zu beachten gilt, zusammenfassend aufgelistet.

*Tabelle 3.6: Merkmale der Plasma-, Pulver- und Schutzgasdüse*

| Düsentyp | Aufgabe | Besondere Eigenschaften |
|---|---|---|
| **Plasmadüse** | über Hochfrequenzimpuls Pilotlichtbogen mit Wolframelektrode bilden; Einschnüren des Plasmalichtbogens | gute Wärmeableitung |
| **Pulverdüse** | Zugabe des pulverförmigen Zusatzwerkstoffes in das Schmelzbad | Pulverstrom sollte gleichmäßig und nicht zu breit sein, um Verluste bzw. anhaftende Pulverreste neben der Schweißnaht zu vermeiden |
| **Schutzgasdüse** | Prozesszone mit Schutzgas abdecken und Oxidation der Schweißnaht minimieren | Sowohl der vordere als auch der hintere Teil des Schmelzbades müssen abgedeckt sein; eine mögliche Sogwirkung des ausströmenden Schutzgases muss beachtet werden |

Der Hybridschweißkopf muss zum einen gewährleisten, dass der Laserstrahl und der angewinkelte Plasmalichtbogen eine gemeinsame Prozesszone bzw. ein gemeinsames Schmelzbad bilden, d.h., dass die Plasmadüse nah an der Achse des einfallenden Laserstrahls positioniert werden kann. Zum anderen muss die Plasmadüse möglichst massiv ausgelegt sein, um die im Prozess entstehende Wärme in ausreichender Weise abzuführen. Für das Schweißen mit pulverförmigem Zusatzwerkstoff ist außerdem zu berücksichtigen, dass die Pulverzufuhr über den Brenner bzw. eine entsprechende Pulverdüse erfolgt und diese zusätzlichen Raum bean-

sprucht. Um zu ermitteln, wieviel Raum maximal für die Plasma-Pulver-Düse zur Verfügung steht, ist die Strahlgeometrie, der kleinste erforderliche Abstand der Elektrode zur Laserstrahlachse $\Delta x_B$ sowie der Winkel zwischen Strahlachse und Elektrode heranzuziehen. Die Laserstrahlgeometrie oberhalb des Bleches war durch das Strahlparameterprodukt, die Brennweite und die Fokuslage vorgegeben. An ihr orientiert sich der maximal zur Verfügung stehende Raum für die Plasma-Pulver-Düse. In Abb. 3.2 ist die Strahlgeometrie maßstäblich für den „ungünstigsten“ Fall, d.h. großes Strahlparameterprodukt, Fokuslage 3 mm unterhalb der Blechoberfläche, und die schräg angeordnete Plasmadüse (Brennerwinkel von 34°) dargestellt.

Die Werte für $\Delta x_B$ und für $\Delta z_B$ sollen im Bereich zwischen 6,5 mm und 8,5 mm liegen. Größtmögliche Abmaße der Plasma-Pulver-Düse sind aufgrund der Kühlbarkeit anzustreben. Dies ist jedoch immer mit Einschränkungen der Freiheit bei der geometrischen Anordnung von Laserstrahl und Plasmabrenner verbunden.

Die Eignung der verschiedenen Düsen für das Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen, insbesondere für die Zugabe eines pulverförmigen Zusatzwerkstoffs, wird in Schweißversuchen festgestellt. Die Beurteilung erfolgt qualitativ, anhand der äußeren Nahtqualität, d.h. Pulverreste neben der Schweißnaht und Oxidationszustand der Oberfläche, aber auch Kriterien wie die Gleichmäßigkeit des Pulveraustritts aus der Pulverdüse sowie Erwärmung und Verschleiß der Düsen werden berücksichtigt.

Neben der Entwicklung verschiedener Düsen werden am Pulverfördersystem Modifikationen vorgenommen, um die Pulverförderung zu verbessern, d.h. die Pulverförderrate zu erhöhen und den Pulverstrom zu vergleichmäßigen.

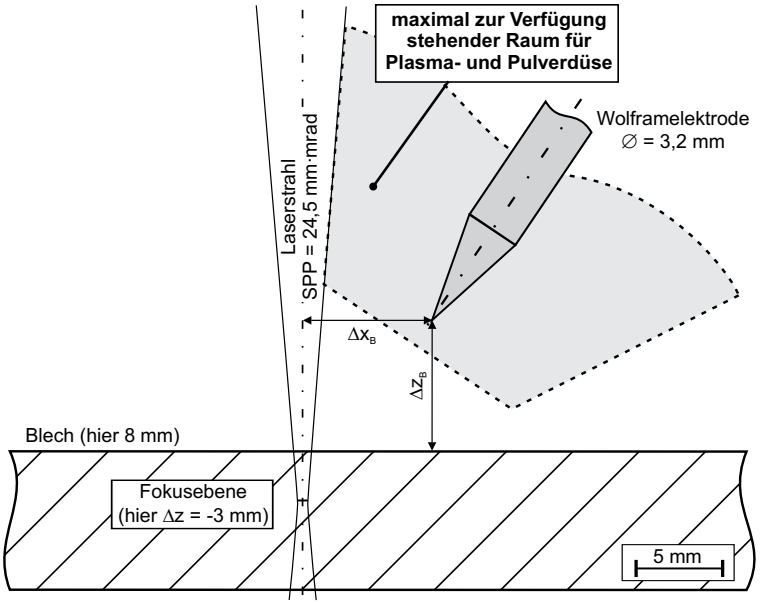



*Abbildung 3.2: Maßstäbliche Darstellung der Geometrie von Laserstrahl und Plasmadüse zur Ermittlung der maximal möglichen Düsenabmaße für die Schweißversuche am Nd:YAG-Laser*

## 3.5 Nd:YAG-Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen

### 3.5.1 Versuchsaufbau am Nd:YAG-Laser

Der Nd:YAG-Laser „DY 044“ der Firma Rofin Sinar stellt maximal 4,4 kW Laserleistung bereit. Die Laserstrahlung wird mittels Lichtleitkabel an die Schweißoptik, bestehend aus Kollimator, Umlenkspiegel und Fokussierlinsen, geführt. Es stehen zwei Fasern mit unterschiedlichen Durchmessern, 600 µm bzw. 400 µm, zur Verfügung. Sofern in der Versuchsdurchführung nicht anders angegeben, kommt die 600 µm-Faser zum Einsatz. Für die Schweißversuche wird eine Fokussieroptik mit 200 mm-Brennweite eingesetzt.

Die Laserstrahloptik und der Plasmabrenner werden von einer speziell für den Hybridschweißprozess angefertigten Halterung aufgenommen, s. Abb. 3.3.

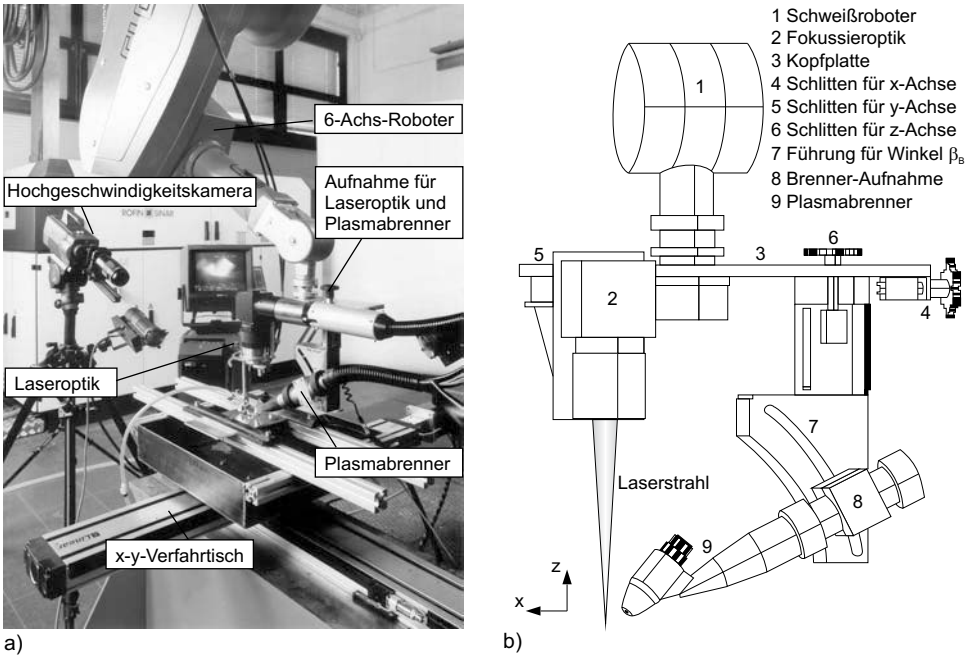



*Abbildung 3.3: (a) Versuchsaufbau für die Schweißversuche am Nd:YAG-Laser und (b) Skizze der Aufnahmevorrichtung für Laseroptik und Plasmabrenner, aus [93]*

Die Halterung ermöglicht die Einstellung der geometrischen Parameter, d.h. die Positionierung von Laserstrahl zu Plasmabrenner. Der Plasmabrenner, der in einer gewinkelten Anordnung zum Laserstrahl verwendet wird, kann damit entlang der drei Raumkoordinaten und um eine Drehachse (y-Achse), mit der der Winkel zwischen Brenner- bzw. Elektrodenachse und z-Achse ($\beta_B$) eingestellt wurde, relativ zum Laserstrahl bewegt werden.

Ein 6-Achs-Schweißroboter, an dem die Halterung befestigt ist, übernimmt beim Schweißen die Positionierung von Schweißkopf zum Werkstück in z-Richtung. Die Relativbewegung zwischen Schweißprozess und Werkstück wird durch einen x-y-Verfahrtisch übernommen. Die Geräteumgebung für den Nd:YAG-Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess ist in Abb. 3.4 dargestellt.

Ein mit Druckluft betriebener Cross-Jet zwischen Fokussieroptik und Prozesszone sorgt dafür, dass die Laseroptik vor Schweißspritzern und -rauchen geschützt wird. Die Dosierung der Prozessgase, zu denen das Plasmagas, die Schutzgase und das Trägergas für den pulverförmigen Zusatzwerkstoff zählen, erfolgt über das zur Brennertechnik der Firma „SB Schweißgeräte“ gehörende Plasma-Modul „STK-PL-PROP“.

Die Dosierung des pulverförmigen Zusatzwerkstoffs wird von einer Pulverfördereinheit, be-

stehend aus Pulverbehälter und Förderrad, übernommen. Ein Trägergas (Argon) befördert das Pulver mittels Injektorprinzip über einen Polyurethan-Schlauch an den Plasmabrenner. Die Ansteuerung des Pulverförderers über das Spannungssignal eines Potentiometers ermöglicht die Einstellung der Pulverförderrate. In Abb. 3.4 ist die Verknüpfung der Geräteumbebung mit der Steuerungseinheit schematisch dargestellt.

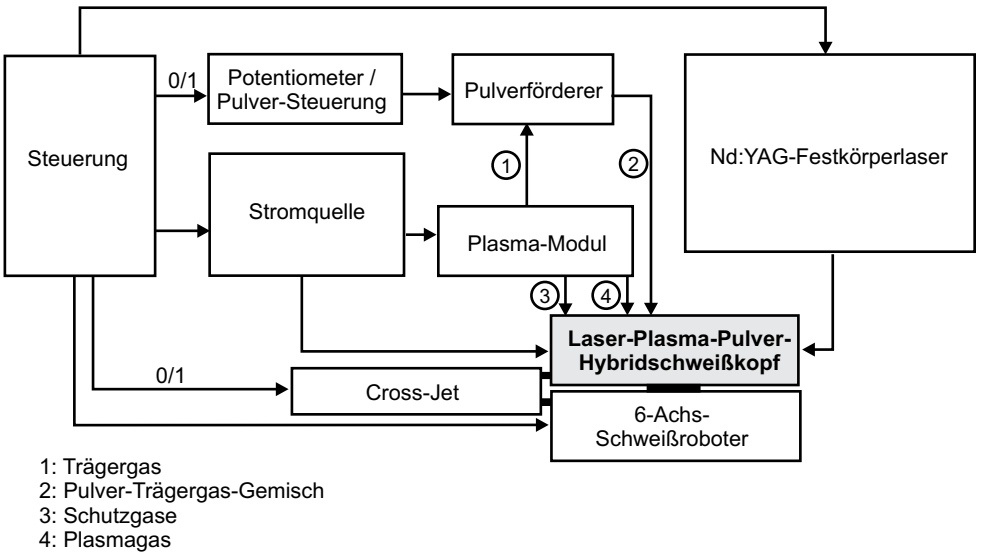



*Abbildung 3.4: Darstellung der Geräteumgebung im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess*

### 3.5.2 Hybridschweißversuche

Anhand von Einschweißversuchen werden Auswirkungen der

- Stromstärke
- Schweißgeschwindigkeit
- Fokuslage
- Plasmagasmenge

auf das Schweißergebnis untersucht.

Die Auswahl der hier untersuchten Parameter findet im Hinblick auf eine praktische Anwendung statt, d.h., dass ihre Anpassung im Schweißprozess nur einen geringen Aufwand – im Gegensatz zu Änderungen der geometrischen Anordnung von Laserstrahl zu Plasmabrenner

– bedeutet. Die geometrischen Parameter und das jeweils verwendete Düsenkonzept werden innerhalb der Versuchsreihen konstant gehalten.

Weiterhin werden Verbindungsschweißungen am Stumpfstoß mit I-Nahtvorbereitung an drei verschiedenen Blechdicken (5 mm, 6 mm und 8 mm) angefertigt und hierbei der Einfluss unterschiedlicher Laserstrahlqualitäten auf das Schweißergebnis untersucht. Für 5 mm dicke Bleche wird die Spaltüberbrückbarkeit überprüft, da sie ein wichtiges Merkmal für den Schweißprozess darstellt. Neben I-Nähten am Stumpfstoß wird der Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess auch für das Schweißen von Kehlnähten an Überlappverbindungen untersucht.

Die Randbedingungen der einzelnen Versuchsreihen, wie die Geometrie der Anordnung von Laserstrahl und Elektrode sowie die Plasmagasmenge, sind in Tabelle 3.7 zusammengefasst. Auch das jeweils verwendete Plasma-Pulver-Düsenkonzept ist der Tabelle zu entnehmen. Genaueres zu den Düsenkonzepten ist in Kapitel 4.1 nachzulesen.

Als Plasmagas wird ausschließlich Argon 4.6 verwendet. In allen Versuchen befindet sich die Elektrode ca. einen Millimeter hinter der Plasmadüsenöffnung, deren Durchmesser ca. 3,5 mm beträgt. Die verwendete Wolframelektrode hat einen Durchmesser von 3,2 mm. Die Elektrode ist negativ, das Werkstück positiv gepolt.

*Tabelle 3.7: Randbedingungen der Hybridschweißversuche*

| Hybridschweißversuche aus Versuchsreihe … | Düsenkonzept | $\beta_B$ [1] | $\Delta x_B$ [2] in mm | $\Delta z_B$ [3] in mm | Plasmagas-menge in l/min |
|---|---|---|---|---|---|
| Leistungsparameter | III mit Schleppdüse | 34° | 7,5 | 7,5 | 3 |
| Fokuslage | | | | | |
| Laserstrahlgeometrie | | | | | 2,5 |
| Überlappverbindung | | | | | |
| Plasmagasmenge | I | 29° | 8,5 | 6,5 | variiert |
| Spaltüberbrückbarkeit | I mit Fokussiergas | 36° | 7,5 | 7,5 | 2 |

[1] Winkel zwischen Elektrode und Laserstrahlachse
[2] Abstand der Elektrodenspitze von der Laserstrahlachse
[3] Abstand der Elektrodenspitze von der Blechoberseite

Die Schweißversuche werden mit stechend nachlaufendem Plasmaprozess durchgeführt, denn Versuche, in denen die schleppend vorlaufende Anordnung des Plasmabrenners verwendet wurde, zeigten im Vorfeld, dass dies zu starker Nahtüberwölbung, oft verbunden mit Einbrandkerben und einer stark oxidierten Nahtoberfläche, führt, wie exemplarisch am Schliff

in Abb. 3.5 dargestellt.

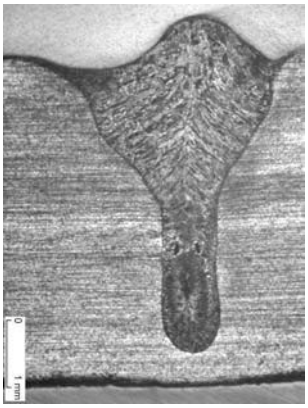



*Abbildung 3.5: Einschweißung mit schleppend vorlaufendem Plasmabrenner; Werkstoff: 1.4301, 5 mm; Schweißparameter: Fokuslage = -1 mm; Schweißgeschwindigkeit = 1,6 m/min; Laserleistung = 3 kW; Stromstärke = 180 A*

Beim Schweißen der hochlegierten, korrosionsbeständigen Stähle ist eine Schutzgasabdeckung von der Rückseite des Werkstücks notwendig. Alle Schweißversuche, bei denen eine Durchschweißung vorgesehen ist, werden daher wurzelseitig mit Argon formiert.

### 3.5.2.1 Leistungsparameter

In Einschweißversuchen wird der Einfluss der Leistungsparameter Stromstärke und Schweißgeschwindigkeit auf das Schweißergebnis untersucht. Hierzu werden die beiden Größen einzeln auf je drei Niveaus variiert und die anderen Parameter konstant gehalten. Die Versuche werden am 8 mm dicken Blech des Werkstoffs 1.4571 durchgeführt. Die Schweißparameter sind in Tabelle 3.8 zusammengefasst dargestellt. Alle Schweißnähte werden einer metallographischen Untersuchung sowie einer Röntgenprüfung unterzogen.

*Tabelle 3.8: Parameter zur Untersuchung der Leistungsparameter Stromstärke und Schweißgeschwindigkeit, Werkstoff 1.4571, Blechdicke 8 mm, ohne Zusatzwerkstoff*

| $v_s$ in m/min | I in A | $P_L$ in kW | $\Delta z$ in mm |
|---|---|---|---|
| 1,5 | **180** | 3,5 | -3 |
| | **220** | | |
| | **260** | | |
| **1** | 260 | | |
| **1,5** | | | |
| **2** | | | |

### 3.5.2.2 Fokuslage

Unter gleichen Randbedingungen wie in 3.5.2.1, d.h. gleicher Werkstoff und gleiche Brenneranordnung, werden Einschweißversuche unter Variation der Fokuslage auf drei Niveaus bei konstanter Schweißgeschwindigkeit und Stromstärke durchgeführt. In zwei weiteren Versuchsreihen wird der Einfluss der Fokuslage unter veränderten Randbedingungen untersucht. Hierzu wird an gleichen Blechen die Stromstärke auf den bereits in 3.5.2.1 verwendeten Niveaus variiert, die Schweißgeschwindigkeit im Vergleich zur vorangegangenen Versuchsreihe jedoch herab- und die Laserleistung heraufgesetzt. Der Fokus lag 1 mm ($\Delta z$ = -1 mm) bzw. 3 mm ($\Delta z$ = -3 mm) unter der Blechoberfläche. Alle Schweißversuche werden ohne Zusatzwerkstoff durchgeführt, die Parameter sind in Tabelle 3.9 aufgelistet. Auch hier werden die Schweißnähte zusätzlich zu der metallographischen Untersuchung einer Röntgenprüfung unterzogen.

*Tabelle 3.9: Parameter zur Untersuchung des Fokuslageneinflusses, Werkstoff 1.4571, Blechdicke 8 mm, ohne Zusatzwerkstoff*

| $v_s$ in m/min | I in A | $P_L$ in kW | $\Delta z$ in mm |
|---|---|---|---|
| 1,5 | 260 | 3,5 | **-1** |
| | | | **-2** |
| | | | **-3** |
| 0,8 | 180 | 4 | **-1** |
| | 220 | | |
| | 260 | | |
| | 180 | | **-3** |
| | 220 | | |
| | 260 | | |

Um einen Vergleich zum reinen Laserstrahlschweißen, d.h. ohne Plasmaprozess ziehen zu können, werden drei Laserstrahlschweißnähte bei unterschiedlichen Fokuslagen angefertigt. Die Schutzgaszufuhr (Argon 4.6) erfolgt hier über einen Tubus, koaxial zum Laserstrahl. Die Schweißparameter sind in Tabelle 3.10 aufgeführt.

*Tabelle 3.10: Parameter von Laserstrahlschweißnähten, Werkstoff 1.4571, Blechdicke 8 mm, ohne Zusatzwerkstoff*

| $v_s$ in m/min | $P_L$ in kW | $\Delta z$ in mm |
|---|---|---|
| 1,5 | 3,5 | **-1** |
| | | **-2** |
| | | **-3** |

### 3.5.2.3 Plasmagasmenge

Die Parameter zur Untersuchung des Einflusses der Plasmagasmenge auf das Schweißergebnis sind in Tabelle 3.11 aufgelistet. Es werden Einschweißversuche am Werkstoff 1.4301, Blechdicke 5 mm, ohne Zusatzwerkstoff durchgeführt. Die Hybridschweißversuche werden mit einer Hochgeschwindigkeitskamera aufgezeichnet.

*Tabelle 3.11: Parameter zur Untersuchung des Einflusses der Plasmagasmenge, Werkstoff 1.4301, Blechdicke 5 mm, ohne Zusatzwerkstoff*

| $v_s$ in m/min | I in A | $P_L$ in kW | $\Delta z$ in mm | Plasmagas | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | | | Art | Menge in l/min |
| 2 | 200 | 3,5 | -2,5 | Ar 4.6 | **0,8** |
| | | | | | **1,5** |
| | | | | | **2** |

### 3.5.2.4 Laserstrahlgeometrie

Laserseitig beschränken sich die möglichen Parametervariationen primär auf die Fokuslage und die Strahlleistung. Jedoch kann durch die Auswahl optischer Komponenten auf die Strahlgeometrie bzw. die Leistungsdichteverteilung im Laserstrahl Einfluss genommen werden.

Daher werden Schweißversuche mit optischen Fasern unterschiedlichen Durchmessers durchgeführt. Die Kaustiken des fokussierten Strahls der 600 µm-Faser und der 400 µm-Faser werden mit einem Strahlvermessungsgerät der Firma „Primes“ ermittelt. Sie ergeben für die 600 µm-Faser ein Strahlparameterprodukt (SPP) von 24,5 mrad·mm (Beugungsmaßzahl $M^2$ = 72,6) und für die 400 µm-Faser ein SPP von 17,4 mrad·mm ($M^2$ = 51,5).

Bleche unterschiedlicher Dicke werden im Stumpfstoß mit I-Nahtvorbereitung und einem blechdickenabhängigen Parametersatz geschweißt. Die Parameter sind in Tabelle 3.12 aufgelistet. Die Pulverförderrate wird der Schweißgeschwindigkeit und der Blechdicke angepasst, sie beträgt ca. 20 g/min für das 5 mm-Blech, 18 g/min für das 6 mm-Blech und 14 g/min für das 8 mm-Blech. Es wird das AISI 316L micromelt-Pulver verwendet.

Zusätzlich zu der metallographischen Untersuchung werden die Schweißnähte geröntgt und deren Nahtober- und -unterseiten fotographisch dokumentiert.

Stichprobenartig wird die Korrosionsbeständigkeit der Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißnähte untersucht. Dazu werden die mit der 600 µm-Faser hergestellten Schweißnähte am 6 mm- und 8 mm-Blech in elektrochemischen Korrosionsversuchen geprüft.

*Tabelle 3.12: Parameter zur Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Strahlparameterprodukte SPP bzw. Faserdurchmesser*

| Blechdicke | Werkstoff | Parameter | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | $v_s$ in m/min | I in A | $P_L$ in kW | $\Delta z$ in mm |
| 5 mm | 1.4306 | 1,8 | 220 | 3,8 | -2 |
| 6 mm | 1.4828 | 1,5 | | 4,0 | |
| 8 mm | 1.4301 | 0,8 | | 4,2 | |

### 3.5.2.5 Spaltüberbrückbarkeit

Zur Bestimmung der Spaltüberbrückbarkeit werden Schweißungen am Stumpfstoß (I-Naht) mit unterschiedlichen Spaltbreiten durchgeführt. Hierfür werden die Probenbleche an den Enden und zusätzlich in der Mitte geheftet, um eine möglichst gleichmäßige Spaltbreite über die Nahtlänge zu erzielen. Die Pulverförderrate wird mit zunehmendem Spalt erhöht, um diesen aufzufüllen. Die Schweißparameter werden jeweils auf die veränderten Versuchsbedingungen angepasst und sind in Tabelle 3.13 angegeben. Die Versuche werden an 5 mm-Blechen aus dem Werkstoff 1.4306 durchgeführt. Als Schweißzusatz kommt AISI 316L-Pulver zum Einsatz.

*Tabelle 3.13: Parameter zur Untersuchung der Spaltüberbrückbarkeit, Werkstoff 1.4306, Blechdicke 5 mm, Zusatz AISI 316L-Pulver*

| Spaltbreite | $v_s$ in m/min | I in A | $P_L$ in kW | $\Delta z$ in mm | Pulverförderrate in g/min |
|---|---|---|---|---|---|
| **techn. Nullspalt** | 2 | 230 | 4,2 | -2 | 10 |
| **ca. 0,5 mm** | 1,5 | 210 | 3,5 | | 50 |
| **ca. 0,7 mm** | | 220 | | | 80 |

### 3.5.2.6 Überlappverbindungen

Die Überlappstöße an 3 mm dicken Blechen aus dem Werkstoff 1.4435 werden als Kehlnaht ausgeführt, um den Spalt, den die sich überlappenden Bleche bilden, einseitig zu schließen. In den Versuchen soll ermittelt werden, welche Brennerstellung sich für diese Stoßform eignet. Die geometrischen Parameter, die hierfür variiert werden können, sind in Abb. 3.6 dargestellt.

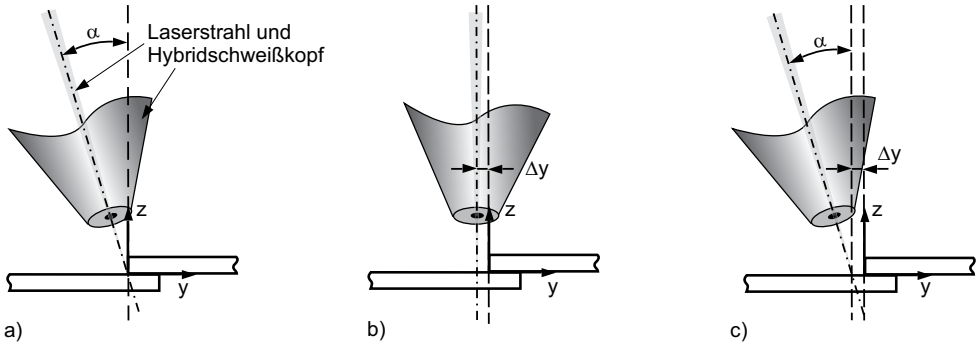



*Abbildung 3.6: Zusätzliche Parameter für das Schweißen von Überlappverbindungen; (a) Drehung um x-Achse, Winkel α ; (b) Verschiebung um Δy ; (c) Kombination von Drehung und Verschiebung*

Ausgegangen wird von der senkrechten Position des Brenners über dem Blech. Anschließend wird eine Drehung α des Hybridschweißkopfes (Laserstrahl und Brenner) um die x-Achse (Schweißrichtung) von 10° und 15° vorgenommen, wobei der Auftreffpunkt des Laserstrahls weiterhin an der unteren Kante des Oberbleches liegt. Die in Vorversuchen ermittelten übrigen Parameterwerte werden für diese Versuche konstant gehalten, Tabelle 3.14. Es wird mit Fokuslage auf der Oberseite des unteren Bleches gearbeitet (Δz = 0 mm). Als Zusatzwerkstoff dient das AISI 316L-Pulver.

Die Schweißnahtgeometrien werden anhand von Schliffen ausgewertet, wobei als ein Beurteilungskriterium die Breite der Anbindefläche zwischen Ober- und Unterblech herangezogen wird. In diese Auswertung werden auch Schweißnähte von hier nicht im Einzelnen dargestellten Vorversuchen einbezogen, um signifikante Einflüsse des Drehwinkels darzustellen. In einem nächsten Schritt wird unter einem Drehwinkel α von 10° der Abstand des Laserauftreffpunktes von der Blechkante Δy verändert. Der Hybridschweißkopf wird um Δy = -0,35 mm und -0,7 mm (vom oberen Blech weg) verschoben. Außerdem wird die Auswirkung einer Erhöhung der Pulverförderrate von 25 g/min auf 40 g/min untersucht. Der Hybridschweißkopf steht hierbei senkrecht über dem Blech.

*Tabelle 3.14: Parameter für die Schweißversuche im Überlappstoß am Werkstoff 1.4435, Blechdicke 3 mm*

| Brennerposition | | Parameter | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Δy in mm | Δ in ° | $v_s$ in m/min | I in A | $P_L$ in kW | Δz in mm | Pulverförderrate in g/min |
| 0 | **0** | 1,8 | 240 | 3 | 0 | 25 |
| | **10** | | | | | |
| | **15** | | | | | |
| **0,35** | 10 | | | | | |
| **0,7** | | | | | | |
| 0 | 0 | | | | | **40** |

## 3.6 Schweißnahtprüfung

### 3.6.1 Hochgeschwindigkeitsaufnahmen

Die Aufnahmen werden mit einer analogen Hochgeschwindigkeitskamera vom Typ „NAC color“ unter Gegenlicht angefertigt. Die Aufnahmefrequenz beträgt c. 500 Hz. Anschließend werden die Aufnahmen digitalisiert. Die Frequenz der digitalisierten Aufnahmen beträgt ca. 50 Hz. Die in dieser Arbeit gezeigten Sequenzen repräsentieren jeweils einen Nahtabschnitt von ca. 10 mm Länge. Die Ausschnitte stammen aus dem letzten Drittel des Schweißprozesses.

### 3.6.2 Zerstörungsfreie Prüfung

Die zerstörungsfreie röntgenographische Prüfung wird hinzugezogen, um volumenhafte Schweißnahtfehler zu detektieren. Die Röntgenprüfung wird nach DIN EN 1435 [170] durchgeführt. Es werden Filme der Empfindlichkeitsklasse D4 verwendet, der Film-Fokus-Abstand beträgt 700 mm. Die Spannung der Röntgenröhre und der Strom betragen 120 kV bzw. 10 mA. Die Belichtungszeit richtet sich nach der Blechdicke, sie liegt zwischen 0,5 min und 1,5 min. Zur Feststellung der Bildgüte werden Bildgüteprüfkörper „10 FE DIN“ oder „13 FE DIN“ nach DIN EN 462-1 [171] verwendet.

### 3.6.3 Korrosionsprüfung

Die Korrosionsbeständigkeit von Schweißnähten aus hochlegiertem Stahl ist ein wichtiges Kriterium für die Schweißnahtqualität. Daher werden die Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißnähte stichprobenartig in potentiodynamischen Versuchen einer elektrochemischen Korrosionsprüfung unterzogen. Hierbei werden aus sogenannten Stromdichte-Potential-Kurven das kritische Potential, bei dem es zu einem Stromanstieg und damit zu lokaler Metallauflösung kommt, sowie das Repassivierungspotential, aus dem die Fähigkeit des Werkstoffs, unter den gegebenen Bedingungen die schützende Passivschicht wieder aufzubauen, hervorgeht, bestimmt.

Für die elektrochemischen Untersuchungen kommen Proben der Abmessungen 50 mm x 20 mm mit etwa mittig liegender Schweißnaht zum Einsatz. Zu Vergleichszwecken werden Grundwerkstoffproben in gleicher Weise präpariert und geprüft. Die Proben werden an den Schnittflächen und -kanten bis 500er Körnung geschliffen und anschließend gebeizt. Die dafür verwendete Beizpaste „Antox 71E“ enthält 4 % Fluß- und 20 % Salpetersäure. Sie wird mit einem Pinsel auf die Nahtober- und -unterseite aufgetragen, die Einwirkdauer beträgt ca. 45 min. Vor der Korrosionsprüfung werden die Proben mindestens 72 Stunden an Luft gelagert, um die Ausbildung der Chromoxidschicht zu gewährleisten. Als Elektrolyt kommt eine NaCl-Lösung (3 g/l Chloridgehalt), angesäuert mit HCl auf einen pH-Wert von 4,5, zum Einsatz.

Der Versuchsaufbau und eine beispielhafte Stromdichte-Potential-Kurve, anhand welcher die Messwerte ermittelt werden, sind schematisch in Abb. 3.7 dargestellt.

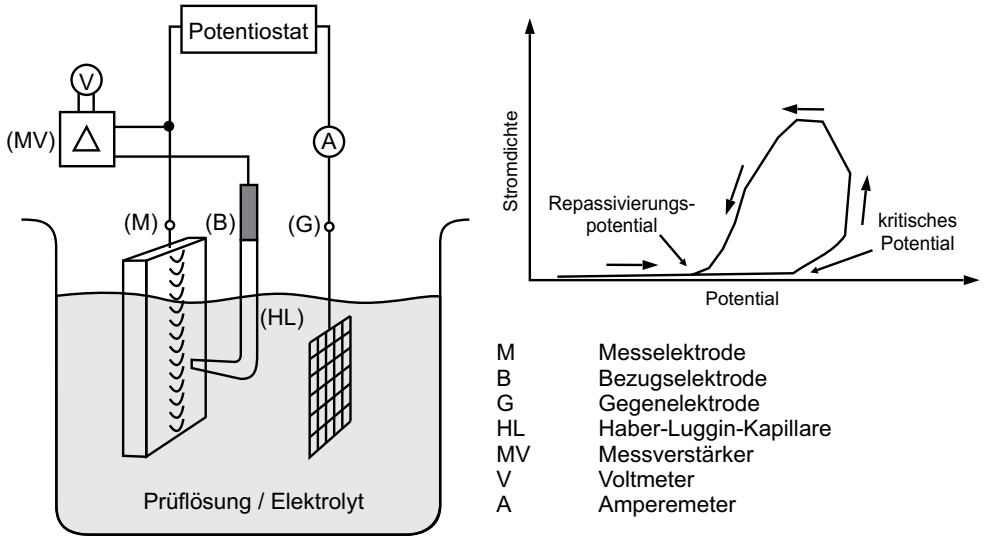



*Abbildung 3.7: Versuchsaufbau für die Korrosionsprüfung*

Es wird eine Potential-Vorschubgeschwindigkeit von 0,2 mV/s verwendet. Die Polarisation der Proben erfolgt zunächst in anodische Richtung. Sie wird beendet, sobald ein kritisches Potential überschritten wird und die Stromdichte 0,1 mA/cm$^2$ erreicht. Anschließend wird mit der gleichen Geschwindigkeit in kathodische Richtung bis zum Ausgangspotential polarisiert. Für die Untersuchungen kommt eine klassische Dreielektrodenanordnung mit temperierbarem Doppelmantelgefäß zum Einsatz. Die der Versuchslösung ausgesetzte Probenoberfläche beträgt 10 cm$^2$.

