

# **Zur Qualifikation moderner Fülldraht- und Massivdrahtelektroden für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen**

**Dissertation**

zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktoringenieur  
(Dr.-Ing.)**

von Dipl.-Ing. Stephan Lorenz  
geb. am 9. Oktober 1979 in Finsterwalde

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau  
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. Thomas Böllinghaus  
Prof. Dr.-Ing. Klaus-Jürgen Matthes  
Dr.-Ing. Thomas Kannengießer

Promotionskolloquium am 22. Juni 2011







# Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen des Doktorandenprogramms der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung. Gefördert wurden die experimentellen Untersuchungen vom Industriepartner Böhler Schweißtechnik Austria GmbH in einem gemeinsamen Forschungsprojekt „Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit hochlegierten Fülldrahtelektroden“.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Th. Böllinghaus, Vizepräsident der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung und Honorarprofessor an der Fakultät für Maschinenbau der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, danke ich für die Durchsicht, die wertvollen Anregungen und Einreichung der Arbeit.

Mein Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. K.-J. Matthes, Rektor der TU Chemnitz, für sein Interesse, diese Arbeit als Mitberichter zu begutachten.

Herrn Dr.-Ing. Th. Kannengießer sei meine Dankbarkeit für die Stellung des Themas, der fachlichen sowie organisatorischen Betreuung und nicht zuletzt für die Finalisierung dieser Arbeit zum Ausdruck gebracht.

Ebenso danke ich Frau Prof. Dr.-Ing. I. Martinek, kommissarische Leiterin des Instituts für Werkstoff- und Fügetechnik der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg. Hervorzuheben sind die gemeinsamen fachlichen Gespräche im Rahmen des Doktorandenkolloquiums, welche zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Für das Einbringen und Vermitteln von Fachwissen sowie umfassenden Erfahrungen zum Lichtbogenschweißen bei der experimentellen Durchführung der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche schulde ich Herrn Dipl.-Ing. Th. Michael großen Dank. Herrn Dipl.-Ing. A. Hannemann sowie Herrn Dipl.-Ing. M. Lammers, die hinsichtlich der Betreuung der Laserstrahlquellen einen erheblichen Beitrag zum Gelingen der Hybridschweißungen geleistet haben, spreche ich ebenfalls meine Dankbarkeit aus.

Für die fachlichen Anregungen und die Unterstützung bei der Planung von Versuchen sei Herrn Dr.-Ing. A. Gumenyuk und Frau Dr.-Ing. K. Stelling gedankt. Mein Dank gilt insbesondere meinen Kollegen Herrn Dr.-Ing. A. Kromm, Frau Dipl.-Ing. K. Beyer, Herrn Dipl.-Ing. Stephan Brauser, Herrn Dipl.-Ing. T. Lausch sowie Herrn Dr.-Ing. A. Pittner für die freundschaftliche Unterstützung während meiner Zeit in der Fachgruppe V.5 „Sicherheit gefügter Bauteile“.

Bedanken möchte ich mich besonders bei Herrn Dr.-Ing. G. Posch von der Böhler Schweißtechnik Austria GmbH für die großzügige Unterstützung und die Bereitstellung von Zusatzwerkstoffen.

Auch hier nicht genannte Mitarbeiter der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, die mir je zur Seite gestanden haben, bleiben voller Dankbarkeit in meiner Erinnerung.

Meiner gesamten Familie, vor allem Bianca, Michaela und Jan, danke ich für die Unterstützung, Förderung und das Verständnis während der Erstellung dieser Arbeit.

# Kurzreferat

In der vorliegenden Arbeit wird die Qualifikation moderner Zusatzwerkstofftypen für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an hochlegierten sowie niedriglegierten hochfesten Stählen behandelt. Die durchgeführten Untersuchungen gliedern sich in zwei Aufgabenschwerpunkte.

Am hochlegierten austenitischen Stahl X2 Cr Ni 19 11 (AISI 304L) wurden eine Metallpulverfülldrahtelektrode, eine rutil Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke und eine rutil Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke sowie vergleichend eine Massivdrahtelektrode, die für das MSG-Schweißen konzipiert sind, hinsichtlich der Eignung zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen untersucht. Da diesen Drahtelektrodentypen verschiedene Abschmelzeigenschaften zugrunde liegen, erfolgte zunächst eine Analyse der Einbrandeigenschaften unter besonderer Berücksichtigung des Lichtbogenbeeinflussten Bereichs im Schweißnahtkopf. Hierzu wurden die wesentlichen metallurgischen Schweißnahteigenschaften in Hinblick auf das Heißrissverhalten sowie die Porenentstehung solcher austenitischen Stähle mittels metallografischer und röntgenographischer Prüfverfahren beurteilt. An Blechdicken von 10 mm und 5 mm konnte die Eignung der eingesetzten Fülldrahtelektroden für Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Wannenposition mit einem 20-kW-Faserlaser sowie einem 6-kW-CO<sub>2</sub>-Laser nachgewiesen werden. Ergebnisse liegen ebenfalls für Hybridschweißversuche in fallender Position vor, welche einen Zusammenhang zwischen den unterschiedlichen Abschmelzeigenschaften der Drahtelektrodentypen und dem Prozess- sowie Einbrandverhalten herausstellen. Untersuchungen zur Festigkeit sowie Zähigkeit wurden durch instrumentierte Eindring- sowie Kerbschlagbiegeprüfungen ergänzt. Es wurde gezeigt, in wie fern sich die Bildung stark anhaftender Schlackerückstände auf der Oberfläche von Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten beim Einsatz eines CO<sub>2</sub>-Lasers vermindern lässt.

Im Rahmen der Untersuchungen zum Verformungsverhalten an Laserstrahl-MSG-Hybrid- sowie MSG-Schweißverbindungen wurde eine Methode zur simultanen dreidimensionalen Aufnahme von Dehnungsfeldern auf der Schweißnahtkopf-, Quer und Wurzelenseite für den Querkzugversuch entwickelt.

Im zweiten Teil der vorliegenden Arbeit sind Ergebnisse zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit artgleichen, artähnlichen sowie artfremden hochlegierten Massivdrahtelektroden an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen der Güte S690QL sowie S1100QL dargestellt. Zur Beurteilung des Einflusses der Gefügeeigenschaften auf die Zähigkeit der Schweißverbindungen wurden Härtemessungen sowie metallographische Befunde in der wärmebeeinflussten Zone (WEZ) und im Schweißgut analysiert. Schweißungen, die mit einer hochlegierten Massivdrahtelektrode hergestellt wurden, zeigen aufmischungsbedingte Inhomogenitäten der Erstarrungsstruk-

tur, die sich durch metallographische sowie elektronenstrahlmikroskopische Analysen nachweisen lassen. Zu jeder Grundwerkstoff-Zusatzwerkstoff-Kombination wurden vergleichende MSG-Schweißverbindungen hergestellt und Analysen mittels Kerbschlagbiegeprüfung zum Nachweis des Zähigkeitsverhaltens erbracht. In dieser Hinsicht erfolgte zur Beurteilung des Bruchverhaltens eine ergänzende Auswertung der Bruchflächen mittels rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen. Die Ergebnisse leisten einen Beitrag zur Beeinflussung von Zähigkeitseigenschaften infolge veränderter Gefügeeigenschaften durch Variation des Erstarrungsverhaltens in Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten.

# Abstract

This work addresses the qualification of modern wire electrodes for the laser-GMA-hybrid welding process in the area of high alloyed austenitic stainless steels as well as high-strength steels. Thus, the research is divided into two main chapters.

The high alloyed austenitic stainless steel AISI 304L was used for laser-GMA-hybrid welding experiments with a metal cored wire, a flux cored wire with slowly solidifying rutile slag, a flux cored wire with rapidly solidifying rutile slag and for comparison with a solid wire of a chemical composition similar to the base material. These filler wire types designed for the conventional GMA-welding process are investigated to examine the suitability for laser-GMA-hybrid welding. In particular, the results include an analysis of the penetration geometry influenced by the arc process owing to specific welding properties of the wire types. Therefore the basic metallurgical weld properties are estimated with respect to hot cracking behaviour and pore development of the austenitic stainless steels. For this purpose metallographic and x-ray investigations were performed. The applicability using flux cored wire electrodes for laser-GMA-hybrid welding high alloyed steels with 5 mm and 10 mm plate thickness was proven for welding with a 20-kW fibre laser as well as a 6-kW-CO<sub>2</sub>-Laser. Additionally, in positional hybrid welding tests the correlation between the different arc properties of the wire types and the penetration geometry was shown. The investigations of the strength and toughness were accomplished by instrumented indentation tests and instrumented impact tests. For the use of rutile cored wires a method of how to minimise adherent slag layer on the weld surface was pointed out.

The second part of this work includes the laser-GMA-hybrid welding of the quenched and tempered high-strength steels S690QL and S1100QL with similar and high alloyed solid wire electrodes. In terms of verifying the influence of the microstructure on the weld toughness hardness and metallographic tests were executed in the heat affected zone (HAZ) and the welds. In welds produced by using a high alloyed solid wire electrode the inhomogeneity of the microstructure effected due to admixture of the low alloyed base metal with the high alloyed filler metal was identified. The results obtained from Charpy impact tests were compared between laser-GMA-hybrid and GMA welds. Additional analysis by scanning electron microscopy provided an estimation of the fracture path and surface topology. The results make a contribution to influence the toughness performance with respect to the effected microstructure by the variation of the solidification in laser-GMA-hybrid welds.



# Nomenklatur

$\alpha$ .....	aus Austenit umgewandelter Ferrit/ Martensit - kubisch raumzentrierte Phase	
$\chi_{DM}$ .....	Wärmeleitfähigkeit der Drahtelektrode	$W m^{-1} K^{-1}$
$\delta$ .....	Ferrit - direkt aus der Schmelze entstehende, kubisch raumzentrierte Phase	
$\Delta T$ .....	Temperaturanstieg innerhalb eines flüssigen Metalltropfens an der Drahtelektroden- spitze	$K$
$\dot{m}$ .....	Abschmelzleistung	$kg s^{-1}$
$\epsilon$ .....	Emissionskoeffizient der Drahtelektrodenoberfläche	
$\eta$ .....	Relativer thermischer Wirkungsgrad	
$\gamma$ .....	Austenit - kubisch flächenzentrierte Phase	
$\lambda_{1,2}$ .....	Hauptformänderung	
$\Phi$ .....	effektives Schmelzpotential an der Anode	$V$
$\Phi_v$ .....	Verlustleistung infolge Verdampfung beim Abschmelzen an der Drahtelektroden- spitze	$W$
$\rho_D$ .....	Dichte der Drahtelektrode	$kg m^{-3}$
$\rho_e$ .....	spezifischer elektrischer Widerstand der Drahtelektrode	$\Omega mm$
$\sigma_{SB}$ .....	Stephan-Boltzmann Konstante	$\approx 5,67 \cdot 10^{-8} W m^{-2} K^{-4}$
A.....	Primär austenitische Erstarrung	
a.....	Konstante in Abhängigkeit des elektrischen Widerstands einer Drahtelektrode bei Schmelztemperatur	$\Omega mm$
AF.....	Primär austenitische Erstarrung mit eutektischer Erstarrung der Restschmelze	
AISI.....	American Iron and Steel Institute	
b.....	Konstante in Abhängigkeit des elektrischen Widerstands einer Drahtelektrode bei Raumtemperatur	$J kg^{-1}$
b.....	Konstante in Abhängigkeit des elektrischen Widerstands einer Drahtelektrode bei Raumtemperatur	$J mm^{-3}$
$c_p$ .....	spezifische Wärme der Drahtelektrode	$J kg^{-1} K^{-1}$
$Cr_{\text{äq}}$ .....	Chromäquivalent	
$d_{el}$ .....	Durchmesser der Drahtelektrode	$mm$
DIC.....	Digital Image Correlation	
$E_s/Q$ .....	nominelle Streckenenergie	$kJ cm^{-1}$
EDX.....	Energy Dispersive Diffraction	

ELC.....	Extra Low Carbon	
F.....	Primär ferritische Erstarrung	
FA.....	Primär ferritische Erstarrung mit peritektisch-eutektischer Erstarrung der Restschmelze	
FN.....	Ferritnummer (bis 10 FN etwa quantitativ vergleichbar mit Vol.-% Ferrit)	
G.....	Temperaturgradient	$K m^{-1}$
$H_0$ .....	Wärmeinhalt pro Tropfenvolumen bei der Tropfenablösung	$J mm^{-3}$
$H_m$ .....	Wärmeinhalt pro Masse bei der Tropfenablösung	$J kg^{-1}$
I.....	Schweißstromstärke	A
j.....	Stromdichte	$A mm^{-2}$
K.....	Strahlpropagationsfaktor	
$l_f$ .....	freie Drahtlänge	mm
$M^2$ .....	Beugungsmaßzahl	
MSG.....	Metall-Schutzgas	
$Ni_{\text{äq}}$ .....	Nickeläquivalent	
$P_A$ .....	nominelle Lichtbogenleistung	kW
$P_L$ .....	nominelle Laserstrahlleistung	kW
R.....	Erstarrungsgeschwindigkeit	$m s^{-1}$
REM.....	Rasterelektronenmikroskopie	
S.....	Querschnittsfläche der Drahtelektrode	$mm^2$
s.....	Dicke des Grundwerkstoffs	mm
SPP.....	Strahlparameterprodukt	$mm \cdot mrad$
$T_0$ .....	Arbeits-/ Vorwärmtemperatur	$^{\circ}C$
$T_c$ .....	Temperatur der Drahtelektrode am Kontaktrohr	$^{\circ}C$
$T_D$ .....	Temperatur der Drahtelektrode	$^{\circ}C$
$T_m$ .....	Schmelztemperatur der Drahtelektrode	$^{\circ}C$
U.....	Schweißspannung	V
$v_D$ .....	nominelle Drahtvorschubgeschwindigkeit	$m min^{-1}$
$V_e$ .....	Summe aus der Elektronenaustrittsarbeit und eines Beitrags der kinetische Energie der Elektronen	V
$v_s$ .....	Schweißgeschwindigkeit	$m min^{-1}$
WDX.....	Wave Length Dispersive Diffraction	
WEZ.....	Wärmeeinflusszone	
WIG.....	Wolfram Inertgas	
WRC.....	Welding Research Council	

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Stand der Technik</b>	<b>5</b>
2.1	Schweißen hochlegierter Stähle . . . . .	5
2.1.1	Primärerstarrung beim Schweißen und konstitutionelle Unterkühlung . . . . .	5
2.1.2	Austenitische Chrom-Nickel-Stähle . . . . .	7
2.1.3	Metallurgie und Primärerstarrung beim Schweißen austenitischer Stähle . . . . .	8
2.1.4	Heißrissneigung austenitischer Stähle beim Schweißen mit hoher konzentrierter Energiedichte . . . . .	13
2.1.5	Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten von Schweißverbindungen an austenitischen Stählen . . . . .	16
2.2	Schweißverbindungen an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen . . . . .	20
2.2.1	Niedriglegierte hochfeste Feinkornbaustähle . . . . .	20
2.2.2	Metallurgie beim Schweißen niedriglegierter hochfester Feinkornbaustähle . . . . .	21
2.2.3	Eigenschaften geschweißter Verbindungen aus niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen . . . . .	25
2.3	Entwicklung und wirtschaftliche Aspekte bei der Verarbeitung von Fülldrahtelektroden . . . . .	33
2.4	Schweißigenschaften von Fülldraht- und Massivdrahtelektroden . . . . .	35
2.4.1	Metallurgische Aspekte für das Schweißen von Fülldrahtelektroden . . . . .	35
2.4.2	Charakterisierung des MSG-Schweißens mit Fülldrahtelektroden . . . . .	37
2.4.3	Abschmelzverhalten von Drahtelektroden . . . . .	41
2.4.4	Einflussgrößen auf die Ausbildung des Lichtbogens und des Werkstoffübergangs beim MSG-Schweißen . . . . .	43
2.4.5	Modelle zur Beschreibung der Tropfenbildung beim MSG-Schweißen . . . . .	47
2.5	Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen . . . . .	49
2.5.1	Wesentliche Aspekte des Laserstrahlschweißens . . . . .	49
2.5.2	Haupteinflussgrößen des Laserstrahlschweißens und Laserstrahl-MSG-Hybridschweißens auf die Prozessstabilität und Schweißnahtausbildung . . . . .	55
2.5.3	Laserstrahl-Hybridschweißen in Zwangspositionen . . . . .	63
2.5.4	Streckenenergie beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen . . . . .	65
2.6	Zusammenfassung des Kenntnisstands . . . . .	66
<b>3</b>	<b>Zielstellung</b>	<b>71</b>

<b>4</b>	<b>Experimentelle Bedingungen</b>	<b>75</b>
4.1	Grund- und Zusatzwerkstoffe . . . . .	75
4.1.1	Charakterisierung des hochlegierten Grundstoffes X2 Cr Ni 19 11 . . . . .	75
4.1.2	Hochlegierte Zusatzwerkstoffe . . . . .	76
4.1.3	Niedriglegierte hochfeste Grundwerkstoffe S690QL und S1100QL . . . . .	78
4.1.4	Zusatzwerkstoffe zum Schweißen von hochfesten Feinkornbaustählen . . . . .	79
4.2	Probenvorbereitung . . . . .	80
4.3	Geometrische Anordnung der Versuchsdurchführung . . . . .	81
4.3.1	Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche mit einem 20-kW-Faserlaser . . . . .	81
4.3.2	Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche mit einem 6-kW-CO <sub>2</sub> -Laser . . . . .	82
4.3.3	Geometrische Anordnung der Verfahrenskomponenten . . . . .	84
4.3.4	Schutz- und Prozessgase . . . . .	85
4.4	Methoden zur Prüfung und Beurteilung der Schweißseigenschaften und -verbindungen	86
4.4.1	Hochgeschwindigkeitsvideoaufnahmen . . . . .	86
4.4.2	Visuelle Prüfung und Röntgenografie . . . . .	86
4.4.3	Rasterelektronenmikroskopie (REM) und Electron back-scattered diffraction (EBSD) . . . . .	87
4.4.4	Elektronenstrahlmikrosonde . . . . .	87
4.4.5	Metallografische Untersuchungen und Härteprüfung . . . . .	88
4.4.6	Zugprüfung . . . . .	89
4.4.7	Erweiterte dreidimensionale Dehnungsfeldmessung mittels Stereoskopie und digitaler Bildkorrelation . . . . .	91
4.4.8	Instrumentierte Härteeindringprüfung . . . . .	93
4.4.9	Erfassung des $\delta$ -Ferritgehaltes an Schweißungen des hochlegierten Grundwerkstoffes X2 Cr Ni 19 11 . . . . .	94
4.4.10	Kerbschlagbiegeprüfung . . . . .	95
<b>5</b>	<b>Ergebnisse und Diskussion</b>	<b>97</b>
5.1	Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 . . . . .	97
5.1.1	Laserstrahl-MSG-Hybridschweißseignung unter Verwendung verschiedener Zusatzwerkstofftypen am 20-kW-Faserlaser in Wannenposition . . . . .	97
5.1.2	Einsatz moderner Drahtelektrodentypen beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Zwangspositionen . . . . .	112
5.1.3	Schlackeverhalten auf der Schweißnahtoberfläche nach dem Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen rutiler Fülldrahtelektroden mit dem Faserlaser . . . . .	119
5.1.4	Untersuchungen zur Schweißnahtausbildung beim CO <sub>2</sub> -Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen . . . . .	124
5.1.5	Schlackeverhalten nach dem Abschmelzen rutiler Fülldrahtelektroden beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit CO <sub>2</sub> -Laser . . . . .	128
5.1.6	Vergleichende Bewertung der durchgeführten MSG-Schweißungen . . . . .	135

5.1.7	Vergleichende Auswertung des Festigkeits- und Zähigkeitsverhaltens an Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten sowie MSG-Schweißnähten . . . .	138
5.2	Zähigkeitsverhalten von Schweißverbindungen an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen . . . . .	145
5.2.1	Bewertung der Schweißnahtqualität Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißter Verbindungen an hochfesten Feinkornbaustählen . . . . .	145
5.2.2	Metallurgie, Härte und Zähigkeitsverhalten am hochfesten Feinkornbaustahl S690QL mit 6 mm Blechdicke für den Einsatz von artgleichem Zusatzwerkstoff . . . . .	146
5.2.3	Metallurgie, Härte und Zähigkeitsverhalten am hochfesten Feinkornbaustahl S690QL mit 6 mm Blechdicke für den Einsatz von hochlegiertem Zusatzwerkstoff . . . . .	148
5.2.4	Metallurgie, Härte und Zähigkeitsverhalten am hochfesten Feinkornbaustahl S1100QL mit 12 mm Blechdicke für den Einsatz von niedriglegiertem artähnlichem Zusatzwerkstoff . . . . .	154
5.2.5	Metallurgie, Härte und Zähigkeitsverhalten am hochfesten Feinkornbaustahl S1100QL mit 12 mm Blechdicke für den Einsatz von hochlegiertem artfremden Zusatzwerkstoff . . . . .	159
5.2.6	Vergleichende Bewertung des Zähigkeitsverhaltens in Schweißverbindungen an S690QL und S1100QL . . . . .	163
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>167</b>
6.1	Ergebnisse zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 . . . . .	167
6.2	Ergebnisse zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen . . . . .	170
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>173</b>
	<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>193</b>
	<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>201</b>
	<b>Anhang</b>	<b>203</b>
	<b>Publikationen</b>	<b>217</b>



# 1 Einleitung

Für das Fügen hochlegierter sowie hochfester Stähle ist die Substitution klassischer Schweißverfahren wie das MSG-Schweißen durch das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen zum Erreichen hoher Produktionseffizienzen eine Alternative von bedeutendem industriellen Belang. Mit dem Vorteil, die Metallurgie des Schweißguts durch den eingebrachten Zusatzwerkstoff bei hohen Schweißgeschwindigkeiten zu beeinflussen, ergeben sich für den Einsatz an hochlegierten sowie an niedriglegierten hochfesten Werkstoffen zwei wesentliche Herausforderungen.