### 3.6.4 Metallographische Untersuchung

Die im Stumpf- bzw. Überlappstoß geschweißten Nähte werden einer mikroskopischen Gefügeuntersuchung unterzogen. Die Schliffe werden dem letzten Drittel der Schweißnaht entnommen, so dass die Oberflächennormalen jeweils mit der Schweißrichtung übereinstimmen. Die in dieser Arbeit verwendete Terminologie „Plasmaanteil“ und „Laseranteil“ dient zur Beschreibung der unterschiedlichen Schweißgutbereiche im Querschliff. Die beiden Begriffe werden in Abb. 3.8 anhand einer Skizze der charakteristischen Nahtform zugeordnet.

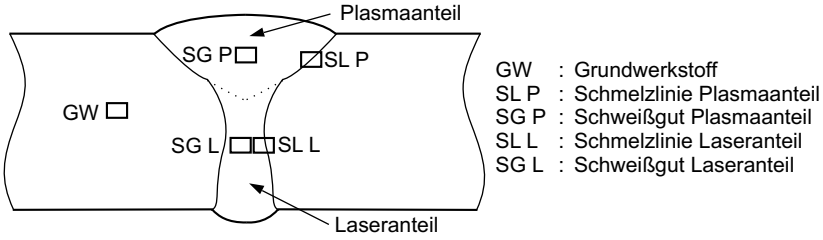



*Abbildung 3.8: Lage der mikroskopischen Aufnahmen in der Hybridnaht*

Zur Dokumentation der Mikrostruktur der Schweißnahtgefüge werden repräsentative Gefügebereiche der Hybridnähte im Metallmikroskop photographisch dokumentiert. Dazu gehören Aufnahmen des Plasma- und Laseranteils, welche das Schweißgut zeigen, und Aufnahmen der Schmelzlinien, die je zur Hälfte wärmebeeinflussten Grundwerkstoff und das angrenzende Schweißgut zeigen. Die Lage der Aufnahmebereiche ist ebenfalls in Abb. 3.8 dargestellt.

Mit Hilfe metallographischer Ätzverfahren werden die Erstarrungsmodi im Schweißgut festgestellt [172]. Das Ätzverfahren nach „Lichtenegger und Blöch I“ [173] wird für Stähle ohne Molybdän, das Verfahren nach „Beraha I“ [174] für molybdänlegierte Stähle eingesetzt. Bei beiden Ätzverfahren handelt es sich um Farbniederschlagsätzungen. Deren Zusammensetzung ist in Tabelle 3.15 angegeben.

*Tabelle 3.15: Ätzverfahren für austenitische Stähle*

| | **nach Lichtenegger und Blöch I** | **nach Beraha I** |
|---|---|---|
| Stammlösung | 100 ml dest. Wasser<br>20 g Ammoniumbifluorid | 500 ml dest. Wasser<br>100 ml konz. Salzsäure<br>12 g Ammoniumbifluorid |
| zum Ätzen | 100 ml Stammlösung<br>0,5 g Kaliumdisulfit | 100 ml Stammlösung<br>1 g Kaliumdisulfit |

### 3.6.5 Delta-Ferrit-Bestimmung

Der Delta-Ferrit-Gehalt wird mit Hilfe des Punkteauszählverfahrens an den Gefügeaufnahmen des Schweißguts im Plasma- und im Laseranteil bestimmt. Hierzu wird ein Raster aus 16 x 24 Punkten auf einen nachvergrößerten Ausdruck der mikroskopischen Aufnahme des Schweißguts (ca. 1100:1) gelegt, und die Punkteverteilung auf den Ferrit und den Austenit ermittelt. Punkte, die auf der Grenze von Ferrit zu Austenit liegen werden zur Hälfte gezählt. Zur Vereinfachung des Zählvorgangs ist das Raster in 24 Einheiten zu je 16 Punkten aufgeteilt. In Schweißgütern, deren größter Anteil primär austenitisch erstarrt, wird der Ferritgehalt nicht bestimmt. Fallen primär austenitisch erstarrte Bereiche eines größtenteils ferritisch erstarrten Gefüges in eine der Zähleinheiten, so werden die Zähleinheiten nicht in die Auswertung einbezogen. Das Raster wird stattdessen in einen ferritisch erstarrten Bereich verschoben, um auf die gleiche Anzahl ausgezählter Punkte zu kommen.

### 3.6.6 Härteprüfung

An Schweißnähten, die im Stumpfstoß gefügt worden sind, werden Härteverläufe aufgenommen. Als Verfahren wird die Vickers-Härteprüfung HV1 nach DIN EN ISO 6507-1 [175] angewendet. Zum Vergleich wird je ein Härteverlauf im Plasma- und im Laseranteil der Schweißnaht angefertigt. Die Messpunkte werden in einem Abstand von 0,5 mm von der Blechober- bzw. -unterseite gelegt. Die ersten und die letzten zwei bis drei Messpunkte eines Härteverlaufs liegen jeweils im Grundwerkstoff. Der Abstand der einzelnen Messpunkte beträgt 0,5 mm. Die Lage der Härteverläufe bezüglich der Probe ist in Abb. 3.9 dargestellt.

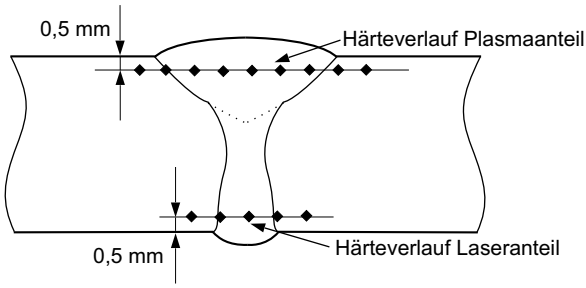



*Abbildung 3.9: Lage der Härteverläufe im Querschliff*

# 4 Ergebnisse

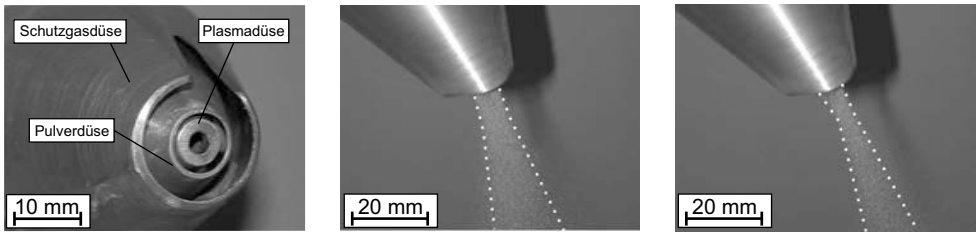
## 4.1 Weiterentwicklung des Hybridschweißkopfes

Bei der Weiterentwicklung des Hybridschweißkopfes werden insgesamt drei verschiedene Konzepte für eine Plasma-Pulver-Düse realisiert.

Als Basis wird der Plasmabrenner „PLW 400“ der Firma SB Schweißgeräte GmbH verwendet. Um einen guten Wärmeaustausch mit dem Kühlsystem des Plasmabrenners zu erzielen, werden die Plasma- und Pulverdüsen möglichst massiv und aus Kupfer gefertigt. Für die äußere Schutzgasdüse wird Messing verwendet.

In einem ersten Ansatz wird das Plasma-Pulver-Düsenkonzept des Brenners aus [87] und [93] aufgegriffen, d.h., dass die für den „PLW 400“ zunächst gefertigte Düse eine Plasmadüse mit einer separaten, konzentrisch um die Plasmadüse angeordneten Pulverdüse für die Zugabe des Zusatzwerkstoffs ist (Plasma-Pulver-Düsenkonzept I). Um die Pulverdüse herum wird eine zusätzliche Schutzgasdüse angebracht, die dort, wo der Laserstrahl vor der Plasma- und Pulverdüse auf das Werkstück trifft, einen Schlitz besitzt, so dass der Abstand von Laserstrahl zu Plasmadüse eingehalten werden kann und gleichzeitig der vordere Teil der Prozesszone von einem Schutzgas abgedeckt wird. Die Düsenkonfiguration ist in Abb. 4.1 a) gezeigt.

Um den Pulverstrom einzuschnüren, wird ein zusätzliches Gas (Argon), das nachfolgend als „Fokussiergas“ bezeichnet wird, in die Pulverdüse eingeleitet, welches das Pulver im unteren Teil der Düse zusammenströmen lässt (Plasma-Pulver-Düsenkonzept I mit Fokussiergas). Dies führt dazu, dass der aus der ringförmigen Pulverdüse austretende Pulverstrom deutlich konzentrierter aus dem unteren Bereich der Ringdüse austritt und von dort in den hinteren Teil des Schmelzbades gelangt. Diese Fokussierwirkung ist in Abb. 4.1 b) und c) dargestellt.



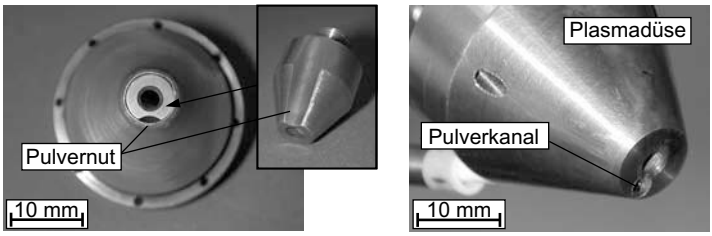

a) b) ohne Fokussiergas c) mit Fokussiergas

*Abbildung 4.1: (a) Plasmadüse mit konzentrisch angeordneter Pulverdüse (Plasma-Pulver-Düsenkonzept I), (b) und (c) Darstellung der Wirkung des Fokussiergases*

Der nächste Ansatz ist, das Pulver nicht über eine Ringdüse mit Spalt, sondern über eine schmale Zuleitung an die Prozesszone zu führen, mit dem Ziel, den Pulverstrom noch stärker zu konzentrieren und auf das zusätzliche Fokussiergas verzichten zu können. Dies wird auf zwei unterschiedliche Arten umgesetzt.

Zunächst wird die Zuleitung durch eine eingefräste Nut in der Plasmadüse und eine über die Plasmadüse gestülpte dünnwandige Kappe gebildet (Plasma-Pulver-Düsenkonzept II). Das Pulver wird ähnlich wie bei Konzept I zunächst in einen Zwischenraum, der durch den oberen, abgeflachten Teil der Plasmadüse und der Kappe gebildet wird, verteilt, von wo aus es in die Pulvernut einfließen soll. Dieser Düsentyp ist in Abb. 4.2 a) dargestellt.

In Abb. 4.2 b) ist die zweite Variante gezeigt, in der das Pulver über eine Bohrung im unteren Teil der Plasmadüse in die Prozesszone gelangt (Plasma-Pulver-Düsenkonzept III). Beide Düsentypen sind noch von einer zusätzlichen Schutzgasdüse umgeben, die in dieser Abbildung nicht dargestellt ist.




a) b)

*Abbildung 4.2: (a) Zweiteilige Plasmadüse mit Pulvernut Plasma-Pulver-Düsenkonzept (Plasma-Pulver-Düsenkonzept II) und (b) Plasmadüse mit eingestecktem Rohr bzw. Pulverkanal für die Pulverzufuhr (Plasma-Pulver-Düsenkonzept III)*

In Abb. 4.3 ist die Plasma-Pulver-Düse aus Abb. 4.2 b) mit Schutzgasdüse gezeigt. Für einen besseren Schutz des vorderen Teils der Prozesszone wird ein angeschnittener Tubus der Schutzgasdüse vorgelagert. Der Laserstrahl tritt von oben in den Tubus ein, wo er kurz vor der Plasma-Pulver-Düse auf das Werkstück trifft. Um den Tubus möglichst frei von Metalldämpfen zu halten, wird in diesen ein Schutzgas über nach oben und nach unten gerichtete Ringdüsen eingeleitet. Der Tubus wird zusätzlich wassergekühlt. Eine Schleppdüse am hinteren Teil des Brenners dient zur Schutzgasabdeckung der Schweißnaht.

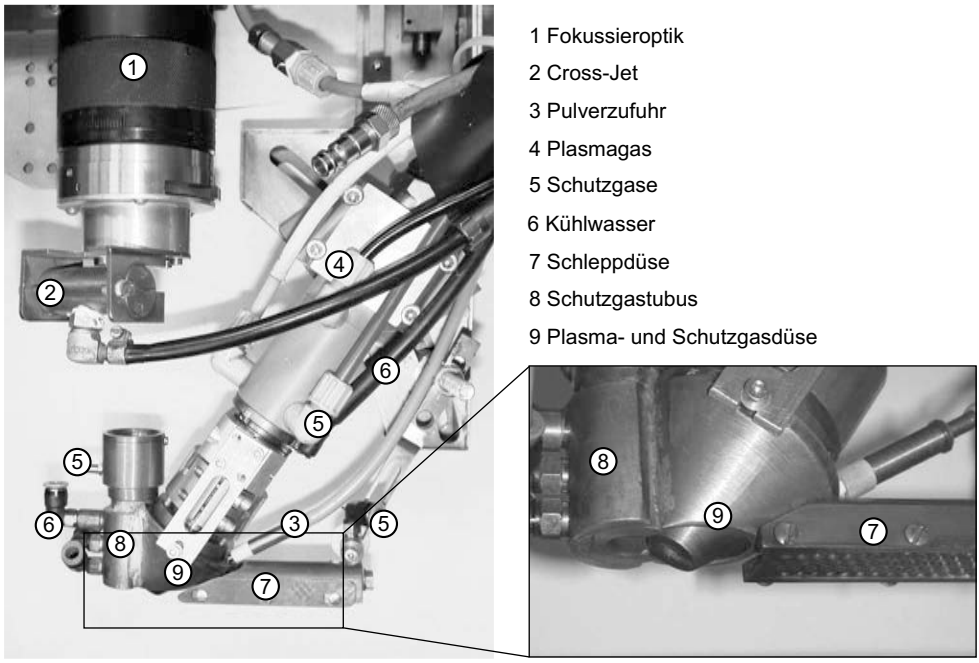



*Abbildung 4.3: Schweißkopf für das Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen mit pulverförmigem Zusatzwerkstoff*

Die Beobachtungen, die bei der Anwendung der verschiedenen Plasma-Pulver-Düsenkonzepte in Schweißversuchen gemacht werden, sind nachfolgend beschrieben:

**Plasma-Pulver-Düsenkonzept I** Das Pulver strömt in einem breiten Strahl über die Ringdüse verteilt aus, was zur Folge hat, dass eine größere Menge des Pulvers nicht in das Schmelzbad gelangt. Pulver, welches an den Seiten und im oberen Teil der Ringdüse ausströmt, gelangt nicht in das Schmelzbad, da es über die Prozesszone hinweg auf das noch nicht aufgeschmolzene Blech oder seitlich der Nahtraupe auftrifft. Das Pulver liegt nach dem Schweißen zu einem großen Teil lose auf dem Blech. Ein weiterer Teil des Pulvers bleibt als angeschmolzenes Pulver an den Rändern der Nahtoberraupe haften.

**Plasma-Pulver-Düsenkonzept I mit Fokussiergas** Durch die Einleitung des Fokussiergases in den Zwischenraum von Plasma- und Pulverdüse kann das Pulver zwar deutlich besser in das Schmelzbad eingebracht werden, d.h. die Menge an losem Pulver, das nach dem Schweißen auf der Blechoberseite zurückbleibt, ist deutlich geringer, jedoch haften nach wie vor angeschmolzene Pulverreste am Rand der Oberraupe. Darüber hinaus wird mit dem Fokussiergas

ein zusätzlicher Parameter eingeführt, der an die Pulverförderrate anzupassen ist. Es muss so eingestellt werden, dass das Pulver an der Unterseite der Ringdüse austritt und in den hinteren Teil des Schmelzbades gelangt.

**Plasma-Pulver-Düsenkonzept II** Zwar divergiert auch hier der Pulverstrom nach Austritt aus der Düse, jedoch können die Pulververluste und anhaftenden Pulverreste durch die Anordnung der Düsenöffnung unterhalb der Plasmadüsenöffnung, wodurch der Abstand der Düsenöffnung zum Schmelzbad minimiert wird, verringert werden. Das Pulver, das zunächst in den Zwischenraum von Plasmadüse und Pulverkappe eingeleitet wird, um dann in die Pulvernut zu strömen, staut sich jedoch vor dem kleinen Querschnitt der Nut, was ein kontinuierliches Strömen des Pulvers über einen längeren Zeitraum behindert.

**Plasma-Pulver-Düsenkonzept III** Der im Konzept II erwähnte Absatz im Pulvergang wird in diesem Düsenkonzept durch den Transport des Pulvers in einer Kanüle aus Stahl, die durch eine Bohrung in die Plasmadüse eingeschoben wird und über einen Schlauch direkt mit der Pulverfördereinheit verbunden ist, vermieden. Die Plasmadüse ist daher im Vergleich zu den anderen massiver gebaut, was gleichzeitig zu einer besseren Kühlbarkeit beiträgt.

Der Pulvereintrag kann durch dieses Plasma-Pulver-Düsenkonzept deutlich verbessert werden. Eine Einbringung des Pulvers ohne anhaftende Pulverreste wird jedoch nur bei Schweißnähten an 8 mm dicken Blechen erzielt, da hier das Schmelzbad groß genug ist, um den Pulverstrom vollständig zu erfassen.

**Schutzgasdüsen** Durch eine zusätzliche Schutzgasdüse, die die Plasma-Pulver-Düse umgibt, kann bei allen drei Düsenkonzepten die Verzunderung der Schweißnaht deutlich reduziert werden. Unter Verwendung einer Schleppdüse werden die besten Nahtoberflächen, d.h. die geringste Oxidation, erzielt.

Durch den Tubus, der für die letzte Version des Hybridschweißkopfes entworfen wird, soll auch der vordere Teil der Prozesszone besser vor Oxidation geschützt werden. Über die Gestaltung der Düsen innerhalb des Tubus soll erreicht werden, dass weder Luft aus der Umgebung angesaugt wird, noch dass sich Schweißrauche oberhalb der Prozesszone bzw. im Tubus anstauen, da sie zu einer Streuung bzw. Abschirmung der Laserstrahlung führen. Bei den kurzen Versuchsschweißungen, wie sie für diese Arbeit angefertigt werden, wird jedoch weder eine negative noch eine besonders positive Beeinflussung der äußeren Nahtqualität durch den Tubus festgestellt.

**Pulverfördereinheit** Zur Verbesserung der Pulverzufuhr ist es erforderlich, Änderungen an der Pulverfördereinheit vorzunehmen. Die beiden mitgelieferten Förderräder, links in Abb. 4.4 dargestellt, fördern zum einen nicht die gewünschten Pulvermengen, so dass zu wenig Pulver für das Auffüllen von Nähten mit Spalt zur Verfügung steht, zum anderen wird das Pulver durch die Förderräder nicht kontinuierlich genug transportiert, wodurch es beim Austritt an

der Plasma-Pulver-Düse zu einem stark pulsierenden Pulverstrom kommt. Aus diesen Gründen werden neue Pulverförderräder entwickelt. In einer ersten Modifikation wird die Anzahl der in das Vollmaterial eingefrästen Schaufeleinheiten erhöht (dreireihig). Die Pulverförderrate ist jedoch noch nicht zufriedenstellend. Bessere Ergebnisse werden mit zusammengesetzten Schaufelrädern aus 4 bzw. 6 gezahnten, gegeneinander versetzten Scheiben erzielt, siehe Abb. 4.4 rechts.

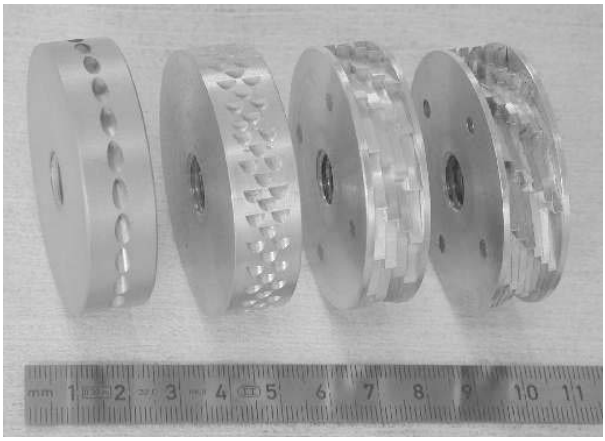



*Abbildung 4.4: Pulverförderräder, (links) die zur Pulverfördereinheit gehörende und (rechts) drei selbst entwickelte Förderräder, drei-, vier- bzw. sechsreihig*

Die Pulverförderung kann durch die Entwicklung neuer Förderräder sowohl hinsichtlich der Kontinuität der Förderung als auch hinsichtlich der maximalen Fördermenge verbessert werden. Die aus Scheiben zusammengesetzten Räder fördern in Abhängigkeit von der Anzahl der Scheiben (vier bzw. sechs) maximal ca. 80 g/min bzw. 110 g/min. Die Pulverförderrate ist in Abhängigkeit von der Steuerspannung, die die Drehzahl des Förderrades bestimmt, im Diagramm in Abb. 4.5 dargestellt. Schwankungen werden hauptsächlich hervorgerufen durch unterschiedliche Trägergasmengen. Zum Vergleich ist die Förderrate des in [93] verwendeten Schneckenförderers gezeigt, dessen Förderrate nur für den reinen Lichtbogenprozess des ION-Brenners ausgelegt ist.

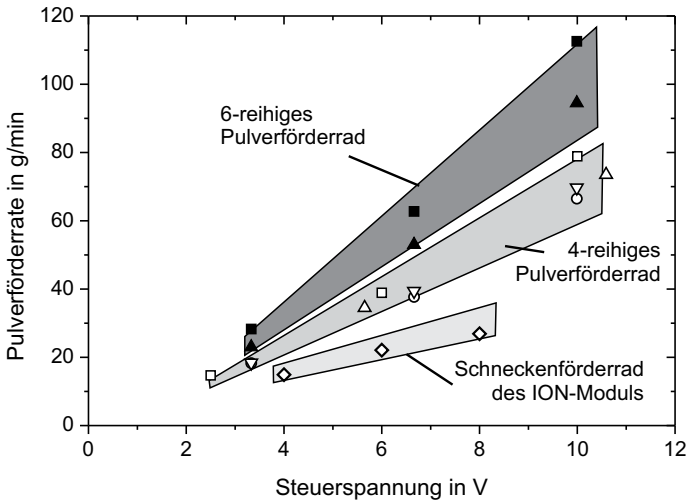


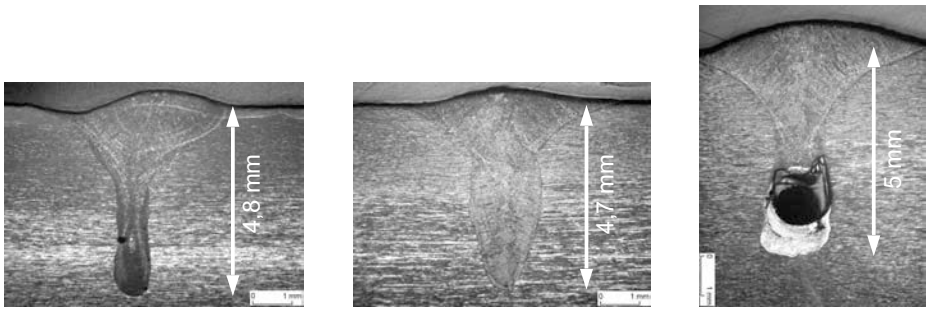

*Abbildung 4.5: Bereiche der Pulverförderrate verschiedener Förderräder*

## 4.2 Nd:YAG-Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen

### 4.2.1 Leistungsparameter

Der Schweißprozess ist über die Stromstärke und die Schweißgeschwindigkeit sehr einfach, d.h. in diesem Fall ohne großen Aufwand bzw. Umbaumaßnahmen, zu beeinflussen. Die Wirkung dieser Parameter wird anhand von Versuchsreihen untersucht, in denen die Stromstärke und die Schweißgeschwindigkeit auf jeweils drei Niveaus variiert wird. Zur Reduzierung der Versuchsanzahl werden nicht alle Parameterkombinationen angewendet, sondern es wird von einer Vergleichsparameterkombination (260 A Stromstärke und 1,5 m/min Schweißgeschwindigkeit bei einer Fokuslage von -3 mm) ausgegangen, von der aus der zu untersuchende Parameter auf den beiden anderen Niveaus variiert wird. Die Röntgenaufnahmen der Schweißnähte erfüllen die Anforderungen für Prüfklasse B.

**Stromstärke** Die Querschliffe in Abb. 4.6 zeigen unterschiedliche Schweißnahtgeometrien in Abhängigkeit von der Stromstärke. Der Plasmaanteil der Schweißnähte nimmt jeweils ca. ein Drittel der gesamten Einschweißtiefe ein. Die Schweißnähte mit 180 A weisen im Gegensatz zu den anderen Nähten einen deutlich schmaleren Laseranteil auf. Die Einschweißtiefe beträgt bei allen Nähten nahezu unabhängig von der Stromstärke des Plasmalichtbogens ca. 5 mm.




a) 180 A b) 220 A c) 260 A

*Abbildung 4.6: Variation der Stromstärke bei $\Delta z$ = -3 mm, Querschliffe; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: $v_S$ = 1,5 m/min; $P_L$ = 3,5 kW*

Die Nähte, die mit 180 A geschweißt wurden, zeigen im Röntgenbild zahlreiche kleinere Poren. Weiterhin werden einseitig leichte Einbrandkerben auf der rechten Seite der Naht (in Schweißrichtung) sowohl in der Röntgenaufnahme als auch am Querschliff deutlich. Auf der Röntgenaufnahme fällt eine sich über die Nahtlänge periodisch leicht ändernde Oberraupenbreite auf.

Bei einer Stromstärke von 220 A treten nur vereinzelt, vor allen Dingen am Nahtanfang kleine Poren auf. Im Röntgenbild ist wieder eine Schwankung der Oberraupenbreite über die Nahtlänge zu beobachten. Am Nahtanfang kommt es zu einem Schmelzeauswurf.

Bei einer Stromstärke von 260 A sind sehr stärk ausgeprägte Schmelzeauswürfe und gleichzeitig periodisch auftretende große Poren mit einer von der Kugelform abweichenden Geometrie zu beobachten. Um diese Poren von den bei niedrigeren Stromstärken beobachteten kleineren runden Poren zu unterscheiden, werden sie nachfolgend als Prozessporen bezeichnt. Sie treten im Fuß der Naht, d.h. im Laseranteil, auf und besitzen auch dessen Breite. Sie sind in Schweißrichtung ausgedehnt und weisen in Blechdickenrichtung eine Höhe von ein bis zwei Millimetern auf. Die Endkrater der Nähte, die als ein grobes Abbild der freien Oberfläche des Schmelzbades betrachtet werden können und die durch ihre Vertiefung sehr gut im Röntgenbild erkennbar sind, weisen eine längliche Form auf, die bei einer Stromstärke von 260 A quer zur Schweißrichtung eingeschnürt ist.

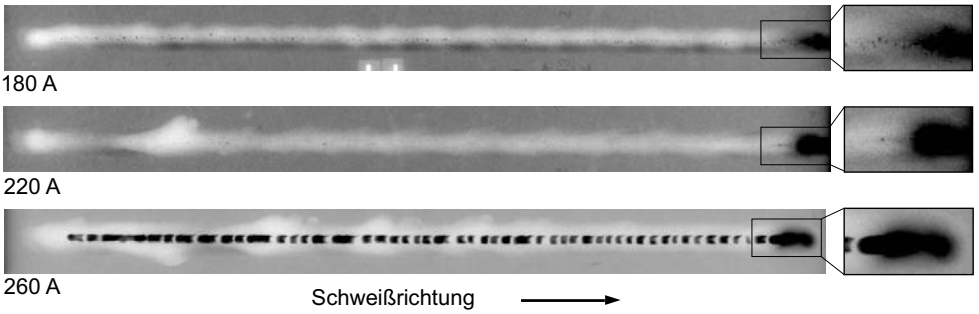



*Abbildung 4.7: Variation der Stromstärke bei Δz =-3 mm, Röntgenbilder; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: $v_s$ = 1,5 m/min; $P_L$ = 3,5 kW*

**Schweißgeschwindigkeit** Die Einschweißungen in Abb. 4.8 wurden bei einer Stromstärke von 260 A, aber mit unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten durchgeführt, wobei erwartungsgemäß die Einschweißtiefe mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit abnimmt. In allen drei Querschliffen befinden sich im Laseranteil der Naht Prozessporen. Der Plasmaanteil oberhalb der Prozessporen wird nicht beeinträchtigt.

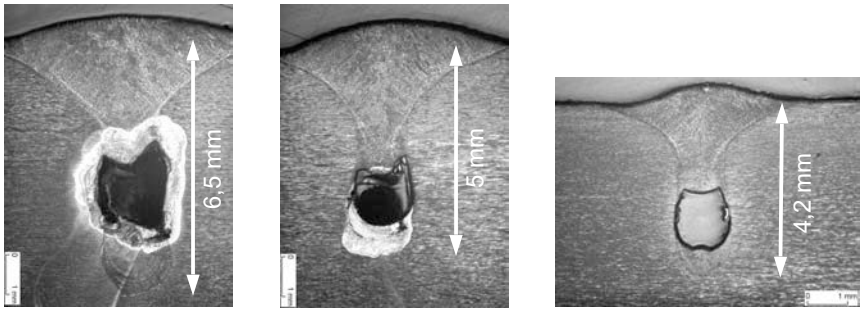



*Abbildung 4.8: Variation der Schweißgeschwindigkeit, Querschliffe; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: Δz =-3 mm; I = 260 A; $P_L$ = 3,5 kW*

Die Röntgenaufnahmen in Abb. 4.9 zeigen, dass die in den Querschliffen beobachteten Prozessporen dicht hintereinander mit einem periodischen Charakter über der gesamten Nahtlänge vorliegen. Die Nahtoberfläche gibt keinen Hinweis auf die darunter liegenden Fehlstellen. Am äußeren Erscheinungsbild fällt lediglich auf – und das wird auch in den Röntgenaufnahmen sichtbar –, dass es mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit zu einem verstärkten Schmelzeauswurf in Schweißrichtung kommt. Auch die Frequenz der Porenbildung nimmt mit der Schweißgeschwindigkeit zu. Die Endkrater sind in Schweißrichtung ausgedehnt und wei-

sen eine mit der Schweißgeschwindigkeit zunehmende Einschnührung quer zur Schweißrichtung auf.

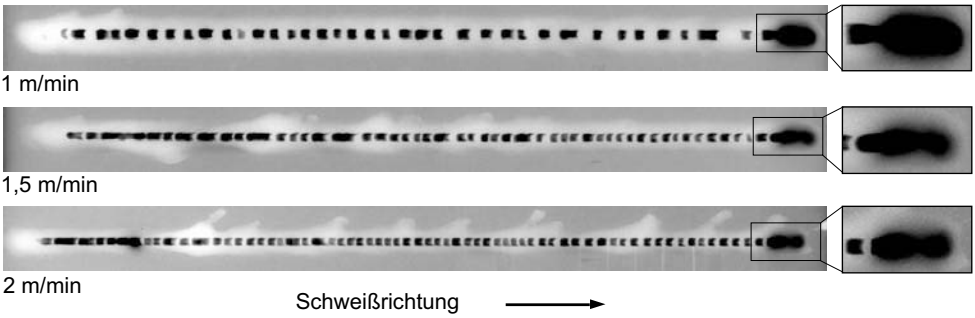


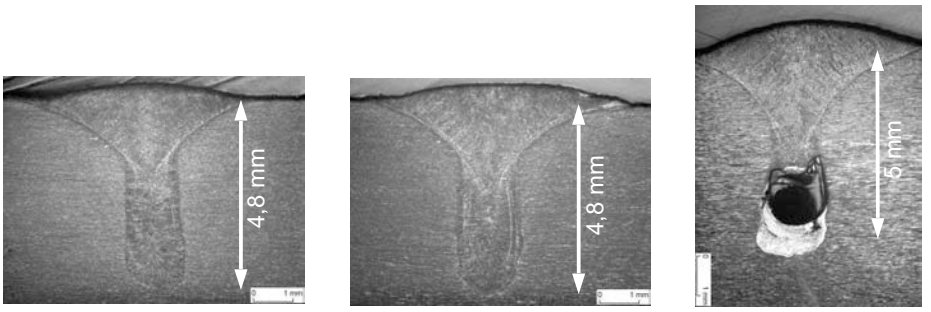

*Abbildung 4.9: Variation der Schweißgeschwindigkeit, Röntgenbilder; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: $\Delta z$ =-3 mm; I = 260 A; $P_L$ = 3,5 kW*

*Die Ergebnisse der beiden Versuchsreihen haben gezeigt, dass sich unter den vorliegenden Randbedingungen eine Stromstärke von 260 A bei einer Fokuslage von -3 mm unabhängig von der Schweißgeschwindigkeit ungünstig auf das Schweißergebnis auswirkt. Dies äußert sich in Einschweißungen durch große, periodisch auftretende Prozessporen im Laseranteil. Durch eine geeignete Parameterkombination, d.h. Stromstärke von 220 A, lassen sich dagegen nahezu porenfreie Nähte herstellen. Die Schweißgeschwindigkeit hat im untersuchten Bereich hauptsächlich einen Einfluss auf die Einschweißtiefe.*

### 4.2.2 Fokuslage

Die Fokuslage, d.h. der Ort höchster Leistungsdichte des Laserstrahls relativ zum Werkstück, wird ausgehend von der Vergleichsparameterkombination aus den vorangegangenen Versuchsreihen auf drei Niveaus variiert. In weiteren Versuchsreihen werden die Fokuslagen $\Delta z$ = -1 mm und $\Delta z$ = -3 mm unter anderen Randbedingungen (Strahlleistung und Schweißgeschwindigkeit) und unter Variation der Stromstärke untersucht. Zu Vergleichszwecken werden außerdem reine Laserstrahlschweißungen, in denen die Fokuslage variiert wird, angefertigt.

**Fokuslagenvariation** In Abb. 4.10 und 4.11 sind die Querschliffe bzw. die Röntgenaufnahmen der Schweißnähte, die auf der Vergleichsparameterkombination basieren, dargestellt.
Im Querschliff weisen die Nähte, die mit einer Fokuslage von $\Delta z$ = -1 mm und -2 mm hergestellt wurden, keinen Unterschied auf. Bei der Vergleichsparameterkombination, $\Delta z$ = -3 mm, ist eine Prozesspore im Laseranteil der Naht zu beobachten. Auf die Einschweißtiefe übt die Fokuslage keine Einfluss aus.




a) -1 mm b) -2 mm c) -3 mm

*Abbildung 4.10: Variation der Fokuslage, Querschliffe; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: I = 260 A; $v_S$ = 1,5 m/min; $P_L$ = 3,5 kW*

In den Röntgenaufnahmen werden bei einer Fokuslage von $\Delta z$ = -2 mm, ähnlich wie bei der Vergleichsparameterkombination, periodische auftretende Prozessporen verbunden mit Schmelzbadauswürfen in Schweißrichtung sichtbar. Wird der Fokuspunkt um einen weiteren Millimeter nach oben verschoben ($\Delta z$ = -1 mm), ist lediglich eine einzelne Prozesspore am Nahtanfang zu beobachten. Ansonsten zeigt die Röntgenaufnahme eine nahezu defektfreie Schweißnaht. Auch bei diesen Nähten wird im Röntgenbild deutlich, dass die Endkrater von Nähten, die Prozessporen aufweisen, quer zur Schweißrichtung stärker eingeschnürt sind.