Zum Schweißen austenitischer Chrom-Nickel-Stähle ist die Entwicklung von artgleichen Zusatzwerkstoffen bisher auf das MSG-Schweißverfahren begrenzt. Das bedeutet, die Schweißeignung von Drahtelektroden hinsichtlich des Prozessverhaltens sowie der metallurgischen Reaktionen ist dem MSG-Schweißprozess angepasst. Infolgedessen ergibt sich die Frage, inwiefern sich moderne hochlegierte Drahtelektroden für einen Einsatz beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen qualifizieren lassen? In das Versuchsprogramm wurden als Grundwerkstoff ein austenitischer Chrom-Nickel-Stahl AISI 304L (1.4306) und vier dazu artgleiche Drahtelektrodentypen aufgenommen. Neben einer vergleichend eingesetzten Massivdrahtelektrode stand die Untersuchung einer Metallpulverfülldrahtelektrode, einer rutilen Fülldrahtelektrode mit normal erstarrender Schlacke und einer für Zwangslagenschweißungen konzipierten rutilen Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke im Fokus.

Ein weiterer Aufgabenschwerpunkt widmet sich dem Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegierten hochfesten Grundwerkstoffen. Es gilt, die nachteiligen Effekte des mit einer hohen Wärmeeinbringung des mehrlagigen MSG-Schweißens einhergehenden Härteverlust in der Wärmeeinflusszone sowie die durch das Laserstrahlschweißen bedingte Bildung spröder Phasen im Schweißgut infolge hoher Abkühlraten zu minimieren. Das Hybridschweißverfahren eröffnet hierbei durch die Prozesskopplung eine Steuerung der Energieeinbringung und damit auch der Wärmeführung innerhalb physikalischer Grenzen der Prozessstabilität. In diesem Zusammenhang wurden in den Untersuchungen Schweißungen an den hochfesten Feinkornbaustählen S690QL und S1100QL vorgenommen. Dabei kommen zwei artähnliche Massivdrahtelektroden als Zusatzwerkstoffe zum Einsatz. Ergänzend wurde das Werkstoffverhalten unter Verwendung einer hochlegierten Massivdrahtelektrode untersucht. Zielführend war hierbei, aufmischungsbedingt ein Schweißgut mit Zähigkeiten auf dem Niveau der eingesetzten Grundwerkstoffe zu erzeugen.

Die sich ergebenden Synergieeffekte des von Steen und Eboo [1] entwickelten Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahrens, wie zum Beispiel die metallurgische Beeinflussung des Schweißguts sowie die Stabilisierung des Prozessverhaltens gegenüber einem einzelnen Lichtbogenschweißverfahren, führen zu einer Variante mit werkstofftechnischen und wirtschaftlichen Vorteilen. Die

mit dem Hybridverfahren verbundene Geschwindigkeitssteigerung ist jedoch auch für die Werkstoffigenschaften der Schweißverbindung und des wärmebeeinflussten Bereichs im Grundwerkstoff von hoher Relevanz [2]. Der Zusatzwerkstoff wird bereits durch den Lichtbogenprozess eingebracht und hat somit eine Steigerung der einlagig schweißbaren Blechdicke bei gleichzeitiger Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit zur Folge [3–6]. Angesichts finanzieller und bautechnischer Aufwendungen aufgrund der Resonatorabmessungen und Strahlenführung durch Spiegel, sind CO<sub>2</sub>-Laserstrahlquellen vorwiegend im Schiff- und Rohrbau zum Fügen langer Blechbahnen und Rohrlängsnähte im Einsatz [7, 8]. Demgegenüber wurde insbesondere in den letzten Jahren durch den Einsatz effizienter Faser- und Scheibenlaser eine erhebliche Steigerung der Laserleistungen über 30 kW erreicht [9, 10], wie Abb. 1.1 zeigt. Der Vorteil der Festkörperlaser besteht darin, dass neben hohen Strahlqualitäten eine flexible Strahlenführung realisiert werden kann [11–13]. Im Zusammenhang mit der kompakten Bauweise von Festkörperlaserquellen eignet sich diese Technologie speziell für mobile Anwendungen, wie zum Beispiel im Pipeline- und Schiffbau [14, 15]. Aufgrund der hohen Strahlqualität sowie dem zukunftssicheren Einsatz dieser Technologie wurde für Schweißversuche der vorliegenden Arbeit ein moderner Hochleistungsfaserlaser zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an hochfesten und hochlegierten Stählen eingesetzt.

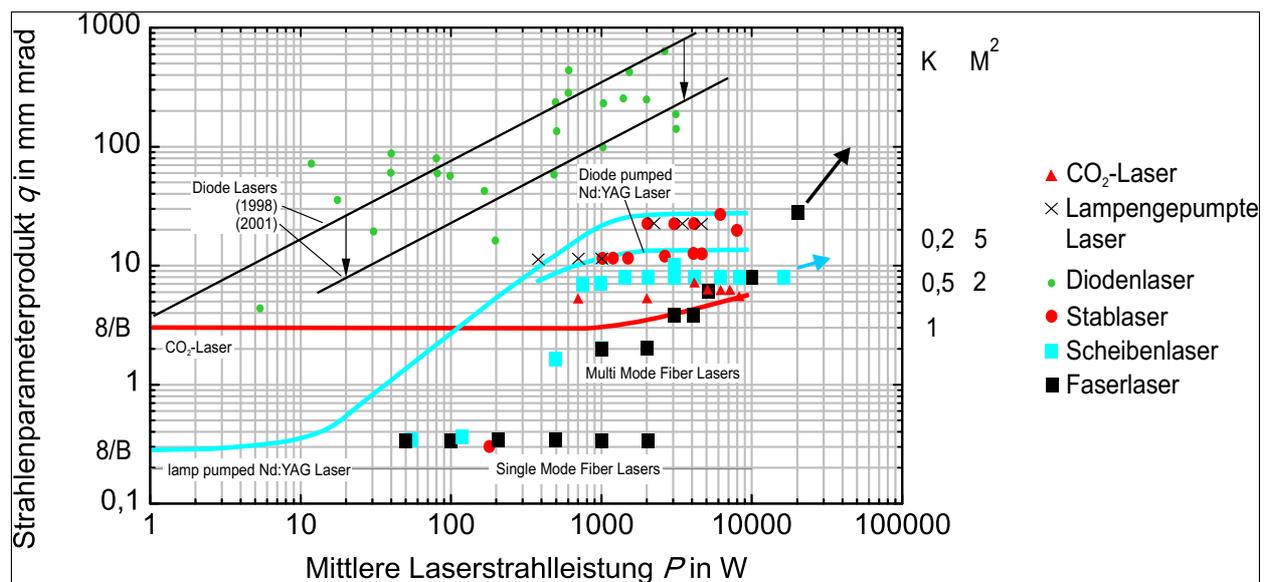


Abbildung 1.1: Entwicklung verfügbarer Laserstrahlleistungen und -qualitäten in Anlehnung an Hoffmann [16] ergänzt

Zu den Hauptanwendungen des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißens zählen die Verarbeitung niedriglegierter Stähle sowie das Schweißen von Längsnähten hochlegierter, dickwandiger Stahlrohre und Hohlprofile, wofür bereits zertifizierte Schweißprozesse erarbeitet wurden [8, 17, 18]. Durch die gute Anpassungsfähigkeit des Prozesses an unterschiedliche Werkstoffkonzepte und -kombinationen, wie zum Beispiel die Herstellung von Stahl-Aluminium-Leichtbaustrukturen im Automobil- und Schiffbau, ist ein stetiges Wachstum dieser Technologie zu beobachten [19, 20].

Die vorliegende Arbeit soll einen Beitrag zum Einsatz moderner Drahtelektroden für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an hochlegierten sowie niedriglegierten hochfesten Stählen leisten. Ungeachtet der gegenüber dem MSG-Schweißprozess erzielbaren Schweißgeschwindig-

keitssteigerung wird ein ausreichender Einbrand des lichtbogenbeeinflussten Bereichs zur Beeinflussung der Schweißnahtmetallurgie durch den eingebrachten Zusatzwerkstoff vorausgesetzt. Die hierzu erforderlichen, hohen Drahtfördergeschwindigkeiten lassen sich bei Massivdrahtelektroden ausschließlich mit Sprüh- oder Impulslichtbögen realisieren, deren wirkende Kräfte auf das Schmelzbad konzentrierter als im Vergleich zum Schweißen mit Fülldrahtelektroden sind. In Hinblick auf das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am hochlegierten Stahl X2 Cr Ni 19 11 wird gezeigt, dass neben standardmäßig eingesetzten Massivdrahtelektroden die Anwendung von Fülldrahtelektroden veränderte schweißmetallurgisch und prozesstechnisch bewirkte Eigenschaften der Schweißverbindung zur Folge hat. So wird anhand vergleichend durchgeführter Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche quantifiziert, inwiefern die Anforderungen an Schweißgüter für den Anlagenbau zur Flüssigerdgaslagerung [21] in Abhängigkeit des eingesetzten Drahtelektroden-typs erfüllt werden können.

Das Schweißen niedriglegierter hochfester Feinkornbaustähle erfordern eine geringe Wärme-einbringung zum Erreichen hoher Zähigkeiten in der Wärmeeinflusszone [22]. Deshalb wird zum Beispiel bei der Fertigung von Auslegern mobiler Kräne zunehmend das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren eingesetzt [23, 24]. Bislang können einlagige Schweißverbindungen mit ausreichenden Zähigkeiten an Blechdicken bis 6 mm gefertigt werden [24, 25]. An Bauteilen mit einer Dicke von 12 mm ließen sich die geforderten Schweißguteigenschaften hingegen mit dem MSG-Schweißprozess in Mehrlagentechnik erreichen, da Umkörnungseffekte in der WEZ eine lokale Zähigkeitserhöhung hervorrufen [26]. Diese Methodik führt infolge geringer Schweißgeschwindigkeiten sowie mehrerer auszuführender Schweißlagen zu hohen Fertigungskosten. Doch beim Einsatz der wirtschaftlichen Alternative, dem Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen, lassen sich jüngsten Untersuchungen [27] zur Folge an 12 mm Blechdicke nur geringe Zähigkeiten erzeugen, da gegenüber dem Hybridschweißen an geringen Wanddicken eine hohe Wärmeableitung vorliegt, welche die Bildung spröder Phasen im Schweißgut begünstigt. Daraus leitet sich die Zielsetzung ab, moderne artähnliche und hochlegierte Drahtelektroden beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen einzusetzen, um die Zähigkeitseigenschaften in Bezug auf metallurgische Besonderheiten im Schweißgut zu untersuchen.



## 2 Stand der Technik

### 2.1 Schweißen hochlegierter Stähle

#### 2.1.1 Primärerstarrung beim Schweißen und konstitutionelle Unterkühlung

Der Schweißprozess ist in Abhängigkeit von den Schweißverfahren durch hohe Abkühlgradienten gekennzeichnet. Unter diesen Bedingungen wird eine Erstarrung des Gefüges im Ungleichgewichtszustand begünstigt, dem komplexe Entmischungsvorgänge an der Phasengrenze vom flüssigen zum festen Zustand zu Grunde liegen. Die ablaufende Kristallisation wird im wesentlichen durch die konstitutionelle Unterkühlung und die Unterkühlung durch Oberflächenkrümmung der Dendriten in der Schmelze gesteuert. Nachfolgend ist die konstitutionelle Unterkühlung [22] in Abb. 2.1 anhand eines Zustandsschaubildes für die Hauptlegierungsbestandteile A und B erläutert.

Die Diffusion der sich vor dem Erstarrungsbereich befindenden B-Atome in die Schmelze ist zeitabhängig, so dass bei hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten eine örtliche Erhöhung der Konzentration  $C_L^*$  folgt, siehe Abb. 2.1a. Die unterschiedliche chemische Zusammensetzung in der Schmelze ist mit einer Abnahme der Liquidustemperatur  $T_L$  verbunden. In dem begrenzten Bereich  $\Delta z$  vor dem Erstarrungsbereich, wo höhere Konzentrationen an B-Atomen enthalten sind, ist die reale Temperatur  $T_q$  kleiner als die Liquidustemperatur, siehe Abb. 2.1b. Diese schmale Zone wird als konstitutionell unterkühlt bezeichnet. Der beschriebene Effekt nimmt mit der Erstarrungsgeschwindigkeit zu, da die zum Ausgleich der Konzentrationsunterschiede erforderliche Zeit abnimmt. Der maßgebliche Einflussfaktor auf die konstitutionelle Unterkühlung und die Art des entstehenden Gefüges ist der Temperaturgradient [28].

Bei langsamer Abkühlung bildet sich eine gerichtete Zellstruktur mit nahezu ebener Erstarrungsfront aus. Die zum Schweißen geeigneten Stähle sind bei langsamer Abkühlung durch eine regellose Wachstumsrichtung und Gitterorientierung der Körner gekennzeichnet. Nimmt die Abkühlgeschwindigkeit zu, vergrößert sich der konstitutionell unterkühlte Bereich. Es bilden sich Dendriten, die spitz zulaufend und gerichtet in die Schmelze hineinwachsen. Mit weiterem Anwachsen der Unterkühlung wird die Dendritenstruktur regelloser. Es wird bei Überschreiten einer materialabhängigen, kritischen Schweißgeschwindigkeit eine heterogene Erstarrung beobachtet, bei der simultan kleinere Zellen in der Schmelze entstehen. Dieses Phänomen lässt sich zum Beispiel auch in der Schweißnahtmitte von Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen an niedriglegierten Stählen nachweisen [29].

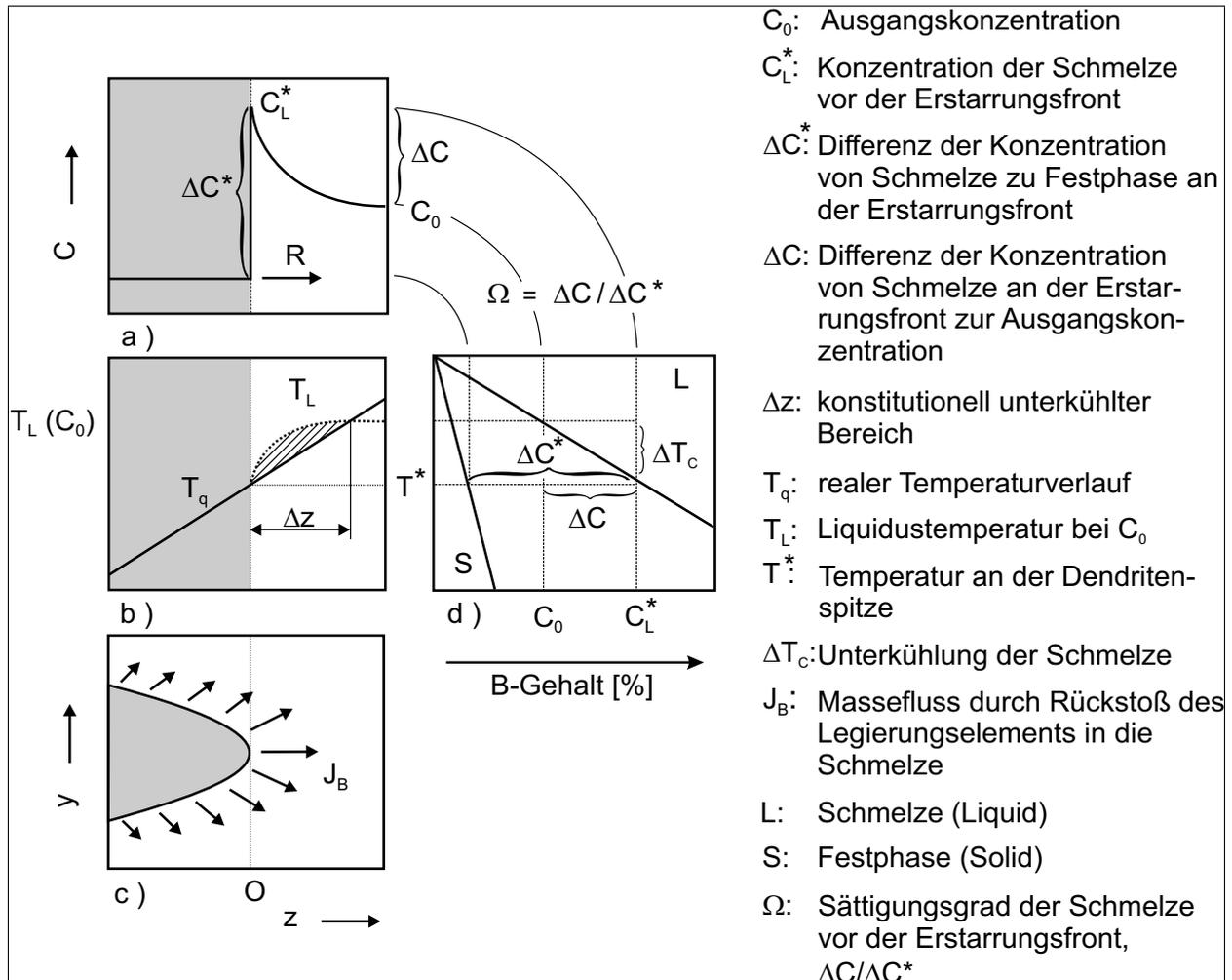


Abbildung 2.1: Konstitutionelle Unterkühlung nach [28]

Schobbert et al. [30] zeigten für das Laserstrahlschweißen an metastabilen austenitischen Stählen, dass eine Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit zu einem Wechsel der Primärerstarrung von ferritisch zu austenitisch führen kann, weil die Bedingungen eines thermodynamischen Gleichgewichts vor der Erstarrungsfreigabe nicht mehr erfüllt sind. Dies ist bei austenitischen Stählen zu beobachten, deren chemische Zusammensetzung eine Erstarrung in der Nähe des Eutektikums hervorruft. Mit zunehmender Erstarrungsgeschwindigkeit erhöht sich der Beitrag der kinetisch sowie thermisch bedingten Unterkühlung am Übergang von flüssig zu fest, da die Schmelze vor der Erstarrungsfreigabe durch hohe Temperaturkoeffizienten gekennzeichnet ist, [31]. In diesem Zusammenhang wiesen Schobbert et al. [30] unter sehr hohen Abkühlgeschwindigkeiten einen möglichen Wechsel der Primärerstarrung von austenitisch zu ferritisch nach. Einen wesentlichen Einfluss auf die Erstarrungsbedingungen können bislang nicht quantifizierbare Größen wie Schmelzbadströmungen haben, die beim Strahlschweißen zu einer ungerichteten (amorphen) Gefügestruktur führen können, wie Nestler et al. [32] nachgewiesen haben.