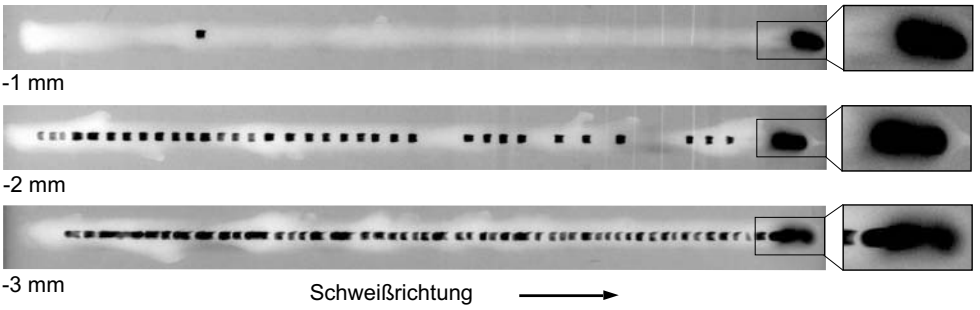
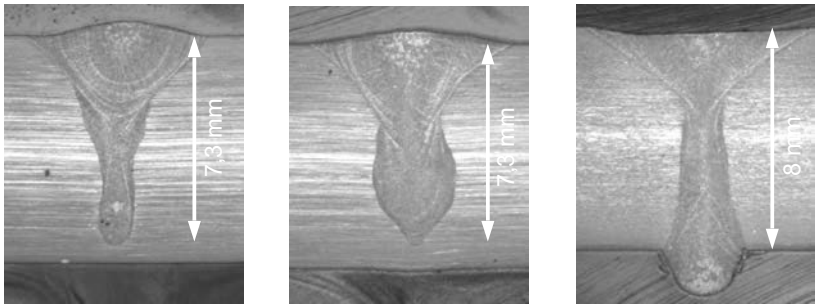



*Abbildung 4.11: Variation der Fokuslage, Röntgenbilder; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: I = 260 A; $v_S$ = 1,5 m/min; $P_L$ = 3,5 kW*

**Variation der Fokuslage unter veränderten Randbedingungen** In Abb. 4.12 bis 4.15 sind Querschliffe und Röntgenaufnahmen von Nähten dargestellt, die bei Fokuslagen von $\Delta z$ =-1 mm bzw. -3 mm mit jeweils drei verschiedenen Stromstärken angefertigt wurden.

Die Querschliffe in Abb. 4.12 zeigen einen deutlichen Einfluss der Schweißstromstärke auf die Nahtgeometrie bei einer Fokuslage von $\Delta z$ = -1 mm. Die Naht, die mit 180 A geschweißt

wurde, besitzt einen sehr schmalen Laseranteil. Bei einer Erhöhung der Stromstärke auf 220 A baucht sich der Laseranteil stärker aus und wird breiter. Eine weitere Erhöhung der Stromstärke auf 260 A führt zu einer Durchschweißung, die mit einer leicht eingefallenen Nahtoberseite einhergeht.




a) 180 A b) 220 A c) 260 A

*Abbildung 4.12: Variation der Stromstärke bei Δz = -1 mm, Querschliffe; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: $v_S$ = 0,8 m/min; $P_L$ = 4 kW*

In den Röntgenaufnahmen werden bei einer Fokuslage von Δz = -1 mm keine Prozessporen, wie sie in den vorangegangenen Versuchsreihen auffallen, beobachtet. Die Schweißnähte, die mit 220 A und mit 260 A gefertigt wurden, weisen keine Poren auf. Lediglich bei 180 A Stromstärke treten vereinzelt sehr kleine Poren im Laseranteil der Naht auf.

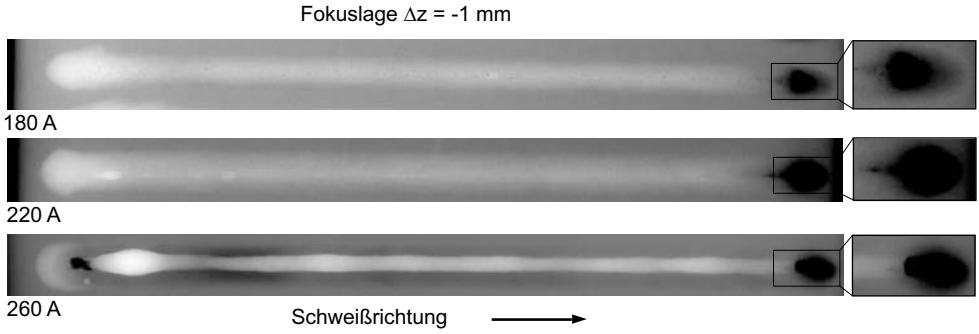
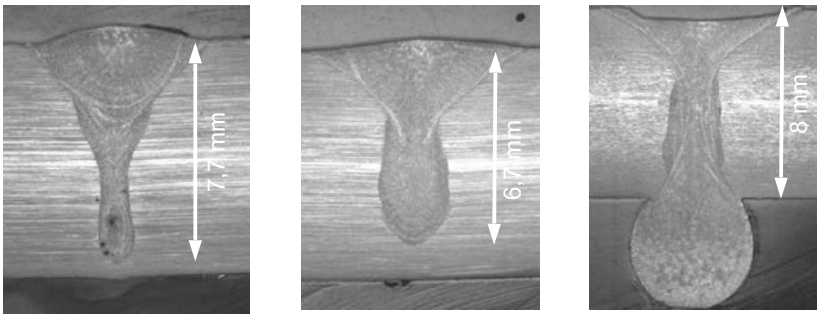



*Abbildung 4.13: Variation der Stromstärke Δz = -1 mm, Röntgenbilder; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: $v_S$ = 0,8 m/min; $P_L$ = 4 kW*

Die Ergebnisse der metallographischen und der Röntgenuntersuchung der Schweißnähte bei einer Fokuslage von Δz = -3 mm und verschiedenen Stromstärken (Abb. 4.14 und 4.15) sind nahezu identisch zur Fokuslage von Δz = -1 mm. Allerdings wird bei einer Stromstärke von

180 A eine stärkere Porosität im Laseranteil der Naht und bei 260 A eine deutlich durchhängende Wurzel beobachtet. Hier kommt es an einer Stelle der Wurzel zu einer Tropfenbildung, wobei der Tropfen an der Nahtunterseite einen Durchmesser von 5 mm aufweist. In der Röntgenaufnahme ist vor dem Tropfen eine größere Pore im Schweißgut zu beobachten.




a) 180 A b) 220 A c) 260 A

*Abbildung 4.14: Variation der Stromstärke, Querschliffe; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: $\Delta z$ = -3 mm; $v_S$ = 0,8 m/min; $P_L$ = 4 kW*

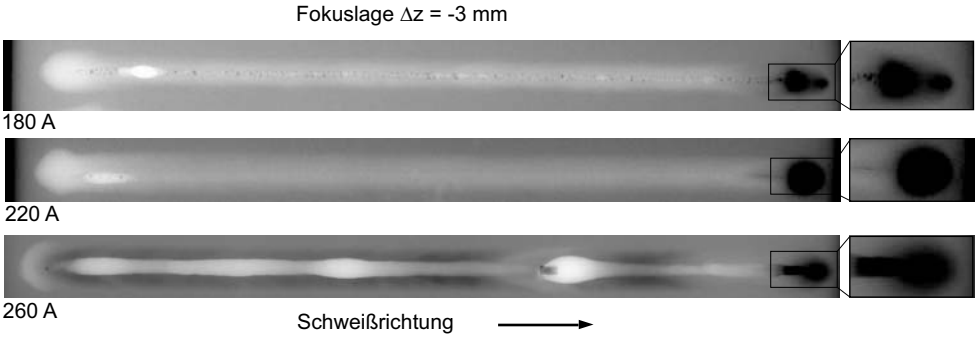



*Abbildung 4.15: Variation der Stromstärke, Röntgenbilder; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: $\Delta z$ = -3 mm; $v_S$ = 0,8 m/min; $P_L$ = 4 kW*

**Variation der Fokuslage bei reinen Laserstrahlschweißungen** Die zu Vergleichszwecken angefertigten Laserstrahlschweißungen, in denen die Fokuslage auf den drei Niveaus variiert wurde, sind in Abb. 4.16 und 4.17 dargestellt.

In den Querschliffen (Abb. 4.16) und den Röntgenaufnahmen (Abb. 4.17), werden zahlreiche Poren verschiedener Größe über die gesamte Länge der Schweißnaht sichtbar. Deren Auftreten ist unabhängig von der Fokuslage. Die im Querschliff bei Fokuslage -2 mm größte beobachtete

Pore hat einen Durchmesser von ca. 0,8 mm. Die Porenbildung ist mit starker Spritzerbildung verbunden. Auf die Einschweißtiefe haben die drei untersuchten Fokuslagen keinen Einfluss, sie beträgt jeweils ca. 4 mm. Anhand der Vergleichsschweißungen wird eine generelle Neigung des Versuchswerkstoffs zur Porenbildung deutlich.

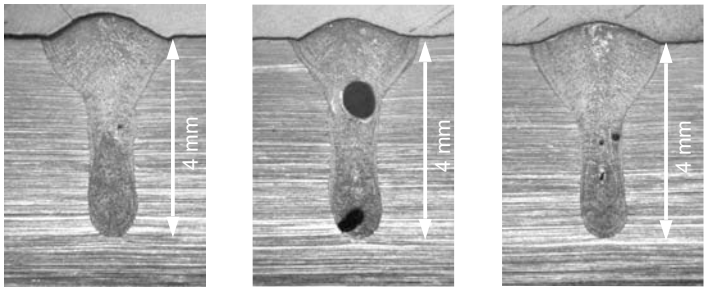



*Abbildung 4.16: Variation der Fokuslage bei reinen Laserstrahlschweißnähten, Querschliffe; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: $v_S$ = 1,5 m/min; $P_L$ = 3,5 kW*

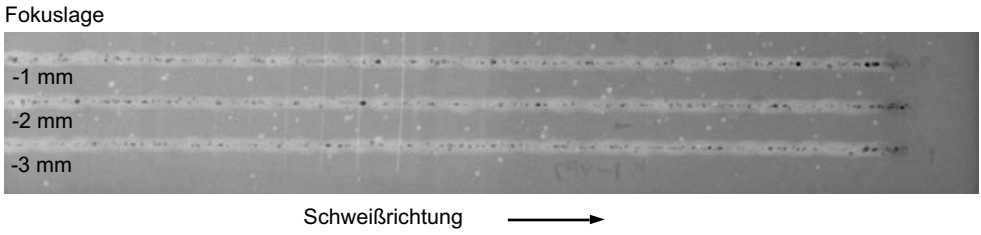



*Abbildung 4.17: Variation der Fokuslage bei reinen Laserstrahlschweißnähten, Röntgenbilder; Werkstoff: 1.4571, 8 mm; Schweißparameter: $v_S$ = 1,5 m/min; $P_L$ = 3,5 kW*

*Der Versuchswerkstoff zeigt in Einschweißversuchen mit dem Laserstrahl eine starke Neigung zur Poren- und Spritzerbildung. Im Hybridschweißprozess dagegen führt eine geeignete Parameterauswahl zu defektfreien Einschweißungen. Als vorteilhaft stellt sich in den Schweißversuchen eine Stromstärke von 220 A und eine Fokuslage von $\Delta z$ = -1 mm heraus. Ungünstige Schweißparameter, d.h. in diesem Fall eine Fokuslage von $\Delta z$ = -3 mm bei gleichzeitig zu hoher Stromstärke (260 A), führen bei dem zu Poren neigenden Material zu großen Prozessporen im Laseranteil der Naht. Diese Poren sind deutlich größer als die Poren, die in den reinen Laserstrahlnähten beobachtet wurden, und weisen auch keine typische Kugelform auf.*

### 4.2.3 Plasmagasmenge

Den Einfluss verschiedener Plasmagasmengen auf den Nahtquerschnitt und die Schweißnahtoberfläche zeigt Abb. 4.18 anhand von Einschweißungen. Eine Plasmagasmenge von 0,8 l/min führt, wie in Abb. 4.18 a) dargestellt, zu einem sehr flachen Plasmaanteil des Schweißguts. Der Laserstrahl dagegen dringt sehr tief in den Werkstoff ein, was einen schmalen Laseranteil der Naht zur Folge hat, in dem kleine Poren zu beobachten sind. Wird die Plasmagasmenge auf 1,5 l/min erhöht (vgl. Abb. 4.18 b)), kommt es zu einer deutlichen Reduzierung der Einschweißtiefe. Eine Abgrenzung von Laser- zu Plasmaanteil des Schweißguts ist nicht mehr erkennbar. Die Oberflächen der beschriebenen Schweißnähte sind sehr gleichmäßig und lassen keinen Einfluss der unterschiedlichen Plasmagasmengen auf das Schweißergebnis erkennen. Anders sieht es aus, wenn die Plasmagasmenge weiter (hier auf 2 l/min) erhöht wird, s. Abb. 4.18 c). Die Nahtoberseite weist dann periodisch auftretende Vertiefungen auf.

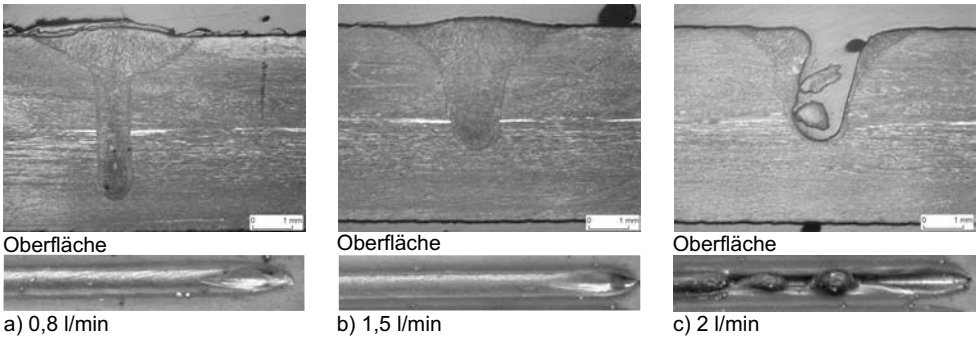



*Abbildung 4.18: Einschweißungen mit unterschiedlichen Plasmagasmengen; Querschliffe und Aufnahmen der Oberfläche des letzten Nahtabschnitts; Werkstoff 1.4301, Blechdicke 5 mm*

Um den Ursachen für die jeweilige Nahtgeometrie auf den Grund zu gehen, werden Ausschnitte der angefertigten Hochgeschwindigkeitsaufnahmen anhand von Bildsequenzen dargestellt, siehe Abb. 4.19 bis 4.20.

In den Sequenzen befindet sich der schräg angestellte, nachlaufende Plasmalichtbogen jeweils links im Bild. Vor dem Lichtbogen tritt der Laserstrahl in die Prozesszone ein, was an der aus dem Keyhole aufsteigenden Metalldampffackel deutlich wird. Die Metalldampffackel zeigt in allen Sequenzen eine leichte Neigung vom Plasmalichtbogen weg. Der Plasmalichtbogen richtet sich dagegen stabil entlang der Brennerachse aus.

Der Unterschied zwischen den Hybridschweißungen mit 0,8 l/min und 1,5 l/min Plasmagas liegt in der Stabilität der Metalldampffackel. Bei der Verwendung von 1,5 l/min Plasmagas verändert sich die Dampffackel nur wenig, wohingegen sie bei 0,8 l/min Plasmagas immer wieder zusammenbricht und sich anschließend wieder aufbaut. Auch deutet sich bei Verwendung der geringeren Plasmagasmenge ein immer wieder auf- und abbauender Schmelzeanstau zwischen Plasmalichtbogen und Laserstrahl an.

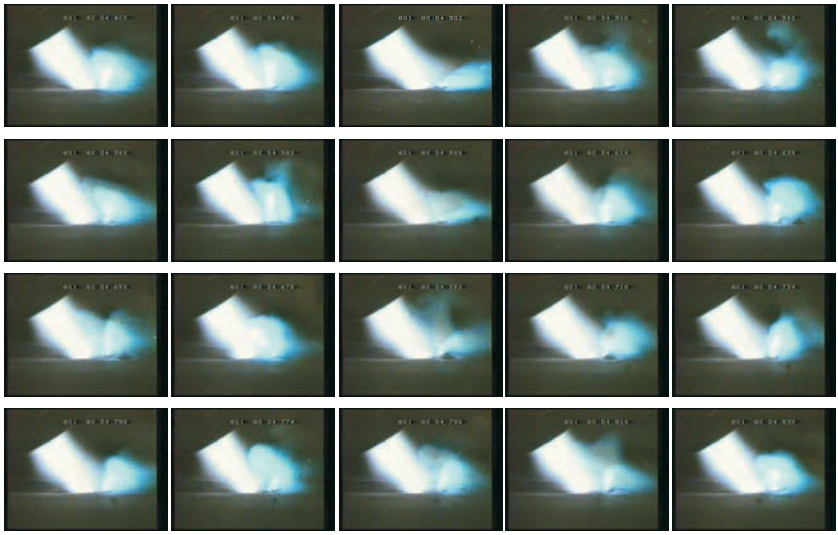


*Abbildung 4.19: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen bei 0,8 l/min Plasmagas*

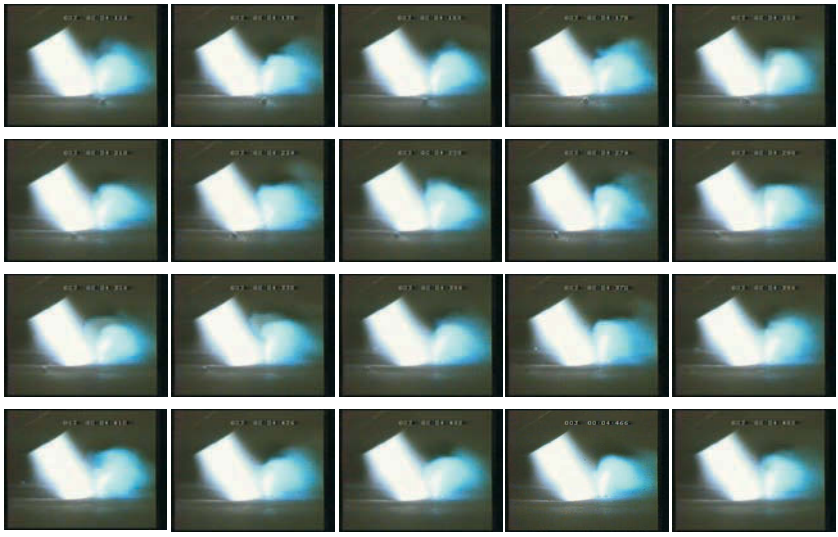


*Abbildung 4.20: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen bei 1,5 l/min Plasmagas*

Eine Verdoppelung der Plasmagasmenge auf 2 l/min führt dazu, dass die Schmelze hinter dem Lichtbogen nicht mehr zusammenläuft, was gut aus den gezeigten Sequenzen der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen hervorgeht. Dies erklärt die stellenweise stark eingefallene Nahtoberfläche und die Nahtgeometrie in Abb. 4.18 c). In der Zone zwischen Plasmalichtbogen und Laserstrahl werden anhand dieser Aufnahmen keine besonderen Beobachtungen gemacht. Auch die Metalldampffackel über dem Laser-Keyhole ist stabil.

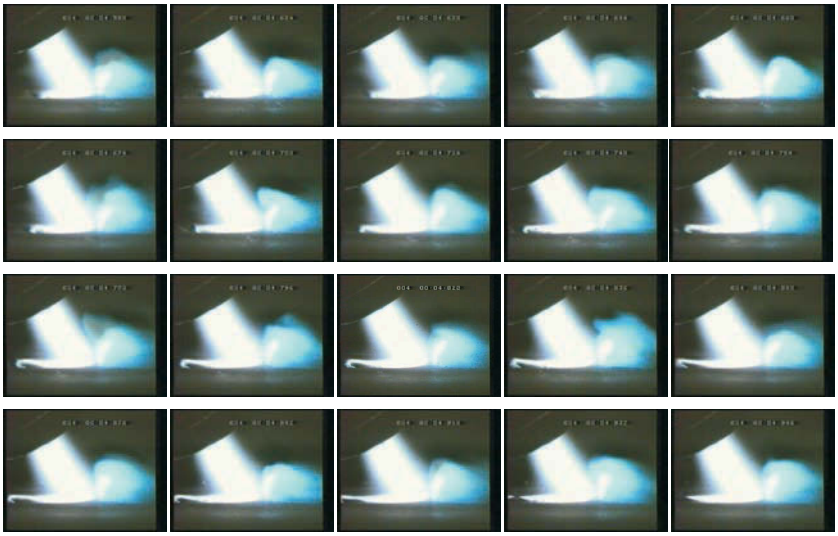


*Abbildung 4.21: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen bei 2 l/min Plasmagas*

### 4.2.4 Laserstrahlgeometrie

Die optische Faser, mit der der Laserstrahl an die Fokussieroptik geführt wird, wirkt sich auf das Strahlparameterprodukt und damit auf die Leistungsdichteverteilung im Laserstrahl aus. Der Einfluss auf das Schweißergebnis, wird anhand von Schweißungen im Stumpfstoß an Blechen von 5 mm, 6 mm und 8 mm Dicke untersucht. Die Nahtober- und -unterseiten sowie die Querschliffe der Versuchsreihe sind in Abb. 4.22 dargestellt. Die dazugehörigen Röntgenaufnahmen finden sich in Abb. 4.23.

Die mit dem kleineren Strahlparameterprodukt der 400 µm-Faser geschweißten Nähte sind im Laseranteil der Schweißnaht zum Teil stark eingeschnürt. Der Schliff am 8 mm-Blech zeigt an dieser Einschnürung eine Pore. Die Schweißnähte, die mit dem größeren Strahlparameterprodukt gefertigt wurden, weisen an vergleichbarer Stelle im Nahtquerschnitt stattdessen eher eine Ausbauchung auf und sind insgesamt etwas breiter ausgebildet. Mit der Blechdicke nimmt der Plasmaanteil der Schweißnaht unabhängig vom Strahlparameterprodukt zu. An den 5 mm und 6 mm dicken Blechen finden sich angeschmolzene Pulverreste an den Rändern der Nah-

toberraupe.

Bei der Röntgenprüfung werden in den Nähten einige kritische Fehlstellen gefunden. Dabei handelt es sich um kleinere Prozessporen und teilweise auch um Oberflächenporen (s. Nahtoberseite in Abb. 4.22 und Röntgenaufnahme in Abb. 4.23 des 5 mm-Blechs geschweißt mit der 400 µm-Faser). An den 5 mm-Blechen treten unabhängig vom Strahlparameterprodukt leichte Wurzelkerben auf.

Die Nähte, die mit der 400 µm-Faser geschweißt wurden, sind im allgemeinen stärker durchgeschweißt. Von den mit der 600 µm-Faser geschweißten Nähten sind das 5 mm- und das 8 mm-Blech in den ersten 80 mm der Naht nicht oder nur stellenweise durchgeschweißt. Am Anfang der Naht des 8 mm-Blechs, geschweißt mit der 400 µm-Faser, wird eine Prozesspore beobachtet, wie sie schon in vorangegangenen Versuchsreihen auftrat.

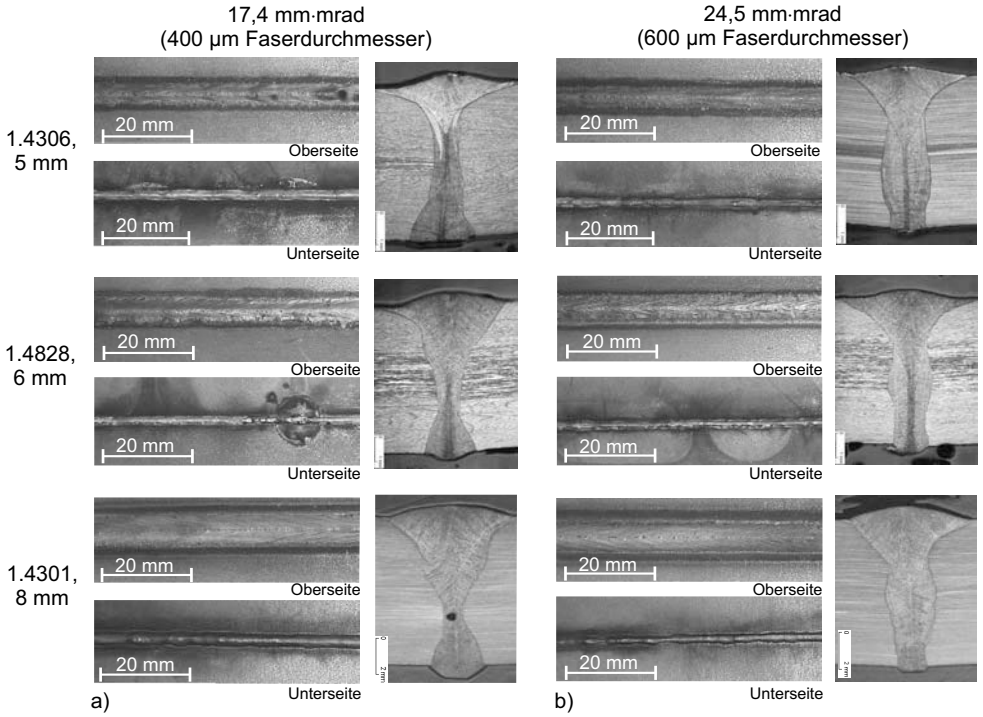



*Abbildung 4.22: Nahtober- und -unterseite sowie Querschliffe von Laserstrahl-Plasma-Hybridnähten, geschweißt mit Faserdurchmesser von (a) 400 µm bzw. (b) 600 µm*

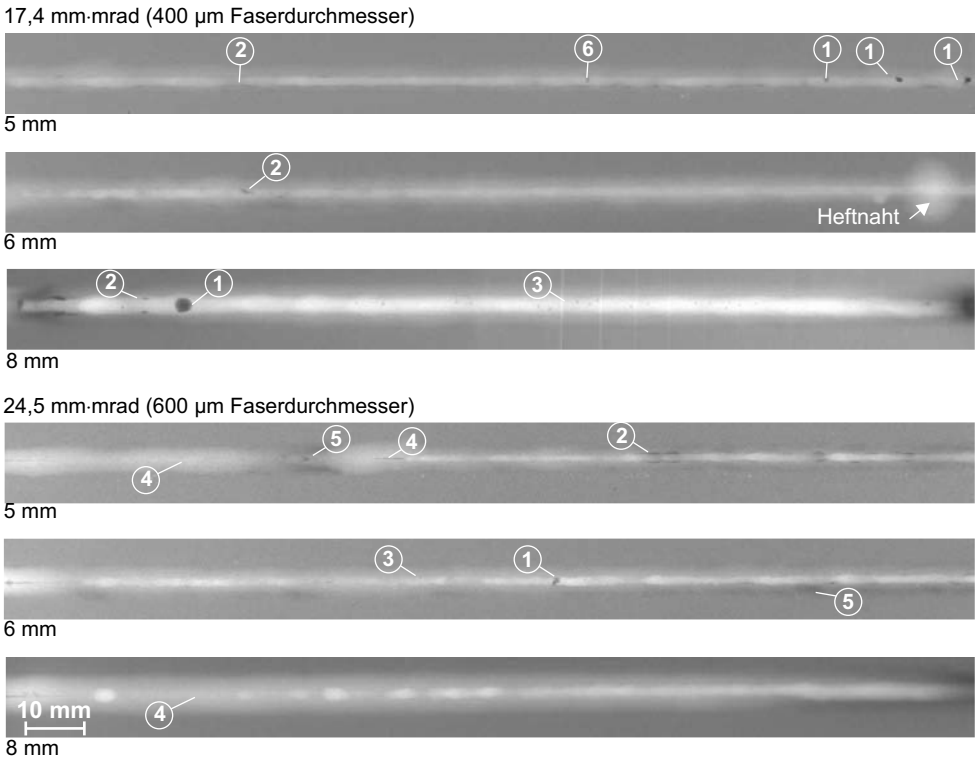
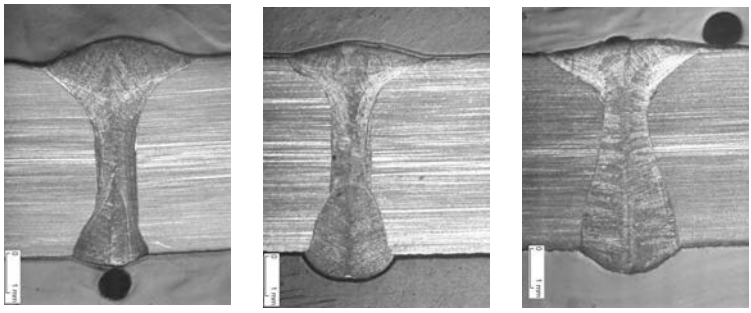



*Abbildung 4.23: Röntgenaufnahmen der Nähte, geschweißt mit Faserdurchmesser von 400 µm (oben) bzw. 600 µm (unten); Defekte: (1) Prozesspore, (2) Wurzelkerbe, (3) Pore, (4) fehlende Durchschweißung, (5) Einbrandkerbe und (6) Oberflächenpore*

### 4.2.5 Spaltüberbrückbarkeit

Die Versuchsergebnisse zur Spaltüberbückbarkeit an 5 mm dicken Blechen sind in Abb. 4.24 dargestellt.



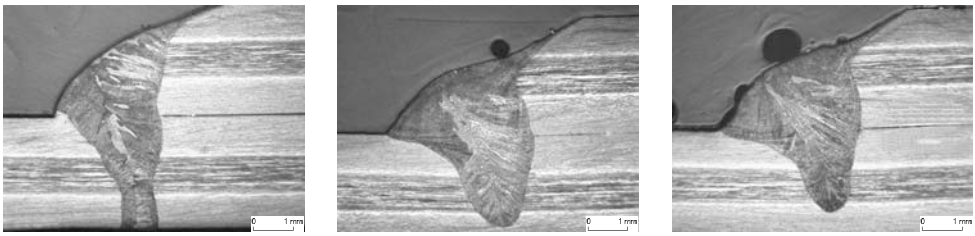
a) technischer Nullspalt b) 0,5 mm Spalt c) 0,7 mm Spalt

*Abbildung 4.24: Spaltüberbrückbarkeit an 5 mm dicken Blechen; Werkstoff: 1.4306*

Mit einer geeigneten Parameteranpassung kann ein 0,7 mm-Spalt problemlos überbrückt werden. Bei größeren Spalten kommt es zu keiner ausreichenden Anbindung der Blechkanten. Für die Spaltüberbrückung wird zusätzlich zur Erhöhung der Pulverförderrate die Schweißgeschwindigkeit herabgesetzt, was die Pulverfördermenge pro Längeneinheit weiter vergrößert. Durch Anpassung der Schweißparameter Geschwindigkeit, Stromstärke und Laserleistung wird gleichzeitig die Streckenenergie erhöht, um die größeren Pulvermengen aufzuschmelzen. In den Querschliffen ist mit zunehmender Spaltbreite ein breiterer Laseranteil, vor allem zur Wurzelseite hin, zu beobachten. Die leichte Nahtüberhöhung, wie sie bei technischem Nullspalt in Abb. 4.24 a) auftritt, nimmt mit dem Spalt ab. Die Blechkanten sind jedoch unabhängig von der Spaltbreite gut erfasst.

### 4.2.6 Überlappverbindungen

In Abb. 4.25 ist anhand von Querschliffen dargestellt, wie sich eine Drehung des Hybridschweißkopfes um die x-Achse, die entlang der Unterkante des oberen Blechs verläuft, auf das Schweißergebnis auswirkt.



a) $\alpha$ = 0° b) $\alpha$ = 10° c) $\alpha$ = 15°

*Abbildung 4.25: Überlappverbindungen mit um die x-Achse bzw. Winkel $\alpha$ (vgl. Abb. 3.6) gedrehtem Hybridschweißkopf, verschiedene Winkel bei $\Delta y$ = 0; Werkstoff: 1.4435, 3 mm; Zusatzwerkstoff: AISI 316L*

Vor allem an den Nähten, die mit einem geneigten Hybridschweißkopf gefertigt werden, lässt sich eine gute, kerbarme Anbindung von Ober- und Unterblech erzielen. Mit einer Drehung des Kopfes wird die Naht flacher und der Übergang zwischen den Blechen weicher, jedoch bildet sich mit zunehmendem Drehwinkel auch eine leichte Unterwölbung am Übergang zum Oberblech aus. Nur bei der Naht mit senkrecht auf dem Blech stehendem Hybridschweißkopf kommt es zu einer Durchschweißung. Mit zunehmendem Drehwinkel nimmt die Einschweißtiefe ab.

Im Diagramm in Abb. 4.26 ist dargestellt, wie sich die Drehung des Hybridschweißkopfes auf die Breite der Anbindungsfläche auswirkt. Diese ist am größten bei einem Drehwinkel von 10° und am kleinsten bei senkrechter Position. Die Anbindungsfläche kann durch Änderung der Brennerstellung im Mittel bis über 30 % gesteigert werden.

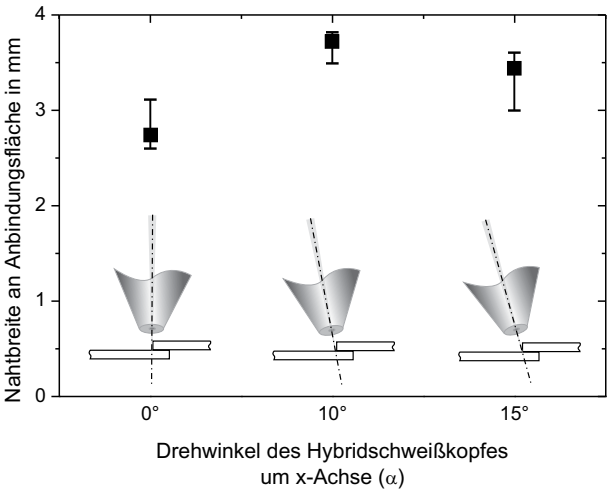



*Abbildung 4.26: Nahtbreite an der Anbindungsfläche beim Schweißen von Überlappverbindungen in Abhängigkeit vom Drehwinkel α des Hybridschweißkopfes*

In Abb. 4.27 ist dargestellt, wie sich eine Verschiebung des Hybridschweißkopfes entlang der y-Achse (von der Kante des Oberblechs weg) bei einer gleichzeitigen Neigung des Kopfes um 10° auf das Schweißergebnis auswirkt. Schon bei einer Verschiebung um -0,35 mm erfolgt eine Durchschweißung. Außerdem kommt es mit zunehmendem Abstand zu einem deutlichen Einfallen der Nahtoberseite.

a) Δy = 0 mm b) Δy = -0,35 mm c) Δy = -0,7 mm

*Abbildung 4.27: Überlappverbindungen mit Versatz Δy des Hybridschweißkopfes bezüglich der oberen Blechkante (vgl. Abb. 3.6), Hybridkopf ist gleichzeitig um α = 10° gekippt; Werkstoff: 1.4435, 3 mm; Zusatzwerkstoff: AISI 316L*

## 4.3 Korrosionsprüfung

Die Überprüfung der Korrosionsbeständigkeit findet an zwei ausgewählten Hybridschweißnähten und dazugehörigen Grundwerkstoffen statt. Dabei handelt es sich um Schweißnähte am Werkstoff 1.4828, Blechdicke 6 mm, und am Werkstoff 1.4301, Blechdicke 8 mm, die beide mit einem Faserdurchmesser von 600 µm geschweißt wurden (vgl. Kapitel 4.2.4). Beide Schweißnähte wurden mit pulverförmigem Zusatzwerkstoff AISI 316L geschweißt und zeichnen sich durch unterschiedliche Oberflächenbeschaffenheit aus. An der Schweißnaht des 6 mm dicken Bleches befinden sich angeschmolzene Pulverreste an den Nahträndern, welche bei einer Blechdicke von 8 mm nicht vorliegen.

Die Ergebnisse sind anhand der Stromdichte-Potential-Kurven und den dazugehörigen Aufnahmen der Proben bzw. der Probenoberflächen in Abb. 4.28 und 4.29 dargestellt.

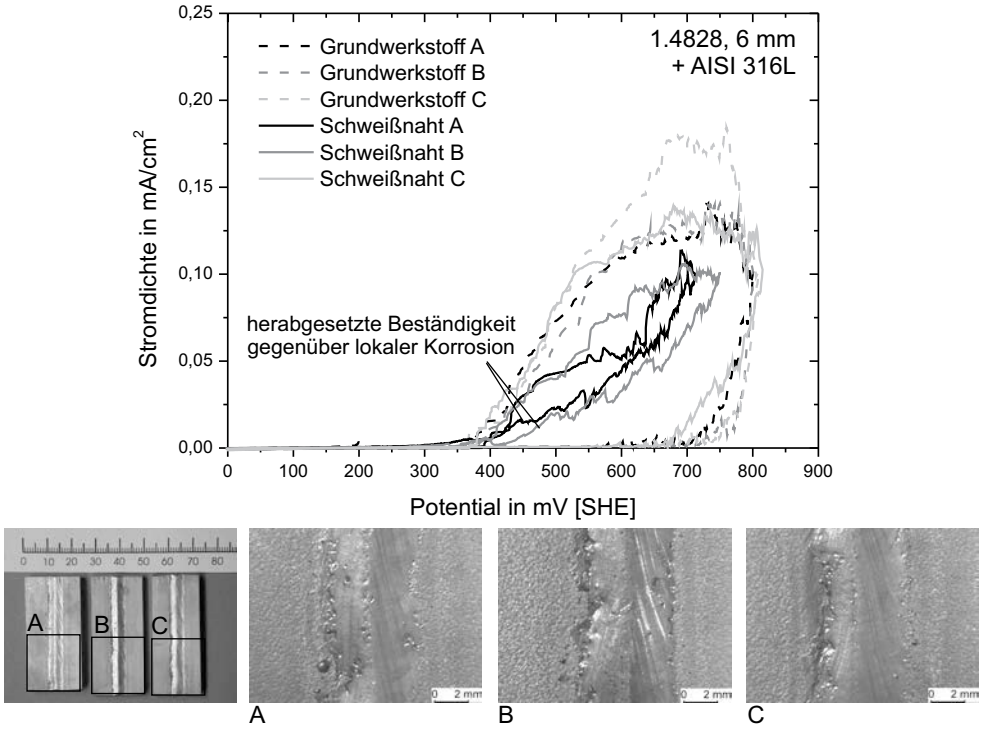



*Abbildung 4.28: Stromdichte-Potential-Kurven der Grundwerkstoffe und der Hybridschweißnähte am Werkstoff 1.4828, 6 mm Blechdicke, Zusatzwerkstoff AISI 316L*

Das kritische Potential, bei dem es zu einem Stromanstieg bzw. zu lokaler Korrosion kommt, liegt bei den Grundwerkstoffproben des 1.4828 im Bereich von 740 mV bis 780 mV. Das Repassivierungspotential des Werkstoffs liegt im Bereich von 350 mV bis 370 mV. Bei zwei der drei Schweißnahtproben erfolgt der Stromanstieg bei deutlich niedrigeren Potentialen, nämlich bereits im Bereich des Repassivierungspotentials. Die dritte geprüfte Naht weist dagegen einen ähnlichen Kurvenverlauf wie der Grundwerkstoff auf, wobei das kritische Potential mit 670 mV unter dem des Grundwerkstoffs liegt, das heißt, dass auch hier die Schweißnaht eine Schwachstelle im Material darstellt.

Bei den Schweißnähten am 8 mm dicken Blech des Werkstoffs 1.4301 ist dagegen kein Unterschied zwischen Schweißnaht- und Grundwerkstoffproben festzustellen. Die kritischen Potentiale liegen hier zwischen 630 mV und 660 mV, das Repassivierungspotential zwischen 370 mV und 380 mV.

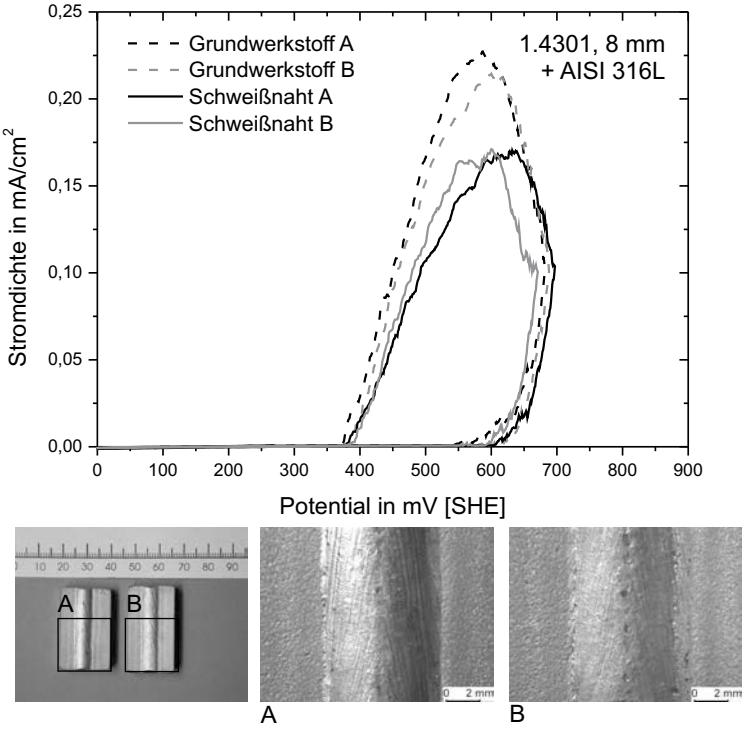



*Abbildung 4.29: Stromdichte-Potential-Kurven der Grundwerkstoffe und der Hybridschweißnähte am Werkstoff 1.4301, 8 mm Blechdicke, Zusatzwerkstoff AISI 316L*

## 4.4 Gefügeuntersuchung der Schweißnähte

Die Schweißnahtgefüge werden anhand von mikroskopischen Untersuchungen der metallographisch präparierten Schliffe, Härtemessungen und quantitativer Bestimmung des Delta-Ferrit-Anteils charakterisiert. Ein wichtiges Kriterium bei der mikroskopischen Untersuchung ist der im Schweißgut vorliegende Erstarrungsmodus.

Die Untersuchungen werden an den Verbindungsschweißungen durchgeführt, d.h. sie stammen aus den Versuchsreihen, in denen verschiedene Blechdicken mit unterschiedlicher Strahlqualität gefügt wurden, aus der Untersuchung zur Spaltüberbrückbarkeit und aus den Schweißungen an Überlappverbindungen.

### 4.4.1 Metallographie und Härtemessung

Die Ergebnisse der mikroskopischen Gefügeuntersuchung und der Härtemessungen sind nach Grundwerkstoffen sortiert dargestellt. Begonnen wird mit dem Werkstoff 1.4435, der den kleinsten Quotienten aus Chrom- und Nickeläquivalent ($Cr_{äq}/Ni_{äq}$) aufweist. Dann folgen mit ansteigendem Quotienten die Schweißnähte an Blechen aus den Werkstoffen 1.4828, 1.4306 und 1.4301.

#### 4.4.1.1 Hybridschweißnähte am Werkstoff 1.4435

Die 3 mm-Bleche aus Werkstoff 1.4435 wurden im Überlappstoß gefügt. Stellvertretend für alle angefertigten Überlappverbindungen, die sich vom Gefügeaufbau her ähneln, ist in Abb. 4.30 die Schweißnaht aus Abb. 4.25 b) dargestellt. Die mikroskopischen Aufnahmen in Abb. 4.30 zeigen im Plasma- und vor allem im Laseranteil des Schweißguts größere Bereiche eines kolumnar-dendritisch, primär austenitisch erstarrten Gefüges (A/AF). Im Plasmaanteil der Naht und entlang der Schmelzlinie überwiegen primär ferritisch erstarrte Gefügebereiche (FA), in denen der Ferrit hauptsächlich in vermikularer oder lamellarer Form vorliegt. Teilweise war hier epitaktisch auf den Grundwerkstoff aufgewachsener Primäraustenit zu beobachten. Im Grundwerkstoff des oberen und unteren Blechs finden sich von der Schmelzlinie ausgehend horizontal verlaufende intergranulare Risse von ca. 50 µm Länge. Im Laseranteil der Naht setzt sich der Riss im primär austenitisch erstarrten Schweißgut fort.

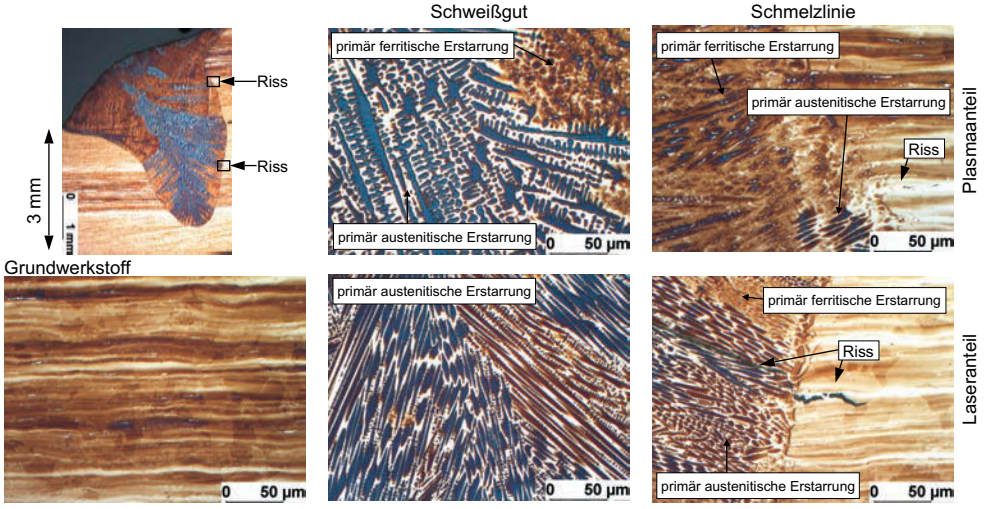



*Abbildung 4.30: Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus 4.25 b), Werkstoff 1.4435, 2 x 3 mm Blechdicke*

### 4.4.1.2 Hybridschweißnähte am Werkstoff 1.4828

Der Werkstoff 1.4828, Blechdicke 6 mm, wurde in 4.2.4 mit unterschiedlichen Faserdurchmessern geschweißt. Die mikroskopischen Aufnahmen und die Härteverläufe sind in Abb. 4.31 bis 4.33 dargestellt.

Das Schweißgut ist in beiden Nähten bis auf kleinere Bereiche im Laseranteil, in denen Austenit epitaktisch auf einzelne Körner im Grundwerkstoff aufgewachsen ist, primär ferritisch (FA) erstarrt. Das Wachstum der Dendriten fand im Laseranteil zur Mittelachse hin statt, im Plasmaanteil sind die Dendriten vom Schmelzbadrand aus schräg nach oben gerichtet. Der Delta-Ferrit besitzt vermikulare und lamellare Anteile. Der Grundwerkstoff ist in der Wärmeeinflusszone des Plasmaanteils stärker umgewandelt als im Laseranteil, was an hellen Ferritausscheidungen entlang der Korngrenzen zu erkennen ist, die sich vornehmlich dort vermehren, wo bereits im Grundwerkstoff der Ferrit in zeiliger Form vorliegt.

In beiden Schweißnähten liegen die Härtewerte des Laser- und des Plamaanteils weitgehend im Bereich der Grundwerkstoffhärte, die zwischen 190 HV1 und 210 HV1 streut. Die mittlere Härte des Laseranteils ist in beiden Fällen geringfügig gegenüber der mittleren Härte des Plasmaanteils angehoben.

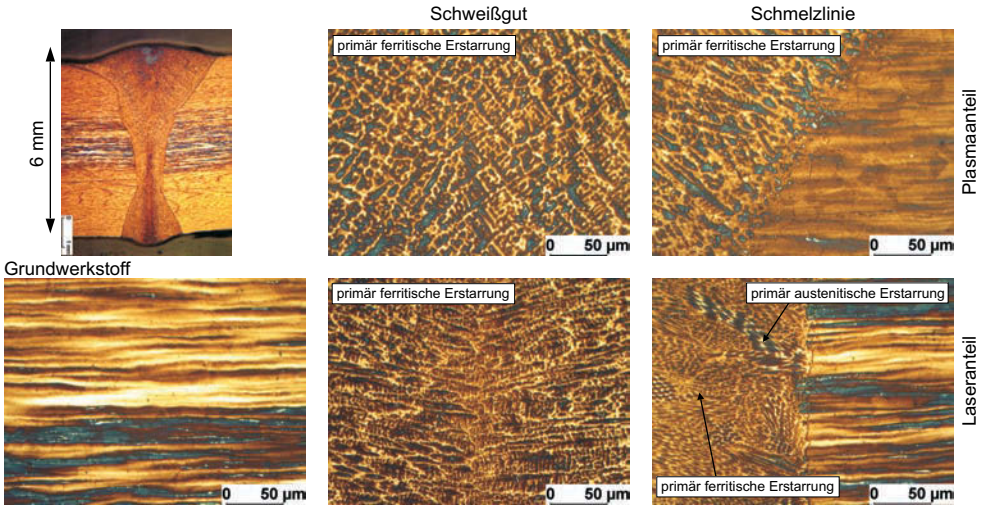



*Abbildung 4.31: Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 a), Werkstoff 1.4828, 6 mm Blechdicke*

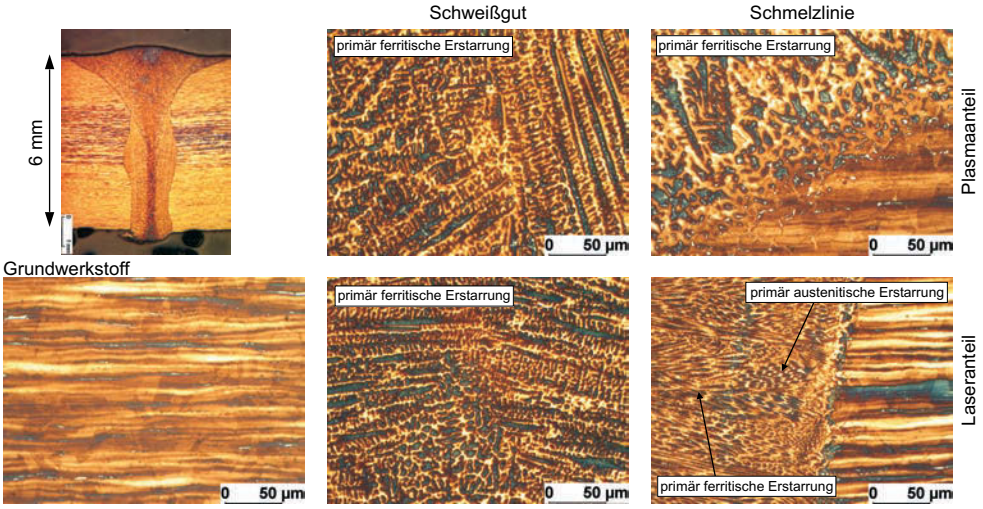



*Abbildung 4.32: Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 b), Werkstoff 1.4828, 6 mm Blechdicke*

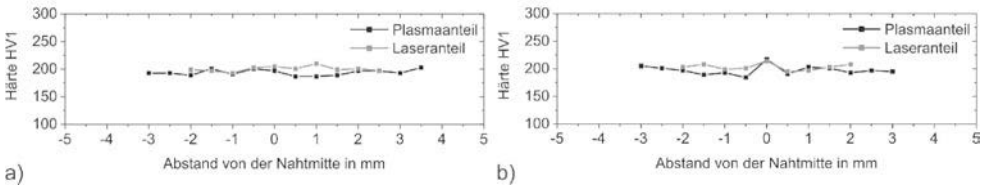



*Abbildung 4.33: Härteverläufe zu (a) Abb. 4.31 und (b) Abb. 4.32, Werkstoff 1.4828, 6 mm Blechdicke*

#### 4.4.1.3 Hybridschweißnähte am Werkstoff 1.4306

Die Gefügeaufnahmen der Schweißnähte am Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke, sind in Abb. 4.34 bis 4.38 dargestellt. Die Nähte stammen aus der Versuchsreihe zur Ermittlung der Spaltüberbrückbarkeit, d.h. sie wurden mit deutlich unterschiedlichen Mengen an pulverförmigem Zusatzwerkstoff geschweißt.
Der vorherrschende Erstarrungsmodus ist – bis auf wenig epitaktisch auf den Grundwerkstoff aufgewachsenen Austenit im Laseranteil, dessen Wachstum jedoch nicht weit ins Schweißgut hineinreicht – ferritisch. In den beiden Nähten, die mit 0,5 mm Spalt (Abb. 4.37) und 0,7 mm Spalt (Abb. 4.38) geschweißt wurden, finden sich jedoch auch größere Bereiche primär austenitisch erstarrten Gefüges. Diese sind hauptsächlich am Rand des Plasmaanteils lokalisiert, wo der Austenit auf den zum Teil in Ferrit umgewandelten Grundwerkstoff aufgewachsen ist. Weitere Anteile finden sich entlang der Mittelachse.

In allen Nähten fallen wieder die mehr oder weniger horizontal zur Mittelachse hin gewachsenen Dendriten im Laseranteil und das nach oben ausgerichtete Dendritenwachstum im Plasmaanteil der Naht auf. Typisch ist auch die Gefügeumwandlung von Austenit nach Ferrit in der Wärmeeinflusszone, die sich nur im Plasmaanteil, hauptsächlich entlang von Seigerungszonen des Grundwerkstoffs, vollzieht. Tendenziell ist im Laseranteil ein feineres Erstarrungsgefüge zu beobachten. Die Morphologie des Ferrits innerhalb der Dendriten ist sowohl vermikular als auch lamellar, was auf den FA-Modus hindeutet.

Die Härte dieses Werkstoffs weist größere Schwankungen auch im Grundwerkstoff (155 HV1 bis 195 HV1) auf. Die größten Schwankungen im Schweißgut – von bis zu 30 HV1 – weisen die mit Spalt geschweißten Nähte aus Abb. 4.37 und Abb. 4.38 auf.

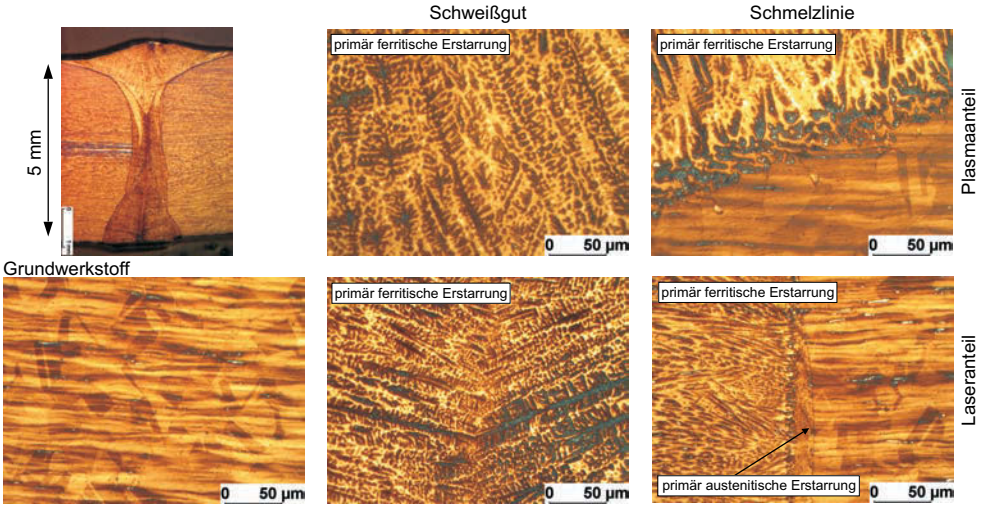



*Abbildung 4.34: Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 a), Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke*

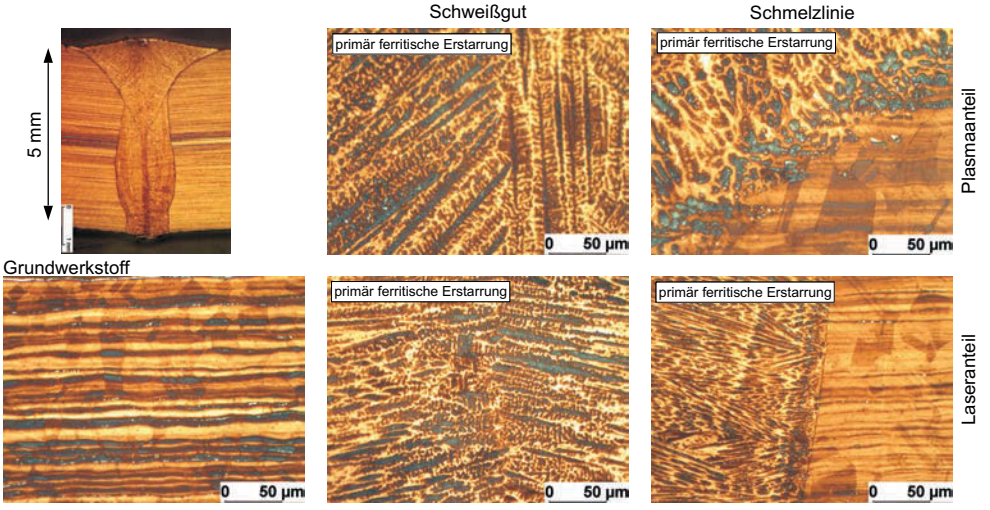



*Abbildung 4.35: Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 b), Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke*

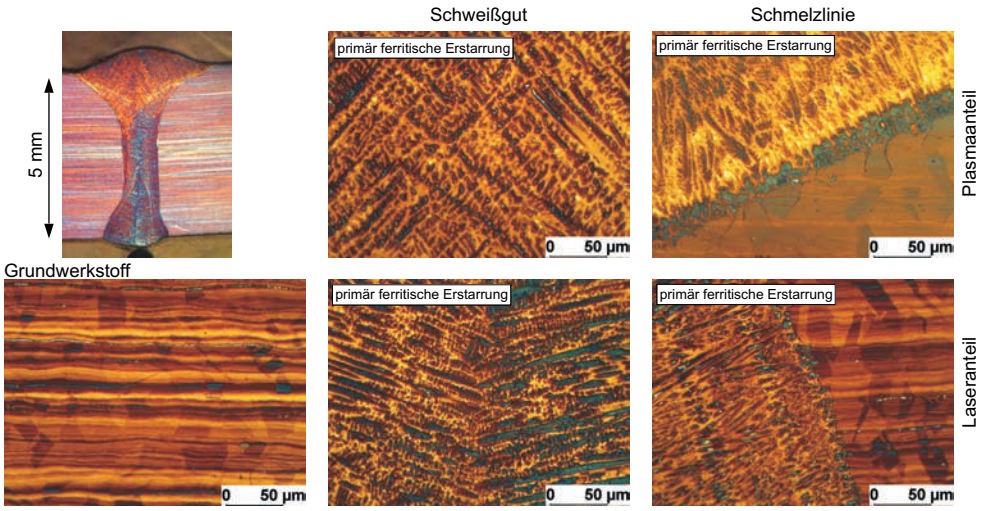



*Abbildung 4.36: Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.24 a), Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke*

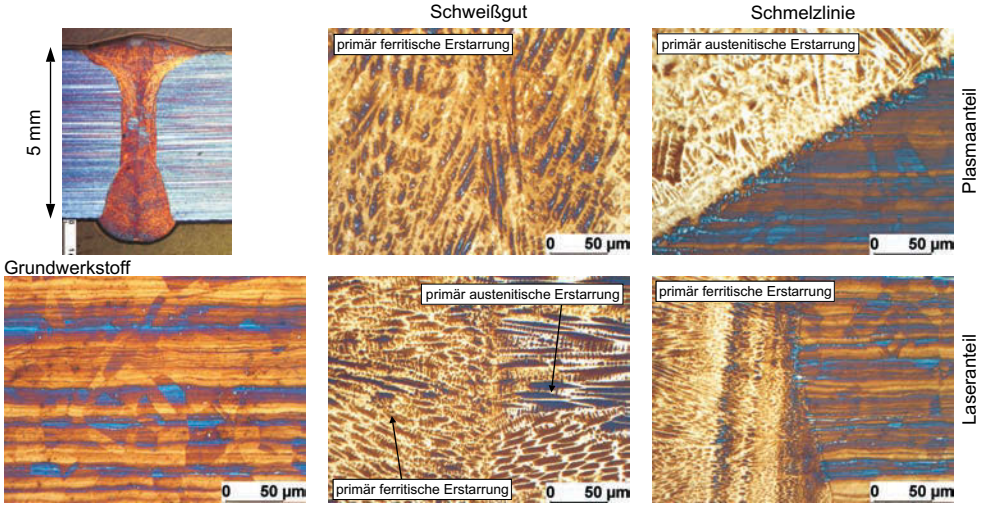



*Abbildung 4.37: Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.24 b), Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke*

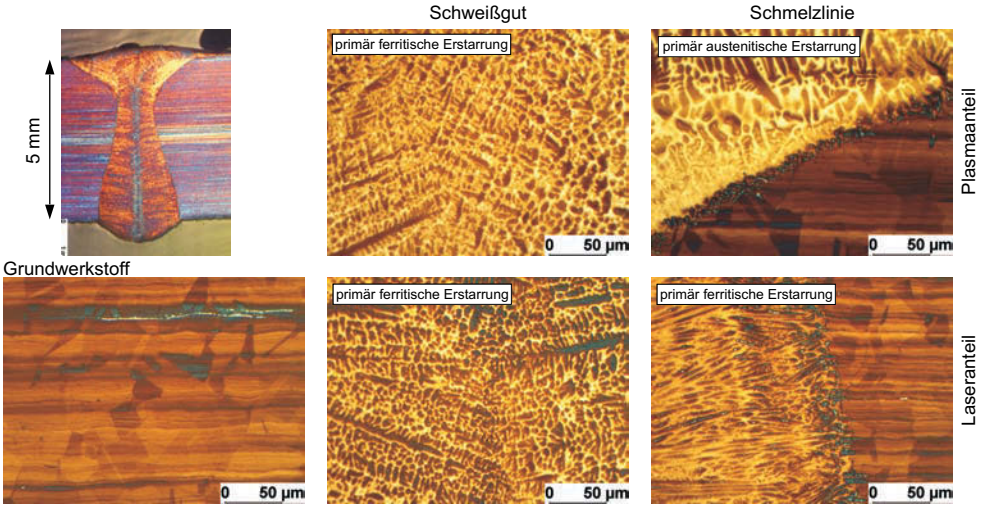



*Abbildung 4.38: Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.24 c), Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke*

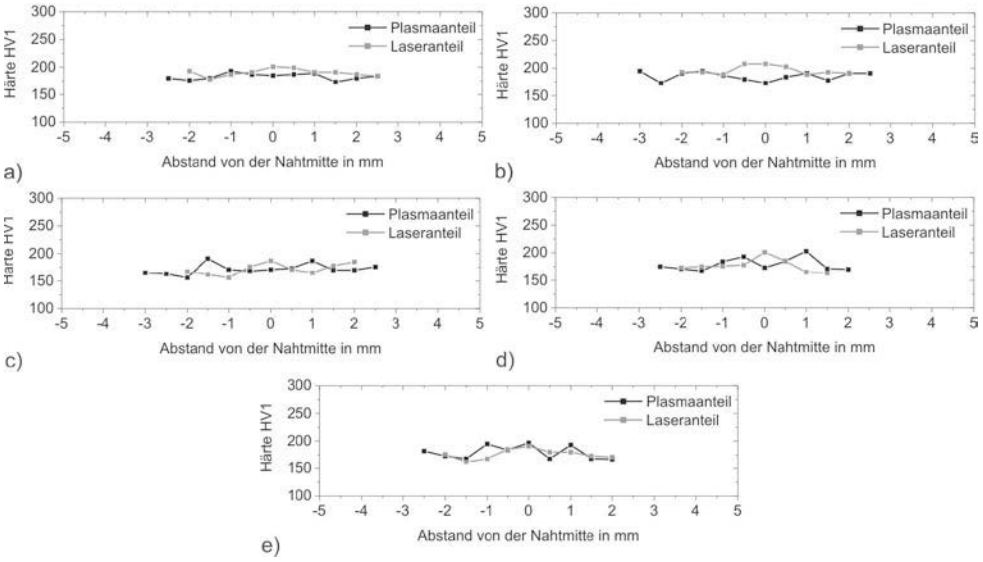



*Abbildung 4.39: Härteverläufe zu (a) Abb. 4.34, (b) Abb. 4.35, (c) Abb. 4.36, (d) Abb. 4.37, (e) Abb. 4.38, Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke*

#### 4.4.1.4 Hybridschweißnähte am Werkstoff 1.4301

Der Werkstoff 1.4301 liegt als 8 mm dickes Blech vor. Das Schweißgut ist in den beiden Nähten, die mit unterschiedlichen Laserstrahlgeometrien gefertigt wurden, primär ferritisch erstarrt. Im Gefüge bleiben jeweils größere Anteile von Delta-Ferrit zurück. Zusätzlich zum vermikularen und lamellaren Ferrit innerhalb der Dendritenkerne wird Ferrit beobachtet, der eine eher nadelförmig-lamellare Struktur aufweist und sich über die Dendritengrenzen hinaus erstreckt.

Die Härtewerte des Grundwerkstoffs liegen zwischen 180 HV1 und 200 HV1. Die Härte der Schweißnähte liegt weitgehend innerhalb dieses Streubereichs, ist aber teilweise im Laseranteil leicht gegenüber dem Plasmaanteil angehoben.

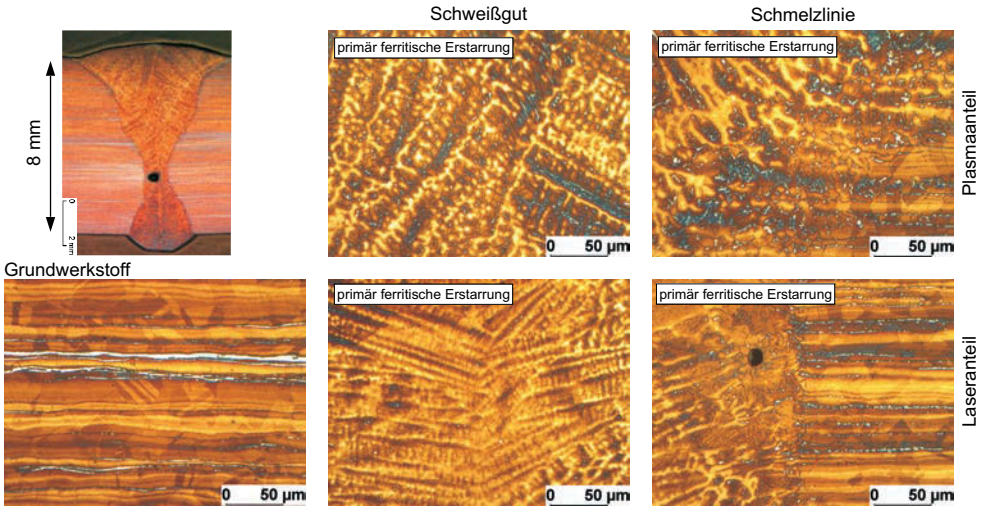



*Abbildung 4.40: Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 a), Werkstoff 1.4301, 8 mm Blechdicke*

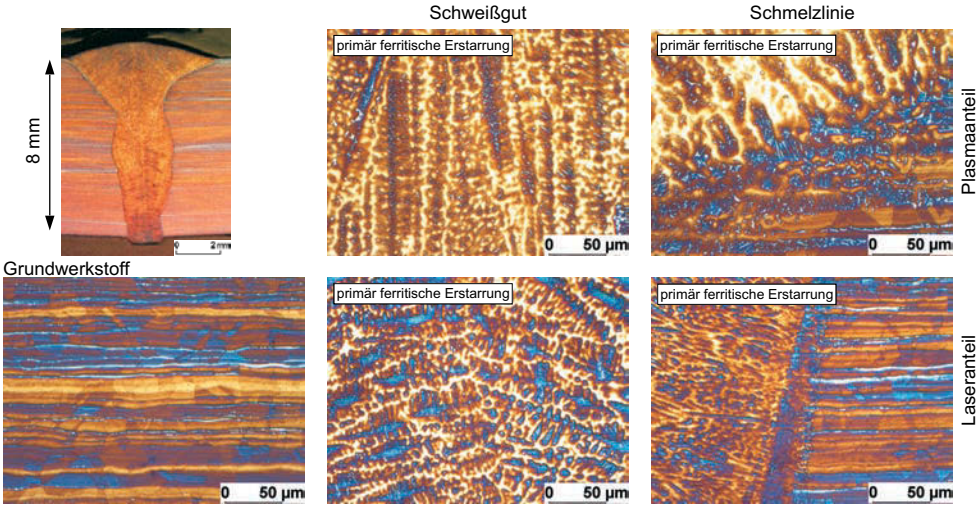



*Abbildung 4.41: Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 b), Werkstoff 1.4301, 8 mm Blechdicke*

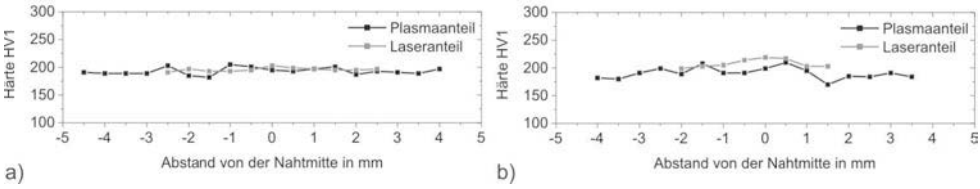



*Abbildung 4.42: Härteverläufe zu (a) Abb. 4.40, (b) Abb. 4.41, Werkstoff 1.4301, 8 mm Blechdicke*

### 4.4.2 Delta-Ferrit-Bestimmung

Die Ergebnisse der Delta-Ferrit-Bestimmung mittels Punkteauszählverfahren sind in Tabelle 4.1 dargestellt. Der geschätzte absolute Fehler, der durch Unsicherheiten bei der Zuordnung der Gefügebestandteile verursacht wurde, liegt bei ca. $\pm$ 3 % Ferrit.