### 2.1.2 Austenitische Chrom-Nickel-Stähle

Austenitische Stähle zählen zu den hochlegierten Stählen und zeichnen sich durch eine gute Temperaturbeständigkeit sowie Tieftemperaturzähigkeit aus. Die gegenüber niedriglegierten Stählen verbesserte Korrosionsbeständigkeit eröffnet diesem Stahl ein breites Anwendungsspektrum im chemischen Apparatebau, in Rauchgasentschwefelungsanlagen sowie in Konstruktionen zur Flüssigerdgaslagerung und -leitung, wo ein Großteil der hergestellten Chargen im Bereich von 2 mm bis 10 mm Blechdicke verarbeitet wird [21, 33, 34]. Durch Auflegieren mit den Elementen Molybdän, Mangan, Silizium, Kupfer, Stickstoff, Niob, Titan und Vanadium können spezifische Verbesserungen der Materialeigenschaften herbeigeführt werden [35]. Die verminderte Ausscheidungsneigung in Chrom-Nickel-Stählen ist auf die geringe Diffusionsgeschwindigkeit im kubisch flächenzentrierten Austenit zurückzuführen, welche im kubisch raumzentrierten Gitter der ferritischen Stähle um den Faktor 100 bis 1000 höher ist [22]. Während der Erstarrung wird deshalb der Kohlenstoff interstitiell gelöst und nicht in Karbiden ausgeschieden, wie es bei den ferritischen nichtrostenden Stählen auftritt. Bei hohen Kohlenstoffgehalten kann dennoch eine Sensibilisierung des Werkstoffes gegenüber interkristalliner Korrosion eintreten [36, 37]. Die dafür ursächliche Karbidbildung lässt sich durch Herabsetzen des Kohlenstoffgehaltes unter 0,03 % weitestgehend unterbinden. Mit der Einführung moderner Stahlproduktionsverfahren, insbesondere durch Argon-Sauerstoff-Entkohlung, sind ELC-Güten (Extra Low Carbon) mit sehr geringem Kohlenstoffanteil unter 0,03 % wirtschaftlich herstellbar, wodurch Chromkarbidausscheidungen an den Korngrenzen minimiert sind und das Schweißen dieser Werkstoffe ohne Sensibilisierung möglich ist [38]. In Versuchen an austenitischen Stählen bei unterschiedlichen Glühdauern wurde nachgewiesen, dass Karbidausscheidungen an den Korngrenzen außerdem einen versprödenden Einfluss auf den Werkstoff haben [37].

Unterliegt der Stahl einer Wärmebehandlung oder Einwirkung hoher Temperaturen im Bereich von 500 °C bis 900 °C, kann es zur Ausscheidung der intermetallischen  $\sigma$ -Phase (FeCr) kommen, die einen versprödenden Einfluss auf das Gefüge hat [39]. Besonders in Legierungen mit Cr-Anteilen über 15 % setzt die Bildung dieser Phase bereits unter 800 °C ein. So wird in austenitisch-ferritischen Gefügen beobachtet, dass sich die  $\sigma$ -Phase zunächst aus dem  $\delta$ -Ferrit umwandelt und zähigkeitsmindernd wirkt. Die Ausscheidungsvorgänge sind bei einer Glüh Temperatur von 950 °C reversibel. Die maximalen Betriebstemperaturen sowie die Wärmeführung beim Schweißen von austenitischen Chrom-Nickel-Stählen sind vor dem Hintergrund der Ausscheidungsvorgänge (interkristalline Korrosion, versprödende Phasen) begrenzt und hängen im Wesentlichen von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes ab. In Abhängigkeit der eingesetzten Güten werden Langzeittemperaturen von maximal 300 °C bis 400 °C [22] sowie Temperaturen über 450 °C [38] für Sondergüten mit hohem Nickelgehalt angegeben.

Die Gefüge von Chrom-Nickel-Stählen mit geringeren Nickelgehalten wandeln bei Tieftemperaturverformung zum Teil in Martensit um [40]. Der beim Umklappen des Austenitgitters entstehende  $\alpha'$ -Martensit besitzt hohe Festigkeiten und gleichzeitig gute Verformungsfähigkeit. Der infolge hoher Abkühlgeschwindigkeiten oder durch Härten gebildete  $\alpha$ -Martensit in un- und niedrigle-

gierten Stählen ist dagegen spröde. Durch die Umwandlung des primär austenitisch erstarrten Gefüges in  $\alpha'$ -Martensit verändert sich die chemische Zusammensetzung sowie die chemische Beständigkeit gegenüber sauren Medien im passivierten Zustand nicht [39].

Die Schweißseignung austenitischer Chrom-Nickel-Stähle ist im Wesentlichen von der chemischen Zusammensetzung und den thermomechanischen Schweißbedingungen abhängig, die im Zusammenhang mit komplexen metallurgischen Eigenschaften bei der Erstarrung stehen.

### 2.1.3 Metallurgie und Primärerstarrung beim Schweißen austenitischer Stähle

Die Gefügeeigenschaften austenitischer Chrom-Nickel-Stähle sind eine Folge der Erstarrungsbedingungen in der flüssigen und festen Phase. Infolge partieller Änderungen der chemischen Zusammensetzung sowie der Seigerungsneigung wird zum Beispiel ein Erstarrungswechsel von primär ferritisch zu primär austenitisch begünstigt. Im Folgenden sind die in [41] erstmals zusammengestellten vier Grundtypen der möglichen Erstarrung nach der Art ihrer Entstehung beschrieben.

- austenitische Erstarrung - Modus A

Als Typ A ist die austenitische Erstarrung klassifiziert, siehe Abb. 2.2 Erstarrungstyp A. Der Erstarrungsvorgang ist bis Raumtemperatur vollständig durch die Präsenz austenitischer Phasen gekennzeichnet. In der metallographischen Auswertung lassen sich die Substrukturen der Erstarrung, d. h. die längs sowie quer angeschliffenen Dendriten, aufgrund der Seigerungsneigung von Verunreinigungs- und Legierungselementen an den Korn- und Dendritengrenzen herausstellen. Elemente wie Cr und Mo zeigen bei hohen Temperaturen eine geringe Diffusionsfähigkeit im Austenitgitter und seigern deshalb vor der Erstarrungsfront [42]. Dieses Verhalten wird von der gleichsinnigen Erstarrung dominiert, bei der der Anteil an Legierungselementen im Dendritenkern geringer als in den interdendritischen Bereichen und an den Korngrenzen ist.

- primär austenitische Erstarrung mit eutektischem  $\delta$ -Ferrit - Modus AF

Ist der Anteil an ferritstabilisierenden Elementen wie Cr und Mo ausreichend, um am Ende der primär austenitischen Erstarrung eine Bildung von eutektischem Ferrit zu verursachen, wird dieser Modus mit Typ AF gekennzeichnet. Wie in Abb. 2.2 dargestellt, entsteht der Ferrit in den interdendritischen und interkristallinen Bereichen. Im quasibinären Zustandsdiagramm zeigt sich, dass der Ferrit aus der Reaktion im Peritektikum entsteht und aufgrund der schnellen Abkühlung bis Raumtemperatur stabil bleibt. In der festen Phase wird die Umwandlung des Ferrits in Austenit unterdrückt, wenn in der ferritischen Phase ein hohes  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnis erreicht wird.

- primär ferritische Erstarrung mit peritektisch-eutektischem Austenit - Modus FA

Die primär ferritische Erstarrung des Typs FA wird bei höheren  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnissen begünstigt und ist im Zustandsschaubild zwischen dem Peritektikum und dem Gebiet höherer Cr-Gehalte ( $\delta$ ) einzuordnen. Die Bildung von Austenit geht auf peritektisch-eutektische Umwandlungen zurück. Für diesen Erstarrungstyp werden zwei morphologische Ausprägungen, die von den im

Folgenden beschriebenen Bedingungen der Ferrit- und Austenitbildung abhängig sind, beobachtet. Aufgrund der genannten peritektisch-eutektischen Reaktionen entwickelt sich der Austenit im äußeren Bereich der Dendritenkerne und in den interdendritischen Räumen. Die chemische Zusammensetzung sowie Ausbildung richtet sich nach den Übergangsbedingungen des Fe-Ni-Systems im peritektischen Bereich zu denen im eutektischen Bereich des Fe-Cr-Ni-Systems. Nach der Abkühlung liegt der Austenit im interdendritischen Bereich vor, wobei der Gehalt von den Erstarrungsbedingungen und den  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnissen abhängig ist. Experimentell wurde festgestellt, dass der Austenitanteil bei höheren  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnissen abnimmt. Während der Erstarrung nimmt der Ferritanteil im Zweiphasengebiet  $\gamma+\delta$  durch eine diffusionsgesteuerte Umwandlung in Austenit ab. Dieser Prozess wird durch die Diffusionsrate und -eigenschaften an der Ferrit-Austenit-Phasengrenze bestimmt [43–45]. In diesem Zusammenhang bilden sich zwei Arten der FA-Erstarrung heraus. Der vermikuläre Ferrit entsteht bei mittleren Abkühlgeschwindigkeiten und geringen  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnissen innerhalb des FA-Bereichs, siehe Abb. 2.2.

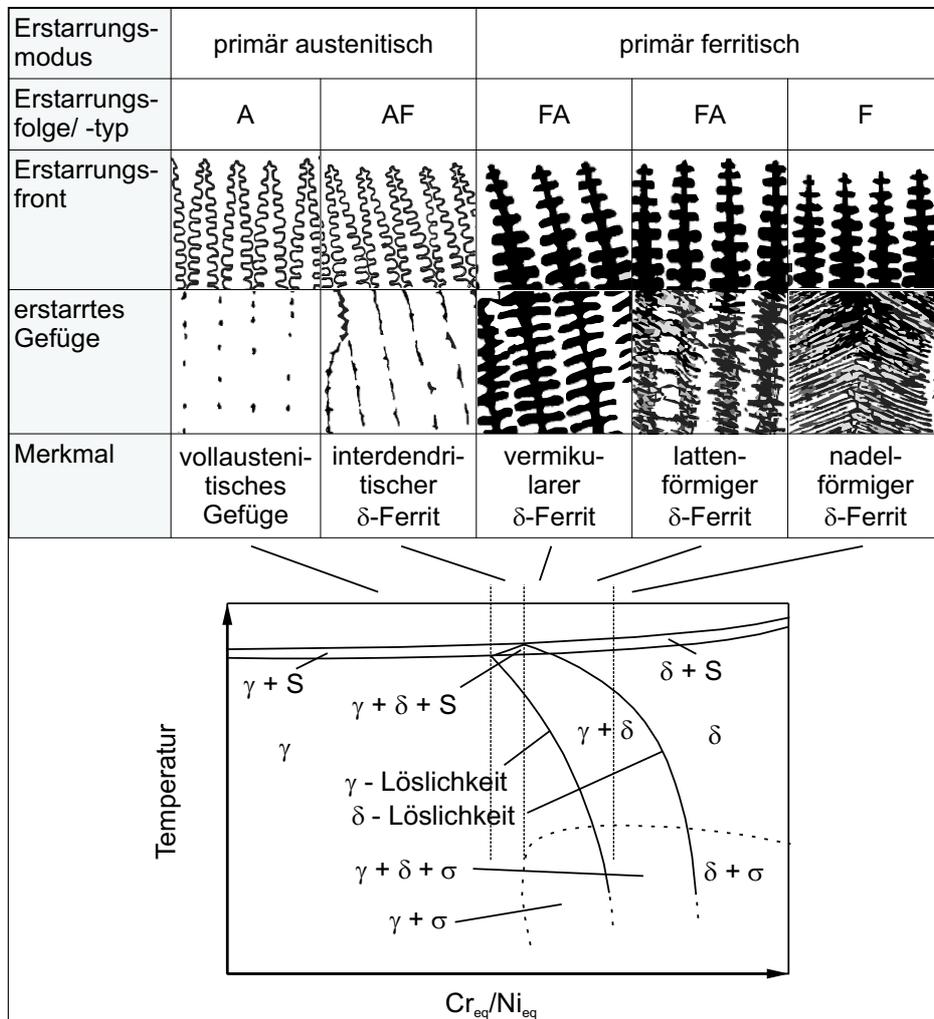


Abbildung 2.2: Erstarrungsmechanismen in austenitischen Chrom-Nickel-Stählen nach [41, 45]

Dabei diffundieren in der festen Phase Cr in den ferritischen Zellkern des Dendriten und Ni in den austenitischen Randbereich. Bereits in der flüssigen Phase seigert Ni in die interdendritischen Bereiche, in denen maximale Ni-Konzentrationen nachgewiesen wurden [46]. Bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten und hohen  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnissen wird die Bildung des in Abb. 2.2 gezeigten

lathy (lattenförmig) Ferrit begünstigt. Im Vergleich zur vermikularen Erstarrung besteht die Gefügestruktur des Ferrits aus einem feingliedrigen Muster, da die geringen Diffusionszeiten kleine Diffusionsentfernungen zwischen Austenit und Ferrit zur Folge haben. Des Weiteren ist der Ferrit nicht lokal auf den Dendritenkern begrenzt, sondern verläuft quer zur Wachstumsrichtung in einer partiell netzartigen Struktur teilweise bis zu den angrenzenden Dendriten. Bei sehr hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten, die beim Laserstrahlschweißen auftreten, kann eine vollständig austenitische Erstarrung des Gefüges eintreten. Maßgeblich ist dabei, dass die Liquidustemperatur der austenitischen Phase bei höheren Abkühlraten größer ist, als die der ferritischen Phase [45]. Dieses Phänomen lässt sich durch die von Kurz und Fischer [28] beschriebene Unterkühlung an der Dendritenspitze erklären. So nimmt bei steigender Erstarrungsgeschwindigkeit die konstitutionelle Unterkühlung sowie die Stabilisierung der austenitischen Phase gegenüber der Ferritischen zu. Aus diesem Grund kann in Legierungen mit einem  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnis im Bereich der primär ferritischen Erstarrung ein Erstarrungswechsel zu primär austenitisch eintreten, wenn eine kritische Erstarrungsgeschwindigkeit überschritten wird, wie bei einer Steigerung der Schweißgeschwindigkeit oder beim Einsatz von konzentrierten Wärmequellen (Laserstrahlschweißen) beobachtet wurde [47].

- ferritische Erstarrung - Modus F

Eine weitere Form der primär ferritischen Erstarrung ist bis zum Erreichen der Ferritlöslichkeitslinie durch ein vollständig ferritisches Gefüge in der festen Phase gekennzeichnet, siehe quasibinäres Zustandsschaubild in Abb. 2.2. Der mit Typ F bezeichnete Erstarrungsmodus bedingt im Bereich zwischen Solidus- und Ferritlöslichkeitslinie einen Ausgleich von erstarrungsbedingten Seigerungen aus der Schmelze durch Diffusion. Ausgehend von einem homogenen Gefüge ohne Substrukturen wandeln nach Erreichen des Zweiphasengebietes  $\gamma+\delta$  zunächst die Korngrenzen in Austenit um. Das Umwandlungsverhalten ist abhängig vom  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnis und der Abkühlrate. Wenn diese Werte innerhalb des F-Gebietes klein sind, setzt die Umwandlung zu Austenit bereits bei höheren Temperaturen ein. So wird bei niedrigen bis mittleren Abkühlraten ein hoher Anteil von Ferrit in Austenit umgewandelt. Da die Phasentransformationen diffusionsgesteuert ablaufen, gilt für hohe Abkühlgeschwindigkeiten, dass infolge geringerer Diffusionszeiten weniger Austenit entsteht. Die Struktur dieser Phase ist analog zur Erstarrung mit lattenförmigem Ferrit (FA) durch kleine Abstände sowie parallel nadelartige Verläufe gekennzeichnet, wie in Abb. 2.2 mit Erstarrungstyp F schematisch dargestellt. Es bleibt eine über mehrere Dendriten ausgebildete homogene Nadelferritstruktur innerhalb des Korn zurück, da im  $\delta$ -Gebiet die Bildung von interdendritischem Austenit und damit eine diffusionsbedingte Begrenzung der Ferritphase innerhalb der Dendriten entfällt. Mit steigendem  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnis vergrößert sich das  $\delta$ -Gebiet zu tieferen Temperaturen. Die Umwandlung im eutektischen Bereich  $\gamma+\delta$  ist dann durch eine geringe Austenitlöslichkeit gekennzeichnet, was eine überwiegend ferritische Erstarrung begünstigt. Der Austenit bildet sich ohne weiteres Wachstum an den Korngrenzen, weil die Temperaturen sowie die Umwandlungskraft gering sind. Dem quasibinären Zustandsschaubild lässt sich zudem entnehmen, dass bei hohen  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnissen geringe Anteile an Austenit im Gleichgewichtszustand vorliegen. In Abhängigkeit von den Erstarrungsbedingungen werden die auftretenden

austenitischen Phasen als Korngrenzen- oder Widmannstätten-Austenit charakterisiert. Die ferritische Erstarrung erfolgt selten in Laserstrahlschweißungen, da wie bereits erläutert bei hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten eine primär austenitische (A, AF) bzw. primär ferritische Erstarrung mit Austenit (FA) begünstigt wird.