*Tabelle 4.1: Auflistung der gemessenen Delta-Ferrit-Gehalte in den Hybridschweißnähten*

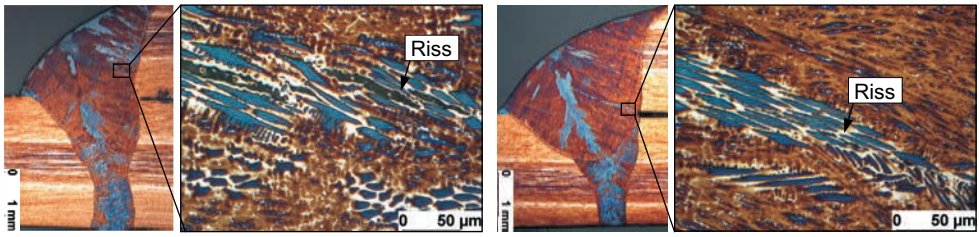
| Werkstoff | Blechdicke in mm | Ferritgehalt in % | | Bemerkung zum Versuch |
|---|---|---|---|---|
| | | Plasmaanteil | Laseranteil | |
| 1.4828 | 6 | 9 | 5 | 400 µm-Faser |
| | | 9 | 8 | 600 µm-Faser |
| 1.4306 | 5 | 5 | 4 | 400 µm-Faser |
| | | 9 | 6 | 600 µm-Faser |
| | | 8 | 4 | Nullspalt |
| | | 6 | 1 | 0,5 mm Spalt |
| | | 1 | 4 | 0,7 mm Spalt |
| 1.4301 | 8 | 13 | 8 | 400 µm-Faser |
| | | 14 | 9 | 600 µm-Faser |

## 4.5 Heißrissphänomene

Bei der Untersuchung der Schweißnahtgefüge der Kehlnahtschweißungen am Überlappstoß – Werkstoff 1.4435, 3 mm Blechdicke – in Kapitel 4.2.6 fallen große Bereiche primär austenitisch erstarrten Schweißguts auf. Diese Bereiche werden in den farbgeätzten Querschliffen durch eine bläulich eingefärbte Oberfläche schon bei geringen Vergrößerungen im Metallmikroskop deutlich. Die mikroskopische Untersuchung dieser Bereiche ergibt, dass in diesen primär austenitisch erstarrten Gefügezonen fast immer Heißrisse auftreten, insbesondere im oberen Teil des Schweißguts. Es werden auch Risse beobachtet, die direkt vom Spalt der aufeinander liegenden Bleche ausgehen, s. Abb. 4.43 (a) und (b).

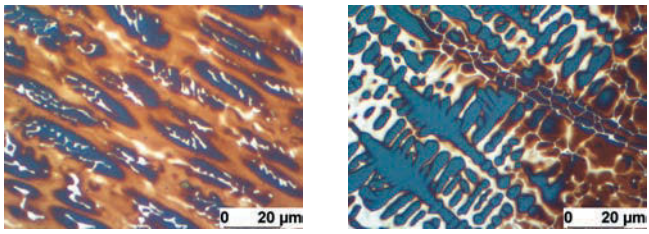
Über eine Erhöhung der Menge an Zusatzwerkstoff AISI 316L von ca. 25 g/min auf ca. 40 g/min wurde versucht, das Gefüge primär ferritisch erstarren zu lassen, um der Heißrissentstehung entgegenzuwirken. In Abb. 4.43 wird gezeigt, dass über den Zusatzwerkstoff zwar im oberen Teil der Schweißnaht ein deutlich größerer Anteil des Schweißguts primär ferritisch erstarrt, dennoch werden Erstarrungsrisse in den noch verbleibenden austenitisch erstarrten Bereichen des Schweißguts gefunden.

Die Gefügeaufnahmen in Abb. 4.44 zeigen die Bereiche primär austenitischer und primär ferritischer Erstarrung in höherer Vergrößerung.




a) Pulver: ca. 25 g/min b) Pulver: ca. 40 g/min

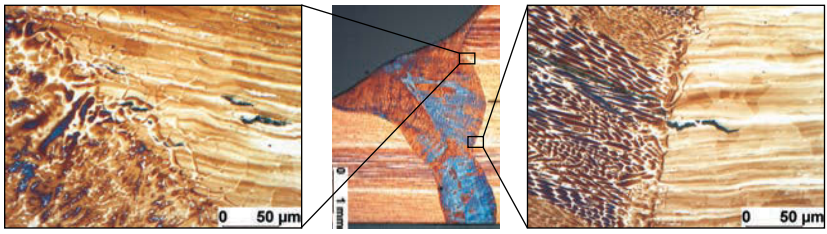
*Abbildung 4.43: Erstarrungsrisse in primär austenitisch erstarrten Bereichen (a) und (b) von Überlappverbindungen aus 3 mm dicken Blechen, Werkstoff: 1.4435, mit unterschiedlichen Mengen an Zusatzwerkstoff AISI 316L geschweißt*




a) ferritische Erstarrung (FA) b) austenitische Erstarrung (AF)

*Abbildung 4.44: Detailaufnahmen aus Abb. 4.43 b); Erstarrungsgefüge im Plasmaanteil der Naht*

An den gleichen Schweißverbindungen werden entlang der Schmelzlinie, aber auch in einigem Abstand von der Naht intergranulare Materialtrennungen sowohl im oberen als auch im unteren Teil der Naht gefunden. Sie verlaufen nahezu parallel zur Blechebene und erstrecken sich über die Korngrenzen von zwei bis drei Körnern, über eine Länge von ca. 50 µm. Exemplarisch sind diese Risse in Abb. 4.45 dargestellt. Sie traten bevorzugt in nach innen gekrümmten Bereichen der Nahtflanke auf.




a) Risse in der WEZ des Plasmaanteils b) Risse in der WEZ des Laseranteils

*Abbildung 4.45: Detailaufnamen aus Abb. 4.27 b); Risse in der Wärmeeinflusszone*

# 5 Diskussion der Ergebnisse

## 5.1 Weiterentwicklung des Hybridschweißkopfes

Das Ziel der Weiterentwicklung des Hybridschweißkopfes war, die Randbedingungen, die für das Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen mit pulverförmigem Zusatzwerkstoff benötigt werden, in einem Brennerkonzept zu vereinigen. Dabei stand die Geometrie der Anordnung, d.h. schräg angestellter Plasmabrenner, der im Schweißprozess stechend, mit senkrecht davor einfallendem Laserstrahl, geführt wird, weitgehend fest. Die Ergebnisse einer Diplomarbeit [93], in der Untersuchungen zum Einfluss der geometrischen Anordnung von Plasmalichtbogen und Laserstrahl durchgeführt wurden, bildeten den Ausgangspunkt für die Weiterentwicklung des Hybridschweißkopfs speziell für das Fügen hochlegierter austenitischer Stähle.

Dafür wurden im Rahmen dieser Arbeit verschiedene Düsenkonzepte entwickelt, die vor allen Dingen der Verbesserung des Pulvereintrags dienen sollten, denn in der unzureichenden Pulvereinbringung in das Schmelzbad lag ein Nachteil bisheriger Plasma-Pulver-Brenner. Die Problematik der unvollständigen Pulvereinbringung wird auch in Untersuchungen zum reinen Plasma-Pulver-Schweißen beschrieben [87].

Zusätzlich musste eine gute Kühlbarkeit der Plasmadüse und eine ausreichende Schutzgasabdeckung der Prozesszone berücksichtigt werden. Dies wurde durch die in Kapitel 4.1 vorgestellten Düsenkonzepte I bis III sukzessiv umgesetzt. Ausgehend von dem Konzept der ringförmigen Pulverdüse eines kommerziell erhältlichen Plasma-Pulver-Brenners [87, 93, 94] wurde der Plasmabrenner „PLW 400“ der Firma SB Schweißgeräte GmbH für das Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen adaptiert.

Die verschiedenen Düsenkonzepte sind prinzipiell alle für den Prozess geeignet. Unterschiede bestehen vor allem in der Überführung des pulverförmigen Zusatzwerkstoffs in das Schmelzbad. Die qualitative Bewertung der Pulvereinbringung der verschiedenen Düsenkonzepte ist zusammenfassend in Tabelle 5.1 dargestellt. Am besten eignet sich das Plasma-Pulver-Düsenkonzept III für die Zufuhr des pulverförmigen Zusatzwerkstoffes. Vor allem bei Schweißungen an Blechen von 8 mm Dicke können qualitativ hochwertige Nahtoberflächen ohne anhaftende Pulverreste erstellt werden, da hier das Schmelzbad groß genug ist, um den aus dem Pulverkanal ausströmenden Zusatzwerkstoff aufzunehmen. Insgesamt kann die Pulverzufuhr gegenüber dem in [93] und [94] beschriebenen Brenner auch bei den kleineren Blechdicken deutlich verbessert werden. Vollständig vermieden werden können an der Nahtoberraupe anhaftende, angeschmolzene Pulverreste bei Blechdicken von 5 mm und 6 mm jedoch nicht. Im Hinblick auf die in dieser Arbeit nachgewiesene verminderte Korrosionsbeständigkeit durch Spaltwirkung angeschmolzener Pulverreste ist die Verwendung eines pulverförmigen Zusatzwerkstoffs für

Bauteile aus hochlegiertem Stahl als nachteilig zu betrachten. Wird die Oberseite einer solchen Schweißnaht unter Umgebungsbedingungen eingesetzt, die einen Korrosionsangriff begünstigen, wie chloridhaltige Medien, Feuchtigkeit und schlechte Belüftung, müsste eine Nachbearbeitung der Oberfläche erfolgen.

*Tabelle 5.1: Qualitative Bewertung des Pulvereintrags durch die verschiedenen Düsenkonzepte*

| Plasma-Pulver-Düse | Symbol | Beurteilung der Pulvereinbringung |
|---|---|---|
| I | | - - |
| I<br>mit Fokussiergas | | - |
| II | | o |
| III | | + |

- - sehr schlecht  o keine kontinuierliche Pulverförderung
- schlecht  + gut

Die Schutzgasdüsen, die um die jeweiligen Plasma-Pulver-Düsen angeordnet sind, bilden einen wichtigen Bestandteil des Brennerkonzepts, da sie die Prozesszone vor Luftzutritt schützen und so die Verzunderung der Schweißnaht reduzieren. Eine weitere Verbesserung kann durch die Anwendung einer Schleppdüse erzielt werden. Die damit angefertigten Schweißnähte weisen nur leichte Anlauffarben auf, denn durch die Schleppdüse wird eine längere Abdeckung der gerade erstarrten und noch heißen Nahtoberfläche gewährleistet. Auch der Luftzutritt in die Prozesszone aufgrund der Injektorwirkung des schräg angeordneten Plasmabrenners kann durch eine Schleppdüse vermieden bzw. reduziert werden [144–146].

Der in die Schutzgasdüse integrierte Tubus, der den vorderen Teil der Prozesszone zusätzlich vor Oxidation schützen sollte, zeigte in den Schweißversuchen keine besonders positve Auswirkung aber auch keine negative Auswirkung auf das Schweißergebnis.

*Tabelle 5.2: Qualitiative Bewertung der Schutzgasdüsen*

| Düsenart | Schutzwirkung |
|---|---|
| nur äußere Schutzgasdüse | + |
| äußere Schutzgasdüse mit Schleppdüse | ++ |
| Tubus vor der Schutzgasdüse | o |

\+ gut, Anlauffarben
++ sehr gut, nur helle Anlauffarben
o weder positive noch negative Schutzwirkung festgestellt

Die Endversion des Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißkopfes, wie sie in Abb. 4.3 abgebildet ist, stellt einen Prototypen für dieses Schweißverfahren dar. Gegenüber den in der Fachliteratur beschriebenen Plasmabrennern für den Hybridschweißprozess [50, 77, 84], die für Schweißungen mit einem 2 kW Nd:YAG-Laser und für Blechdicken bis 2 mm Dicke entwickelt wurden, ist dieser für deutlich höhere Stromstärken und damit für das Schweißen größerer Blechdicken – bis 8 mm im Fall von hochlegiertem Stahl – ausgelegt.
Page et al. [77] diskutierten den Vorteil einer koaxialen Anordnung von Laserstrahl zu Plasmabrenner für die industrielle Anwendung, der vor allem in der nichtlinearen Verteilung der Wärmequellen in Schweißrichtung, d.h. der Richtungsunabhängigkeit der Brennerführung, besteht. Für die dabei angedachten Industriezweige wie den Automobilbau ist dies sicherlich zutreffend. Jedoch ist der in dieser Arbeit entwickelte Hybridschweißkopf für Blechstärken von 5 mm bis 8 mm vorgesehen. Diese Blechdicken sind häufig im Bereich der kontinuierlichen Fertigung von Rohren oder Profilen anzutreffen, wo eine lineare Verteilung der Wärmequellen kein Problem darstellt, da sich die Schweißrichtung während des Fertigungsprozesses nicht ändert. In diesem Blechdickenbereich spielt aber, vor allem aus Gründen der Spaltüberbrückbarkeit, die Zugabe von Zusatzwerkstoff eine wichtige Rolle. Hierfür bietet eine schräge Anordnung des Plasmabrenners aufgrund einer besseren Zugänglichkeit deutliche Vorteile. Außerdem ist damit die Möglichkeit gegeben, den Zusatzwerkstoff – alternativ zum Pulver – in Form von Kalt- oder Warmdraht einzubringen. Diese Option sollte für eine mögliche industrielle Umsetzung des Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißens in Erwägung gezogen werden, denn obwohl die Zufuhr von pulverförmigem Zusatzwerkstoff über die Adaption der Plasma-Pulver-Düsen deutlich verbessert werden konnte und die Menge des förderbaren Pulvers, die zum Auffüllen von Spalten benötigt wurde, über die Entwicklung neuer Förderräder in etwa verdreifacht werden konnte, erreichen die Eintragsraten vor allem bei 5 mm und 6 mm dicken Blechen nur knapp über 80 %, was zu den bereits beschriebenen Problemen der anhaftenden Pulverreste führt.

## 5.2 Nd:YAG-Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen

Ein Teil der in dieser Arbeit gezeigten Schweißergebnisse demonstriert ein mögliches Anwendungsspektrum, das sich aus der Kopplung von Plasmalichtbogen und Laserstrahl in einer gemeinsamen Prozesszone ergibt. Dazu zählen Schweißungen am Stumpfstoß im Blechdickenbereich von 5 mm bis 8 mm und Schweißungen von Überlappstößen. Bisher veröffentlichte Untersuchungen zum Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen [50, 77, 84, 91] fanden entweder im Bereich deutlich kleinerer Blechdicken von ca. 2 mm und an anderen Werkstoffen wie unlegiertem Stahl oder Aluminium statt, oder sie konzentrierten sich auf die generellen Anwendungsmöglichkeiten des Verfahrens, ohne vertiefend auf mögliche Ursachen für Wechselwirkungsphänomene im gemeinsamen Schmelzbad oder auf metallurgische Besonderheiten der austenitischen Stähle unter Anwendung dieses Schweißverfahrens einzugehen [93, 94].

Ein weiterer Teil dieser Arbeit bestand daher in der gezielten Untersuchung des Einflusses verschiedener Prozessparameter auf das Schweißergebnis, aus der eine Modellvorstellung zu den möglichen Vorgängen in der gemeinsamen Prozesszone abgeleitet wird. Da die Anpassung der Leistungsparameter Stromstärke und Schweißgeschwindigkeit, aber auch die der Fokuslage und der Plasmagasmenge ohne größeren Aufwand und gegebenenfalls sogar während des Schweißprozesses erfolgen kann, lag auf diesen Parametern der Schwerpunkt der Untersuchungen.

### 5.2.1 Einfluss von Leistungsparametern und Fokuslage

Die Variation der Parameter Stromstärke, Fokuslage und Schweißgeschwindigkeit fand anhand von Einschweißversuchen an 8 mm dicken Blechen statt. In Einschweißversuchen mit dem Laserstrahl offenbart der eingesetzte Werkstoff eine ausgeprägte Neigung zur Poren- und Spritzerbildung. Ursächlich hierfür ist die mangelnde Entgasungsmöglichkeit durch das relativ kleine Schmelzbad beim reinen Laserstrahlschweißen, die durch die fehlende Durchschweißung noch verstärkt wird, sowie möglicherweise eine Verunreinigung des Werkstoffs mit Elementen, die beim Schweißen leicht in die Gasphase übergehen. Dies ist jedoch aus der chemischen Analyse mittels Funkenemissionsspektroskopie, d.h. aus den Gehalten der analysierten Elemente nicht abzuleiten.

Im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess wurde die Porenbildung durch die Anpassung von Stromstärke, Fokuslage und Schweißgeschwindigkeit vermieden.
Der positive Effekt des Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißens auf die Vermeidung von Poren wurde bereits von Page et al. [77], allerdings an Aluminium, festgestellt. Naito et al. [38, 75, 76] haben sich mit den Zusammenhängen der Keyhole-Stabilität, der Schmelzbaddynamik und der Porenbildung im Laserstrahl-WIG- und WIG-Laserstrahl-Hybridschweißprozess (d.h. sowohl mit vorlaufendem als auch mit nachlaufendem Laserstrahl) an einem austenitischen Stahl auseinandergesetzt. Obwohl das Verfahren nicht direkt mit dem Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen vergleichbar ist und auch deutlich geringere Stromstärken und Strahlleistungen verwendet wurden, sind die Beobachtungen ähnlich, zum Beispiel, dass mit zunehmender Stromstärke auch eine Abnahme der Einschweißtiefe und eine Verbreiterung der Nahtgeometrie einhergehen

kann. Es wurde festgestellt, und das deckt sich auch mit den Ergebnissen zum Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen, dass sich die Schweißgeschwindigkeit und die Laserstrahlleistung maßgeblich auf die Einschweißtiefe auswirken. Als eine Ursache für die charakteristische Ausbildung des oberen Bereichs der Schweißnaht wurden die im Hybridschweißprozess vorliegenden Schmelzbadströmungen genannt.

In eigenen Schweißversuchen zur Untersuchung des Einflusses von Stromstärke, Schweißgeschwindigkeit und Fokuslage wird festgestellt, dass eine ungünstige Parameterkombination zu Prozessporen im unteren Teil, d.h. im Laseranteil der Schweißnaht führt. Die Prozessporen sind deutlich größer als die Poren in den Laserstrahlnähten am gleichen Werkstoff und ihr Auftreten hat einen periodischen Charakter. Ausgehend von einer Vergleichsparameterkombination wird die Prozessporenbildung durch eine Verringerung der Stromstärke und durch eine Verlagerung der Fokusebene näher an die Blechoberseite vermieden. Eine weitere Verringerung der Stromstärke führt wiederum dazu, dass kleinere Poren im Laseranteil zurückbleiben, also keine ausreichende Entgasungsmöglichkeit aus dem schmalen Laseranteil der Naht besteht. Hier liegt demnach ein Optimierungsproblem vor, in dem die Schweißgeschwindigkeit eine Schlüsselrolle einnimmt, denn bei einer deutlichen Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit wird der Prozess insgesamt stabiler, die Nahtoberflächen gleichmäßiger und Prozessporen können weitgehend vermieden werden. Die tendenziellen Einflüsse der Schweißparameter Stromstärke, Schweißgeschwindigkeit und Fokuslage, die unter den gegebenen Randbedingungen beobachtet werden, sind in Tabelle 5.3 in einer Übersicht dargestellt.

*Tabelle 5.3: Qualitiative Bewertung der Einfüsse von Stromstärke, Schweißgeschwindigkeit und der Fokuslage auf die Einschweißtiefe und auf die Entstehung von Poren*

| Parameter | Niveau | Prozess -poren | Poren | Einschweiß -tiefe | Bemerkung |
|---|---|---|---|---|---|
| Stromstärke | hoch | – – | / | o | Einflüsse werden stärker, wenn die Schweiß-geschwindigkeit hoch ist |
| | niedrig | / | – | o | |
| Schweiß-geschwindigkeit | hoch | – – | / | – | zu hohe Schweißgeschwindigkeiten destabilisieren den Prozess |
| | niedrig | ++ | + | + | |
| Fokuslage | \|Δz\| klein | ++ | + | / | Einflüsse werden stärker, wenn die Schweiß-geschwindigkeit hoch ist |
| | \|Δz\| groß | – – | – | / | |

-- stark negativer Einfluss - negativer Einfluss
++ stark positiver Einfluss + positiver Einfluss
/ es wurde kein signifikanter Einfluss festgestellt
o unterschiedlicher Einfluss

Aufbauend auf den in der Literatur beschriebenen Einflüssen auf Schmelzbadgeometrie und Schmelzbaddynamik wird in Kapitel 5.2.3 ein Modell zur Deutung dieser Phänomenologie entwickelt. Zunächst werden im nächsten Kapitel die Ergebnisse zum Einfluss der Plasmagasmenge auf das Schweißergebnis näher beleuchtet, da sie ebenfalls in das Modell Eingang fanden.

### 5.2.2 Einfluss der Plasmagasmenge

Anhand von Einschweißversuchen wird gezeigt, dass die Plasmagasmenge einen Einfluss auf die Schweißnahtgeometrie ausübt. Dies kann mittels Hochgeschwindigkeitsaufnahmen auf Wechselwirkungen im gemeinsamen Schmelzbad des Laserstrahls und des Plasmalichtbogens zurückgeführt werden. Je eine aussagekräftige Sequenz dazu ist in Abb. 5.1 dargestellt. Bei zu geringer Plasmagasmenge werden zwischen dem Dampfkanal des Laserstrahlprozesses und dem Schmelzbad des Plasmalichtbogens periodisch auftretende Schmelzeanstauungen beobachtet, die mit einer fluktuierenden Metalldampffackel über dem Laser-Keyhole korrelieren. Der Druck des Plasmagases auf die Schmelze, welche hauptsächlich aus dem vorlaufenden Laserstrahlprozess stammt, ist vergleichsweise schwach, so dass sich die Schmelze in der Überlappzone der beiden Prozesse periodisch anstaut und wieder abbaut und damit die Entgasung aus dem Dampfkanal behindert. Dies ist auch die Ursache für die leichte Porosität im Laseranteil der Naht.

Die mit einer Erhöhung der Plasmagasmenge einhergehende Verbreiterung des Lichtbogens und die stärkere Plasmagasströmung hat einen stabilen Dampfkanal, allerdings unter deutlicher Reduzierung der Einschweißtiefe, zur Folge. Die Verbreiterung des Laseranteils und die damit verbundene verbesserte Entgasung werden auf eine verstärkte Beeinflussung des Schmelzflusses durch den Lichtbogenprozess zurückgeführt.

Die mit einer noch größeren Plasmagasmenge verbundene Verdrängung der Schmelze, die aus der Sequenz in Abb. 5.1 c) hervorgeht, wird durch die höhere Plasmagasströmung hervorgerufen. Im hinteren Teil des Schmelzbades reichen die hydrostatischen und die Oberflächenkräfte nicht aus, um das Schmelzbad zusammenfließen zu lassen.

Im Gegensatz zu den Beobachtungen im Laserstrahl-WIG bzw. WIG-Laserstrahl-Prozess durch Naito et al. [75] wird keine Ablenkung des Plasmalichtbogens in Richtung der Keyhole-Öffnung festgestellt, was mit der deutlich höheren Steifigkeit des durch die Plasmadüse eingeschnürten Lichtbogens zu begründen ist.

*Abbildung 5.1: Ausschnitte aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen für unterschiedliche Plasmagasmengen: (a) zu wenig Plasmagas führt zu Schmelzeanstauungen in der Überlappzone und zu Instabilität des Dampfkanals, (b) stabiler Hybridschweißprozess und (c) Schmelze läuft im hinteren Teil des Schmelzbades durch die Plasmaströmung nicht zusammen*

### 5.2.3 Modell für die Wechselwirkungen im Schmelzbad

Die Vorteile von Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißverfahren beruhen zu einem großen Anteil auf der Überlagerung zweier Schmelzbäder. Neben positiven Wechselwirkungen wie der besseren Spaltüberbrückbarkeit und einer Reduzierung der Porosität muss, wie in Kapitel 5.2.1 gezeigt, bei ungünstiger Parameterkombination auch mit negativen Wechselwirkungen wie z.B. der Entstehung von Prozessporen gerechnet werden. Zu den Wechselwirkungen im Schmelzbad beim Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen, die zu Prozessporen im Schweißgut führen, wurde daher das nachfolgend beschriebene Modell entwickelt.

Prozessporen des in dieser Arbeit beobachteten Typs (Größe, Lage, Geometrie) sind im Zusammenhang mit Hybridschweißungen bisher nicht in der Literatur beschrieben worden. Matsunawa et al. [73] beobachteten Prozessporen sehr ähnlicher Geometrie, jedoch deutlich geringeren Abmaßes in Laserstrahl-Punktschweißungen an einer Aluminiumlegierung mit einem hohen Anteil von Elementen mit hohem Dampfdruck, wie Zn und Mg, in der Schmelze. Sie wiesen nach, dass die Poren durch den Einschluss von Metalldampf beim Zusammenbrechen des Dampfkanals eingeschlossen wurden. Katayama et al. [35] beobachteten Zusammenhänge zwischen der Porenbildung und Schweißparametern im Laserstrahl-MIG-Hybridschweißprozess an Aluminium und führten diese auf die Vorgänge im Schmelzbad zurück. Es liegt daher nahe, dass auch beim Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen bei der Entstehung der Prozessporen ein Zusammenhang zwischen der Schmelzbaddynamik in den sich überlagernden Schmelzbädern des Laserstrahl- und des Plasmaprozesses und der in reinen Laserstrahlschweißungen nachgewiesenen verstärkten Neigung des Werkstoffes zur Entgasung vorliegt. In einigen Nähten treten die Prozessporen nur zu Beginn der Schweißung auf, was darauf hindeutet, dass es sich um eine Prozessinstabilität handelt, die mit der Schmelzbadform im Zusammenhang steht. Diese nimmt erst nach Erreichen eines quasistationären Zu-

stands ihre endgültigen Abmaße an. Diese wird neben dem konduktiven Wärmetransport vor allem durch den konvektiven Wärmetransport in der Schmelze und damit durch die Schmelzbadbewegungen beeinflusst. Sie ergibt sich aus der Überlagerung der Schmelzbäder der beiden grundsätzlich voneinander zu unterscheidenden Wärmequellen Plasmalichtbogen und Laserstrahl. Die Kräfte, die auf die Schmelze und damit auf die Schmelzbadbewegung im Lichtbogenprozess wirken, sind hauptsächlich der Lichtbogendruck, die Plasmaströmung, die Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung (Marangoni-Kräfte), hydrostatische Kräfte und die Schwerkraft [55, 59, 61, 76]. Hinzu kommt eine Umströmung des Lichtbogenkraters, da die Masse erhalten bleiben muss.

Im Laserstrahlprozess sind es neben den hydrostatischen und hydrodynamische Kräften vor allem Kapillarkräfte (Laplace-Druck) sowie Reibungs- und Rückstoßkräfte des Metalldampfs, die auf den Schmelzmantel, der den Dampfkanal umströmt, wirken [16,46,49,57,60,61,73,74]. In Abb. 5.2 sind diese Kräfte schematisch, in Anlehnung an Beobachtungen, die Katayama et al. [35] mit Hilfe einer Röntgen-Mikrofokusanlage vom Schmelzbad gemacht haben, dargestellt. Die schematische Darstellung zeigt nur den Schnitt durch die x-z-Ebene des Schmelzbades. In der x-y-Ebene kommen noch Strömungen um den Dampfkanal aufgrund der Masseerhaltung hinzu. Hieraus wird deutlich, wie komplex die Vorgänge im Schmelzbad sind und dass eine Quantifizierung nur sehr begrenzt und unter stark vereinfachenden Annahmen möglich ist.

Tanaka [59] berechnete zum Beispiel die Kräfte auf die Schmelzbadbewegung für das stationäre WIG-Schweißen und stellte fest, dass die Reibungskräfte durch den Plasmagasstrom bzw. Kathodenstrom und die Marangoni-Kräfte den größten Einfluss und elektromagnetische Kräfte sowie die Schwerkraftströmungen aufgrund von Dichteunterschieden nur einen geringen Einfluss auf den Betrag der Strömung ausüben. Zum Laserstrahlschweißen wurden Berechnungen der Schmelzbadströmungen und der Schmelzbadgeometrie zum Beispiel von Kroos et al. [71], Matsunawa et al. [72] und Sudnik et al. [70] vorgenommen.

Für eine modellhafte Vorstellung der Vorgänge im gemeinsamen Schmelzbad des Plasmaprozesses und des Laserstrahls sowie für die Deutung beobachteter Phänomene ist die Berücksichtigung der Parametereinflüsse auf die Schmelzbadströmungen nützlich. So kann zum Beispiel das Entstehen eines Schmelzeanstaus zwischen Laserstrahl- und Plasmaprozess, die so genannte „Bugwelle“, die bereits von Lammers [93] und Böllinghaus und Schobbert [94] beobachtet wurde, erklärt werden. Ursächlich hierfür ist, dass die Schmelze, die im vorlaufenden Laserstrahlprozess erzeugt wird, um den Dampfkanal herumfließen muss [62]. Hier wirkt auf das Schmelzbad der Lichtbogendruck [61, 63], so dass es zu einer Vertiefung der Schmelzbadoberfläche am Fußpunkt des Lichtbogens kommt, welche ebenfalls von der Schmelze umflossen werden muss. Je stärker dieses Umfließen behindert ist, desto stärker staut sich die Schmelze vor dem Lichtbogenkrater.

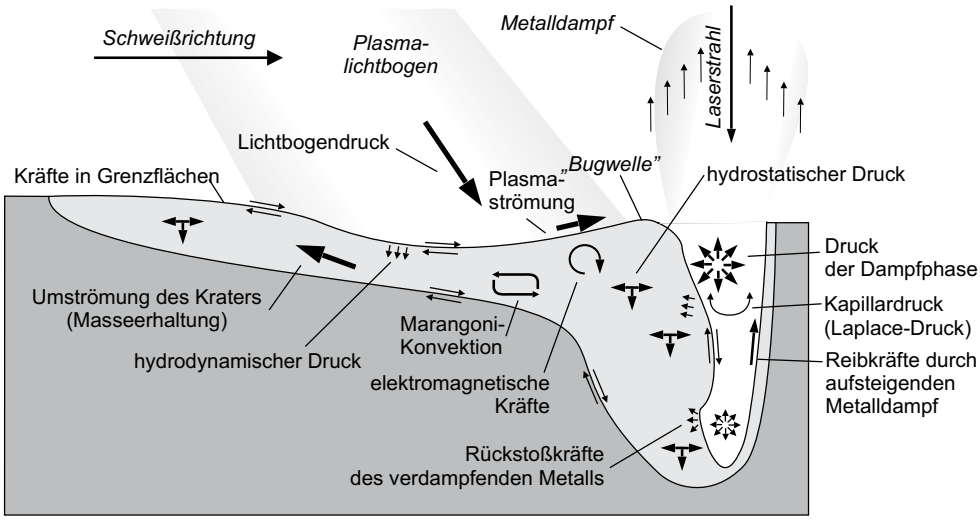



*Abbildung 5.2: Zweidimensionale schematische Darstellung der Kräfte auf das Schmelzbad im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess*

Unter Berücksichtigung dieser Vorgänge können auch Rückschlüsse auf die Entstehung der Prozessporen in Einschweißungen gezogen werden. Der positive Einfluss der Fokuslagenverschiebung in Richtung der Blechoberseite hängt damit zusammen, dass ein durch die Kräfte des Plasmalichtbogens hervorgerufenes „Überschwappen der Bugwelle" bzw. ein Zudrücken des Dampfkanals und somit ein Einschließen des Metalldampfs bzw. die Entstehung von Prozessporen vermieden wird. Die relative Lage der Fokusebene zur Bugwelle ist hierfür ausschlaggebend, weil durch sie vonseiten des Dampfkanals ein Gegendruck auf die Schmelze erzeugt wird, hervorgerufen durch eine verstärkte Metallverdampfung am Ort der höchsten Leistungsdichte des Laserstrahls. Hieraus ergibt sich unmittelbar die negative Wirkung einer zu hohen Stromstärke auf die Dampfkanalstabilität, die durch den Lichtbogendruck von der gegenüberliegenden Seite den Dampfkanal mit Schmelze zudrückt. Nach dem Zusammenbruch des Schmelzemantels, der mit dem Einschluss von Metalldampf und einer Prozessporenbildung verbunden sein kann, bildet sich der Dampfkanal wieder neu aus, bis die Kräfte auf den Schmelzeanstau bzw. die „Bugwelle" aus dem Gleichgewicht geraten und wieder zu einem Zusammenbruch führen, was den periodischen Charakter der Prozessporen erklärt. Hier spielen nicht nur Lichtbogendruck, Plasmaströmung, Marangoni-Kräfte und der Metalldampfdruck eine Rolle, auch Oberflächenkräfte und hydrostatische und hydrodynamische Kräfte haben einen Einfluss, da sie bestimmen, wie hoch sich die Bugwelle unter einem bestehenden Kräftegleichgewicht des Lichtbogens und des Dampfkanals aufbauen kann bevor sie zusammenbricht.

Ein Aufbauen der Bugwelle wird vermieden, wenn die Möglichkeit gegeben ist, dass die Schmelze zwischen den Einzelprozessen in den hinteren Teil der Prozesszone abfließen kann.

Dies erklärt, dass Prozessporen bei einer deutlichen Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit praktisch nicht mehr auftreten, da es zu einer Vergrößerung des Schmelzbades bzw. des Schmelzbadmantels und so zu einem ungehinderten Umfließen des Lichtbogenkraters kommt. Der Hybridschweißprozess kann dann als stabil bezeichnet werden.

Ein weiteres Indiz für die theoretische Vorstellung von einem stabilen und einem instabilen Prozesszustand, der auf die Schmelzbadgeometrie und auf Schmelzeanstauungen in der Wechselwirkungszone der beiden Einzelprozesse zurückzuführen ist, ist der im instabilen Hybridschweißprozess quer zur Schweißrichtung eingeschnürte Endkrater, der als ein grobes Abbild der während des Schweißprozesses vorliegenden Schmelzbadoberfläche dienen kann [63]. Er deutet indirekt auf das Vorhandensein eines Schmelzeanstaus zwischen Dampfkanal und Lichtbogenkrater hin, während im stabilen Hybridschweißprozess die Endkrater deutlich breiter und runder werden, und eine „Zweiteilung“ in dem Maße nicht mehr sichtbar ist.

Die Modellvorstellung, die die Vorgänge im instabilen bzw. stabilen Hybridschweißprozess beschreibt, ist in Abb. 5.3 bildlich dargestellt. Es ist zu beachten, dass sich dieses Modell nur auf Einschweißungen bezieht, da sich die Schmelzbadgeometrie und die Kräfteverhältnisse im Dampfkanal bei einer Durchschweißung deutlich ändern [19, 70].

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass alle Schweißparameter in unterschiedlichem Maße Faktoren darstellen, die die Schmelzbadstabilität beeinflussen, da sie sich entweder direkt oder indirekt auf die Richtung und den Betrag der auf die Schmelze wirkenden Kräfte auswirken. Dazu zählen die örtliche Verteilung der Wärmequellen, Energiedichte im Plasmalichtbogen und im Laserstrahl etc.

Nicht zuletzt ist die Neigung zur Prozessinstabilität von den Materialeigenschaften abhängig. Einen großen Einfluss dürften hier oberflächenaktive Elemente wie Sauerstoff und Schwefel haben, die sich maßgeblich auf die Schmelzbaddynamik in Schweißprozessen auswirken können [4, 16, 58, 60].

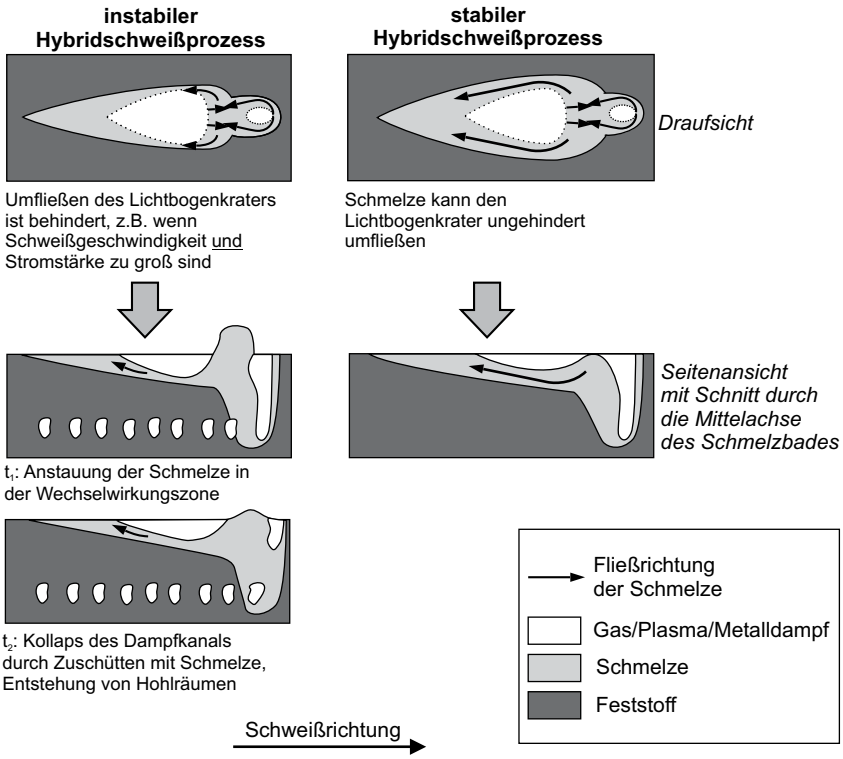



*Abbildung 5.3: Zweidimensionales Modell zum Schmelzefluss im Laserstrahl- und Plasma-Schmelzbad während der verschiedenen Prozesszustände*

### 5.2.4 Schweißungen am Stumpfstoß

Mit dem im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Hybridschweißkopf wurde demonstriert, dass sich im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess unter Anwendung eines Nd:YAG-Lasers mit 4,4 kW maximaler Ausgangsleistung Bleche im Dickenbereich von 5 mm bis 8 mm im Stumpfstoß sehr gut fügen lassen. Dieser Blechdickenbereich deckt sich mit den Untersuchungen von Lammers [93], Böllinghaus und Schobbert [94].
Gegenüber dem einfachen Plasmaschweißprozess werden dabei deutlich höhere Schweißgeschwindigkeiten erzielt. Ausgehend von den in [85] genannten Werten für nichtrostenden Stahl kann die Geschwindigkeit unabhängig von der Blechdicke etwa um das Vierfache gesteigert werden.

Die maximale Spaltüberbrückbarkeit, die einen wichtigen Kennwert für einen Schweißprozess darstellt, beträgt für ein 5 mm dickes Blech ca. 0,7 mm und liegt damit deutlich oberhalb der Spaltüberbrückbarkeit des Laserstrahlprozesses, die in der Nähe des technischen Null-

spalts liegt und in Abhängigkeit von der Strahlgeometrie nicht mehr als 0,2 mm beträgt [19]. Voraussetzung hierfür war die Entwicklung von Förderrädern für den pulverförmigen Zusatzwerkstoff, mit denen die Pulverförderrate auf die für die Spaltüberbrückung benötigten 80 g/min gesteigert werden konnte.

Als eine mögliche Einflussgröße auf das Schweißergebnis wurde das Strahlparameterprodukt des Laserstrahls, also das Produkt aus Fokusradius und halbem Divergenzwinkel des Laserstrahls, untersucht. Die unterschiedlichen Strahlparameterprodukte resultierten aus der Anwendung von Lichtleitkabeln unterschiedlichen Durchmessers, 400 µm bzw. 600 µm. Der primäre Unterschied zwischen den Schweißnähten in allen untersuchten Blechdicken besteht in einer etwas stärkeren Durchschweißung und besseren Wurzelausbildung der Nähte, die mit der 400 µm-Faser, also mit einem kleineren Strahlparameterprodukt, gefertigt wurden. Signifikante Unterschiede in der Schweißnahtqualität konnten ansonsten nicht festgestellt werden. Häufungen von Prozessporen und fehlender Durchschweißung wurden in einigen Schweißnähten in den ersten ca. 80 mm nach Schweißbeginn beobachtet. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass die Prozessstabilität von der Schmelzbadgeometrie abhängt und diese sich erst mit Erreichen eines quasi-stationären Zustands einstellt, in dem sich das Temperaturfeld um die Prozesszone nicht mehr ändert. Für die Schweißpraxis ist daher – wie für andere Schweißprozesse auch – die Verwendung eines Anlaufblechs ratsam.

### 5.2.5 Schweißungen im Überlappstoß

Die Schweißversuche an Überlappverbindungen haben gezeigt, dass sich mit dem Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißverfahren sehr hochwertige Schweißverbindungen herstellen lassen, da sich einerseits durch den Laserstrahl eine ausreichende Tiefschweißung, andererseits durch den Plasmalichtbogen ein kerbarmes Nahtprofil dadurch einstellt, dass der breite Plasmalichtbogen das Oberblech und den noch zusätzlich eingebrachten pulverförmigen Zusatzwerkstoff abschmilzt. Es kann gezeigt werden, dass sich sowohl die Neigung des Hybridschweißkopfes als auch der Versatz des Laserstrahlauftreffpunktes bezüglich der unteren Blechkante des Oberblechs auf die Nahtgeometrie und auf die Anbindung zwischen Unter- und Oberblech auswirken. Beste Ergebnisse werden mit einem um 10° geneigten Hybridschweißkopf und mit Fußpunkt des Laserstrahls auf der unteren Blechkante des Oberblechs erzielt. Bei einem geringen Versatz vom Oberblech weg tritt eine Nahtunterwölbung sowie eine in diesem Fall nicht gewollte Durchschweißung auf. In der praktischen Anwendung kann dies mit einem Nahtführungssystem vermieden werden.

Treusch gibt in [19] für die maximale Dicke des Oberblechs beim Kehlnahtschweißen von Überlappstößen mit dem Laserstrahl einen Wert von 0,7 mm an, um eine gute Qualität der Fügestelle zu gewährleisten. Die Steigerung auf eine Dicke des Oberblechs von 3 mm macht den durch den Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess erzielten Vorteil besonders deutlich.

Die Erstarrungsrisse und die Risse in der Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffs, die bei den Überlappnähten beobachtet wurden, sind vor allem auf die metallurgischen Besonderheiten des verwendeten Werkstoffs zurückzuführen, auf die im Kapitel 5.2.9 eingegangen wird.

### 5.2.6 Korrosionsbeständigkeit

Potentiodynamische Korrosionsversuche, in denen das kritische Potential für einen lokalen Korrosionsangriff sowie das Repassivierungspotential von Schweißnahtproben bestimmt wurden, geben einen Hinweis darauf, dass sich die Beschaffenheit der Nahtoberfläche auf die Korrosionsbeständigkeit auswirkt. Es wird nachgewiesen, dass angeschmolzene Pulverreste, hier an einem 6 mm dicken Blech des Werkstoffs 1.4828, das mit dem sogar etwas überlegierten, d.h. molybdänhaltigen, Zusatzwerkstoff AISI 316L geschweißt wurde, zu einer herabgesetzten Beständigkeit gegenüber lokaler Korrosion führen. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass die rauhe Schweißnahtoberfläche zum einen das vollständige Entfernen der Zunderschichten und damit die Ausbildung einer schützenden Passivschicht an diesen Stellen behindert, zum anderen eine Spaltwirkung auftritt, die den lokalen Korrosionsangriff begünstigt.

Dagegen konnte keine Beeinträchtigung der Korrosionsbeständigkeit der Schweißnaht am 8 mm dicken Blech aus Werkstoff 1.4301 festgestellt werden. Diese verfügte über eine sehr glatte Oberfläche. Dies belegt, dass die Oberflächenqualität von hochlegierten austenitischen Stählen von ausschlaggebender Wichtigkeit für die Korrosionsbeständigkeit ist [95]. Aus diesem Grund sollte von pulverförmigem Zusatzwerkstoff in der schweißtechnischen Verarbeitung hochlegierter austenitischer Stähle im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess abgesehen, bzw. der Einsatz der Schweißnaht unter Berücksichtigung der Umgebungsbedingungen genau geprüft werden, falls angeschmolzene Pulverreste an der Nahtoberraupe nicht vermieden werden können.

### 5.2.7 Gefüge der Schweißnähte

#### 5.2.7.1 Erstarrung

Die Art der Erstarrung – der Erstarrungsmodus – in austenitischen Stählen ist beim Lichtbogenschweißen in erster Linie abhängig von der Legierungszusammensetzung. Hierfür liefert das WRC-Diagramm eine gute Vorhersage der sich einstellende Gefüge [118]. Für das Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen treten jedoch einige Abweichung hinsichtlich des Primärerstarrungsmodus auf. Für die untersuchten Werkstoffe sind in Tabelle 5.4 die Quotienten aus Chrom- und Nickeläquivalent, der nach WRC-Diagramm erwartete Erstarrungsmodus sowie die jeweils im Plasma- und im Laseranteil beobachteten Erstarrungsmodi aufgelistet.

Der Einfluss des pulverförmigen Zusatzwerkstoffes AISI 316L muss bei der Betrachtung des Erstarrungsgefüges ebenfalls berücksichtigt werden, jedoch ist die Menge des tatsächlich in das Schmelzbad überführten Pulvers aufgrund der unvollständigen Einbringung nicht quantifizierbar. Sein Einfluss geht daher nur qualitativ in die Diskussion der Erstarrungsmodi ein. Der Zusatzwerkstoff AISI 316L liegt mit einem Quotienten aus Chrom- und Nickeläquivalent von 1,7 (nach WRC) im Bereich der Werkstoffe 1.4306 und 1.4301. Für die anderen beiden Legierungen 1.4435 und 1.4828 müsste er daher eine Verschiebung in Richtung ferritischer Primärerstarrung bedeuten.

*Tabelle 5.4: Erstarrungsmodi in den Hybridschweißnähten in Abhängigkeit der Quotienten aus Chrom- und Nickeläquivalent*

| Werkstoff | Blech-dicke | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ nach WRC | $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ nach H & S | PEM nach WRC | PEM **SG Plasma** | | | PEM **SG Laser** | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | | A/ AF | FA | F | A/ AF | FA | F |
| 1.4435 | 3 mm | 1,43 | 1,66 | **FA** | **X** | **X** | | **X** | **X** | |
| 1.4828 | 6 mm | 1,44 | 1,88 | **FA** | | **X** | | x | **X** | |
| 1.4306 | 5 mm | 1,65 | 1,84 | **FA** | x | **X** | | x | **X** | |
| 1.4301 | 8 mm | 1,76 | 2,03 | **FA/F** | | **X** | **X** | | **X** | **X** |

**X:** dominierender Erstarrungsmodus x: kleinere Anteile dieser Erstarrungsform, oft aufgrund von Epitaxie
PEM: Primärerstarrungsmodus A: austenitische Primärerstarrung H & S: Hammar und Svensson
SG: Schweißgut F: ferritische Primärerstarrung WRC: WRC-Diagramm
FA: ferritische Primärerstarrung mit eutektisch-peritektischer Erstarrung der Restschmelze

Als Abweichung vom erwarteten Erstarrungsmodus sind primär austenitisch erstarrte Gefügebereiche zu erwähnen. Da primär austenitisch erstarrte Gefüge eine größere Heißrissanfälligkeit zeigen, wie zum Beispiel durch Arata et al. [155,156] und Brooks et al. [102,159] gezeigt, stehen diese im Mittelpunkt der nachfolgenden Diskussion.

Die größten Anteile primär austenitisch erstarrten Gefüges zeigen die im Überlappstoß geschweißten Bleche aus Werkstoff 1.4435. Die Legierung liegt im WRC-Diagramm gerade noch im Gebiet des FA-Modus, d.h. in unmittelbarer Nähe der eutektischen Rinne. Da die Zonen austenitischer Primärerstarrung – neben kleineren epitaktisch aufgewachsenen Bereichen entlang der Schmelzlinie – hauptsächlich in der Mitte des Laseranteils liegen und hier nach den Gleichungen 2.4 und 2.5 die größten Erstarrungsgeschwindigkeiten auftreten, ist davon auszugehen, dass ein kinetisch bedingter Erstarrungswechsel, wie er zum Beispiel durch Fukumoto und Kurz in [131] beschrieben wird, vorlag. Ähnliche Beobachtungen wurden auch von Suutala et al. [107], Vitek et al. [127] und Schobbert in [125] in Laserstrahlnähten gemacht. Im Plasmaanteil ist jeweils ein größerer Anteil des Schweißguts primär ferritisch erstarrt. Die Zunahme primär ferritisch erstarrter Bereiche mit Erhöhung der Pulverförderrate zeigt, dass sich der Erstarrungsmodus durch Zugabe von Zusatzwerkstoff zwar beeinflussen lässt, aber in diesem Fall nicht zur vollständigen Vermeidung primär austenitisch erstarrter Bereiche führt.

Im Werkstoff 1.4828 sind ebenfalls kleinere Bereiche im Schweißgut des Laseranteils primär austenitisch erstarrt. Der Primäraustenit ist hier hauptsächlich epitaktisch auf die nicht umgewandelten Austenitkörner des schnell aufgeheizten Grundwerkstoffes aufgewachsen, im übrigen Schweißgut dominiert aber letztlich die ferritische Primärerstarrung (FA). Lippold [134]

machte ähnliche Beobachtungen beim gepulsten Laserstrahlschweißen.

Die Quotienten von Chrom- und Nickeläquivalent des 1.4435 und des 1.4828 liegen nach WRC-Diagramm mit 1,43 und 1,44 sehr nah beieinander, die Werkstoffe zeigen aber eine deutlich unterschiedliches Erstarrungsverhalten. Der Unterschied tritt unter Verwendung der Äquivalente nach Hammar und Svensson [162] deutlicher hervor (1,66 vs. 1,88). Die bessere Differenzierbarkeit der Erstarrungsmodi nach der chemischen Zusammensetzung durch die Verwendung dieser Äquivalente ist ein Grund dafür, dass sie bei der Ermittlung des Erstarrungsmoduswechsels von ferritisch nach austenitisch zum Beispiel durch Suutala [107] und Lienert et al. [165] verwendet wurden.

Größere primär austenitisch erstarrte Bereiche werden in den Schweißnähten am 5 mm-Blech des Werkstoffs 1.4306 gefunden. Sie treten dort auf, wo mit Spalt und daher mit einer größeren Menge des pulverförmigen Zusatzwerkstoffs AISI 316L geschweißt wird. Demgegenüber wird in der Schweißnaht, die ohne Spalt gefertigt wurde, kein Primäraustenit beobachtet. Sie erstarrt vollständig im FA-Modus.

Die austenitische Primärerstarrung fand hier am äußeren Rand des Plasmaanteils statt und ging dann in eine ferritische Erstarrung über. Da am Rand des Schmelzbades von vergleichsweise geringen Erstarrungsgeschwindigkeiten auszugehen ist, sind kinetische Effekte, die zu einem Erstarrungswechsel führen, auszuschließen. Auch epitaktische Effekte liegen nicht vor, da die austenitischen Dendriten auf den bereits teilweise in Ferrit umgewandelten Saum des Grundwerkstoffes aufgewachsen sind (vgl. hierzu Abb. 4.37 und 4.38, Schweißgut im Plasmaanteil). Einzig ein Einfluss von Legierungselementen oder von Elementen, die aus der Umgebung in das Schmelzbad gelangen, kommt noch als Ursache für die austenitische Primärerstarrung in Frage. Da der Zusatzwerkstoff AISI 316L aufgrund seiner Zusammensetzung als Austenitbildner ausgeschlossen werden kann, bleibt nur noch die Möglichkeit zurück, dass der sehr starke Austenitbildner Stickstoff in die Prozesszone gelangte. Ein Zutritt von Stickstoff aus der Luft in die Prozesszone ist aufgrund der Injektorwirkung des schräg angestellten Plasmabrenners bzw. der Schutzgasdüsen nicht auszuschließen, zumal die Versuchsreihen zur Spaltüberbrückbarkeit ohne Schleppdüse durchgeführt wurden, durch die solches hätte verhindert werden können. Das Einschleppen von Stickstoff in die Prozesszone durch das Injektorprinzip sowie die Wirkungsweise einer Schutzgasdüse, bei der statt normaler Luft das Schutzgas Argon in die Prozesszone gesogen wird, sind in Abb. 5.4 schematisch dargestellt.

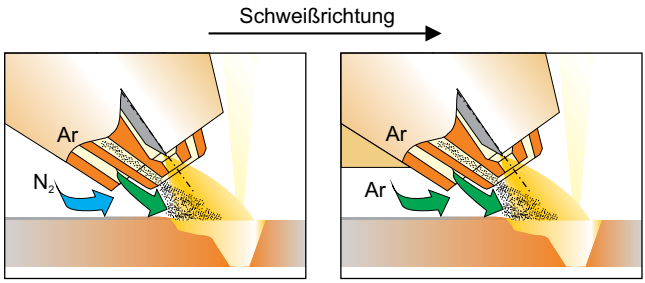
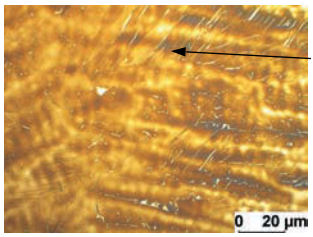
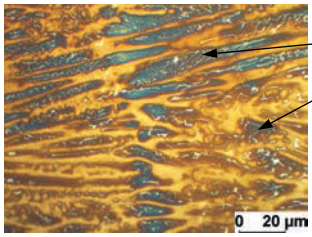



*Abbildung 5.4: Schematische Darstellung (a) einer möglichen Stickstoffaufnahme des pulverförmigen Zusatzwerkstoffs beim Übergang in die Schmelze und (b) der Wirkungsweise einer Schleppdüse, um die Stickstoffaufnahme zu vermeiden*

Okagawa et al. [139] haben bereits gezeigt, dass Stickstoff aus der Atmosphäre im Schmelzbad eines Lichtbogens zu einem Erstarrungswechsel in austenitischen Stählen führen kann. Dieser wird nach Dissoziation des molekularen Stickstoffs im Lichtbogen im Schmelzbad aufgenommen. Die Menge des dort verbleibenden Stickstoffs ist unter anderem abhängig vom Gehalt an oberflächenaktiven Elementen und steigt mit größeren Gehalten z.B. an Sauerstoff [140–143]. Begünstigend auf das Einschleppen von Stickstoff in das Schmelzbad kann sich daher die Einbringung größerer Mengen Pulvers ausgewirkt haben, durch welches aufgrund der großen Oberfläche auch Oxide bzw. Sauerstoff zugeführt werden. Die Untersuchung dieses Zusammenhangs war jedoch nicht Gegenstand dieser Arbeit, stellt aber für die Verwendung eines pulverförmigem austenitischen Stahls nicht nur beim Schweißen, sondern auch beim Beschichten ein wichtiges Thema dar, welches eingehender betrachtet werden sollte, zumal ein möglicher Erstarrungswechsel von primär ferritisch nach primär austenitisch mit einem erhöhten Risiko gegenüber Heißrissbildung einhergeht. In den Hybridschweißnähten am Werkstoff 1.4301 liegt ferritische Primärerstarrung im FA- bzw. F-Modus vor. Dies ist nach WRC-Diagramm zu erwarten, da die Legierung auf der Grenzlinie von FA- und F-Gebiet liegt. Der Unterschied zwischen dem Gefüge einer rein ferritischen Erstarrung (F) und einer ferritischen Erstarrung mit eutektisch-peritektischer Erstarrung der Restschmelze (FA), besteht in der Morphologie des Ferrits, der bei der ferritischen Erstarrung (F) nicht in vermikularer oder „lathy“ Form innerhalb der Dendritenkerne, sondern eher nadelförmig und weitgehend unabhängig von der Dendritenstruktur im Gefüge vorliegt. Dies ist in Abb. 5.5 in höherer Vergrößerung dargestellt.




a) Erstarrungsmodus F




b) Erstarrungsmodus FA

*Abbildung 5.5: Mikroskopische Aufnahmen des (a) Erstarrungsmodus F, Werkstoff 1.4301, 8 mm Blechdicke, und (b) Erstarrungsmodus FA, Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke*

Das gleichzeitige Vorliegen unterschiedlicher Erstarrungsgefüge innerhalb einer Schweißnaht ist auf örtlich variierende Erstarrungsgeschwindigkeiten und Temperaturgradienten, Änderungen der chemischen Zusammensetzung – durch den Zusatzwerkstoff oder das Schutzgas (Stickstoff) – und Epitaxieeffekte zurückzuführen. Gerade bei Hybridschweißnähten, die durch die Überlagerung zweier grundsätzlich unterschiedlicher Wärmequellen – Laserstrahl und Plasmalichtbogen – Zonen unterschiedlich konzentrierter Wärmeeinbringung erzeugen, muss dieser Sachverhalt Berücksichtigung finden. Die im Vergleich zum reinen Lichtbogenschweißen hohen Schweißgeschwindigkeiten können bei Legierungen mit einem niedrigen Quotienten aus Chrom- und Nickeläquivalenten, hier am Werkstoff 1.4435 gezeigt, einen Erstarrungswechsel von ferritisch nach austenitisch zur Folge haben, was aufgrund der damit verbundenen höheren Heißrissanfälligkeit als kritisch einzustufen ist. Dies wird unter Punkt 5.2.9 noch eingehender diskutiert.

### 5.2.7.2 Delta-Ferrit-Bestimmung

Die in den Schweißnähten im Plasma- und im Laseranteil mit dem Punkteauszählverfahren bestimmten Delta-Ferrit-Anteile sind in der Tabelle 5.5 zusammen mit der nach dem WRC-Diagramm zu erwartenden „ferrit number“ FN (die im WRC-Diagramm aufgetragene FN stimmt in dem betrachten Bereich etwa mit dem prozentualen Gehalt überein) aufgelistet. Graphisch ist dies im Diagramm in Abb. 5.6 dargestellt.

Aufgrund des geschätzten absoluten Fehlers von $\pm$ 3 % Ferrit, was bei den geringen Gehalten einen relativen Fehler von bis zu 300 % bedeutet, kann der Ferritanteil im Gefüge nur sehr grob bestimmt werden. Es wird aber festgestellt, dass der Ferritgehalt tendenziell mit der durch das WRC-Diagramm vorhergesagten FN übereinstimmt. In nahezu allen Hybridschweißnähten werden im Plasmaanteil höhere Ferritgehalte als im Laseranteil beobachtet.

Dies kann einerseits auf den stärkeren Einfluss des Zusatzwerkstoffes im Plasmaanteil zurückgeführt werden, da dieser dem hinteren Teil der Prozesszone, also dem Schmelzbad des Plasmalichtbogens zugeführt wird. Jedoch wäre ein Einfluss nur beim Werkstoff 1.4828 bemerkbar, da sich der erwartete Ferritgehalt des Grundwerkstoffs hier deutlich von dem des Zusatzwerkstoffs unterscheidet. Andererseits ist ein Einfluss einer höheren Abkühlgeschwindigkeit im Laseranteil denkbar, die ein feineres Erstarrungsgefüge, d.h. kleinere Dendritenarmabstände zur Folge hat. Suutala [107] und Tiziani et al. [108] beobachteten eine Abnahme des Ferritgehalts mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit und begründeten dies mit den kleineren Diffusionswegen in einem feineren Erstarrungsgefüge.

Dass in der mit 0,7 mm Spalt geschweißten Naht am Werkstoff 1.4306 im Plasmaanteil ein niedrigerer Ferritgehalt gemessen wurde, ist auf den bereits unter 5.2.7.1 diskutierten Einfluss von Stickstoff zurückzuführen.

*Tabelle 5.5: Auflistung der mittels Punkteauszählverfahrens bestimmten Delta-Ferrit-Gehalte in den Hybridschweißnähten*

| Werkstoff | Blech-dicke in mm | Ferritgehalt in % | | nach WRC erwartet | Düse | Bemerkung zum Versuch |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | | Plasma-anteil | Laser-anteil | | | |
| 1.4828 | 6 | 9 | 5 | 3 | | 400 µm-Faser |
| | | 9 | 8 | | | 600 µm-Faser |
| 1.4306 | 5 | 5 | 4 | 7 | | 400 µm-Faser |
| | | 9 | 6 | | | 600 µm-Faser |
| | | 8 | 4 | | | Nullspalt |
| | | 6 | 1 | | | 0,5 mm Spalt |
| | | 1 | 4 | | | 0,7 mm Spalt |
| 1.4301 | 8 | 13 | 8 | 9 | | 400 µm-Faser |
| | | 14 | 9 | | | 600 µm-Faser |

Symbolbeschreibung:

Ringdüse (Konzept I) mit Fokussiergas

Plasma-Pulver-Düse mit Rohr (Konzept III), Einsatz einer Schleppdüse

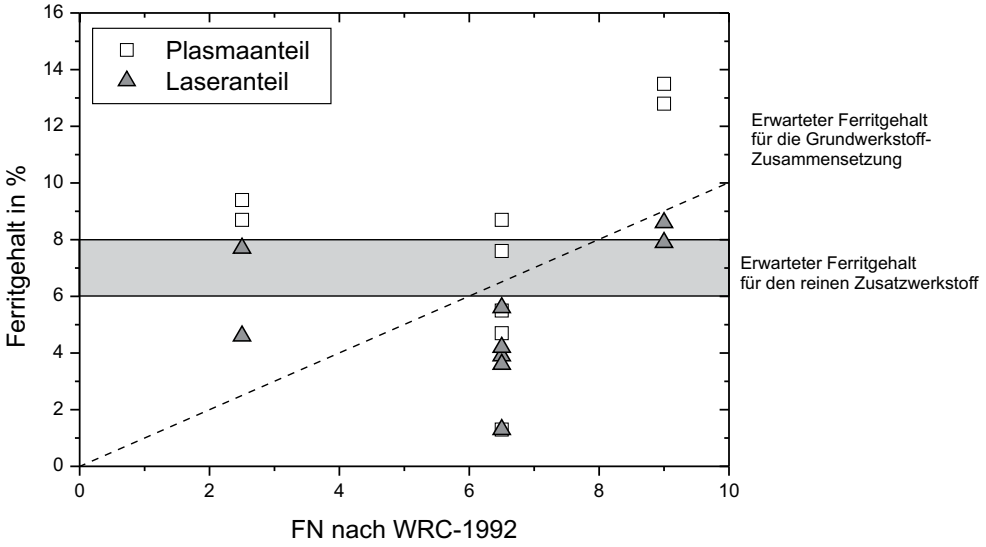



*Abbildung 5.6: Gemessene Delta-Ferrit-Gehalte, aufgetragen über den erwarteten FN nach WRC-1992, geschätzter absoluter Fehler ca. ± 3 %*

### 5.2.8 Härte

Die Härtewerte im Plasma- und im Laseranteil der Hybridnähte liegen jeweils im Bereich der Grundwerkstoffhärte. Die Streubereiche sind mit denen des Grundwerkstoffs vergleichbar. Häufig tritt eine leicht angehobene Härte des Schweißguts im Laseranteil auf, die auf das feinere Erstarrungsgefüge zurückgeführt werden kann.

Eine kritische Beeinflussung der Härte in hochlegierten austenitischen Stählen durch den Schweißprozess findet nicht statt, weil unter den gegebenen Randbedingungen im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess weder ausgeprägtes Kornwachstum in der Wärmeeinflusszone noch Gefügeumwandlungs- und Ausscheidungsprozesse stattfinden, die eine Änderung der Härte nach sich ziehen [98].

### 5.2.9 Heißrissphänomene

In den Überlappnähten an 3 mm dicken Blechen kam es im Schweißgut zu einer Erstarrungsrissbildung. Die dominierende Rolle des Primärerstarrungsmodus wird dadurch deutlich, dass die Risse ausschließlich in primär austenitisch erstarrten Bereichen auftreten.

Begünstigend auf die Erstarrungsrissentstehung wirken sich die in dieser Charge vorliegenden Gehalte an Phosphor und Schwefel aus, da diese Elemente zu niedrig schmelzenden Eutektika auf den Korngrenzen führen [98]. Der Zusammenhang zwischen Erstarrungsrissbildung, Primärerstarrungsmodus und den Gehalten an Phosphor und Schwefel wird zum Beispiel durch das von Lienert et al. [165] entwickelte Diagramm, das für das gepulste Laserstrahlschwei-

ßen entwickelt wurde, wiedergegeben. In diesem Diagramm ist in Abb. 5.7 die Summe aus Phosphor- und Schwefelgehalt über dem $Cr_{äq}/Ni_{äq}$ nach Hammar und Svensson [162] für die Grundwerkstoffe, die in dieser Arbeit verwendet wurden, eingetragen.

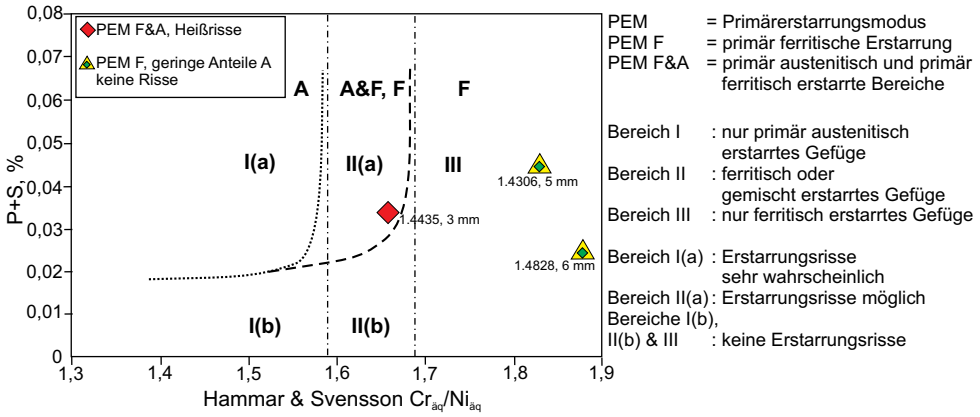



*Abbildung 5.7: Vergleich der Werkstoffe im Diagramm nach Lienert et al. [165]*

Es zeigt sich, dass der Werkstoff 1.4435 in den Bereich fällt, in dem eine gemischte Erstarrung im Schweißgut, d.h. primär austenitisch als auch primär ferritisch, erwartet werden kann und in dem aufgrund der vorliegenden Phosphor- und Schwefelgehalte mit Erstarrungsrissen gerechnet werden muss. Dieses Diagramm sagt die Gefahr einer Heißrissentstehung beim Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen deutlich besser voraus als z.B. das Diagramm von Kujanpää et al. [161], das für das Lichtbogenschweißen entwickelt wurde und das als Grundlage für das von Lienert et al. [165] modifizierte Diagramm diente.

Jedoch ist die Erstarrungsrissbildung immer auch an das Auftreten kritischer Verformungen, z.B. durch Erstarrungs- und Abkühlungsschrumpfung, gebunden [151], die durch äußere Deformationen noch verstärkt werden können. Deformation und Verzug der Fügestelle treten bei hochlegierten Stählen aufgrund der schlechten Wärmeleitfähigkeit bevorzugt auf [98]. Dies kann sich in den hier gezeigten Überlappnähten begünstigend auf die Erstarrungsrissenstehung ausgewirkt haben, da die Bleche lediglich durch Heftstellen am Anfang, in der Mitte und am Ende der Naht fixiert waren.

Neben den Erstarrungsrissen werden in den Schweißnähten am Werkstoff 1.4435 auch intergranulare Risse in der wärmebeeinflussten Zone des Grundwerkstoffs beobachtet, s. Abb. 4.45. Eine genaue Zuordnung zu Wiederaufschmelzrissen oder Rissen infolge eines Verformbarkeitsabfalls ist durch die rein metallographische Untersuchung nicht möglich, da die Risse sowohl eine Verbindung mit dem Schmelzbad aufweisen als auch in einigem Abstand zur Schmelzlinie zu finden sind.

Auffallend ist, dass sie oft in den innen gekrümmten Bereichen des Schmelzbades auftreten.

Als ursächlich kann die aufgrund der Krümmung vorliegende Konzentration der Wärmeabfuhr und das dadurch hervorgerufene verstärkte Aufschmelzen niedrig schmelzender Phasen entlang der Korngrenzen herangezogen werden. Sowohl an reinen Laserstrahlschweißungen [166, 167, 176] als auch in eigenen Untersuchungen an Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißungen eines vollaustenitischen Stahls [168] wurde eine größere Anfälligkeit für Heißrissbildung in diesen Bereichen festgestellt. Als eine weitere Gemeinsamkeit weisen die Risse in der wärmebeeinflussten Zone des Grundwerkstoffs im angrenzenden Schweißgut primär austenitisch erstarrtes Gefüge auf. Möglicherweise handelt es sich daher auch um die Fortsetzung von Erstarrungsrissen in den Grundwerkstoff.