- **Heißrissicherheit**

Beim Schweißen metastabiler austenitischer Stähle ist die Beeinflussung der Gefügeeigenschaften von hoher Bedeutung. Die geringe Diffusionsfähigkeit für Elemente, als grundlegende Eigenschaft des kubisch flächenzentrierten Gitters im Austenit, ist mit einer spezifisch hohen Seigerungsneigung verbunden. Die Konzentration von Elementen mit geringer Löslichkeit ist deshalb an den Korngrenzen hoch, wodurch verschiedene Verbindungen mit niedriger Schmelztemperatur (zum Beispiel NiSi) entstehen können [48]. Ist der Einfluss dieses Faktors auf die Schmelztemperatur und Verformungsfähigkeit von Korngrenzenbereichen groß, wird die Heißrissneigung infolge abkühlungsbedingter Schrumpfungseffekte begünstigt. Ein Ansatz, diesem Phänomen zu begegnen, ist das Bestreben, den Ferritgehalt im Schweißgut durch Variation der Schweißbedingungen und -eigenschaften zu steuern. Der heißrissmindernde Effekt von geringen Mengen an Deltaferrit im Schweißgut ist für Lichtbogenschweißverfahren untersucht worden [49, 50]. Es wurde ermittelt, dass metastabile austenitische Grundwerkstoffe mit Schweißzusätzen verarbeitet werden sollten, die im Schweißgut einen  $\delta$ -Ferritgehalt von mindestens 5 % zur Folge haben [51]. Ab diesen und höheren Anteilen der ferritischen Phase im Schweißgut liegt eine heißrissresistente Mikrostruktur vor. So werden aktuell Empfehlungen in Normen, wie zum Beispiel DIN EN ISO 17633, angegeben, in denen auf die Wirkung des Deltaferritanteils hingewiesen wird, um die folgende Anforderung an Schweißverbindungen zu erfüllen [52]. Ein ausreichend hoher Ferritanteil liegt vor, wenn sich Heißrisse vermeiden lassen, ohne die für den Anwendungszweck erforderlichen mechanischen Kennwerte und Korrosionseigenschaften durch zu hohe Ferritanteile nachteilig zu beeinflussen.

Die Ursachen für die Wirkung von  $\delta$ -Ferrit auf die Reduzierung der Heißrissneigung sind im Folgenden kurz erläutert. Nach Lippold [53] hat die Verformungsfähigkeit von Deltaferrit bei Temperaturen über 1300 °C einen vernachlässigbaren Effekt auf das Heißrissverhalten, weil Austenit in diesem Temperaturbereich ebenfalls eine hohe Verformungsfähigkeit besitzt. Es ist zudem erwiesen, dass die Löslichkeit der ferritischen Phase für verunreinigende Elemente wie Phosphor und Schwefel hoch ist, jedoch keinen entscheidenden Einfluss auf die Bildung von schmelzflüssigen Phasen an den Korngrenzen und somit auf das Heißrissverhalten hat. Vielmehr ist zu berücksichtigen, dass die Bildung von Korngrenzenfilmen von der Erstarrungsmorphologie der Dendriten abhängig ist, weil bei vollaustenitischer Erstarrung die interdendritischen Bereiche sowie Korngrenzen nahezu planar sind und eine rissbegünstigende Form ergeben. Die Korngrenzen bestehen dann aus einem homogenen Film seigerungsbedingter Phasen. Mit dem interdendritischen Ferrit der AF-Erstarrung lässt sich eine Verbesserung der Rissresistenz erzielen, da die Dendritenenden an den Korngrenzen ebenfalls mehr Ferrit enthalten. Eine hohe Heißrissresistenz wird im Zusammenhang mit der FA-Erstarrung beobachtet. Hier wird die Ausbildung der Korngrenzen maßgeblich durch die interdendritische Erstarrungsstruktur beeinflusst. Es zeigt sich, dass die

Dendritenenden an Korngrenzen durch die primär ferritische Erstarrung eine komplexe Struktur ergeben, in der ein höherer Risswiderstand als in einem primär austenitisch erstarrten Gefüge besteht [45].

Hammar und Svensson [54] führten Versuche an Gussgefügen austenitischer Chrom-Nickel-Stähle durch, um den Einfluss der chemischen Zusammensetzung sowie der Erstarrungsbedingungen auf die Mikrostruktur sowie die Verformbarkeit in Abhängigkeit der Temperatur zu untersuchen. Die aus den Analysen ermittelten Äquivalente für Cr und Ni dienen zur Abschätzung des Erstarrungsmodus und der Heißrissanfälligkeit.

$$Cr_q = Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti \quad (2.1)$$

$$Ni_q = Ni + 22C + 14,2N + 0,31Mn + Cu \quad (2.2)$$

Die Abschätzung des  $\delta$ -Ferritgehaltes in Schweißgütern aus austenitischen Chrom-Nickel-Stählen und Duplexstählen ist für Lichtbogenschweißverfahren mit dem von Kotecki und Sievert [55] erweiterten WRC-1992-Diagramm möglich. In den Gl. 2.3 und 2.4 sind die Cr- und Ni-Äquivalente ( $Cr_{\text{äq}}$ ,  $Ni_{\text{äq}}$ ) für die Berechnung aufgestellt. Die Gleichungen gelten ausschließlich im Bereich des  $Cr_{\text{äq}}$  von 17 bis 31 und des  $Ni_{\text{äq}}$  von 9 bis 18 und sind eine Ergänzung zum Schaeffler-Diagramm. Eine Darstellung des Diagramms ist in Abb. 2.3 gezeigt. Hier wird deutlich, dass Mn in der  $Ni_{\text{äq}}$ -Berechnung des WRC-1992-Diagramms keine Berücksichtigung findet, weil seine Wirkung bei der Umwandlung von Ferrit in Austenit im Bereich hoher Temperaturen vernachlässigbar ist. Demgegenüber ist dieses Element bedeutend für die Abschätzung des Ferritgehaltes bei martensitisch umwandelnden Werkstoffen, der aus dem Schaeffler-Diagramm ermittelt wird. Mn stabilisiert den Austenit gegenüber der Umwandlung in Martensit.

$$Cr_q = Cr + Mo + 0,7Nb \quad (2.3)$$

$$Ni_q = Ni + 35C + 20N + 0,25Cu \quad (2.4)$$

Neben Cr sind Mo und Nb einflussreiche ferritstabilisierende Begleitelemente, die mit Zusatzwerkstoff zugeführt oder aus dem Grundwerkstoff aufgemischt werden können. Als Austenitbildner haben C, N und Cu eine reduzierende Wirkung auf den  $\delta$ -Ferritgehalt. Besonders die Elemente C und N können über das Schutzgas oder durch nicht optimierte Schweißparameter in das Schweißgut gelangen und zu einer Verringerung des Ferritgehaltes führen. Eine große Lichtbogenlänge verursacht beispielsweise beim Schweißen rutilhaltiger Stabelektroden eine vermehrte Stickstoffaufnahme und Austenitisierung im Schweißgut, wodurch eine erhöhte Heißrissgefahr gegeben ist [56].

Der Einfluss von Schwefel und Phosphor auf die Heißrissbildung wird im Wesentlichen durch die Seigerungsneigung an Korngrenzen und in den interdendritischen Bereichen bestimmt. In [57] wurden die Güten AISI 304 und AISI 310S untersucht, die unterschiedliche Gehalte an den ge-

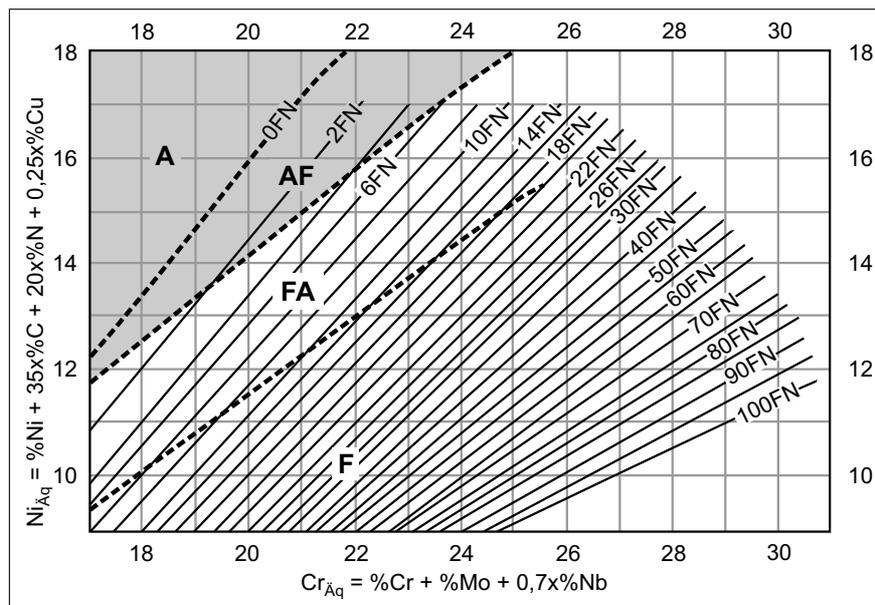


Abbildung 2.3: WRC 1992 Diagramm nach [55]

nannten verunreinigenden Elementen enthielten. In Abhängigkeit vom  $Cr_{\text{Äq}}-Ni_{\text{Äq}}$ -Verhältnis wiesen diese Werkstoffe nach dem WIG-Blindschweißen auf gekühlten Proben eine primär austenitische oder primär ferritische Erstarrungsstruktur mit Vermikular- und Lathy-Ferrit auf. Das Schweißgut mit geringem  $Cr_{\text{Äq}}-Ni_{\text{Äq}}$ -Verhältnis (AISI 310S) war durch eine primär austenitische Erstarrung gekennzeichnet. Den Untersuchungen des Schweißguts mittels Elektronenstrahlmikroanalyse und EDX-Rasterelektronenmikroskopie ist zu entnehmen, dass unabhängig vom Erstarrungsmodus Schwefel und Phosphor interdendritisch seigern. Es konnte jedoch analysiert werden, dass im primär austenitisch erstarrten Gefüge höhere Gehalte dieser Elemente in diesen Bereichen vorliegen. Eine Untersuchung der Löslichkeit von Schwefel im primär ferritisch erstarrten Dendritenkern führte aufgrund der geringen Löslichkeit zu konstanten Werten bei steigendem Schwefelgehalt im Grundwerkstoff. Dagegen werden Sulfide in globularer und lamellenartiger Form in den interdendritischen Bereichen und an den Korngrenzen beim austenitischen Erstarrungstyp festgestellt. Phosphor hat eine höhere Löslichkeit als Schwefel, sowohl in den primär ferritisch als auch in den primär austenitisch erstarrten Zellkernen der Dendriten, wobei ein erhöhter Gehalt an Phosphiden an die Korngrenzen des primär austenitischen Gefüges seigert. Kujanpää et al. [58] haben in Verbindung mit den heißrissbegünstigenden Elementen Phosphor und Schwefel einen Zusammenhang zur Heißrissneigung in Schweißgütern hergeleitet. Für die Bedingungen des Lichtbogenschweißens zeigen die Ergebnisse eine geringe Heißrissneigung, wenn die Summe der Gewichtsanteile aus P und S weniger als 0,02 Gew.-% beträgt.

#### 2.1.4 Heißrissneigung austenitischer Stähle beim Schweißen mit hoher konzentrierter Energiedichte

Die bisher gezeigten Methoden zur Abschätzung des  $\delta$ -Ferritgehaltes in Schweißgütern, wie zum Beispiel anhand des WRC 1992 Diagramms in metastabilen austenitischen Stählen, basieren auf empirischen Studien, die für Lichtbogenschweißverfahren gelten. Wie David et al. [59] gezeigt

haben, sind die Auswirkungen der Abkühlrate auf den  $\delta$ -Ferritgehalt signifikant, weil eine Verschiebung der Erstarrungsbedingungen eintritt. Am Beispiel des Schaeffler-Diagramms konnte anhand ausgewählter Legierungen gezeigt werden, dass sich der Gültigkeitsbereich für die Existenz ferritischer Phasen verkleinert, wenn höhere Abkühlraten vorliegen. In Abb. 2.4 sind deshalb die Grenzlinien der Ferritbereiche für die Abkühlbedingungen des Lichtbogen- sowie des Laserstrahlschweißens sowie die Punkte der  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnisse einer für diese Arbeit bedeuten- den Legierungszusammensetzung vergleichend aufgetragen. Bei höheren Abkühlraten des Laserstrahlschweißens ist eine Verschiebung der Ferritgrenzlinie 0 FN zu niedrigen Ni-Äquivalenten zu erkennen. Dadurch befindet sich die zuvor primär ferritisch erstarrende Legierung AISI 304 im austenitischen Erstarrungsbereich. Dies zeigt den Zusammenhang zwischen der Erstarrung, der chemischen Zusammensetzung und der Abkühlgeschwindigkeit.

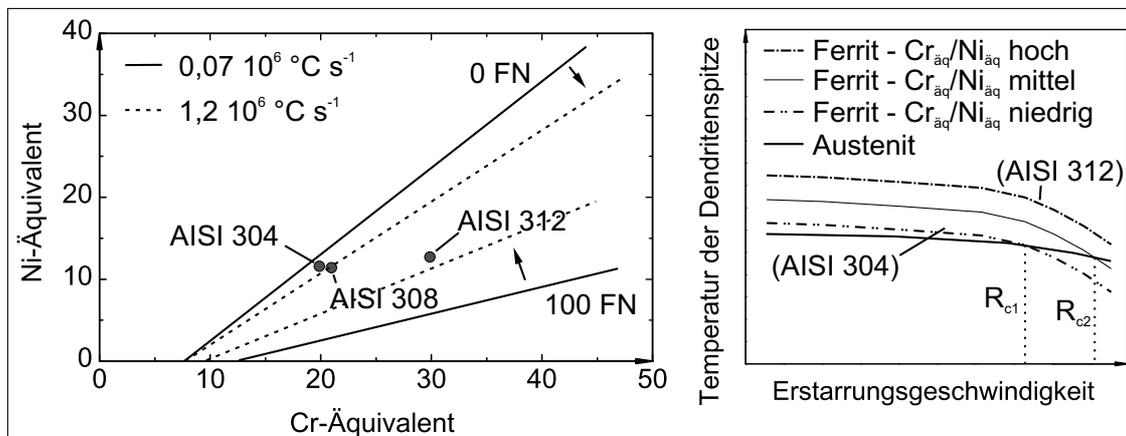


Abbildung 2.4: Erstarrungsverhalten als Funktion der Erstarrungsgeschwindigkeit und der chemischen Zusammensetzung nach Studien in [59] und [47], Gültigkeit bisheriger Zustandsdiagramme ist auf das Laserstrahlschweißen nicht übertragbar

Ergänzend zum Schaeffler-Diagramm in Abb. 2.4 verdeutlicht ein schematisches Diagramm die Erstarrungstemperatur der austenitischen und ferritischen Phase an der Dendritenspitze als Funktion der Erstarrungsgeschwindigkeit. Nach Lippold wird die Primärerstarrung durch die Phase mit der höchsten Erstarrungstemperatur eingeleitet [47]. Die Erstarrungstemperatur der austenitischen Phase hat bei zunehmender Unterkühlung an der Dendritenspitze eine geringere negative Steigung, als die ferritische Phase. Demnach sind die Erstarrungstemperaturen der Phasen bei einer kritischen Erstarrungsgeschwindigkeit  $R_{c1}$  gleich groß. Eine primär austenitische Erstarrung folgt bei weiterer Erhöhung der Erstarrungsgeschwindigkeit, da die Erstarrungstemperatur des Austenits höher als die des Ferrits ist. Des Weiteren kennzeichnen die Linien der ferritischen Phase verschiedene  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnisse. Deutlich wird hier, dass bei sehr hohen ferritstabilisierenden Anteilen sowie Erstarrungsgeschwindigkeiten ein Wechsel der Primärerstarrung von primär ferritisch zu primär austenitisch aufgrund unzureichender Unterkühlung nicht mehr möglich ist.

In [60] konnte gezeigt werden, dass schwefelhaltige Chrom-Nickel-Stähle für das WIG- und Laserstrahlschweißen geeignet sind, wenn eine FA-Erstarrung vorliegt. Mit diesem Ergebnis bestätigt sich die Theorie der geringen Heißrissanfälligkeit an den  $\gamma$ - $\delta$ -Korngrenzen des primär ferritisch erstarrten Gefüges. Der komplexe Verlauf der Phasengrenzen von Ferrit zu Austenit

wirkt einer schmelzflüssigen Filmbildung entgegen. Die Ausbildung eines vollaustenitischen oder -ferritischen Gefüges ist beim WIG-Schweißen mit einer erhöhten Heißrissempfindlichkeit verbunden, da an den planaren Korngrenzen homogene Sulfid- und Phosphidfilme seigern. Auf der Grundlage verfügbarer Daten wurden  $Cr_{\text{äq}}-Ni_{\text{äq}}$ -Bereiche nach Hammar und Svensson für heißrisssichere Schweißungen definiert [54]. Beim WIG-Schweißen liegt der  $Cr_{\text{äq}}-Ni_{\text{äq}}$ -Bereich zwischen 1,55 und 1,9 und das Laserstrahlschweißen ist ab einem  $Cr_{\text{äq}}-Ni_{\text{äq}}$ -Wert größer 1,7 ohne Auftreten von Heißrissen möglich. Eine obere Grenze der Heißrisssicherheit konnte für das Laserstrahlschweißen bisher nicht gefunden werden. Die Autoren geben an, dass die beobachtete geringe Korngröße bei vollferritischer Erstarrung im Zusammenhang mit der erhöhten Heißrisssicherheit steht.

Lippold wies nach, dass ferritisch erstarrende Chrom-Nickel-Stähle beim Schweißen mit konzentrierten Wärmequellen, wie dem Elektronenstrahl- oder Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff, einen partiell primär austenitisch erstarrenden Bereich in Schweißnahtmitte aufweisen, in dem eine erhöhte Heißrissempfindlichkeit vorliegt. Die im Vergleich zum Lichtbogenschweißverfahren hohen Abkühlgeschwindigkeiten, sowie die schmale Einbrandgeometrie begünstigen bei hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten einen Wechsel der Primärerstarrung von ferritisch zu austenitisch [61]. Ausgehend von einem idealisierten Dendritenwachstum senkrecht zur Schmelzlinie folgt die Erstarrungsgeschwindigkeit der in Abb. 2.5a dargestellten Gesetzmäßigkeit.

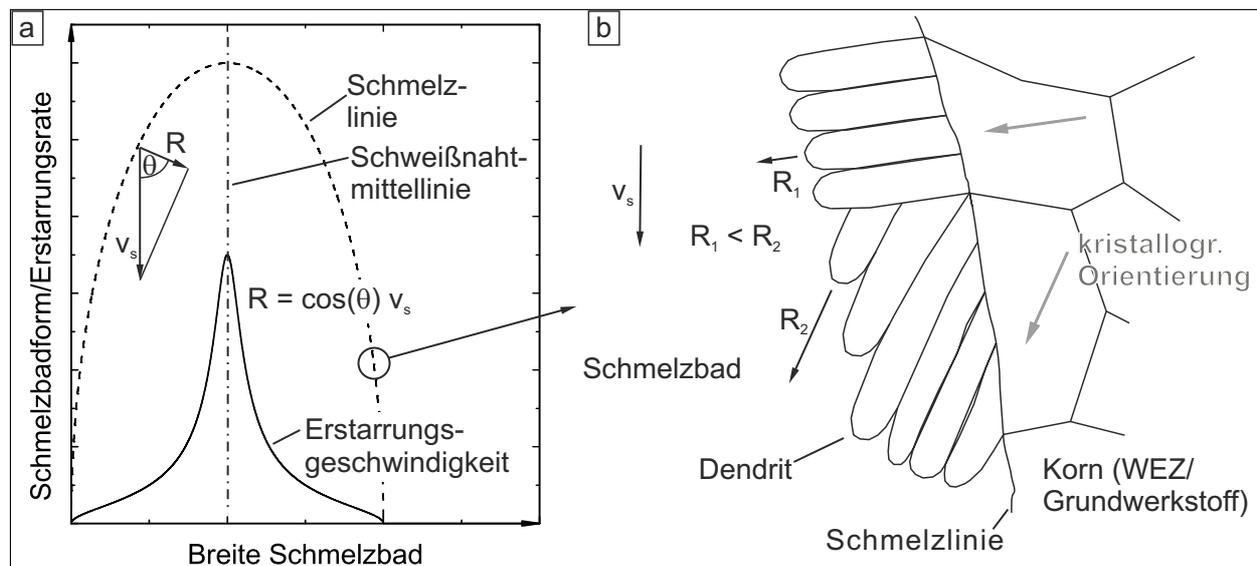


Abbildung 2.5: a) nominelle Erstarrungsgeschwindigkeit senkrecht zur Schmelzlinie mit deutlichem Maximum in der Schweißnahtmitte, b) beobachtete variierende Erstarrungsrichtungen und -geschwindigkeiten durch epitaktisches Aufwachsen und kristallographische Vorzugsrichtungen, in Anlehnung an [47, 61, 62]

Während an den Seiten des Schmelzbad kleine Erstarrungsgeschwindigkeiten vorliegen, nehmen sie im mittleren Bereich des Schmelzbad deutlich zu und nehmen in der Mitte den Wert der Schweißgeschwindigkeit  $R = v_s$  an. Es wird jedoch im Schweißgut austenitischer Stähle ein epitaktisches „Aufwachsen“, d.h. gleiche Gitterausrichtung, neu gebildeter Kristalle an angeschmolzenen Körnern beobachtet. Deshalb tritt in Verbindung mit dem Einfluss kristallographischer Vorzugsrichtungen eine Änderung der Wachstumsorientierung der Dendriten abweichend

vom hier beschriebenen Idealfall ein. Es konnte des Weiteren mittels eines dreidimensionalen Modells der Erstarrungsstrukturen lasergeschweißter Schmelzbäder eine Abhängigkeit der Erstarrungsgeschwindigkeit von der Position im Schmelzbad nachgewiesen und experimentell verifiziert werden [62].

***Diese Ergebnisse sowie Untersuchungen von Lippold [47] zeigen, dass eine simultane Erstarrung von primär austenitischen und primär ferritischen Gefügen in Laserstrahlschweißnähten eintreten kann. Dazu ist anhand des Epitaxieeffekts in Abb. 2.5b dargestellt, inwiefern lokal variierende Erstarrungsgeschwindigkeiten entstehen können. Die Wachstumsrichtung der Dendriten in den Körnern des Schweißguts wird dabei durch die kristallographische Orientierung der angeschmolzenen Körner des Grundwerkstoffes an der Schmelzlinie beeinflusst. Die vorgestellte Thematik des Erstarrungsverhaltens sowie im Zusammenhang mit der Heißrissneigung bezieht sich vornehmlich auf Strahlschweißverfahren ohne Zusatzwerkstoff. Der Einfluss der veränderten Metallurgie und Wärmewirkung beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen wurde dagegen bislang kaum untersucht.***

Die Untersuchungen in [63] mittels Sigmajig-Test zur Prüfung der Heißrissneigung an 0,25 mm dicken Feinblechen eines austenitischen Chrom-Nickel-Stahls ergaben eine zunehmende Heißrissbildung bei steigender Streckenenergie. Es konnte weiterhin gezeigt werden, dass die mit verschiedenen Schweißverfahren erzeugten spezifischen Schmelzbadformen zu veränderten Schrumpfungsbedingungen führen. Dabei konnte durch das gepulste Laserstrahlschweißen eine hohe Heißrissicherheit gegenüber dem WIG-Schweißverfahren erzielt werden, weil die im Sigmajig-Test ermittelten Grenzspannungen der Heißrissentstehung vergleichsweise hoch sind. Eine Modulierung der Laserstrahlung als Offset-Puls führt ebenfalls zu einer Erweiterung der Parameterbereiche für ein rissfreies Schweißen an Werkstoffen mit erhöhter Heißrissneigung [64].

***Beim Schweißen dickwandiger Bauteile treten in Schweißgütern mit geringer Einbrandbreite jedoch hohe Wärmeabführung und Erstarrungsgeschwindigkeiten auf, die zu einem austenitischen Primärgefüge und einer Erhöhung der Erstarrungsrissneigung führen [65]. Mit einer gezielten Beeinflussung der Schweißgutmetallurgie durch Zugabe ferritstabilisierender Zusatzwerkstoffe lassen sich so heißrissfreie Schweißnähte beim Elektronenstrahlschweißen erzeugen [66]. Die Heißrissneigung in austenitischen Schweißgütern ist somit von den geometrischen Faktoren Bauteildicke und Einbrandgeometrie abhängig. Diesbezüglich sowie zur Untersuchung geeigneter Zusatzwerkstoffe für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren liegen bisher keine metallurgischen Befunde vor.***

### 2.1.5 Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten von Schweißverbindungen an austenitischen Stählen

Hochlegierte Stähle werden in Form von geglühten, warm- oder kaltgewalzten Grundwerkstoffen zum Schweißen eingesetzt. Das Gefüge ist feinkörnig und im Vergleich zu niedriglegierten Stählen unempfindlicher gegenüber Kornvergrößerung, da die Rekristallisationstemperatur des Austenits höher als die des Ferrits ist [37]. Es wird jedoch eine Zunahme der Korngröße in der WEZ bei

Schweißverfahren mit hoher Streckenenergie (zum Beispiel Lichtbogenschweißen) beobachtet. Die Festigkeit der Schweißverbindung wird dann von den Eigenschaften des Schweißgutes bestimmt.  $\delta$ -Ferrit besitzt eine höhere Festigkeit als Austenit, weshalb ein hoher Anteil dieser Phase sich festigkeitserhöhend auswirkt und die Bruchposition größtenteils im Bereich der WEZ lokalisiert wird. Für einen geglühten Stahl nach AISI 304 wird eine Dehngrenze von etwa 240 MPa und für das reine Schweißgut des artgleichen Zusatzwerkstoffes der Güte AISI 308L eine Dehngrenze bis 450 MPa angegeben [45]. In [67] liegen die Bruchpositionen bei artgleich geschweißten austenitischen Stählen jedoch im Schweißgut, obwohl  $\delta$ -Ferritgehalte von FN 5 bis FN 14 gemessen wurden. Somit sind die Versagensmechanismen unter Zugbeanspruchung neben dem ermittelten  $\delta$ -Ferritgehalt von weiteren Faktoren abhängig, die im Folgenden erläutert werden.

- Einfluss der Ferritmorphologie

Der Einfluss der Mikrostruktur auf die Festigkeit von Schweißverbindungen an hochlegierten Werkstoffen wird in der Literatur am Beispiel von Lichtbogenschweißverfahren erläutert. In wie fern sich im Vergleich dazu das Festigkeitsverhalten an Laserstrahl- sowie Laserstrahlhybridgeschweißten Verbindungen verändert, wurde bisher nicht systematisch untersucht. Hauser et al. führten Schweißversuche mit umhüllten Stabelektroden des Standardzusatzwerkstoffes AISI 308L zur Ermittlung der Festigkeit im Schweißgut bei verschiedenen Temperaturen und Ferritgehalten durch [68]. Aus den Ergebnissen folgt, dass die Festigkeit bei Raumtemperatur mit dem Ferritgehalt im Schweißgut zunimmt. Der Betrag der Festigkeitssteigerung nimmt bei gleichen Ferritgehalten jedoch mit zunehmenden Temperaturen ab. Die Bruchdehnung verringert sich um 25 % bei Erhöhung der Temperatur auf etwa 650 °C. Des Weiteren zeigte sich bei Zeitstandversuchen, dass bei Ferritgehalten über FN 6 eine deutliche Abnahme der Zeitstandfestigkeit zu verzeichnen ist. In [69] werden vergleichbare Resultate an Schweißproben erzielt, die mit einer umhüllten Stabelektrode der Güte AISI 316 hergestellt sind. Hierzu gibt der Autor an, dass ein Optimum an Heißrissicherheit und Zeitstandfestigkeit bei einem Ferritanteil von FN 5 im Schweißgut vorliegt. Anhand metallographischer Befunde konnte in Schweißgütern mit FN 10 eine Ausbildung von Risspfaden entlang der  $\gamma$ - $\delta$ -Phasengrenzen innerhalb der Dendriten identifiziert werden. Ein dichtes zusammenhängendes Ferritnetzwerk begünstigt somit einen Rissfortschritt im Zeitstandversuch. Analoge Ergebnisse liefern die Versuche in [70], wo Risse an den Ferrit-Austenit-Phasengrenzen beobachtet wurden. Zur Erzeugung der Schweißgüter kamen mehrere Schweißverfahren (unter anderem das MSG-Schweißen) an einem metastabilen austenitischen Chrom-Nickel-Stahl mit einer Wanddicke von 25 mm zum Einsatz. Hier wurde bei steigender Streckenenergie eine Zunahme der Dendritengröße und Verringerung der Verteilungsdichte des Deltaferrits bei gleichzeitig verminderter Zeitstandfestigkeit festgestellt. Insofern korreliert die vornehmlich vermikuläre Morphologie sowie der Gehalt an  $\delta$ -Ferrit mit der resultierenden Zeitstandfestigkeit.

Die Bestimmung von lokalen Schweißnahteigenschaften, wie zum Beispiel Härte, ist bei metastabilen Austeniten, die keine signifikanten Umwandlungen in aushärtbare Phasen zeigen [48], kaum möglich. David et al. [71] wiesen in Schweißgütern der Güte AISI 308 mittels instrumentierter Eindringprüfung gleiche Härteeigenschaften zwischen der austenitischen und ferritischen Pha-

se nach. Eine Übertragbarkeit der Härte im Gefüge auf die lokalen Festigkeitseigenschaften ist somit nicht gegeben. Die mikroskopischen Eigenschaften der Gefügestruktur verändern sich jedoch unter Einwirkung von Verformungen. Boyce et al. [72] zeigten an Laserstrahlschweißnähten, dass im Schweißgut teilweise geringere Verfestigungsgraden vorliegen, als im Grundwerkstoff. Eine Untersuchung der lokalen Gefügeeigenschaften zur Bestimmung der Verformungseigenschaften an beanspruchten Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen wurde bisher nicht durchgeführt. **Wie in der Literatur reflektiert, haben die unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften der austenitischen und ferritischen Phase einen signifikanten Einfluss auf das Festigkeitsverhalten an MSG- und Laserstrahlschweißverbindungen. Untersuchungen zum Festigkeitsverhalten an Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißnähten bei der Verwendung von Fülldrahtelektroden wurden bislang nicht durchgeführt.**

Zur Untersuchung mikrostruktureller Zusammenhänge in zweiphasigen Gefügen wurde die Bestimmung des plastischen Mikrodehnungsverhaltens im Zugversuch an beschleunigt abgekühlten Duplexstählen (unter anderem mit 32 % Ferritanteil) mittels In-situ-Neutronendiffraktometrie durch Analyse der Versetzungsdichte durchgeführt [73]. Die aus den Beugungsspektren der  $\gamma$ -Phase (111) und  $\delta$ -Phase (110) errechneten Daten führen zu dem Ergebnis, dass vor der Verformung die Gitterdehnungen im Austenit positiv (Zugdehnung) und im Ferrit negativ (Druckdehnung) sind. Dies ist auf unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten der Phasen zurückzuführen, die nach beschleunigter Abkühlung der geglühten Proben von 1000 °C bis 0 °C mikrostrukturelle Eigenspannungen zur Folge haben. Beim Einsetzen der plastischen Verformungen erfolgt die Versetzungsbewegung zunächst im austenitischen Gitter. Aus dem heterogenen Dehnungsverhalten während der Verformung sind dem Austenit größere anteilige plastische Dehnungen zuzuordnen als dem Ferrit. In wie fern diese Eigenschaft einen Einfluss auf die Verformungsmechanismen im Gefüge von Schweißgütern unter Zugbeanspruchung haben, wurde bisher nicht analysiert. Gerade die gegenüber Lichtbogenschweißverfahren veränderten Erstarrungsbedingungen und Einbrandgeometrien beim Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen führen dabei zu unterschiedlichen Festigkeitseigenschaften der gesamten Schweißverbindung.

- Tieftemperatureigenschaften

Austenitische Chrom-Nickel-Stähle besitzen hohe Festigkeits- und Zähigkeitskennwerte bei tiefen Temperaturen. Dabei werden die Festigkeitseigenschaften und das Verfestigungsverhalten im Wesentlichen von der Umwandlungsneigung des Austenits zu Martensit gesteuert. Michler [40] führte Messungen der Martensitanteile an Schweißgütern des Werkstoffes AISI 304 durch, die bei Raumtemperatur im Zugversuch verformt wurden. Den Ergebnissen zu Folge, können plastische Dehnungen zu einem Martensitanteil bis zu 20 % führen. Werden die Proben nachträglich flüssigem Stickstoff ausgesetzt, wird kein weiterer Anstieg des Martensitgehalts beobachtet, weil die ferritische Phase dem Fortschreiten des Umklappmechanismus entgegenwirkt.

- Kerbschlagzähigkeit

Generell wird die Prüfung der Kerbschlagzähigkeit an unverformten Schweißgutproben oder Kombinationen aus Schweißgut und Grundwerkstoff angewendet. In [74, 75] führten in diesem Zu-

sammenhang Kerbschlagbiegeversuche bei  $-196\text{ °C}$  zu folgenden Ergebnissen. Je geringer der Ferrit- sowie Kohlenstoffgehalt im Schweißgut ist, desto höhere Zähigkeitskennwerte wurden aufgrund der hohen Verformungsfähigkeit der austenitischen Phase gemessen. Nach Ermittlung der Kerbschlagzähigkeit und Auswertung der Proben wird der Bruch entlang der Austenit-Ferrit-Phasengrenzen beobachtet. Dies wird darin begründet, dass an den Phasengrenzen eine seigerungsbedingte Bildung spröder Verbindungen sowie eine geringere Beständigkeit gegenüber Martensitbildung vorliegen kann, wodurch bei kurzzeitiger Beanspruchung der Bruchverlauf in diesen Bereichen begünstigt wird.

- Einfluss nichtmetallischer Phasen

Der Einfluss nichtmetallischer Einschlüsse auf die Festigkeit unter Verwendung von hochlegierten Fülldraht- und Massivdrahtelektroden der Güte 308L und verschiedene Schutzgaszusammensetzungen wurde in [76] untersucht. Hier konnte ermittelt werden, dass die Zugfestigkeit im Wesentlichen von der Art des gewählten Schweißzusatzwerkstoffes abhängig ist. Neben dem Ergebnis, dass die gemessenen Festigkeitswerte die Mindestanforderungen der Werkstoffspezifikationen erfüllen, sind die Zugfestigkeitswerte der mit rutiler Fülldrahtelektrode hergestellten Schweißungen geringer als die mit Massivdrahtelektrode erzeugten. Der Anteil an  $\text{CO}_2$  im verwendeten Argon-Schutzgas hat beim Einsatz der rutilen Fülldrahtelektrode weder Einfluss auf die Bruchdehnung noch auf die Zugfestigkeit ungeachtet der Art des eingesetzten Zusatzwerkstoffes, weil die mechanischen Eigenschaften des Schweißguts maßgeblich durch die Schlacke beeinflusst werden. Den Bruchoberflächen der mit Massivdrahtelektrode geschweißten Proben sind eine geringere Anzahl an Einschlüssen zuzuordnen. Deshalb sind die Werte der Zugfestigkeit etwas höher. Bei Verwendung von Fülldrahtelektroden erhöht sich der Anteil der Einschlüsse im Schweißgut durch eine zusätzliche Einbringung an Oxidpartikeln aus der Pulverfüllung. Dies führt im Vergleich zu Schweißgütern, die mit Massivdrahtelektrode hergestellt wurden, zu einer geringen Zähigkeit [77, 78]. Einen maßgeblichen Einfluss hat die verminderte Verformungsfähigkeit infolge einer hohen Dichte an Oxidpartikeln im Schweißgut [79, 80]. Entsprechende Befunde liegen in vergleichenden Studien zum MSG-Schweißen von hochlegierten rutilen Fülldraht- und Massivdrahtelektroden von Liao und Chen [81] vor. In [82] wird auf den Einfluss des Lagenaufbaus im Zusammenhang mit der Kerbschlagzähigkeit hingewiesen, insbesondere wenn rutiler Fülldrahtelektroden geschweißt werden. Demnach wirkt sich die Zugraupentechnik beim Mehrlagenschweißen nachteilig auf die Zähigkeitseigenschaften aus. Bei Anwendung der Pendelraupentechnik werden höhere Zähigkeiten erreicht, weil das Risiko von Schlackeeinschlüssen durch das große Schmelzbad geringer ist [22]. Wie Fuhrmann [29] und Keller [5] anhand einlagig Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißter Verbindungen an niedriglegierten Stählen zeigten, ist die Erstarrung im lichtbogenbeeinflussten Bereich bei einer V- oder Y-Nahtvorbereitung sowie geeigneten Schweißgeschwindigkeiten zur Schweißnahtoberfläche gerichtet. Dies führt zu einer Minimierung von nachteilig auf die Zähigkeit wirkenden Einschlüssen und Vermeidung von Mittelrippendefekten. Eine Untersuchung zur Übertragbarkeit auf die Schweißnahteigenschaften an hochlegierten Stählen beim Einsatz von Fülldrahtelektroden für das Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen wurde hinsichtlich erreichbarer Zähigkeiten bislang nicht durchgeführt.

**Die Auswertung der Literatur zeigt, dass wesentliche mechanische Kenngrößen wie die Zugfestigkeit sowie die Kerbschlagzähigkeit für den Einsatz konventioneller Schweißverfahren an Schweißverbindungen austenitischer Stähle untersucht wurden. Eine Analyse der mechanischen Eigenschaften an Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen in Hinblick auf die veränderte Einbrandgeometrie sowie Metallurgie im Vergleich zu Lichtbogenschweißungen wurde bisher in der Literatur nicht publiziert. Beim Einsatz rutiler Fülldrahtelektroden wirkt sich die Einbringung von Schlackepartikeln in das Schweißgut vermindern auf die Zähigkeit und vernachlässigbar auf die Festigkeit aus. Bisher wurde ausschließlich für das MSG-Schweißen nachgewiesen, dass dennoch geforderte Zähigkeiten erreicht werden.**

## **2.2 Schweißverbindungen an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen**

### **2.2.1 Niedriglegierte hochfeste Feinkornbaustähle**

Der Einsatz hochfester Stähle geht auf die Zielsetzung zurück, bei gleicher Tragfähigkeit der Konstruktion eine Reduzierung des Eigengewichts durch geringe Materialquerschnitte zu erzielen. Beispiele dieser Anwendungen finden sich unter anderem im Mobilkran-, Brücken- und Schiffbau [23, 83]. Um die Schweißbarkeit solcher Werkstoffe für Lichtbogenschweißverfahren zu gewährleisten und die Sensibilität gegenüber einer Kaltrissbildung zu minimieren, erweist sich eine Begrenzung des Anteils an Kohlenstoff auf maximal 0,2 % als wirksam. Zur Erzeugung eines hochfesten, feinkörnigen Gefüges wird in Abhängigkeit von den Eigenschaften des herzustellenden Stahls eine definierte Kombination aus Mikrolegierung, Walzprozessen und Wärmeführung realisiert [23]. Hochfeste Feinkornbaustähle werden demnach gemäß den spezifischen Anwendungsbereichen in normalgeglühter, thermomechanisch-gewalzter und vergüteter Qualität eingesetzt. Im Folgenden wird auf wesentliche Gefügebehandlungsschritte während der Herstellung von vergüteten Feinkornbaustählen eingegangen, die bisher mit Streckgrenzen bis 690 MPa im Brückenbau und bis 890 MPa im Kran- und Mobilkranbau [23, 84, 85] zum Einsatz kommen.