# 6 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Anwendbarkeit des Nd:YAG-Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozesses für austenitische Stähle erfolgreich demonstriert. Dabei handelt es sich um ein neuartiges Verfahren, das bisher noch nicht in der schweißtechnischen Fertigung hochlegierter Stähle eingesetzt wird, jedoch eine wirtschaftlich und technologisch interessante Variante einer Laserstrahl-Lichtbogen-Kopplung darstellt. Bei Verwendung eines Nd:YAG-Lasers mit einer maximalen Ausgangsleistung von 4,4 kW lässt sich der Prozess im Blechdickenbereich zwischen 5 mm und 8 mm wirtschaftlich und technologisch sinnvoll einsetzen. Für einen Nd:YAG-Laser dieser Leistungsklasse liegt die mit dem reinen Laserstrahl gerade noch schweißbare Blechdicke unterhalb von 5 mm, daher wird durch die Verfahrenskopplung eine deutliche Erweiterung des Anwendungsspektrums des Lasers erzielt. Darüber hinaus zeichnet sich der Hybridschweißprozess durch eine bessere Spaltüberbrückung und die Möglichkeit aus, kerbarme Nahtprofile zu erzeugen, wie besonders anhand von Überlappstößen an 3 mm dicken Blechen demonstriert wurde. Die Schweißgeschwindigkeit kann gegenüber dem reinen Plasmaschweißprozess etwa um das Vierfache gesteigert werden.

Die Entwicklung eines Hybridschweißkopfes stellte in der Arbeit einen zentralen Bestandteil dar, da bisher keine Brennersysteme für das Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen kommerziell verfügbar sind. In die Entwicklung flossen bereits vorliegende Erkenntnisse zur geometrischen Anordnung von Laserstrahl zu Plasmalichtbogen ein. Die schräge Anordnung des Plasmalichtbogens zum Laserstrahl bietet den Vorteil einer guten Zugänglichkeit der Prozesszone, jedoch sind aufgrund der Verteilung der Wärmequellen nur lineare Schweißungen möglich.

Für die Zufuhr von pulverförmigem Zusatzwerkstoff, der für den Hybridschweißprozess zur Anwendung kam, wurden verschiedene Düsenkonzepte entwickelt und hinsichtlich ihrer Eignung untersucht. Als Kriterium wurde der Pulvereintrag in das Schmelzbad verwendet, der vor allem aus der Beschaffenheit der Nahtoberraupe bzw. aus den anhaftenden Pulverresten an den Nahträndern abgeleitet wurde. Die besten Ergebnisse wurden unter der Verwendung eines in die Plasmadüse eingebrachten Pulverkanals erzielt, durch den das Pulver unterhalb des Plasmalichtbogens in den hinteren Teil des Schmelzbades überführt wurde. Ebenso konnte die Menge des förderbaren Pulvers deutlich erhöht und vergleichmäßigt werden, indem die mit der Pulverfördereinheit gelieferten Förderräder durch eigene Entwicklungen ersetzt wurden. Dies kam beim Schweißen mit Spalten zum Tragen, da die hier benötigte Pulverförderrate von 80 g/min realisiert werden konnte. Bei Blechdicken von 5 mm und 6 mm konnten an der Nahtoberraupe anhaftende Pulverreste nicht vollständig vermieden werden, da hier das Schmelzbad nicht groß genug war, um den Pulverstrom vollständig aufzunehmen. Elektrochemische Korrosionsversuche an Schweißnähten haben gezeigt, dass die teilweise angeschmolzenen und

damit an der Blechoberfläche haftenden Pulverreste in chloridhaltigen Medien das Auftreten eines lokalen Korrosionsangriffs begünstigen können. In Abhängigkeit vom Einsatzgebiet der Schweißnähte wäre daher eine Nacharbeit der Nahtoberfläche in Erwägung zu ziehen.

Zur Vermeidung einer zu starken Verzunderung der Nahtoberfläche hat sich die Verwendung einer Schleppdüse als vorteilhaft erwiesen. Neben der Oxidation wird auch das Eindringen von Luftbestandteilen wie Stickstoff in die Prozesszone, verursacht durch die Injektorwirkung der aus dem Plasmabrenner austretenden Gase, herabgesetzt. In Schweißungen ohne Schleppdüse, in denen gleichzeitig größere Pulvermengen in das Schmelzbad überführt wurden, kam es durch den Einfluss von Luftstickstoff, der mit einem Faktor 20 in das Nickeläquivalent eingeht, zu einem Wechsel des Primärerstarrungsmodus von ferritisch nach austenitisch, was angesichts der dadurch begünstigten Heißrissanfälligkeit als kritisch einzustufen ist. Zur Untersuchung des genauen Mechanismus einer vermehrten Einbringung von Stickstoff unter Verwendung eines pulverförmigen Zusatzwerkstoffes in das Schmelzbad sind jedoch weiterführende experimentelle Untersuchungen notwendig. Hinsichtlich dieses metallurgischen Aspekts ist die Verwendung von pulverförmigem Zusatzwerkstoff – artgleich oder überlegiert – für das Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen hochlegierter austenitischer Stähle auf jeden Fall zu überdenken.

Der Einfluss der Parameter Stromstärke, Fokuslage, Schweißgeschwindigkeit und Plasmagas auf das Schweißergebnis wurde anhand von Einschweißversuchen demonstriert. Es wurde gezeigt, dass ein im reinen Laserstrahlschweißprozess zu Porenbildung neigender Werkstoff im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess porenfrei geschweißt werden kann. Auf der anderen Seite führten ungünstige Parameterkombinationen zu großen, periodisch auftretenden Prozessporen im Laseranteil. Hierfür war eine mangelnde Entgasungsmöglichkeit aus der Dampfkapillare bzw. das Zudrücken des Dampfkanals mit Schmelze, die sich in der Überlappzone zwischen Lichtbogen- und Laserstrahlschmelzbad anstaute, verantwortlich. Eine direkte Übertragbarkeit dieses Mechanismus auf Schweißungen am Stumpfstoß ist zwar begrenzt, da bei einer Durchschweißung eine zweiseitige Entgasung erfolgt und andere Kräfteverhältnisse im Dampfkanal herrschen, jedoch wurde ausgehend von diesen Ergebnissen ein Modell abgeleitet, mit dessen Hilfe einzelne Parametereinflüsse und deren Wechselwirkungen gedeutet werden können und das den Zustand eines stabilen bzw. instabilen Hybridschweißprozesses einführt.

Um den Einfluss einzelner Schweißparameter zu interpretieren und die Ursachen für die Entstehung eines stabilen bzw. instabilen Schweißprozesses ableiten zu können, müssen die auf das gemeinsame Schmelzbad wirkenden Kräfte berücksichtigt werden. Wichtige Einflussgrößen sind nach dem Modell die Größe und Form des Schmelzbades sowie die relative Anordnung der Dampfkapillare des Laserstrahlprozesses zum Schmelzbad des Plasmalichtbogens, welches durch den Lichtbogendruck und die Plasmaströmung mehr oder weniger stark eingedrückt ist bzw. einen Krater aufweist (s. Abb. 5.3). Auch bei der Plasmagasmenge handelt es sich um einen zentralen Einflussparameter, der sich auf die Form des Lichtbogenkraters und auf das Schweißergebnis auswirkt. Für einen stabilen Schweißprozess muss gewährleistet sein, dass sich das im vorlaufenden Laserstrahlprozess und im Plasmalichtbogen angeschmolzene Material nicht in der unmittelbaren Wechselwirkungszone bzw. Überlappzone der Schmelz-

bäder anstaut. Ein Schmelzeanstau kann periodisch auftretende Prozessporen und Schmelzbadauswürfe zur Folge haben. Als begünstigend für Schmelzbadinstabilitäten wurden zu hohe Schweißgeschwindigkeiten und eine nicht angepasste Schweißstromstärke identifiziert. Mit einer Verschiebung der Fokuslage bzw. des Punktes höchster Leistungsdichte im Dampfkanal kann einer Destabilisierung entgegengewirkt werden. Die Kräfte, die einen Einfluss auf die Prozessstabilität haben, sind unterschiedlichster Art und von den Schweißparametern (z.B. Lichtbogendruck) sowie gleichzeitig von physikalischen Eigenschaften des Werkstoffs (z.B. Kapillarkräfte, Marangoni-Kräfte) abhängig. Eine genaue Beschreibung der durch diese Kräfte hervorgerufenen Schmelzbadgeometrie und in der Schmelze vorliegenden Strömungen wäre jedoch sehr komplex und mit Hilfe numerischer Methoden auch nur unter stark vereinfachenden Randbedingungen möglich. Für die Anpassung der Schweißparameter an eine Schweißaufgabe ist jedoch schon die Kenntnis der Wirkungsweise einzelner dominierender Kräfte, wie z.B. der Lichtbogendruck, und die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Modellvorstellung von einem stabilen bzw. instabilen Schweißprozesses hilfreich. Die Gefahr der Prozessporenbildung besteht zum Beispiel verstärkt zu Beginn einer Schweißung, wenn das Schmelzbad noch nicht seine endgültige Größe erreicht hat. Daher ist in der Schweißpraxis die Verwendung von Anlaufblechen zu empfehlen.

Da das Modell auf der Annahme basiert, dass die Schmelzbadströmungen im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess eine zentrale Rolle spielen, ist die optimale Parameterkombination nicht nur von der Blechdicke, sondern auch von spezifischen Eigenschaften des Materials wie zum Beispiel dem Gehalt an oberflächenaktiven Elementen in der Schmelze und der Viskosität abhängig. Weiterführende Untersuchungen, die sich mit den Auswirkungen der sich überlappenden Schweißprozesse auf die Schmelzbadbewegungen und auf die Entstehung von Schweißfehlern auseinandersetzen, sind für ein tiefergreifendes Verständnis von Hybridschweißprozessen erstrebenswert.

Die metallographische Untersuchung der Schweißnahtgefüge, in der zwischen dem breiteren Plasma- und dem schmalen Laseranteil unterschieden wurde, konzentrierte sich auf die im Schweißgut vorliegenden Erstarrungsmorphologien. Bei den meisten Werkstoffen (1.4828, 1.4306, 1.4301) trat der nach WRC-Diagramm erwartete Erstarrungsmodus (FA bzw. F) ein. Kleine Bereiche epitaktisch aufgewachsenen Primäraustenits an der Schmelzlinie im Laseranteil stellen hier eine Ausnahme dar, da die hier vorliegenden Austenitkörner aufgrund des schnellen Aufheizzyklus nicht, wie im Plasmaanteil zu beobachten, in Ferrit umwandelt waren. Weiterhin wurden bei Schweißversuchen am Spalt, in denen größere Mengen des Pulvers in das Schmelzbad überführt wurden, aus den bereits oben beschriebenen Gründen größere Bereiche austenitischer Primärerstarrung im Plasmaanteil der Naht beobachtet. Die austenitisch erstarrten Bereiche, die in den Überlappnähten am Werkstoff 1.4435 vorliegen und hier deutlich die Empfindlichkeit des Schweißguts gegenüber Heißrissbildung demonstrieren, sind auf die großen Erstarrungsgeschwindigkeiten, durch die der Betrag der Unterkühlung erhöht und damit die austenitische Primärerstarrung begünstigt wird, zurückzuführen. Das Risiko für die Entstehung der hier beobachteten Erstarrungsrisse wird sehr gut durch das von Lienert et al. [165] entwickelte Diagramm (s. Abb. 5.7) wiedergegeben.

In allen Hybridschweißnähten zeichnet sich das Erstarrungsgefüge im Laseranteil aufgrund der dort vorliegenden größeren Erstarrungsgeschwindigkeiten und Temperaturgradienten durch eine deutlich feinere Erstarrung aus, was zu der gegenüber dem Plasmaanteil teilweise leicht angehobenen Härte führte. Die Härteverläufe in den Hybridschweißnähten weisen ansonsten keine Besonderheiten auf.

Das feinere Erstarrungsgefüge im Laseranteil geht mit einem gegenüber dem Plasmaanteil leicht herabgesetzten Ferritgehalt einher. Diese Tendenz wird trotz der relativ großen Messunsicherheit, die die geringen Ferritgehalte und die Methode des Punkteauszählverfahrens mit sich bringen, in allen Nähten deutlich.

Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, dass das Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen zum Fügen hochlegierter austenitischer Stähle eingesetzt werden kann und durch die Natur des Prozesses – breiter stabiler Lichtbogen und große Einschweißtiefe des Laserstrahls – qualitativ sehr hochwertige Schweißnähte hergestellt werden können. In dieser Arbeit wird darüber hinaus gezeigt, dass die Zugabe eines pulverförmigen Zusatzwerkstoffes nur unter Einschränkungen sinnvoll ist. Für einen Einsatz des Schweißverfahrens, z.B. in der Bandrohrfertigung, ist daher die Zugabe von drahtförmigem Zusatzwerkstoff zu überprüfen.

# Abkürzungen und Formelzeichen

| | | |
|---|---|---|
| A | | Primär austenitische Erstarrung |
| $\alpha$ | $[°]$ | Drehwinkel um die x-Achse |
| AF | | Primär austenitische Erstarrung mit eutektischer Erstarrung der Restschmelze |
| AISI | | American Iron and Steel Institute |
| $a_t$ | $[m]$ | Abstand von Laserstrahl- und Lichtbogenauftreffpunkt auf dem Blech |
| BAM | | Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung |
| $\beta_B$ | $[°]$ | Drehwinkel der Brennerachse um die y-Achse |
| $\beta_L$ | $[°]$ | Drehwinkel der Laserstrahlachse um die y-Achse |
| BTR | | Brittleness temperature range |
| $\gamma$ | | Austenit |
| $Cr_{äq}$ | | Chromäquivalent |
| $D$ | $[m]$ | Durchmesser des Strahls auf der Fokussierlinse |
| $\delta$ | | Ferrit, der direkt aus der Schmelze entsteht |
| $\Delta x_B$ | $[m]$ | Abstand der Elektrodenspitze zur Laserstrahlachse |
| $\Delta y$ | $[m]$ | Verschiebung in y-Richtung |
| $\Delta z$ | $[m]$ | Abstand der Fokusebene zur Werkstückoberfläche |
| $\Delta z_B$ | $[m]$ | Abstand der Elektrodenspitze zur Blechoberseite |
| DDC | | Ductility dip crack |
| DIN | | Deutsches Institut für Normung e.V. |
| $d_{\sigma 0}$ | $[m]$ | Durchmesser an der Strahltaille |
| DVS | | Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. |
| $f$ | $[m]$ | Brennweite der Laseroptik |
| F | | Primär ferritische Erstarrung |
| FA | | Primär ferritische Erstarrung mit eutektisch-peritektischer Erstarrung der Restschmelze |
| $G$ | $[K/m]$ | Temperaturgradient |
| Gew.-% | | Gewichtsprozent |
| GW | | Grundwerkstoff |
| H&S | | Hammar und Svensson |
| HV | | Vickershärte |
| IIW | | International Institute of Welding |

| | | |
|---|---|---|
| $K$ | $[-]$ | Strahlpropagationsfaktor |
| kfz | | kubisch flächenzentriert |
| krz | | kubisch raumzentriert |
| $\lambda$ | $[m]$ | Wellenlänge |
| $l_B$ | $[m]$ | Lichtbogenlänge |
| $M^2$ | $[-]$ | Beugungsmaßzahl |
| MAG | | Metall-Aktivgas |
| MIG | | Metall-Inertgas |
| $\vec{n}$ | $[-]$ | Normalenvektor der Erstarrungsfront |
| Nd:YAG | | Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat(-Laser) |
| $Ni_{äq}$ | | Nickeläquivalent |
| $R$ | $[m/s]$ | Erstarrungsgeschwindigkeit |
| RT | | Raumtemperatur |
| $s$ | $[m]$ | Blechdicke |
| SHE | | Standard Wasserstoff Elektrode |
| SPP | $[mm \cdot mrad]$ | Strahlparameterprodukt |
| $\theta$ | $[^\circ]$ | Winkel zwischen $\vec{n}$ und $\vec{v}_b$ |
| $\Theta_\sigma$ | $[rad]$ | Divergenzwinkel (Vollwinkel) |
| TIS | | Temperaturintervall der Sprödigkeit |
| TU | | Technische Universität |
| $\vec{v}_b$ | $[m/s]$ | Schweißgeschwindigkeitsvektor |
| $\vec{v}_{hkl}$ | $[m/s]$ | Geschwindigkeitsvektor in Hauptwachstumsrichtung <hkl> |
| $\vec{v}_s$ | $[m/s]$ | Geschwindigkeitsvektor der Erstarrungsfront |
| WAR | | Wiederaufschmelzrisse |
| WEZ | | Wärmeeinflusszone |
| WIG | | Wolfram-Inertgas |
| WRC | | Welding Research Council |
| $\psi$ | $[^\circ]$ | Winkel zwischen $\vec{n}$ und $\vec{v}_{hkl}$ |
| $z_R$ | $[m]$ | Rayleigh-Länge |

# Abbildungsverzeichnis


2.1 Darstellung von Laserstrahl-MSG- und Laserstrahl-WIG-Hybridschweißverfahren 7
2.2 Parameter und Randbedingungen im Hybridschweißprozess . . . . . 15
2.3 Ternäres Zustandsdiagramm Fe-Cr-Ni . . . . . 19
2.4 Metallographische Aufnahmen eines primär austenitisch und eines primär ferritisch erstarrten Gefüges . . . . . 21
2.5 Schematische Darstellung der Erstarrungsmodi in austenitischen Stählen . . . . 22
2.6 WRC-1992 Diagramm . . . . . 23
2.7 Zusammenhang zwischen Geschwindigkeit der Erstarrungsfront und der Wachstumsgeschwindigkeit der Dendriten . . . . . 24
2.8 Metallographische Aufnahme von epitaktisch aufgewachsenem Austenit . . . . . 26
2.9 Erstarrungsverhalten und Heißrissempfindlichkeit austenitischer Stähle beim gepulsten Laserstrahlschweißen . . . . . 29

3.1 Lage der verwendeten Grund- und Zusatzwerkstoffe im WRC-Diagramm 1992 . . 35
3.2 Geometrie von Laserstrahl und Plasmadüse . . . . . 38
3.3 Versuchsaufbau für die Schweißversuche am Nd:YAG-Laser . . . . . 39
3.4 Darstellung der Geräteumgebung im Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess 40
3.5 Einschweißung mit schleppend vorlaufendem Plasmabrenner . . . . . 42
3.6 Zusätzliche Parameter für das Schweißen von Überlappverbindungen . . . . . 47
3.7 Versuchsaufbau für die Korrosionsprüfung . . . . . 49
3.8 Lage der mikroskopischen Aufnahmen in der Hybridnaht . . . . . 50
3.9 Lage der Härteverläufe im Querschliff . . . . . 52

4.1 Plasmadüse mit konzentrisch angeordneter Pulverdüse . . . . . 53
4.2 Plasma-Pulver-Düsen mit Pulverkanal . . . . . 54
4.3 Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißkopf . . . . . 55
4.4 Pulverförderräder . . . . . 57
4.5 Bereiche der Pulverförderrate verschiedener Förderräder . . . . . 58
4.6 Variation der Stromstärke, Querschliffe . . . . . 59
4.7 Variation der Stromstärke, Röntgenbilder . . . . . 60
4.8 Variation der Schweißgeschwindigkeit, Querschliffe . . . . . 60
4.9 Variation der Schweißgeschwindigkeit, Röntgenbilder . . . . . 61
4.10 Variation der Fokuslage, Querschliffe . . . . . 62
4.11 Variation der Fokuslage, Röntgenbilder . . . . . 62

4.12 Variation der Stromstärke bei Fokuslage -1 mm, Querschliffe . . . . . 63
4.13 Variation der Stromstärke bei Fokuslage -1 mm, Röntgenbilder . . . . . 63
4.14 Variation der Stromstärke bei Durchschweißung, Querschliffe . . . . . 64
4.15 Variation der Stromstärke bei Durchschweißung, Röntgenbilder . . . . . 64
4.16 Variation der Fokuslage bei reinen Laserstrahlschweißnähten, Querschliffe . . . 65
4.17 Variation der Fokuslage bei reinen Laserstrahlschweißnähten, Röntgenbilder . . 65
4.18 Einfluss von Plasmagasmenge . . . . . 66
4.19 Hochgeschwindigkeitsaufnahmen bei 0,8 l/min Plasmagas . . . . . 67
4.20 Hochgeschwindigkeitsaufnahmen bei 1,5 l/min Plasmagas . . . . . 67
4.21 Hochgeschwindigkeitsaufnahmen bei 2 l/min Plasmagas . . . . . 68
4.22 Laserstrahl-Plasma-Hybridnähte geschweißt mit unterschiedlichem Faserdurchmesser . . . . . 69
4.23 Röntgenaufnahmen der Nähte, geschweißt mit unterschiedlichem Faserdurchmesser . . . . . 70
4.24 Spaltüberbrückbarkeit an 5 mm dicken Blechen . . . . . 71
4.25 Überlappverbindungen mit gedrehtem Hybridschweißkopf . . . . . 72
4.26 Nahtbreite an der Anbindungsfläche beim Schweißen von Überlappverbindungen 73
4.27 Überlappverbindungen mit versetztem Hybridschweißkopf . . . . . 73
4.28 Stromdichte-Potentialkurven am Werkstoff 1.4828 . . . . . 74
4.29 Stromdichte-Potentialkurven am Werkstoff 1.4301 . . . . . 75
4.30 Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.25 b) und 4.27 a), Werkstoff 1.4435, 2 x 3 mm Blechdicke . . . . . 77
4.31 Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 a), Werkstoff 1.4828, 6 mm Blechdicke . . . . . 78
4.32 Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 b), Werkstoff 1.4828, 6 mm Blechdicke . . . . . 79
4.33 Härteverläufe zu Abb. 4.31 und Abb. 4.32, Werkstoff 1.4828, 6 mm Blechdicke . . 79
4.34 Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 a), Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke . . . . . 81
4.35 Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 b), Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke . . . . . 81
4.36 Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.24 a), Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke . . . . . 82
4.37 Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.24 b), Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke . . . . . 82
4.38 Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.24 c), Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke . . . . . 83
4.39 Härteverläufe Werkstoff 1.4306, 5 mm Blechdicke . . . . . 83
4.40 Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 a), Werkstoff 1.4301, 8 mm Blechdicke . . . . . 84
4.41 Mikroskopische Gefügeaufnahmen aus Abb. 4.22 b), Werkstoff 1.4301, 8 mm Blechdicke . . . . . 85

4.42 Härteverläufe, Werkstoff 1.4301, 8 mm Blechdicke . . . . . 85
4.43 Erstarrungsrisse in Überlappverbindungen aus Werkstoff 1.4435 . . . . . 87
4.44 Detailaufnahmen aus Abb. 4.43 . . . . . 87
4.45 Risse in der Wärmeeinflusszone . . . . . 87

5.1 Ausschnitte aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen für unterschiedliche Plasmagasmengen . . . . . 95
5.2 Schematische Darstellung der Kräfte auf das Schmelzbad . . . . . 97
5.3 Zweidimensionales Modell zum Schmelzefluss während der verschiedenen Prozesszustände . . . . . 99
5.4 Schematische Darstellung einer möglichen Stickstoffaufnahme des Zusatzwerkstoffes . . . . . 104
5.5 Mikroskopische Aufnahmen des F- und des FA-Erstarrungsmodus . . . . . 105
5.6 Diagramm mit Delta-Ferrit-Gehalten der Hybridschweißnähte . . . . . 107
5.7 Vergleich der Werkstoffe im Diagramm nach Lienert et al. . . . . 108

# Tabellenverzeichnis


2.1 Verfahrensvarianten des Plasmaschweißens . . . . . 12
2.2 Richtwerte zum Plasmaschweißen von nichtrostenden Stählen . . . . . 13

3.1 Chemische Zusammensetzung der Werkstoffe 1.4301 und 1.4306 . . . . . 32
3.2 Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 1.4435 . . . . . 33
3.3 Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 1.4571 . . . . . 33
3.4 Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 1.4828 . . . . . 34
3.5 Chemische Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe . . . . . 35
3.6 Merkmale der Plasma-, Pulver- und Schutzgasdüse . . . . . 36
3.7 Randbedingungen der Hybridschweißversuche . . . . . 41
3.8 Parameter zur Untersuchung der Leistungsparameter . . . . . 43
3.9 Parameter zur Untersuchung des Fokuslageneinflusses . . . . . 44
3.10 Parameter von Laserstrahlschweißnähten . . . . . 44
3.11 Parameter zur Untersuchung des Einflusses der Plasmagasmenge . . . . . 45
3.12 Parameter zur Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Strahlparameter-produkte . . . . . 46
3.13 Parameter zur Untersuchung der Spaltüberbrückbarkeit . . . . . 46
3.14 Parameter für die Schweißversuche im Überlappstoß . . . . . 48
3.15 Ätzverfahren für austenitische Stähle . . . . . 51

4.1 Auflistung der gemessenen Delta-Ferrit-Gehalte in den Hybridschweißnähten . . 86

5.1 Qualitative Bewertung des Pulvereintrags durch die verschiedenen Düsenkonzepte 90
5.2 Qualitiative Bewertung der Schutzgasdüsen . . . . . 91
5.3 Qualitiative Bewertung der Einfüsse der Leistungsparameter und der Fokuslage . 93
5.4 Erstarrungsmodi in den Hybridschweißnähten, Übersicht . . . . . 102
5.5 Delta-Ferrit-Gehalte in den Hybridschweißnähten . . . . . 106

# Literaturverzeichnis


[1] STOWASSER, A.: Stainless Steel: Weltmarkt im Wandel. In: *Recycling Magazin* 60 (2005), S. 24–25

[2] LIU, A.: An outlook on brand competition in China's stainless steel market. In: *Baosteel Biennial Academic Conference, Shanghai* Bd. 2, 2006, S. 204–210

[3] MAHRLE, A. ; BEYER, E.: Hybrid laser beam welding – Classification, characteristics, and applications. In: *Journal of Laser Applications* 18 (2006), S. 169–180

[4] STEEN, W.M.: *Laser Material Processing*. Springer-Verlag, London, 2003

[5] LOOSEN, P.: Einführung. In: HERZIGER, G. (Hrsg.) ; LOOSEN, P. (Hrsg.): *Werkstoffbearbeitung mit Laserstrahlung*. Carl Hanser Verlag München, 1993, S. 1–6

[6] *DIN EN ISO 11145: Optik und optische Instrumente – Laser und Laseranlagen – Begriffe und Formelzeichnungen*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin. März 2002

[7] LOOSEN, P. ; TREUSCH, H.-G.: Laserstrahlquellen für die industrielle Fertigungstechnik. In: HERZIGER, G. (Hrsg.) ; LOOSEN, P. (Hrsg.): *Werkstoffbearbeitung mit Laserstrahlung*. Carl Hanser Verlag München, 1993, S. 7–20

[8] POPRAWE, R.: Development of New Beam Sources – Fiber, Slab, Disc and Rod. In: GEIGER, M. (Hrsg.) ; OTTO, A. (Hrsg.): *Laser Assisted Net Shape Engineering LANE 2004*. Erlangen, 2004, S. 47–54

[9] THOMY, C. ; SEEFELD, T. ; VOLLERTSEN, F.: Application Potentials for Welding of Steel and Aluminum Sheet Material. In: *Advanced Materials Research* 6-8 (2005), S. 171–178

[10] KREUTZ, E.W. ; SCHLOMS, R. ; WISSENBACH, K.: Absorption von Laserstrahlung. In: HERZIGER, G. (Hrsg.) ; LOOSEN, P. (Hrsg.): *Werkstoffbearbeitung mit Laserstrahlung*. Carl Hanser Verlag München, 1993, S. 78–87

[11] METZBOWER, E.A.: Laser Characteristic. In: READY, J.F. (Hrsg.) ; FARSON, D.F. (Hrsg.) ; FEELEY, T. (Hrsg.): *LIA Handbook of Laser Materials Processing*. Magnolia Publishing Inc., 2002, S. 173–174

[12] MODEST, M.F.: Reflectivity and Absorptivity of Opaque Surfaces / Absorption of Laser Irradiation. In: READY, J.F. (Hrsg.) ; FARSON, D.F. (Hrsg.) ; FEELEY, T. (Hrsg.): *LIA Handbook of Laser Materials Processing*. Magnolia Publishing Inc., 2002, S. 175–183

[13] TIX, C. ; GRATZKE, U. ; SIMON, G.: Absorption of the laser beam by the plasma in deep laser beam welding of metals. In: *Journal of Applied Physics* 78 (1995), Nr. 11, S. 6448–6453

[14] DOWDEN, J.: Developments in the Theory of Laser Keyhole Welding. In: *10th International Conference on Joining of Materials, JOM*. Helsinki, 2001, S. 16–21

[15] LACROIX, D. ; JEANDEL, G. ; BOUDOT, C.: Spectroscopic characterization of laser induced plasma created during welding with a pulsed Nd:YAG laser. In: *Journal of Applied Physics* 81 (1997), May, Nr. 10, S. 6599–6606

[16] MOHANTY, P.S. ; MAZUMDER, J.: Energy Transport in Laser-Irradiated Materials. In: READY, J.F. (Hrsg.) ; FARSON, D.F. (Hrsg.) ; FEELEY, T. (Hrsg.): *LIA Handbook of Laser Materials Processing*. Magnolia Publishing Inc., 2002, S. 184–200

[17] BEHLER, K.: Schweißen mit CO2-Lasern. In: HERZIGER, G. (Hrsg.) ; LOOSEN, P. (Hrsg.): *Werkstoffbearbeitung mit Laserstrahlung*. Carl Hanser Verlag München, 1993, S. 135–159

[18] BANAS, C.M.: Effects of Convection / Temperature Distribution in the Melt. In: READY, J.F. (Hrsg.) ; FARSON, D.F. (Hrsg.) ; FEELEY, T. (Hrsg.): *LIA Handbook of Laser Materials Processing*. Magnolia Publishing Inc., 2002, S. 365–375

[19] TREUSCH, H.-G.: Bearbeitungsverfahren mit Festkörperlasern. In: HERZIGER, G. (Hrsg.) ; LOOSEN, P. (Hrsg.): *Werkstoffbearbeitung mit Laserstrahlung*. Carl Hanser Verlag München, 1993, S. 199–275

[20] LEONG, K.H. ; SANDERS, P.G.: Welding Data Summary. In: READY, J.F. (Hrsg.) ; FARSON, D.F. (Hrsg.) ; FEELEY, T. (Hrsg.): *LIA Handbook of Laser Materials Processing*. Magnolia Publishing Inc., 2002, S. 375–379

[21] EBOO, M. ; STEEN, W.M. ; CLARKE, J.: Arc Augmented Laser Welding. In: *4th International Conference of Advances in Welding Processes*. Harrogate, 1978, S. 257–265

[22] BEYER, E. ; IMHOFF, R. ; NEUENHAHN, J.: A New Welding Technique and Device for Enhanced Welding Efficiency. In: *International Body Engineering Congress IBEC'94*, 1994, S. 101–103

[23] KILLING, R. ; BEHNISCH, H. (Hrsg.): *Kompendium der Schweißtechnik, Band 1: Verfahren der Schweißtechnik*. Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 128/1, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1997

[24] ABE, N. ; AGANO, Y. ; TSUKAMOT, M. ; MAKINO, T. ; HAYASHI, M. ; KUROSAWA, T.: High Speed Welding of Thick Plates using a Laser-Arc Combination System. In: *Transactions of JWRI* 26 (1997), Nr. 1, S. 69–75

[25] DILTHEY, U. ; LUEDER, F. ; WIESCHEMANN, A.: Technical and economical advantages by synergies in laser arc hybrid welding. In: *Welding in the World (Supplement)* 43 (1999), July-August, S. 141–152

[26] DAHMEN, M. ; BONGARD, K. ; KAIERLE, S. ; POPRAWE, R. ; COTTONE, F.: Hybridschweißen von Öltanks - Ein innovativer Fügeprozess. In: *DVS-Berichte* Bd. 209. DVS-Verlag, 2000, S. 207–210

[27] PETRING, D. ; KAIERLE, S. ; DAHMEN, M. ; KASIMIR, M. ; COTTONE, F. ; MAIER, C.: Extended range of applications for laser beam welding by laser-MIG hybrid technique. In: *LaserOpto* 33 (2001), Nr. 1, S. 55–56

[28] ABE, N. ; HAYASHI, M.: Trends in laser arc combination welding methods. In: *Welding International* 16 (2002), Nr. 2, S. 94–98

[29] BOOTH, G.S. ; HOWSE, D.S. ; WOLOSZYN, A.C. ; HOWARD, R.D. *Performance and Applications of Hybrid Laser Arc Welding*. IIW Document IV-808-02. 2002

[30] BOOTH, G.S. ; HOWSE, S. ; HOWARD, R.D.: A New Technique for Girth Welds in Land Pipelines: Hybrid Laser Arc Welding. In: *Second International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing*. Munich, June 2003, S. 145–148

[31] SEPOLD, G. ; THOMY, C. ; SEEFELD, T. ; SCHILF, M. ; VOLLERTSEN, F. ; HOFFMANN, R.: $CO_2$-laser GMA hybrid welding – aspects of research and industrial application. In: *2nd International WLT Conference on Lasers in Manufacturing*. Stuttgart : AT-Fachverlag, 2003, S. 149–156

[32] MIEBACH, R. ; LEMBECK, H.: Die neue Fertigung der Meyer-Werft – Laserhybridschweißen als Kerntechnologie. In: *DVS-Berichte* Bd. 225. DVS-Verlag, 2003, S. 187–191

[33] JASNAU, U. ; HOFFMANN, J. ; SEYFFARTH, P.: Nd:YAG-Laser-MSG-Hybridschweißen von Aluminiumlegierungen im Schiffbau. In: *DVS-Berichte* Bd. 225. DVS-Verlag, 2003, S. 181–186

[34] THOMY, C. ; SCHILF, M. ; SEEFELD, T. ; VOLLERTSEN, F. ; SEPOLD, G. ; HOFFMANN, R.: $CO_2$-Laser-MSG-Hybridschweißen in der Rohrfertigung. In: *DVS-Berichte* Bd. 225. DVS-Verlag, 2003, S. 167–173

[35] KATAYAMA, S. ; UCHIUMI, S. ; MIZUTANI, M. ; WANG, J. ; FUJII, K.: Penetration and porosity prevention mechanism in YAG laser-MIG hybrid welding. In: *Welding International* 21 (2007), Nr. 1, S. 25–31

[36] HOLTZ, R.: *Die Verwendung des kombinierten Nd:YAG-Laser-WIG-Verfahrens zum Schweißen von Nickelbasiswerkstoffen*, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Diss., 2001

[37] NIELSEN, S.E. ; ANDERSEN, J.K. ; JENSEN, T.A. *Hybrid Welding of Thick Section C/Mn Steel and Aluminum*. IIW Document XII-1731-02. 2002