Durch die beschleunigte Abkühlung des Stahls in Wasser ist das ferritische Gitter mit interstitiell gelöstem Kohlenstoff übersättigt und weist eine hohe Versetzungsdichte sowie eine geringe Verformungsfähigkeit auf. Legierungselemente haben einen geringen Einfluss auf die Härte. Demnach stellt sich kein signifikanter Unterschied zur Härte eines unlegierten Stahles ein [86]. Beim Anlassen geht der Anteil des im Martensit gelösten Kohlenstoffs sowie die Verzerrungswirkung im tetragonalen Gitter durch Ausscheidung feindisperser Partikel zurück und das Gefüge enthält Ferrit sowie Zementit [84]. So wird zum Beispiel der hochfeste Feinkornbaustahl S1100QL bei einer Temperatur von 300 °C angelassen [26]. Die zähe Anlassstufe des Martensits wird jedoch durch den Umschmelzprozess beim Laserstrahlschweißen in spröden Martensit umgewandelt. Die hohen Temperaturgradienten während der Erstarrung wirken sich analog zum Abschreckprozess bei der Herstellung der Stähle nachteilig auf die Zähigkeit aus.

## 2.2.2 Metallurgie beim Schweißen niedriglegierter hochfester Feinkornbaustähle

Da die Wärmeleitfähigkeit niedriglegierter Stähle um den Faktor 3 größer ist, als bei hochlegierten Stählen, wird ein hoher Anteil der Schweißwärme in den Grundwerkstoff eingebracht und verursacht innerhalb der Wärmeeinflusszone Veränderungen der Werkstoffeigenschaften. Die in Form von Ausscheidungen und Umwandlungen hervorgerufenen Vorgänge im Gefüge sind dabei abhängig vom Abstand zur Schmelzlinie, den Kenngrößen der eingesetzten Werkstoffe und dem Schweißverfahren. Der Schweißprozess ist durch kurzzeitige Temperaturzyklen, das heißt geringe Aufheiz- und Abkühlzeiten gekennzeichnet. Dadurch ist das Zeitintervall im Temperaturbereich, in dem eine Austenitumwandlung stattfindet, gering. Eine für das Umwandlungsverhalten in der WEZ bedeutende Charakteristik ist die variierende maximale Temperatur in Abhängigkeit der Entfernung von der Schmelzlinie. Daraus ergeben sich unvollständig ablaufende Karbidauflösungen als Funktion des Abstands von der Schmelzlinie [87]. Wie aus dem ZTA-Schaubild in Abb. 2.6 hervorgeht, bewirkt eine Verkürzung der Aufwärmzeit eine Erhöhung der Umwandlungspunkte  $A_{c1b}$  und  $A_{c3}$ , wodurch die Umwandlungsreaktionen zeitlich verzögert auftreten [88]. Dies begünstigt im Zusammenhang mit erhöhten Abkühlgeschwindigkeiten diffusionslose Vorgänge, so dass der mit Kohlenstoff gesättigte  $\gamma$ -Mischkristall in Martensit umklappt [86].

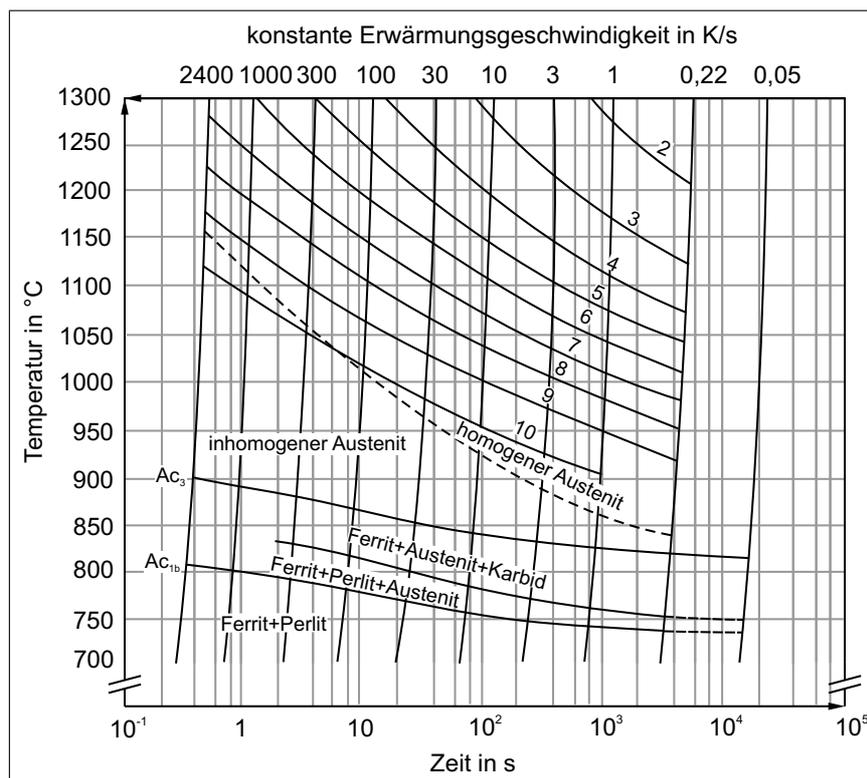


Abbildung 2.6: Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild für kontinuierliche Erwärmung des hochfesten Vergütungsstahls 34 CrMo 4 nach [88]

Im Vergleich zum Lichtbogenschweißen ist das Laserstrahlschweißen an hochfesten Feinkornbaustählen mit einer Aufhärtung des Schweißgutes verbunden [89]. Dieses Werkstoffverhalten wird durch die verfahrensspezifisch hohen Abkühlgeschwindigkeiten und der erzwungenen martensitischen Umwandlung hervorgerufen. Solche Gefüge weisen bei tiefen Temperaturen unzu-

reichende Zähigkeit auf.

In [90] wurde das Umwandlungsverhalten an Grundwerkstoffproben des vergüteten hochfesten Feinkornbaustahls S690QL in Abhängigkeit von der Aufheizrate im Gleeble-Prüfstand analysiert. Die mittels konduktiver Erwärmung realisierten Aufheizraten von  $6000 \text{ K s}^{-1}$ , sowie die auf einem komplexen Wasserkühlsystem basierenden Abkühlraten von  $300 \text{ K s}^{-1}$  ermöglichen Temperaturzyklen, die vergleichbar mit dem Zeit-Temperaturverhalten beim Laserstrahlschweißen sind. Die Ergebnisse aus unterschiedlichen Abkühlzeiten wurden in Korrelation mit dem temperaturabhängigen Materialausdehnungsverhalten sowie der metallographischen Gefügecharakterisierung zur Erstellung modifizierter Schweiß-ZTU-Schaubilder verwendet. In Abb. 2.7 sind die Umwandlungslinien in einem solchen ZTU-Schaubild für Aufheizraten von  $6000 \text{ K s}^{-1}$  und  $700 \text{ K s}^{-1}$  vergleichend dargestellt. So tritt bei Aufheizraten von  $6000 \text{ K s}^{-1}$  eine Umwandlung in Zwischenstufengefüge (Bainit) erst bei längeren Abkühlzeiten beginnend im Bereich zwischen 9 s und 10 s ein. Der Zerfall des Austenits durch diffusionsgesteuerte Umwandlung in Ferrit und Zementit wird verzögert. Eine vergleichsweise geringere Abkühlzeit beginnend ab etwa 4 s wird benötigt, um bei Aufheizraten von  $700 \text{ K s}^{-1}$  Zwischenstufengefüge zu erhalten. Dieses Resultat zeigt, dass unter den Temperatur-Zeit-Bedingungen des Laserstrahlschweißens von einem nahezu vollständig martensitisch umgewandelten Gefüge in der Schweißnaht und in der Wärmeeinflusszone nahe der Schmelzlinie auszugehen ist. Im Martensitbereich ist jedoch eine Besonderheit zu beobachten. Hier wird eine Verringerung der Härte mit sinkender Abkühlzeit festgestellt. Dem metallographischen Befund zufolge liegt der Martensit in einer veränderten Morphologie gegenüber höheren Abkühlzeiten vor, wobei eine Abnahme der nadelförmigen Struktur zu beobachten ist.

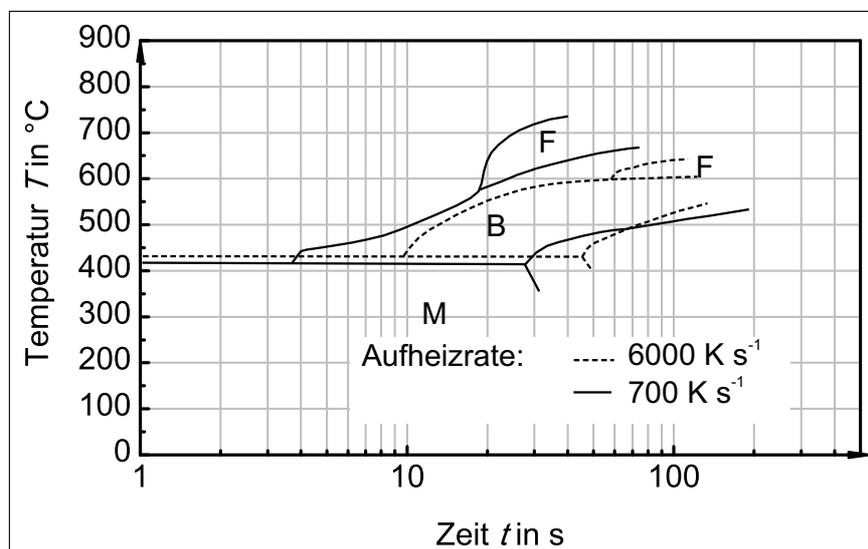


Abbildung 2.7: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild eines S690QL bei unterschiedlichen Aufheizraten nach [90]

Weiterhin lässt sich anhand von Gefügediagrammen, wie in Abb. 2.8a dargestellt, zeigen, dass Aufheizraten von  $6000 \text{ K s}^{-1}$  mit einer vollständig martensitischen Umwandlung verbunden sind, wenn die Abkühlzeit bis zu 7 s beträgt. In Abb. 2.8b ist der Anteil des Martensits im Gefüge in Abhängigkeit der für das Laserstrahl- und Lichtbogenschweißen charakteristischen Aufheizraten abgebildet. Hier wird deutlich, dass bei geringeren Aufheizraten durch den Lichtbogenschweiß-

prozess, die Umwandlung in Bainit oder Ferrit bereits bei geringen Abkühlzeiten einsetzt. Bei diesem Schweißverfahren wird die Entwicklung von Gefügen begünstigt, die aus Martensit und Bainit bestehen und eine höhere Zähigkeit jedoch geringere Festigkeit als vollständig martensitische Gefüge aufweisen [22]. Die mit dem Laserstrahlschweißen einhergehenden kurzen Zeitintervalle im Temperaturbereich der Austenitumwandlung können aufgrund diffusionsloser Umwandlung in Martensit zur Rissbildung führen, insbesondere wenn ein hoher Anteil an Kohlenstoff im Austenitgitter gelöst ist. Sind die C-Atome in Karbiden oder Carbonitriden gebunden, die während des kurzen Schweißtemperaturzyklus nicht in Lösung gehen, entsteht ein feinkörniges Gefüge aus kohlenstoffarmem Martensit. Bei einer partiellen Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes wird zum Teil Restaustenit beobachtet, der zu einer geringeren Härte führt [91].

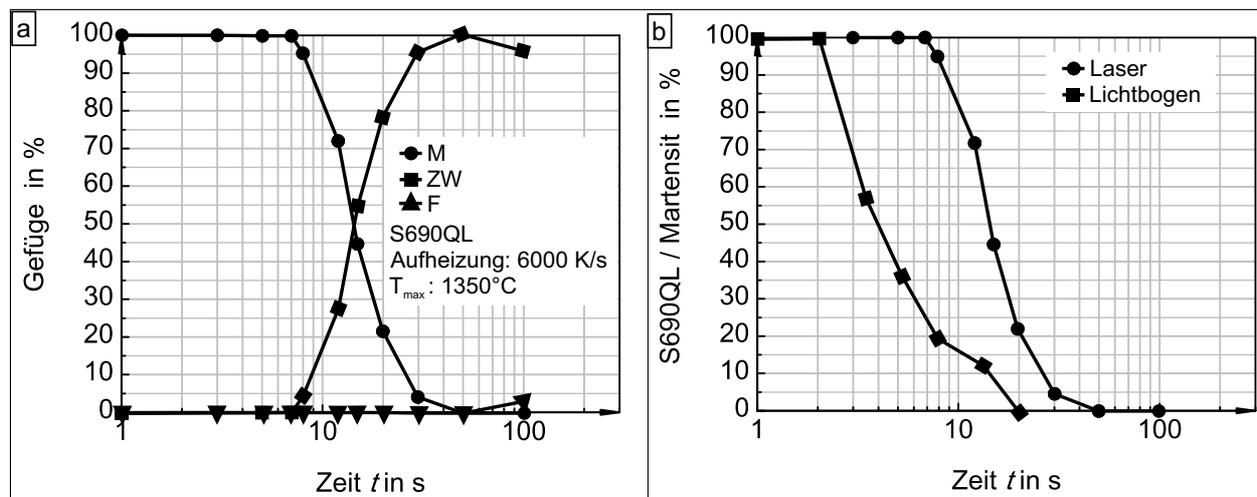


Abbildung 2.8: Gefügediagramme zur Darstellung a) der Gefügeanteile als Funktion der Abkühlzeit und b) des Martensitanteils in Abhängigkeit des Schweißverfahrens, nach [90]

Die Schweißbarkeit von niedriglegierten hochfesten Stählen wird neben dem Wasserstoffgehalt und den Eigenspannungen durch den Kohlenstoffgehalt sowie die enthaltenen Legierungselemente bestimmt. Zur Abschätzung der durch Aufhärtung und Kaltrissneigung begrenzten Schweißneigung solcher Stähle dient das auf empirischen Studien basierende Kohlenstoffäquivalent. Da die schweißtechnische Verarbeitung hochfester Feinkornbaustähle generell mit einer geringen Wärmeeinbringung erfolgen sollte, eignet sich das nach IIW standardisierte Kohlenstoffäquivalent  $CE_{IIW}$  für  $t_{8/5}$ -Zeiten von 2 s bis 6 s [22]. In [91] ist der in Gleichung 2.5 enthaltene  $CE_{IIW}$ -Wert zur Beurteilung der Schweißneigung beim Laserstrahlschweißen eingesetzt worden.

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{10} + \frac{V}{10} + \frac{Cu}{20} + \frac{Si}{25} \quad (2.5)$$

Bei einem  $CE_{IIW}$ -Wert von 0,5 verliert der zugrunde liegende Werkstoff seine Schweißneigung, wobei von einer erhöhten Kaltrisswahrscheinlichkeit auszugehen ist. Im Bereich von 0,35 bis 0,5 ist die Kaltrissneigung zusätzlich abhängig von geometrischen und mechanischen Einflussfaktoren, wie zum Beispiel Schweißnahttiefe, Nahtform, Nahtlänge und Einspanngrad [91].

Fuhrmann [29] diskutiert einige weitere Kohlenstoffäquivalente im Zusammenhang mit dem La-

serstrahlschweißen. In der Zusammenstellung wird deutlich, dass die Anwendbarkeit solcher Berechnungen durch die chemische Zusammensetzung sowie Festigkeitsklasse des Stahls eingegrenzt ist. Für die Abschätzung der Kaltrissempfindlichkeit von Lichtbogenschweißungen an Feinkornbaustählen wird in [92] der CET-Koeffizient verwendet. Eine Übertragbarkeit auf das Laserstrahlschweißen hochfester Feinkornbaustähle ist jedoch nicht gegeben, weil der Algorithmus auf empirische Studien für geringe Abkühlgeschwindigkeiten basiert. Eine Beurteilung der Kaltrissempfindlichkeit beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen wird deshalb üblicherweise in den Kontext der gemessenen Härte, der eingebrachten Streckenenergie, der Schweißgeschwindigkeit und der Abkühlzeit ( $t_{8/5}$ ) gestellt [4]. Dabei wird gerade das Schweißen an hochfesten Feinkornbaustählen von der komplexen Aufgabenstellung bestimmt, die maximale Aufhärtung für ein rissfreies Schweißgut zu verringern, jedoch für eine Verbindung mit hinreichender Festigkeit eine minimale Härte des Gefüges auf dem Niveau des Grundwerkstoffs (beispielsweise 420 HV<sub>0,3</sub> bei S1100QL [24]) herzustellen.

***Die Gefügeeigenschaften in hochfesten Feinkornbaustählen werden im Wesentlichen von Umwandlungsvorgängen bestimmt. Diese sind abhängig vom eingesetzten Schweißverfahren. Die Anwendung von Mehrlagentechniken beim Lichtbogenschweißen dickwandiger Stähle zur Optimierung der Gefügeeigenschaften hinsichtlich hoher Zähigkeiten und Festigkeiten ist zwar werkstofftechnisch sinnvoll, jedoch unwirtschaftlich. Dagegen führt das effiziente Laserstrahlschweißen zu einer Versprödung des Gefüges, da bei hohen Abkühlraten ein sprödes Martensitgefüge entsteht. Aus metallurgischen Gesichtspunkten ist deshalb der Einsatz des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahrens geeignet, um das Schweißgut durch den eingebrachten Zusatzwerkstoff in Hinblick auf ausreichende Zähigkeiten zu beeinflussen, sowie die Umwandlungen in der WEZ infolge des verfahrensspezifisch geringen Wärmeeintrags einzugrenzen.***

Aufgrund der verfahrensspezifisch hohen Abkühlraten und der gerichteten Erstarrung des Gefüges im Schweißgut wird eine seigerungsbedingte Rissbildung und ein Auftreten von Mittelrippendefekten begünstigt. Dabei wird die Heißrissanfälligkeit bei hochfesten Werkstoffen primär von der chemischen Zusammensetzung, im Speziellen vom Gehalt an Kohlenstoff und verunreinigenden Elementen wie Phosphor und Schwefel, beeinflusst. Laserstrahlschweißversuche mit Zusatzdraht an verschiedenen Chargen des Baustahls der Güte S355 führten bei Heißrissversuchen im HDR-Test zu dem Ergebnis, dass mit steigendem Kohlenstoffgehalt die Risslänge im Schweißgut zunimmt. Versuche innerhalb einer Charge zeigten, dass auch eine Steigerung der Schweißgeschwindigkeit mit einer Erhöhung der gemessenen Risslänge verbunden ist. Somit ist aus metallurgischer Sicht eine Verringerung der Schweißgeschwindigkeit erforderlich, um den Anteil an zähigkeitsmindernden Defekten zu minimieren [93]. Beispielsweise existieren Empfehlungen für das Laserstrahlschweißen an höherfesten Schiffbaustählen, die empirisch ermittelte Richtwerte für maximale Gehalte an Verunreinigungselementen und Kohlenstoff im Grundwerkstoff sowie die maximale Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Blechdicke enthalten [94, 95].

Die Ausbildung des Gefüges in der Schweißnaht ist weiterhin abhängig von der Menge des abgeschmolzenen Zusatzwerkstoffes. In [96] wurde bei geringen Drahtvorschubgeschwindigkeiten

eine martensitisch-bainitische Erstarrung beobachtet, da wenig Zusatzwerkstoffschmelze und damit eine geringere Wärmemenge in das Schweißgut eingebracht wurde, wodurch hohe Abkühlraten entstehen. Außerdem ist die eingebrachte Menge an Legierungselementen sowie keimbildenden Oxydpartikeln gering. Mit Erhöhung des Anteils an eingebrachten Zusatzwerkstoff wird die Verzögerung des Wachstums von Korngrenzenferrit und Anregung der Zähigkeitserhöhenden Nadelferritbildung begünstigt.

### 2.2.3 Eigenschaften geschweißter Verbindungen aus niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen

Die Schweißbarkeit niedriglegierter hochfester Feinkornbaustähle konnte bislang für Lichtbogenschweißverfahren nachgewiesen werden. Eine Übertragbarkeit auf das Laserstrahlschweißen lässt sich kaum durchführen, weil höhere Temperaturgradienten und Erstarrungsgeschwindigkeiten vorliegen, die oft eine Aufhärtung des Gefüges sowie eine Zähigkeitsminderung verursachen können. Mit zunehmender Festigkeit der Feinkornbaustähle wird das nutzbare Schweißarbeitsfenster kleiner, wie in Abb. 2.9 dargestellt ist. Während Lichtbogenschweißverfahren mit einer vergleichsweise hohen Streckenenergie zu einer Entfestigung in der WEZ führen, kann bei Schweißverfahren mit hoher, konzentrierter Energiedichte eine Aufhärtung des Schweißguts und der WEZ erfolgen.

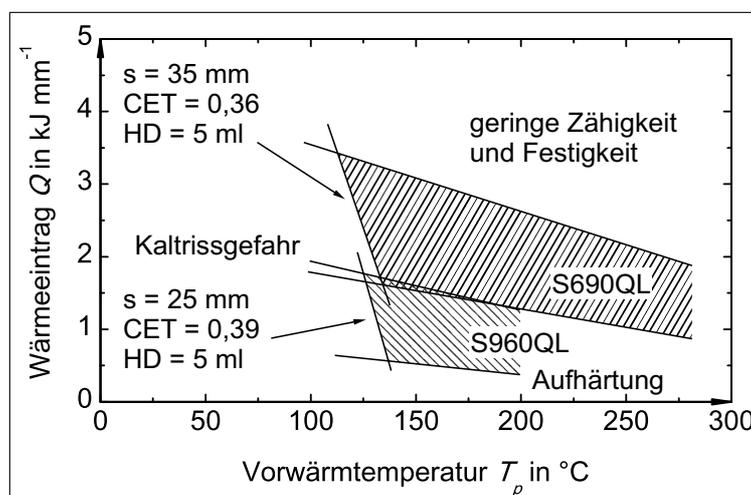


Abbildung 2.9: Schweißbereichsdiagramm für S690QL und S960QL nach [23, 85]

Bei der Verwendung von Zusatzwerkstoffen lässt sich das Einbringen von Wasserstoff in das Schweißgut oftmals nicht vermeiden. In Verbindung mit der hohen Härte des Gefüges in hochfesten Feinkornbaustählen wird damit die Entstehung von Kaltrissen begünstigt. Deshalb wird angestrebt, die Abkühlrate durch Vorwärmen zu begrenzen um damit die Aufhärtung in der WEZ zu minimieren. Wie in Abb. 2.9 gezeigt, wird der Intervall der Vorwärmtemperatur durch die Blechdicke  $s$ , das Kohlenstoffäquivalent (zum Beispiel CET) und die Wärmeeinbringung bestimmt. In diesem Zusammenhang stellen Kannengießler et al. [97] zur Berechnung der Vorwärmtemperatur in Abhängigkeit des Wasserstoffgehalts fünf numerische Konzepte gegenüber. Da die Algorithmen unterschiedliche Einflussfaktoren sowie Kohlenstoffäquivalente berücksichtigen, führt die

Berechnung zu unterschiedlichen Ergebnissen. Damit wurde gezeigt, dass für spezielle Anwendungsbedingungen eine Berechnung der Vorwärmtemperatur zwar durchführbar ist. Eine Berücksichtigung des Schweißverfahrens und den damit verbundenen Abkühlbedingungen wurde jedoch bislang in keinem der Konzepte implementiert. Damit ist eine Übertragbarkeit der Ergebnisse vom Lichtbogen- auf das Laserstrahlschweißen nicht möglich. So ist die Schweißeignung hochfester Feinkornbaustähle für den Einsatz von Strahlschweißverfahren weiterhin experimentell zu bestimmen.

Des Weiteren stellen Kannengießer et al. [97] heraus, dass sich der Wasserstoffgehalt im Schweißgut und in der WEZ ausschließlich durch Wärmebehandlung nach dem Schweißen bei hohen Temperaturen sowie langen Nachwärmzeiten reduzieren lässt. Durch Vorwärmen verlängerte  $t_{8/5}$ -Zeiten bewirken keine effektive Wasserstoffeffusion. Signifikante Gehalte dieses Elements im Schweißgut niedriglegierter hochfester Stähle und der WEZ lassen sich unter anderem mit dem Einsatz von Massivdrahtelektroden oder von basischen Fülldrahtelektroden vermeiden [98, 99].

**Wie in Abb. 2.9 anhand der Güten S690QL und S960QL dargestellt ist, verringert sich das nutzbare Intervall des Wärmeeintrags ebenfalls mit steigender Festigkeit des Grundwerkstoffs, weil eine lange Wärmeeinwirkung in einlagig geschweißten Verbindungen zu einer Entfestigung, das heißt zu einer Minimierung der Festigkeit der WEZ unter das Niveau des Grundwerkstoffs, führen kann [22]. Um die Entfestigungs- und Versprödungsvorgänge im wärmebeeinflussten Bereich des Grundwerkstoffs wirksam zu begrenzen, ist die Streckenenergie derart zu steuern, dass eine räumlich schmale WEZ entsteht. Der geforderte geringe Wärmeeintrag lässt sich unter diesen Anforderungen durch den Einsatz des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahrens realisieren.**

Bislang kommt für die Verarbeitung hochfester Stähle das MSG-Schweißverfahren mit Zusatzwerkstoffen zum Einsatz, die auf das Prozess- und Werkstoffverhalten der Lichtbogenschweißung angepasst sind, um die erforderlichen mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung, insbesondere der Zähigkeiten, zu erreichen. Im Hinblick auf die eigene Arbeit werden nachfolgend einige bedeutende Beispiele erläutert, in denen die Eigenschaften geschweißter Verbindungen an hochfesten Stählen bezugnehmend auf das eingesetzte Schweißverfahren untersucht wurden.

Schweißverfahren mit hoher, konzentrierter Energiedichte, wie zum Beispiel das Laserstrahlschweißen, haben hohe Abkühlgeschwindigkeiten und folglich geringe Zähigkeiten im Schweißgut zur Folge. Um dieser Problematik zu begegnen, wird eine gezielte Beeinflussung des Schweißgutes durch den Zusatzwerkstoff angestrebt. Mit diesem Ansatz ist die Erzeugung von Gefügen hoher Festigkeit und Duktilität realisierbar, wie am Beispiel der Verwendung von Fülldrahtelektroden zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen hochfester Verbindungen gezeigt ist [100, 101]. In diesen Studien kommen verschiedene Chargen thermomechanisch gewalzter Pipelinestähle zum Einsatz. Die Ergebnisse zeigen, dass insbesondere die Verwendung von Metallpulverfülldrahtelektroden mit einer Bildung von Nadelferrit im Schweißgut verbunden ist. Die Entstehung der speziellen Form des Ferrits ist auf den keimbildenden Effekt unlöslicher Oxidpartikel zurückzuführen, die mit Metallpartikeln aus der Drahtfüllung in das Schmelzbad einge-

bracht werden. Mit diesem aus der Pulvermetallurgie bekannten Mechanismus des „Impfens eines Schmelzbades“ wird einerseits eine Kornfeinung und andererseits die Formation des interkristallinen Nadelferrits angeregt, der zu den erwünschten Zähigkeiten und Festigkeiten führt. In einer weiteren Studie werden hohe Nadelferritanteile beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen einer rutil-basischen Fülldrahtelektrode nachgewiesen, da sich die eingebrachten Anteile an  $\text{TiO}_2$  aus dem Zusatzwerkstoff ebenfalls begünstigend auf die Nadelferritbildung auswirken [102].

***In [4] wurde hingegen der vergütete Feinkornbaustahl S690QL mit einer titanlegierten Metallpulverfülldrahtelektrode Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißt, die gegenüber einer Massivdrahtelektrode zu einer Erhöhung der Kerbschlagzähigkeit führte. Eine detaillierte metallographische Auswertung liegt nicht zugrunde, weshalb keine Aussagen zu den metallurgischen Ursachen der Zähigkeitserhöhung möglich sind. Bei vergleichbaren Bedingungen (Blechdicke von 6 mm und ISO-V-Kerb-Prüfung) werden jedoch auch an S1100QL unter Verwendung einer artähnlichen Massivdrahtelektrode Zähigkeiten über den Mindestanforderungen erreicht [24]. Untersuchungen zur Übertragbarkeit der erreichbaren Zähigkeiten auf höhere Blechdicken wurden bislang nicht durchgeführt. Dabei hat gerade die Steigerung der Blechdicke eine Verkürzung der Abkühlzeiten zur Folge, da eine zweidimensionale Wärmeableitung vorliegt, siehe Abb. 2.12, S. 32. Hierdurch kann eine Minderung der Zähigkeit im Gefüge eintreten.***

Zum Schweißen hochfester Feinkornbaustähle wird vor allem das MSG-Schweißverfahren eingesetzt, da sich insbesondere mit diesem Verfahren die zur Erzeugung eines Gefüges mit ausreichend hohen Festigkeiten und Zähigkeiten erforderlichen  $t_{8/5}$ -Zeiten einstellen lassen. An einem 12 mm starken vergüteten Feinkornbaustahl S1100QL wird gezeigt, dass in Verbindung mit dem MSG-Schweißen in Mehrlagentechnik ausreichende Zähigkeitswerte sowohl im Schweißgut als auch in der WEZ herstellbar sind [26]. Die Festigkeit der Schweißverbindung ist vergleichbar mit der des Grundwerkstoffes.

Vergleichbare Ergebnisse wurden in [103] an einem vergüteten Feinkornbaustahl S1100QL mit 8 mm und 10 mm Blechdicke zur Qualifikation geeigneter Schweißparameter und Zusatzwerkstoffe für die Anforderungen im Mobilkranbau erzielt. Unter Einhaltung von  $t_{8/5}$ -Zeiten im Intervall zwischen 5 s und 8 s wurden Schweißgüter hergestellt, die mittlere Streckgrenzen von 960 MPa bis 1070 MPa aufweisen. Diese Werte ordnen sich zwischen der maximalen Festigkeit des eingesetzten Zusatzwerkstoffes von 900 MPa und der Mindeststreckgrenze des Grundwerkstoffes von 1100 MPa ein. Die hohen Festigkeiten im Schweißgut sind auf die Aufmischung des Grundwerkstoffes und die hohen Abkühlgeschwindigkeiten zurückzuführen.

Im Vergleich zum MSG-Schweißen wird beim Laserstrahlschweißen das Umwandlungsverhalten im Schweißgut sowie in der Wärmeeinflusszone infolge des kleineren Schmelzbades und hoher Schweißgeschwindigkeiten durch große Temperaturgradienten und Abkühlgeschwindigkeiten bestimmt. So sind in [104] Laserstrahlschweißversuche an 10 mm starken Blechen des vergüteten Feinkornbaustahls S1100QL beschrieben, die eine verminderte Zähigkeit des Schweißguts zur Folge haben. Mit maximalen Härtewerten im Bereich von 460 HV10 wurden geringe Kerbschlagarbeiten gemessen. Die Übergangstemperatur, bei der ein Wechsel vom duktilen zum spröden

Bruchverhalten des Schweißguts eintritt, ist höher als bei konventionellen Schweißverfahren, wie dem MSG-Schweißen. Hierzu ist maßgeblich, dass der entstandene Martensit im Schweißgut durch die hohen Abkühlgeschwindigkeiten mit Kohlenstoff angereichert ist und zu einem Gefüge mit wenig Verformungsfähigkeit führt. Deshalb ist die Übertragbarkeit der Schweißbeignung von hochfesten Stählen für das Lichtbogenschweißverfahren auf das Laserstrahlschweißen nicht gegeben.

In Verbindung mit einer 4kW Nd:YAG-Laserstrahlquelle wurde beim Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißen der Nachweis erbracht, dass Schweißnähte an hochfesten vergüteten Feinkornbaustählen der Qualität S1100QL in einer Wanddicke von 6 mm die geforderten Festigkeits- und Zähigkeitswerte besitzen [24]. Durch eine vergleichsweise geringe Schweißgeschwindigkeit von  $1,4 \text{ m min}^{-1}$  ließ sich in den am I-Stoß geschweißten Verbindungen ein hoher Aufmischungsgrad des artähnlichen Schweißzusatzwerkstoffes mit dem Grundwerkstoff erzielen. Der Härteverteilung in Abb. 2.10 ist zu entnehmen, dass die Härteverteilung durch Anlasseffekte in der WEZ im Übergang zum Grundwerkstoff unter das Niveau des Grundwerkstoffes fallen. Dagegen tritt bei hohen Temperaturen nahe der Schmelzlinien in der WEZ eine Austenitisierung des martensitisch-bainitischen Grundwerkstoffes ein und führt durch eine Rückumwandlung zu Martensit zu hohen Härten. Infolge des aufgemischten Zusatzwerkstoffes wird im Schweißgut eine Zähigkeitsverbesserung mit Härten auf dem Niveau des Grundwerkstoffes beobachtet. Eine vergleichende Studie an Feinkornbaustählen der Güte S1100QL mit Wanddicken über 10 mm liegt hierzu aufgrund zu geringer Laserstrahlleistung nicht vor. Dabei wirkt sich gerade die zweidimensionale Wärmeableitung bestimmend auf hohe Härten im Schweißgut und in der WEZ aus.

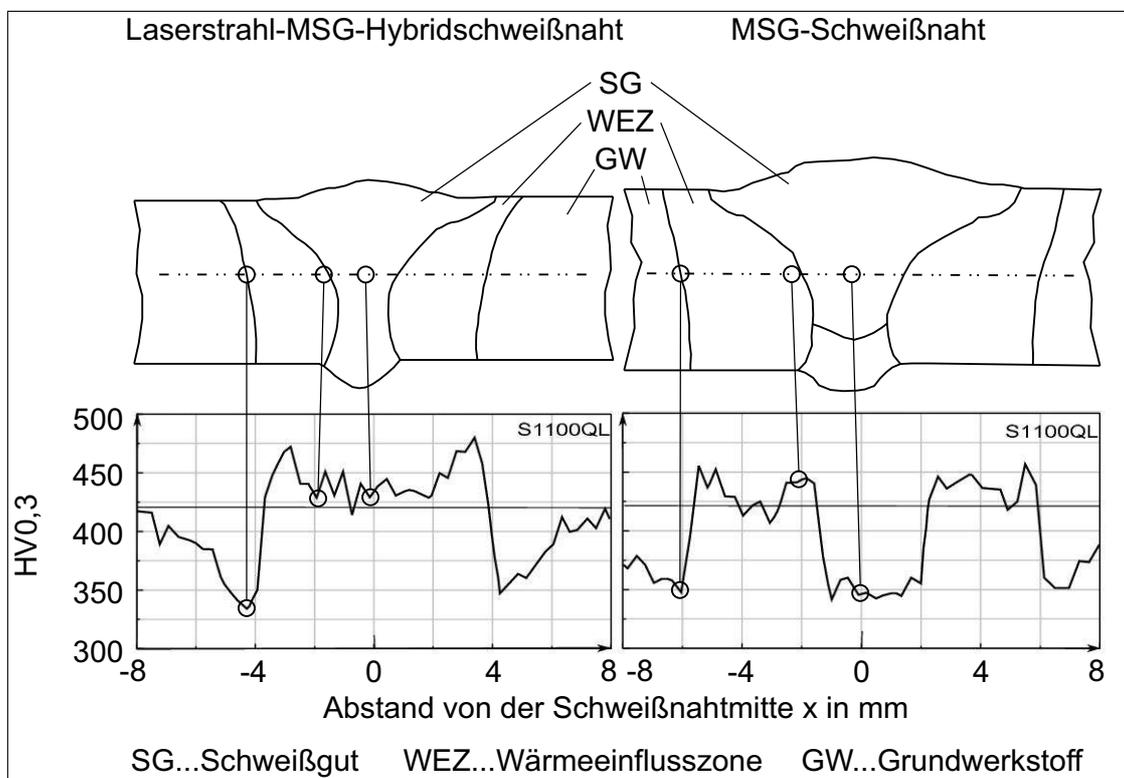


Abbildung 2.10: Härteverläufe an Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten und MSG-geschweißten Verbindungen am hochfesten Feinkornbaustahl S1100QL, 6 mm Wanddicke, nach [24]

Weiterhin ist in Abb. 2.10 der Härteverlauf einer mittels MSG-Prozess vergleichend geschweißten zweilagigen Verbindung dargestellt [24]. Die ermittelten Werte im Bereich der WEZ zeigen vergleichbare quantitative Verläufe zu den Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißnähten. Innerhalb der Schweißnaht sind jedoch verminderte Härtewerte erkennbar. Dies ist durch die geringe Aufmischung des eingebrachten Zusatzwerkstoffs mit dem Grundwerkstoff begründet, da die verwendete Massivdrahtelektrode für das Schweißen des weicheren hochfesten Feinkornbaustahls S960QL konzipiert ist. Zudem trägt die höhere Streckenenergie und die damit verbundene längere Abkühlgeschwindigkeit zu einem zähen Gefüge bei.

Die geforderten Mindeststreckgrenzen des Grundwerkstoffes werden beim Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen hochfester Feinkornbaustähle der Güte S1100 in [24] an 6 mm starken Blechen erreicht. Die Konzentration der Verformungen auf einen schmalen Bereich der um 7 % entfestigten Bereiche in der WEZ resultiert in einer geringen Bruchdehnung  $A_{50\text{mm}}$  von 3%. Die MSG-Schweißungen versagen durch das aufmischungsbedingt weichere Gefüge mit geringem Festigkeitsniveau teilweise im Schweißgut. Das Schweißgut der Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißungen weist geringere Kerbschlagarbeiten als der Grundwerkstoff auf, weil durch hohe Abkühlgeschwindigkeiten größtenteils ein feinnadeliges, nicht angelassenes martensitisches Gefüge mit verringerter Zähigkeit entsteht. Im grobkörnigen Bereich der WEZ, wo maximale Härten vorliegen, befinden sich die ermittelten Kerbschlagzähigkeiten auf dem hohen Niveau des Grundwerkstoffes. Bei Lichtbogenschweißungen einlagiger Verbindungen wird in der schmelzliniennahen WEZ ein grobkörniges Gefüge mit geringer Zähigkeit begünstigt [22, 105]. Indessen unterliegt die Grobkornzone in der WEZ Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißter Verbindungen infolge der geringen Wärmeeinbringung und dem vergleichsweise kurzen Temperaturzyklus einem veränderten Ausscheidungs- und Umwandlungsverhalten (unvollständige Auflösung von Carbiden), welche sich kaum auf die Zähigkeit auswirken. Die mit der Kerbschlagarbeit des Schweißguts vergleichbare, geringe Zähigkeit der WEZ im Übergang zum Grundwerkstoff wird mit der Entstehung von martensitischen und ferritischen Phasen sowie von größeren Karbiden begründet.