[38] NAITO, Y. ; MIZUTANI, M. ; KATAYAMA, S.: Penetration characteristics in YAG laser and TIG arc hybrid welding, and arc and plasma/plume behaviour during welding. Welding phenomena in hybrid welding using YAG laser and TIG arc (first report). In: *Welding International* 20 (2006), Nr. 10, S. 777–784

[39] DILTHEY, U. ; LUEDER, F. ; WIESCHEMANN, A.: Process-Technical Investigations on Hybrid Technology Laser Beam-Arc-Welding. In: *6th International Conference on Welding and Melting by Electron and Laser Beams*. Toulon, France, 1998, S. 417–424

[40] *DVS-Merkkblatt 3216: Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißverfahren*. DVS-Verlag. Januar 2005

[41] CUI, H.: *Untersuchungen der Wechselwirkungen zwischen Schweißlichtbogen und fokussiertem Laserstrahl und der Anwendungsmöglichkeiten kombinierter Laser-Lichtbogentechnik*, TU Braunschweig, Diss., 1991

[42] MAIER, C. ; BEERSIEK, J. ; NEUENHAHN, J. ; BEHLER, K. ; BEYER, E.: Kombiniertes Lichtbogen-Laserstrahl-Schweißverfahren – On-line Prozessüberwachung. In: *DVS-Berichte* Bd. 170. DVS-Verlag, 1995, S. 45–51

[43] GAO, M. ; ZENG, X. ; HU, Q.: Effects of gas shielding parameters on weld penetration of $CO_2$ laser TIG hybrid welding. In: *Journal of Materials Processing Technology* 184 (2007), S. 177–183

[44] GORNYI, S.G. ; LOPOTA, V.A. ; REDOZUBOV, V.D.: Examination of the electrical characteristics of the arc in laser-arc welding. In: *Welding International* 4 (1990), Nr. 6, S. 474–476

[45] MATSUNAWA, A. *Possible Motive Forces of Liquid Motion*. IIW Document IV-770-2000. 2000

[46] MATSUNAWA, A. ; SETO, N. ; KIM, J.D. ; MIZUTANI, M. ; KATAYAMA, S.: Keyhole and Molten Pool Behaviour in High Power Laser Welding. In: *Transactions of JWRI* 30 (2001), Nr. 1, S. 13–27

[47] SETO, N. ; KATAYAMA, S. ; MATSUNAWA, A.: Porosity Formation Mechanism and Reduction Method in $CO_2$-Laser Welding of Stainless Steel. In: *Quarterly Journal of JWS* 19 (2001), Nr. 4, S. 600–609

[48] KATAYAMA, S. ; MATSUNAWA, A.: Microfocused X-ray transmission real-time observation of laser welding phenomena. In: *Welding International* 16 (2002), S. 425–431

[49] LAMPA, C. ; KAPLAN, A.F.H. ; POWELL, J. ; MAGNUSSON, C.: An analytical thermodynamic model of laser welding. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 30 (1997), S. 1293–1299

[50] BURZER, J. ; WALDMANN, H. ; BERGMANN, H.W.: Plasma augmented laser welding of aluminium. In: MORDIKE, B.L. (Hrsg.): *European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT'98*, Werkstoff-Informationsgesellschaft, Frankfurt, 1998, S. 315–320

[51] RADAJ, D. ; SUDNIK, W. ; EROFEEW, W.: Simulation des Laserstrahlschweißens auf dem Computer – Konzept und Realisierung. In: *Konstruktion* 48 (1996), S. 367–372

[52] ZACHARIA, T. ; ERASLAN, A.H. ; AIDUN, D.K.: Modeling of Autogenous Welding. In: *Welding Journal* (1988), March, S. 53s–62s

[53] ZACHARIA, T. ; ERASLAN, A.H. ; AIDUN, D.K.: Modeling of Non-Autogenous Welding. In: *Welding Journal* (1988), January, S. 18s–27s

[54] ZACHARIA, T. ; DAVID, S.A. ; VITEK, J.M. ; DEBROY, T.: Weld Pool Development during GTA and Laser Beam Welding of Type 304 Stainless Steel, Part I – Theoretical Analyses. In: *Welding Journal* (1989), December, S. 499s–509s

[55] ZACHARIA, T. ; DAVID, S.A. ; VITEK, J.M. ; DEBROY, T.: Weld Pool Development during GTA and Laser Beam Welding of Type 304 Stainless Steel, Part II – Experimental Correlation. In: *Welding Journal* (1989), December, S. 510s–519s

[56] HEIPLE, C.R. ; ROPER, J.R.: Mechanism for Minor Element Effect on GTA Fusion Zone Geometry. In: *Welding Journal* (1982), April, S. 97s–102s

[57] HEIPLE, C.R. ; ROPER, J.R. ; STAGNER, R.T. ; R.J., Aden: Surface Active Element Effects on the Shape of GTA, Laser, and Electron Beam Welds. In: *Welding Journal* (1983), March, S. 72s–77s

[58] IRIE, H. ; ASAI, Y. ; SARE, I.R.: Influence of sulfur content on molten metal flow in cast iron and steel melted by high energy density beams. In: *Welding in the World* 39 (1997), Nr. 4, S. 179–186

[59] TANAKA, M.: Effects of surface active elements on weld pool formation using TIG arcs. In: *Welding International* 19 (2005), Nr. 11, S. 870–876

[60] BAMBERGER, M.: Effects of Convection / Temperature Distribution in the Melt. In: READY, J.F. (Hrsg.) ; FARSON, D.F. (Hrsg.) ; FEELEY, T. (Hrsg.): *LIA Handbook of Laser Materials Processing*. Magnolia Publishing Inc., 2002, S. 264–268

[61] RADAJ, D.: *Heat Effects of Welding*. Springer-Verlag, Berlin, 1992

[62] READY, J.F.: Motion of the Keyhole. In: READY, J.F. (Hrsg.) ; FARSON, D.F. (Hrsg.) ; FEELEY, T. (Hrsg.): *LIA Handbook of Laser Materials Processing*. Magnolia Publishing Inc., 2002, S. 363

[63] CONN, W.M. ; MEISSNER, W. (Hrsg.): *Die Technische Physik der Lichtbogenschweissung*. Springer-Verlag, Berlin, 1959

[64] KAR, A. ; MAZUMDER, J.: Mathematical model of key-hole laser welding. In: *Journal of Applied Physics* 78 (1995), S. 6353–6360

[65] GLADKOV, E.A. ; GAVRILOV, A.I. ; MALOLETKOV, A.V. ; PERKOVSKI, R.A.: A dynamic nonlinear model of deep penetration laser welding. In: *Welding International* 16 (2002), Nr. 5, S. 398–404

[66] SEMAK, V.V.: Phase Changes. In: READY, J.F. (Hrsg.) ; FARSON, D.F. (Hrsg.) ; FEELEY, T. (Hrsg.): *LIA Handbook of Laser Materials Processing*. Magnolia Publishing Inc., 2002, S. 200–201

[67] HOHENBERGER, B.: *Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokustechnik – Steigerung von Prozessstabilität, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung*, Universität Stuttgard (IFSW), Diss., 2002

[68] ANDREWS, J.G. ; ATTHEY: Hydrodynamic limit to penetration of a material by a high-power beam. In: *J. Phys. D: Applied Physics* 9 (1976), S. 2181–2194

[69] SUDNIK, W. ; RADAJ, D. ; EROFEEW, W.: Computerized simulation of laser beam welding, modelling and verification. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 29 (1996), S. 2811–2817

[70] SUDNIK, W. ; RADAJ, D. ; BREITSCHWERDT, S. ; EROFEEW, W.: Numerical simulation of weld pool geometry in laser beam welding. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 33 (2000), S. 662–671

[71] KROOS, J. ; GRATZKE, U. ; SIMON, G.: Towards a self-consistent model of the keyhole in penetration laser beam welding. In: *J. Phys. D: Applied Physics* 26 (1993), S. 474–480

[72] MATSUNAWA, A. ; SEMAK, V.: The simulation of front keyhole wall dynamics during laser welding. In: *J. Phys. D: Applied Physics* 30 (1997), S. 798–809

[73] MATSUNAWA, A. ; SETO, N. ; JONG-DO, K. ; MIZUTANI, M. ; KATAYAMA, S.: Observation of Keyhole and Molten Pool Behaviour in High Power Laser Welding. In: *Transactions of JWRI* 30 (2001), Nr. 1, S. 13–27

[74] MATSUNAWA, A.: Problems and solutions in deep penetration laser welding. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 6 (2001), Nr. 6, S. 351–354

[75] NAITO, Y. ; MIZUTANI, M. ; KATAYAMA, S.: Observation of Keyhole Behavior and Melt Flows during Laser-Arc Hybrid Welding. In: *ICALEO, Jacksonville, USA*, 2003, Page ID 1005

[76] NAITO, Y. ; MIZUTANI, M. ; KATAYAMA, S.: Effect of ambient atmosphere on penetration geometry in single laser and laser-arc hybrid welding. Weld phenomena in hybrid welding using YAG laser and TIG arc (second report). In: *Welding International* 20 (2006), Nr. 12, S. 936–941

[77] PAGE, C.J. ; DEVERMANN, T. ; BIFFIN, J. ; BLUNDELL, N.: Plasma augmented laser welding and its applications. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 7 (2002), Nr. 1, S. 2–10

[78] KRIVTSUN, I.V.: Modelling hybrid plasma-laser processes and integrated plasmatrons. In: *Welding International* 18 (2004), Nr. 4, S. 268–276

[79] DYKHNO, I. ; IGNATCHENKO, G. ; BOGACHENKOV, E. *Combined laser and plasma-arc processing torch and method*. US Patent No. 638827. May 2002

[80] N.N. *Untersuchungen zur Ermittlung von Prozesswechselwirkungen und zur Beeinflussung von Nahteigenschaften beim kombinierten Plasma-Lichtbogen-Laserschweißen*. Bericht von AiF-Vorhaben-Nr. 11.810N. Oktober 2001

[81] BIFFIN, J.: Plasma augmented lasers shine ahead in auto body application. In: *Welding and Metal Fabrication* (1997), April, S. 19–21

[82] LARSSON, J.K.: Laser welding - A mature process technology with various application fields. In: *Svetsaren* (1999), Nr. 1-2, S. 43–50

[83] WALDUCK, R.P. *Enhanced laser beam welding*. US Patent No. 5866870. February 1999

[84] VITEK, J.M. ; DAVID, S.A. ; RICHEY, M.W. ; BIFFIN, J. ; BLUNDELL, N. ; PAGE, C.J.: Weld pool shape prediction in plasma augmented laser welded steel. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 6 (2001), Nr. 5, S. 305–314

[85] BÖHME, D.: Plasmaverbindungsschweißen - Grundlagen und Anwendung. In: *DVS-Berichte* Bd. 128. DVS-Verlag, 1990, S. 46–58

[86] STRASSBURG, F.W. ; WEHNER, H.: *Schweißen nichtrostender Stähle*. Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 67, DVS-Verlag, Düsseldorf, 2000

[87] CHRUSZEZ, M. ; KILLING, R. ; KÖSTERMANN, H. ; MARKSMANN, J.: Plasma-Pulver-Verbindungsschweißen – Ein Verfahren mit besonderen Einsatzbereichen. In: *DVS-Berichte* Bd. 194. DVS-Verlag, 1998, S. 21–26

[88] OECHSLE, M. ; SZIESLO, U.: Einfluss von Schutzgasen auf die Schichtqualität von Plasmapulverschweißungen. In: *DVS-Berichte* Bd. 209. DVS-Verlag, 2000, S. 326–333

[89] VANSCHEN, W.: Plasma-Beschichtungsverfahren, Teil 1. In: *Schweiß- und Prüftechnik* 1 (2000), S. 2–6

[90] BAD'YANOV, B.N. ; OBUKHOV, V.A. ; IRMER, V. ; ZAKHARIEV, S.: Expanding the range of application of the plasma-powder process in welding and surfacing. In: *Welding International* 14 (2000), Nr. 9, S. 734–736

[91] WALDUCK, R.P. ; BIFFIN, J.: Plasma arc augmented laser welding. In: *Welding and Metal Fabrication* (1994), April, S. 172–176

[92] IRVING, B.: Lasers Continue to Penetrate Automotive Production Lines. In: *Welding Journal* (2000), June, S. 33–36

[93] LAMMERS, M. *Qualifizierung von speziellen Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißverfahren*. Diplomarbeit an der Hochschule Mittweida (FH), durchgeführt an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM). 2001

[94] BÖLLINGHAUS, Th. ; SCHOBBERT, H.: Nd:YAG Laser Plasma Powder Hybrid Welding of Austenitic Stainless Steels. In: *6th International Trends in Welding Research Conference Proceedings*, ASM International, April 2002, S. 453–458

[95] DAVIS, J.R.: Corrosion of Weldments. In: *ASM Specialty Handbook – Stainless Steels*. ASM International, 1994, S. 238–254

[96] *DIN EN 10088-1 – Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin. September 2005

[97] BÖHNI, H.: Localized Corrosion of Passive Metals. In: WINSTON REVIE, R. (Hrsg.): *Uhlig's Corrosion Handbook*. John Wiley & Sons, Inc., 2000, S. 173–190

[98] FOLKHARD, E.: *Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle*. Springer-Verlag, Wien New York, 1984

[99] SCHÜRMANN, E. ; BRAUCKMANN, J.: Untersuchungen über die Schmelzgleichgewichte in der Eisenecke des Dreistoffsystems Eisen-Chrom-Nickel. In: *Archiv Eisenhüttenwesen* 48 (1977), Nr. 1, S. 3–7

[100] SUNDMAN, B. ; JANSSON, B. ; ANDERSSON, J.-O.: The Thermo-Calc databank system. In: *CALPHAD* 9 (1985), Nr. 2, S. 153–190

[101] SIEGEL, U. ; SPIES, H.J. ; ECKSTEIN, H.J.: Effect of solidification conditions on the solidification sequence of austenitic chromium-nickel stainless steels. In: *Steel Research* 57 (1986), S. 25–32

[102] BROOKS, J.A. ; THOMPSON, A.W.: Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds. In: *International Materials Reviews* 36 (1991), Nr. 1, S. 17–43

[103] LIPPOLD, J.C. ; SAVAGE, W.F.: Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: Part 2 - The Effect of Alloy Composition on Ferrite Morphology. In: *Welding Journal* (1980), February, S. 48s–58s

[104] FREDRIKSSON, H.: The solidification sequence in an 18-8 stainless steel, investigated by directional solidification. In: *Metallurgical Transactions* 3 (1972), S. 2989–2997

[105] SUUTALA, N. ; TAKALO, T. ; MOISIO, T.: Single-Phase Ferritic Solidification Mode in Austenitic-Ferritic Stainless Steel Welds. In: *Metallurgical Transactions A* 10A (1979), S. 1183–1190

[106] DAVID, S.A.: Ferrite Morphology and Variations in Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Welds. In: *Welding Journal* (1981), April, S. 63s–71s

[107] SUUTALA, N.: Effect of Solidification Conditions on the Solidification Mode in Austenitic Stainless Steels. In: *Metallurgical Transactions A* 14A (1983), S. 191–197

[108] TIZIANI, A. ; ZAMBON, A. ; MATTEAZZI, P. ; MOLINARI, A.: Embrittlement caused by heat treatment in laser welds in AISI 304 and 316 stainless steels. In: *Welding International* 5 (1991), Nr. 9, S. 701–706

[109] KATAYAMA, S. ; FUJIMOTO ; MATSUNAWA, A.: Correlation among Solidification Process, Microstructure, Microsegregation and Solidification Cracking Susceptibility in Stainless Steel Weld Metals. In: *Transactions of JWRI* 14 (1985), Nr. 1, S. 123–138

[110] LEONE, G.L. ; KERR, H.W.: The Ferrite to Austenite Transformation in Stainless Steels. In: *Welding Journal* (1982), January, S. 13s–21s

[111] INOUE, H. ; KOSEKI, T. ; OKITA, S. ; FUJI, M.: Solidification and transformation behaviour of austenitic stainless steel weld metals solidified as primary austenite: Study of solidification and subsequent transformation of Cr-Ni stainless steel weld metals (1st Report). In: *Welding International* 11 (1997), Nr. 11, S. 876–887

[112] INOUE, H. ; KOSEKI, T. ; OHKITA, S. ; TANAKA, T.: Effect of Solidification on Subsequent Ferrite-to-Austenite Massive Transformation in an Austenitic Stainless Steel Weld Metal. In: *ISIJ International* 35 (1995), Nr. 10, S. 1248–1257

[113] INOUE, H. ; KOSEKI, T. ; OKITA, S. ; FUJI, M.: Solidification and transformation behaviour of austenitic stainless steel weld metals solidified as primary ferrite: Study of solidification and subsequent transformation of Cr-Ni stainless steel weld metals (2nd Report). In: *Welding International* 11 (1997), Nr. 12, S. 937–949

[114] INOUE, H. ; KOSEKI, T. ; OHKITA, S. ; FUJI, M.: Formation mechanism of vermicular and lacy ferrite in austenitic stainless steel weld metals. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 5 (2000), Nr. 6, S. 385–396

[115] INOUE, H. ; KOSEKI, T. ; OKITA, S. ; FUJI, M.: Solidification and transformation behaviour of Cr-Ni stainless steel weld metals with ferritic single-phase solidification mode: Study

of solidification and transformation of Cr-Ni stainless steel weld metals (4th Report). In: *Welding International* 12 (1998), Nr. 4, S. 282–296

[116] SUUTALA, N. ; TAKALO, T. ; MOISIO, T.: The Relationship Between Solidification and Microstructure in Austenitic and Austenitic-Ferritic Stainless Steel Welds. In: *Metallurgical Transactions A* 10A (1979), S. 512–514

[117] SIEWERT, T.A. ; MCCOWAN, C.N. ; OLSON, D.L.: Ferrite Number Prediction to 100 FN in Stainless Steel Weld Metal. In: *Welding Journal* (1988), December, S. 289s–298s

[118] KOTECKI, D.J. ; SIEWERT, T.A.: WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram. In: *Welding Journal* (1992), May, S. 171s–178s

[119] Kap. Solidification Microstructure: Cells and Dendrites In: KURZ, W.: *Fundamentals of Solidification*. 3rd. Trans Tech Publications Ltd, 1992, S. 63–92

[120] SAVAGE, W.F. ; LUNDIN, C.D. ; ARONSON, A.H.: Weld Metal Solidification Mechanics. In: *Welding Journal* (1965), April, S. 175s–181s

[121] DAVID, S.A. ; VITEK, J.M.: Correlation between solidification parameters and weld microstructures. In: *International Materials Reviews* 34 (1989), Nr. 5, S. 213–245

[122] RAPPAZ, M. ; DAVID, S.A. ; VITEK, J.M. ; BOATNER, L.A.: Development of Microstructures in Fe-15Ni-15Cr Single Crystal Electron Beam Welds. In: *Metallurgical Transactions A* 20A (1989), S. 1125–1138

[123] SAVAGE, W.F. ; ARONSON, A.H.: Preferred Orientation in the Weld Fusion Zone. In: *Welding Journal* (1966), February, S. 85s–89s

[124] PITSCHENEDER, W. ; EBNER, R. ; HONG, T. ; DEBROY, T. ; MUNDRA, A. ; BENES, R.: Experimental and Numerical Investigation of Transport Phenomena in Conduction Mode Weld Pools. In: CERJAK, H. (Hrsg.): *Mathematical modelling of Weld Phenomena 4*. IOM Communications, 1998, S. 3–25

[125] SCHOBBERT, H. *Laser 2000 - Zusammenhänge zwischen Erstarrungsmorphologien und Heißrissentstehung beim Laserschweißen von vornehmlich austenitischen Werkstoffen*. Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Abschlussbericht eines BMBF-Verbundprojektes. 2000

[126] BROOKS, J.A. ; BASKES, M.I.: Microsegregation Modeling and Transformation in Rapidly Solidified Austenite Stainless Steel Welds. In: DAVID, S.A. (Hrsg.) ; VITEK, J.M. (Hrsg.): *Recent Trends in Welding Science and Technology*, ASM International, 1989

[127] VITEK, J.M. ; DASGUPTA, A. ; DAVID, S.A.: Microstructural Modification of Austenitic Stainless Steels by Rapid Solidification. In: *Metallurgical Transactions A* 14A (1983), September, S. 1833–1841

[128] VOLKMANN, Th. ; LÖSER, W. ; HERLACH, D.M.: Verification of Metastable Phase Diagrams by in situ Measurements on Undercooled Melts. In: *International Journal of Thermophysics* 17 (1996), Nr. 5, S. 1217–1226

[129] TSUKAMOTO, S. ; HARADA, H. ; BHADESHIA, H.K.D.H.: Metastable phase solidification in electron beam welding of dissimilar stainless steels. In: *Materials Science and Engineering* A178 (1994), S. 189–194

[130] KURZ, W.: Dendrite Growth in Welding. In: CERJAK, H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 2*. The Institute of Materials, 1995

[131] FUKUMOTO, S. ; KURZ, W.: Prediction of the Delta to Gamma Transition in Austenitic Stainless Steels during Laser Treatment. In: *JSIJ International* 38 (1998), Nr. 1, S. 71–77

[132] FUKUMOTO, S. ; KURZ, W.: Solidification Phase and Microstructure Selection Maps for Fe-Cr-Ni Alloys. In: *ISIJ International* 39 (1999), Nr. 12, S. 1270–1279

[133] LAURSEN, B. N. ; OLSEN, F. O. ; YARDY, J. ; FUNDER KRISTENSEN, T.: Experimental determination of the primary solidification phase dependency on the solidification velocity for 17 different austenitic stainless steel compositions. In: *ASM International European Conference on Welding and Joining Science and Technology*, 1997, S. 571–580

[134] LIPPOLD, J.C.: Solidification Behavior and Cracking Susceptibility of Pulsed-Laser Welds in Austenitic Stainless Steels. In: *Welding Journal* (1994), June, S. 129s–139s

[135] HOCHANADEL, P.W. ; COLA, M. ; KELLY, A.M. ; PAPIN, P.A. *Pulsed Laser Beam Welding of 304 to 316L Stainless Steel: Effects of Welding Parameters on Cracking and Phase Transformation*. Materials Solutions 2001 on Joining of Advanced Specialty Materials, Indianapolis, Indiana, ASM International. November 2001

[136] BROOKS, J.A. ; ROBINO, C.V. ; HEADLEY, T.J. ; MICHAEL, J.R.: Weld Solidification and Cracking Behavior of Free-Machining Stainless Steel. In: *Welding Journal* (2003), March, S. 51s–64s

[137] ARATA, Y. ; MATSUDA, F. ; SARUWATARI, S.: Varestraint Test for Solidification Crack Susceptibility in Weld Metal of Austenitic Stainless Steels. In: *Transactions of JWRI* 3 (1974), Nr. 1, S. 79–88

[138] SCHOBBERT, H. ; BÖLLINGHAUS, T. ; SCHÖLER, A.: Heißrisssicherheit hochlegierter austenitischer Stähle beim Laser- und Hybridschweißen. In: *12. VDI-Jahrestagung Schadensanalyse: Fügetechnik - Schadensanalyse, Schadensprävention und Qualitätssicherung* VDI-Gesellschaft Werkstofftechnik, 2000

[139] OKAGAWA, R.K. ; DIXON, R.D. ; OLSON, D.L.: The Influence of Nitrogen from Welding on Stainless Steel Weld Metal Microstructure. In: *Welding Journal* (1983), S. 204s–209s

[140] KUWANA, T. ; KOKAWA, H. ; SAOTOME, M.: Quantitative Prediction of Nitrogen Absorption by Steel During Gas Tungsten Arc Welding. In: CERJAK, H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3*. IOM Communications, 1997

[141] PALMER, T.A. ; MUNDRA, A. ; DEBROY, T.: Nitrogen Dissolution in the Weld Metal – Current Status and Research Opportunities. In: CERJAK, H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3*. IOM Communications, 1997

[142] KOKAWA, H.: Nitrogen absorption and desorption by steels during arc and laser welding. In: *Welding International* 18 (2004), Nr. 4, S. 277–287

[143] DuToit, M. ; Pistorius, P.C.: Nitrogen Control During the Autogenous Arc Welding of Stainless Steel. In: *Welding in the World* 47 (2003), S. 30–43

[144] Böhme, D.: Schutzgase – Physikalische Eigenschaften als Grundlage für die Entwicklung und den optimalen Einsatz von Gasen und Gasgemischen in der Schweißtechnik. In: *DVS-Berichte* Bd. 127. DVS-Verlag, 1989, S. 78–91

[145] Killing, R.: *Angewandte Schweißmetallurgie*. Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 113, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1996

[146] Aichele, G.: *125 Arbeitsregeln für das Schutzgasschweißen*. Die Schweißtechnische Praxis, Band 14, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999

[147] Krafka, H.: Risse in Schweißverbindungen: Heißrissarten, Heißrissentstehung und Heißrissprüfung. In: *DVM-Bericht 232 – Festigkeits- und Bruchverhalten von Fügeverbindungen*. Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V., 2000

[148] *DVS-Merkblatt 1004-1: Heißrissprüfverfahren - Grundlagen*. DVS-Verlag. November 1996

[149] Cui, Y. ; Lundin, C.D. ; Hariharan, V.: Mechanical behavior of austenitic stainless steel weld metals with microfissures. In: *Journal of Materials Processing Technology* 171 (2006), S. 150–155

[150] Uhlig, G. ; Behr, F. ; Dahmen, M. ; Behler, K. ; Beyer, E.: Laserstrahl-Schmelzschweißen nichtrostender Stähle – Entwicklungsstand und Tendenzen. In: *Bänder Bleche Rohre* (1992), Nr. 4, S. 60–68

[151] Prochorow, 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* 18 (1968), Nr. 1, S. 8–11

[152] Rappaz, M. ; Drezet, J.-M. ; Gremaud, M.: A New Hot-Tearing Criterion. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 30A (1999), S. 449–455

[153] Ploshikhin, V. ; Prikhodovsky, A. ; Ströber, A. ; Zoch, H.-W.: Rissfreies Schweißen durch numerische Simulation. In: *DVS-Berichte* Bd. 240. DVS-Verlag, 2006, S. 344–349

[154] Wolf, M.: *Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren*. Berlin, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, BAM-Dissertationsreihe, Band 19, 2006

[155] Arata, Y. ; Matsuda, F. ; Katayama, S.: Solidification Crack Susceptibility in Weld Metals of Fully Austenitic Stainless Steels (Report II). In: *Transactions of JWRI* 6 (1977), Nr. 1, S. 105–116

[156] Arata, Y. ; Matsuda, F. ; Nakagawa, H. ; Katayama, S. ; Ogata, S.: Solidification Crack Susceptibility in Weld Metals of Fully Austenitic Stainless Steels (Report III). In: *Transactions of JWRI* 6 (1977), Nr. 2, S. 37–46

[157] Cieslak, M.J. ; Ritter, A.M. ; Savage, W.F.: Solidification Cracking and Analytical Electron Microscopy of Austenitic Stainless Steel Weld Metals. In: *Welding Journal* (1982), January, S. 7s–8s

[158] HULL, F.C.: Effect of Delta Ferrite on the Hot Cracking of Stainless Steel. In: *Welding Journal* (1967), September, S. 399s–409s

[159] BROOKS, J.A. ; THOMPSON, A.W. ; WILLIAMS, J.C.: A Fundamental Study of the Beneficial Effects of Delta Ferrite in Reducing Weld Cracking. In: *Welding Journal* (1984), S. 71s–83s

[160] TAKALO, T. ; SUUTALA, N. ; MOISIO, T.: Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds. In: *Metallurgical Transactions A* 10A (1979), S. 1173–1181

[161] KUJANPÄÄ, V. ; MOISIO, T.: Effect of phosphorus and sulfur on solidification cracking in austenitic stainless steels. In: *Solidification technology in the foundry and cast house*, Metals Society, London, 1983, S. 372–375

[162] HAMMAR, Ö. ; SVENSSON, U.: Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels. In: *Solidification and Casting of Metals*, The Metals Society, London, 1979, S. 401–410

[163] SCHOBBERT, H. ; NOAK, V. ; ENGERT, J. ; GEBUR, J. ; HANNEMANN, A.: Zusammenhänge zwischen Erstarrungsmorphologien und Heißrissentstehung beim Laserstrahlschweißen von vornehmlich austenitischen Werkstoffen. In: *DVS-Berichte*. DVS-Verlag, 1999, S. 18–24

[164] HONEYCOMBE, J. ; GOOCH, T.G.: Solidification cracking of high speed TIG and laser welds in austenitic stainless steel sheet. In: *Metal Construction* (1986), November, S. 703R–710R

[165] LIENERT, T.J. ; LIPPOLD, J.C.: Improved weldability diagram for pulsed laser welded austenitic stainless steels. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 8 (2003), Nr. 1, S. 1–9

[166] LUO, X. ; SHINOZAKI, K. ; KUROKI, H. ; YOSHIHARA, Y. ; SHIRAI, M.: Analysis of temperature and elevated temperature plastic strain distributions in laser welding HAZ – Study of laser weldability of Ni-base superalloys (Report 5). In: *Welding International* 16 (2002), Nr. 5, S. 385–392

[167] YAMAMOTO, M. ; TAKATA, A. ; KAMIKARIYA, S. ; SHINOZAKI, K. ; SHIRAI, M.: Study of Evaluation Method for Liquation Crack Initiation in the HAZ of a Laser Weldment. In: *Welding in the World* 49 (2005), Nr. 9/10, S. 49–57

[168] STELLING, K. ; LAMMERS, M. ; MEINEL, D.: Assessment of HAZ Hot Cracking in a High Nitrogen Stainless Steel. In: BÖLLINGHAUS, Th. (Hrsg.) ; HEROLD, H. (Hrsg.) ; CROSS, C. (Hrsg.) ; LIPPOLD, J. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Springer-Verlag, 2008

[169] *DIN EN 10088-2 – Teil 2: Nichtrostende Stähle: Technische Lieferbedingungen für Blech und Band aus korrosionsbeständigen Stählen für allgemeine Verwendung*. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin. September 2005

[170] *DIN EN 1435: Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen – Durchstrahlungsprüfung von Schmelzschweißverbindungen*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin. Mai 2004

[171] *DIN EN 462-1: Zerstörungsfreie Prüfung – Bildgüte von Durchstrahlungsaufnahmen – Teil 1: Bildgüteprüfkörper (Drahtsteg)*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin. März 1994

[172] THIER, H. ; KILLING, R. ; KILLING, U.: Solidification modes of weldments in corrosion resistant steels – how to make them visible. In: *Metal Construction* (1987), March, S. 127–130

[173] LICHTENEGGER, P. ; BLÖCH, R.: Beitrag zur Farbätzung hochlegierter Stähle. In: *Praktische Metallographie* 12 (1975), Nr. 12, S. 567–573

[174] BERAHA, B.: Metallographic Reagents Based on Molybdate Solutions. In: *Praktische Metallographie* 11 (1974), S. 271–275

[175] *DIN EN ISO 6507-1: Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin. März 2006

[176] NISHIMOTO, K. ; WOO, I. ; SHIRAI, M.: Analyses of temperature and strain distributions in laser welds – Study of the weldability of Inconel 718 cast alloy (Report 6). In: *Welding International* 16 (2002), Nr. 4, S. 284–292

# Eigene Veröffentlichungen


[1] HOLLER, K. ; REETZ, B. ; MÜLLER, K. ; PYZALLA, A. ; REIMERS, W.: Microstructure and properties of hot extruded brass CuZn40Pb2. In: *Materials Science Forum* (2003), Nr. 426-432, S. 3667–3672

[2] STELLING, K. ; LAMMERS, M. ; SCHOBBERT, H.: Nd:YAG-Laser-Plasma-Hybridschweißen mit Zusatzwerkstoffen. In: *Hybridtechnologien – Fügetechnik für die Fertigung der Zukunft*, Innovationsforum des IGZ-Kompetenzzentrum Fügetechnik an der SLV Halle GmbH, 2004

[3] STELLING, K. ; BÖLLINGHAUS, Th. ; WOLF, M. ; SCHÖLER, A. ; A., Burkert ; ISECKE, B.: Hot Cracks as Stress Corrosion Cracking Initiation Sites in Laser Welded Corrosion Resistant Alloys. In: BÖLLINGHAUS, Th. (Hrsg.) ; HEROLD, H. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Springer-Verlag, 2005, S. 165–182

[4] STELLING, K. ; SCHOBBERT, H. ; KANNENGIESSER, Th. ; BOELLINGHAUS, Th.: Vertical-Up and -Down Laser Plasma Powder Hybrid Welding of a High Nitrogen Austenitic Stainless Steel. In: *Welding in the World* 49 (2005), Nr. 5/6, S. 45–49

[5] STELLING, K. ; MICHAEL, T. ; SCHOBBERT, H.: Erstarrungsverhalten und Schweißeignung austenitischer Stähle beim Laserstrahl- und Hybridschweißen. In: *Schweißen und Schneiden* 58 (2006), Nr. 10, S. 526–534

[6] STELLING, K. ; LAMMERS, M. ; SCHOBBERT, H. ; BÖLLINGHAUS, T.: Qualifizierung des Nd:YAG- und $CO_2$-Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißens mit pulverförmigem Zusatzwerkstoff. In: *Schweißen und Schneiden* 58 (2006), Nr. 9, S. 460–465

[7] STELLING, K. ; LAMMERS, M. ; BÖLLINGHAUS, T. ; RETHMEIER, M. *Laser Plasma Hybrid Welding of Austenitic Stainless Steels – Phenomena of Process Instability*. IIW technical paper, presented at the annual assembly of IIW Commission IV in Dubrovnik, 2007, Doc.-No. IV-933-07

[8] STELLING, K. ; LAMMERS, M. ; MEINEL, D.: Assessment of HAZ Hot Cracking in a High Nitrogen Stainless Steel. In: BÖLLINGHAUS, Th. (Hrsg.) ; HEROLD, H. (Hrsg.) ; CROSS, C. (Hrsg.) ; LIPPOLD, J. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Springer-Verlag, 2008, S. 349–369

# Lebenslauf

## Persönliche Daten

Karen Stelling, geb. Holler
Rembrandtstr. 12
14552 Michendorf

Geb. am 26. 09. 1974 in Wittingen
verheiratet

## Schulbildung

1994 Abitur am Gymnasium Hankensbüttel

## Berufsausbildung

08/1994–01/1997 Ausbildung zur Werkstoffprüferin bei Butting GmbH & Co KG, Knesebeck

## Studium

10/1997–03/2003 Studium der Werkstoffwissenschaften an der TU Berlin

Thema der Diplomarbeit:
„Abhängigkeit der Mikrostruktur und der Eigenschaften der zweiphasigen Kupfer-Zink-Legierung CuZn40Pb2 vom Strangpressprozess“

## Berufstätigkeit

01/1997–09/1997 Werkstoffprüferin bei Butting GmbH & Co KG, Knesebeck

06/2006–heute Wissenschaftliche Angestellte in der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Fachgruppe V.5 „Sicherheit gefügter Bauteile“
Arbeitsgebiet: Laserstrahl- und Hybridschweißen

Berlin, 26. November 2008