Stridh [27] führte Versuche zum Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen an Blechdicken von 4 mm, 8 mm und 12 mm des Feinkornbaustahls S1100 mit artähnlichen und artfremden hochlegierten Zusatzwerkstoffen durch. Maximale Kerbschlagzähigkeiten wurden mit der artähnlichen Massivdrahtelektrode erreicht. Die ermittelten Härten der mit artähnlichen und hochlegierten Zusatzwerkstoff geschweißten Verbindungen sind miteinander vergleichbar und weisen in der WEZ ein Minimum von 300 HV5 sowie in Schweißnahtmitte maximale Werte im Bereich von 440 HV5 auf. Eine Besonderheit dieser Versuche stellt die Verwendung einer hochlegierten Drahtelektrode zur Erzeugung von hochfesten Verbindungen dar, weil das Schweißgut artfremd gegenüber dem eingesetzten Grundwerkstoff ist und veränderte Erstarrungsbedingungen aufweist. Dies setzt eine genaue Kenntnis der aufmischungsbedingten Gefügeentwicklung voraus, um die erforderlichen Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften einzustellen. In Abb. 2.11 ist dieser Zusammenhang anhand der Auswahl eines für Mischverbindungen geeigneten Zusatzwerkstoffs nach Bystram [106] dargestellt. Im Schaefflerdiagramm sind die Positionen der chemischen Zusammensetzungen des Zusatzwerkstoffs und des Grundwerkstoffes als Chrom- und Nickeläquivalente durch die

Punkte Z und G gekennzeichnet. Bei optimalen Bedingungen führt eine Aufmischung des Grundwerkstoffes von 20 % zu einem Schweißgut, dass aus dem mit Punkt P gekennzeichneten Gefüge besteht. So ist es möglich, durch eine gezielte Aufmischung hochlegierter und niedriglegierter Stähle ein hochfestes martensitisches Gefüge mit Restaustenit zu erhalten. Das Gefüge liegt jedoch im Gebiet der Heißriss- und Härterissanfälligkeit, welche bei inhomogenen Aufmischungen zunehmen. Zudem werden die beim Schweißen entstehenden Eigenspannungen durch Dilationsspannungen überlagert, die aufgrund unterschiedlicher Wärmeausdehnungskoeffizienten zwischen den ferritischen und austenitischen Phasen entstehen [107].

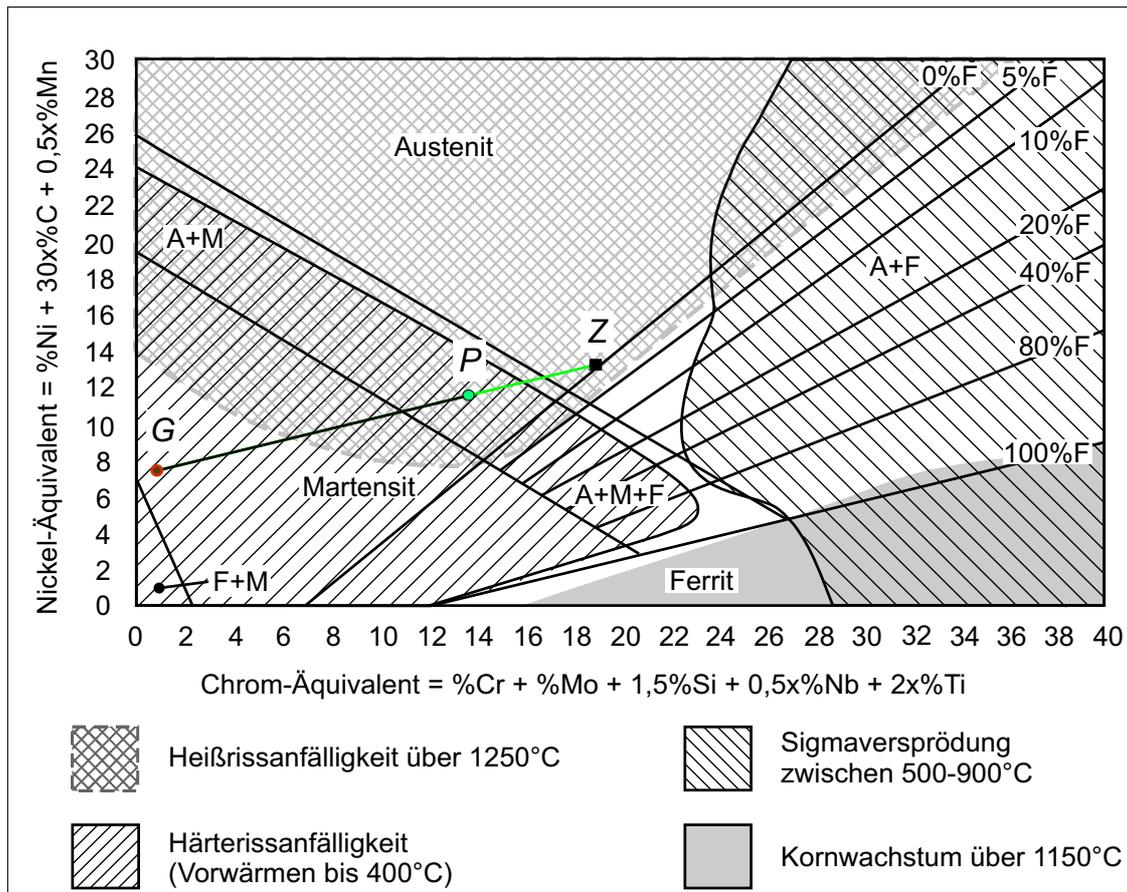


Abbildung 2.11: Ergänzt Schaeffler-Diagramm, 20 %-ige Aufmischung des Zusatzwerkstoffes (Z) mit dem Grundwerkstoff (G) führt zu einem martensitisch-austenitischem Gefüge (P), nach [106]

Bislang ist die Entwicklung von Zusatzwerkstoffen zum MSG-Schweißen hochfester Feinkornbaustähle mit einer Streckgrenze bis 960 MPa realisiert worden [108]. Für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an diesen Werkstoffen werden deshalb handelsübliche artähnliche Drahtelektroden eingesetzt [29]. Dazu sind in [25] Ergebnisse enthalten, in der die Streckgrenzenklassen S690QL bis S1300QL untersucht wurden. Zur Erzeugung der Verbindungen mit einer Blechdicke von 6 mm am S690QL, 7 mm am S960QL und jeweils 5 mm an S1100QL und S1300QL kamen ein Nd:YAG-Laser sowie ein CO<sub>2</sub>-Laser zum Einsatz. Die Schweißnahtverbindungen am S690QL und S960QL zeigten unabhängig von der Abkühlzeit hohe Härtewerte in der Schweißnaht sowie WEZ und versagten bei der Zugprüfung im Grundwerkstoff. Die erforderlichen Zähigkeiten bei -40 °C wurden ungeachtet der Aufhärtung erreicht. Im Vergleich dazu sind bei den höherfesten

Stählen S1100QL und S1300QL deutliche Härteminima im äußeren Bereich der WEZ am Übergang zum Grundwerkstoff gemessen worden, die konform zu dem in der Literatur publizierten Materialverhalten sind [24, 89]. Dies steht in Verbindung mit einer lokalen Festigkeitsverminderung, wodurch die Bruchlage bei Zugverformung in diesem Bereich abgegrenzt ist. Die Stahlqualität 1100QL lässt sich hier in Kombination mit dem Zusatzwerkstoff X96, ähnlich zu den Ergebnissen in [24], mit einer hohen Festigkeit im Schweißgut und in der WEZ schweißen. Es werden Streckgrenzen über dem geforderten Mindestwert des Grundwerkstoffes gemessen. Am hochfesten Feinkornbaustahl S1300QL wirkt sich die Entfestigung auf 1200 MPa im genannten Bereich auf die Gesamtfestigkeit aus, so dass die Werte des Grundwerkstoffes von über 1400 MPa bislang unerreicht bleiben. Zur Deutung dieser Ergebnisse ist die eingesetzte Blechdicke zu beachten. So wird beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen eine geringe Wärmemenge in den Grundwerkstoff eingebracht und damit die Entfestigung in der WEZ minimiert. In wie fern sich das Schweißen höherer Blechdicken insbesondere auf das Zähigkeitsverhalten solcher Stähle auswirkt, ist bisher für das Laserstrahl-MSG-Schweißen nicht untersucht worden.

Die Güte S1100QL wird mit Lichtbogenverfahren bis 12 mm Blechdicke verarbeitet [26]. Bei diesen Blechdicken erfolgt die Wärmeableitung beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen aufgrund der einlagigen Schweißung am Stumpfstoß zweidimensional und hat gegenüber kleinen Blechquerschnitten hohe Abkühlraten zur Folge. Diesbezüglich ist in Abb. 2.12 die berechnete  $t_{8/5}$ -Zeit in Abhängigkeit der Blechdicke nach Messungen von Boese [25] für Schweißungen ohne Vorwärmen ( $T_0 \approx 20 \text{ °C}$ ) dargestellt. Von 5 mm bis etwa 6,5 mm Blechdicke wirkt sich der mit steigender Blechdicke zunehmende relative thermische Wirkungsgrad  $\eta'$  maßgeblich auf die Wärmeeinbringung aus. Da auch die Streckenergie  $Q$  mit der Wanddicke erhöht wird, erklärt dies die steigenden  $t_{8/5}$ -Zeiten bis  $\eta'$  und  $Q$  ab einer Blechdicke von etwa 7 mm konstant bleiben. Eine weitere Vergrößerung der Wanddicke wird, wie anhand der indirekt quadratisch proportional fallenden Abkühlzeiten zu entnehmen ist, durch den Term  $s^{-2}$  bestimmt. Bei Blechdicken über 10 mm sinkt die Abkühlgeschwindigkeit signifikant unter 4 s. In Verbindung mit hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten kann ein Gefüge im Schweißgut entstehen, dass durch Aufhärtung sowie einem erhöhtem Risiko zur Kaltrissbildung gekennzeichnet ist.

Zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit einem  $\text{CO}_2$ -Laser wurden des Weiteren ein niedriglegierter, thermomechanisch gewalzter Stahl mit einer Streckgrenze bis 590 MPa eingesetzt, um die Mikrostruktur solcher hochfesten Verbindungen zu analysieren [109]. Bei gleichen Schweißgeschwindigkeiten besteht das Gefüge in der Grobkornzone der WEZ einer Laserstrahlschweißnaht aus nahezu 100 % Martensit. Der Anteil an Bainit und Ferrit nimmt in diesem Bereich mit der Wärmeeinbringung zu, d.h. eine MAG-Schweißnaht hat einen hohen und eine Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht einen geringen Anteil dieser Phasen zur Folge. In einer weiteren vergleichenden Untersuchung zwischen Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen wurde eine Verbesserung der Zähigkeit durch den abgeschmolzenen Zusatzwerkstoff festgestellt. Die fraktographischen Befunde an Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Kerbschlagbiegeproben wiesen duktile Brüche im lichtbogenbeeinflussten Kopfbereich der Proben auf [110]. In diesem Bereich konnten höhere Anteile an ferritischen Pha-

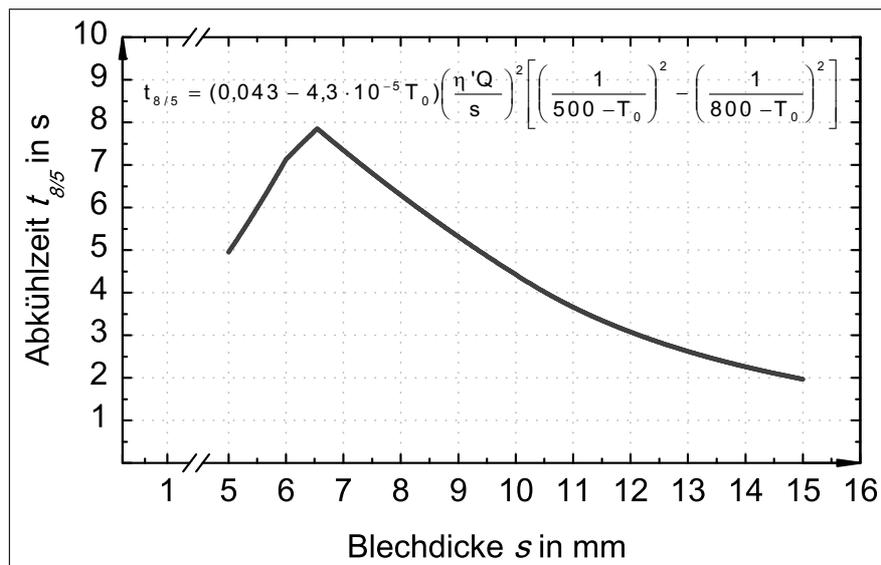


Abbildung 2.12: Nominelle  $t_{8/5}$ -Zeit als Funktion der Blechdicke beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegierten Feinkornbaustählen, berechnet nach Angaben aus [25]

sen identifiziert werden als im vornehmlich martensitisch erstarrten Bereich in der vom Laserstrahl beeinflussten Schweißnahtwurzel.

Die Entwicklung leistungsfähiger Laserstrahlquellen führt zum effizienten Einsatz an dickwandigen Bauteilen [111]. Hierzu wurde beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an Pipelinestählen der Güte bis X100 (700 MPa Streckgrenze) mit einem 8 kW Faserlaser eine Vorwärmtemperatur von 100 °C gewählt [112]. Mit Härtewerten unter 300 HV 0,2 ließen sich hohe Kerbschlagzähigkeiten bei einer Temperatur von -60 °C erzielen. Die Zähigkeitswerte variieren jedoch deutlich. In diesem Zusammenhang wurde von Langenberg [113] gezeigt, dass standardisierte Kerbschlagbiegeversuche an Schweißnähten mit geringer Einbrandbreite durch ein Auswandern des Rissverlaufes von der Schweißnahtmitte in die WEZ oder dem Grundwerkstoff gekennzeichnet sind. Eine reproduzierbare Bestimmung der Übergangstemperatur ist in diesem Fall nicht möglich. Insbesondere im Übergang zum duktilen Bruchverhalten wird diese Charakteristik beobachtet. Eine sichere Bestimmung der Übergangstemperatur lässt sich dann durch wenige bruchmechanische Tests, wie zum Beispiel dem CTOD-Test, realisieren, indem mittels Master-Curve-Konzept die Kerbschlagarbeiten aus Kerbschlagbiegeversuchen mit bruchmechanischen Werten korreliert werden. Diese Methode wurde bisher kaum auf Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißte Verbindungen der Güte S1100QL übertragen, weil an Probendicken von maximal 6 mm ein Auswandern des Risses aufgrund des breiten Einbrands durch den Lichtbogenprozess nicht beobachtet wurde.

Der Einfluss verschiedener Schweißverfahren sowie die Variation der Streckenenergie und Vorwärmtemperatur auf die Mikrostruktur eines HY 80 Stahls mit 550 MPa Streckgrenze und 19 mm Dicke wurde in [114] untersucht. Hierzu werden Zusatzwerkstoffe mit reduzierten Legierungs- und Kohlenstoffanteilen verwendet, um die Aufhärtbarkeit des Schweißgutes zu minimieren. Im Gefüge von Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten konnten Einschlüsse im Bereich von 0,2 µm Durchmesser gemessen werden. Diese Partikelgröße begünstigt die Bildung von Nadelferrit, der eine hohe Zähigkeit und Festigkeit besitzt. Zur Bildung von Nadelferrit sind außerdem  $t_{8/5}$ -Zeiten

über 6 s erforderlich, die beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen durch eine geringe Schweißgeschwindigkeit realisiert werden. Ein Vorwärmen bewirkt geringe Härtewerte in der WEZ und hohe Nadelferritanteile im Schweißgut. Die hier eingesetzten Schweißparameter sowie Methoden zur Erhöhung der Zähigkeit und Festigkeit der Schweißverbindung sind jedoch nur begrenzt auf das Schweißen von hochfesten Feinkornbaustählen mit höheren Festigkeiten (zum Beispiel S1100QL, S1300QL) übertragbar, weil die Gefügeeigenschaften durch Martensit-Bainit-Strukturen definiert werden. Diese besitzen aufgrund der Feinkörnigkeit und hohen Versetzungsdichte einen gegenüber Temperatureinwirkung instabilen energetischen Zustand, der wie bereits gezeigt bei hohen  $t_{8/5}$ -Zeiten zu irreversiblen Anlasseffekten und Entfestigung im Übergangsbereich der WEZ zum Grundwerkstoff führt. Bei kleinen Abkühlzeiten zeigte sich in Laserstrahlschweißversuchen an einem hochfesten niedriglegierten Stahl mit 550 MPa Streckgrenze und 12 mm Dicke ein martensitisches Gefüge, obwohl mit Zusatzwerkstoffen geschweißt wurde, die eine Nadelferritbildung begünstigen [115].

***Bisher wurden die mechanischen Anforderungen beim MSG-Schweißen an dickwandigen hochfesten Feinkornbaustählen der Güte S1100QL mit der Mehrlagentechnik erreicht [26]. Zur Steigerung der Wirtschaftlichkeit wurden Laserstrahlschweißversuche [104] an solchen Stählen durchgeführt, die infolge der kurzen Abkühlzeiten zu geringen Zähigkeiten im Schweißgut führten. Eine Verbesserung der Zähigkeiten lässt sich an S1100QL durch den Einsatz des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahrens bis 6 mm Blechdicke realisieren, da die Zähigkeit des Schweißguts mittels eingebrachtem Zusatzwerkstoff metallurgisch beeinflusst wird [24]. Untersuchungen an Blechdicken über 10 mm [27] mit ähnlichen Zusatzwerkstoffen zeigen hingegen, dass aufgrund der hohen Wärmeableitung und Abkühlbedingungen bisher keine ausreichenden Zähigkeiten bei gleichzeitig hoher Festigkeit auf dem Niveau des Grundwerkstoffs erreicht werden. Mit einem hochlegierten Zusatzwerkstoff ist es bisher gelungen, die erforderlichen Festigkeiten im Schweißgut herzustellen, weil aufmischungsbedingt ein martensitisches Gefüge mit jedoch geringer Zähigkeit entsteht. Die mechanisch-technologischen Eigenschaften wurden im Zusammenhang mit den metallurgischen Eigenschaften solcher Mischverbindungen bislang nicht hinreichend untersucht. So führt zum Beispiel eine unzureichende Aufmischung zu Übergängen von primär austenitisch zu primär ferritisch erstarrten Bereichen und einer erhöhten Rissgefahr.***

### **2.3 Entwicklung und wirtschaftliche Aspekte bei der Verarbeitung von Fülldrahtelektroden**

Ab Mitte der 1950er Jahre begann der industrielle Einsatz von Flussmittelpulver (rutil) enthaltenden Fülldrähten auf Spulen ab einem Durchmesser von 3 mm und höher [116–118]. Ende der 1960er Jahre erfolgte die Einführung der nahtlosen Typen, um das Risiko einer wasserstoffinduzierten Rissbildung beim Schweißen hochfester niedriglegierter Stähle zu minimieren [99].

Der industrielle Einsatz von Fülldrähten verlief zeitlich versetzt zur Entwicklung von Massivdrahtelektroden aufgrund des hohen Fertigungsaufwands kleiner Drahtdurchmesser mit Eignung zum manuellen Schweißen [83, 119–122]. Die in Abb. 2.13 dargestellte Statistik verdeutlicht die europäische Entwicklung der geschätzten Anteile an abgeschmolzenem Zusatzwerkstoff für den Zeitraum von 1976 bis 2006 [20].

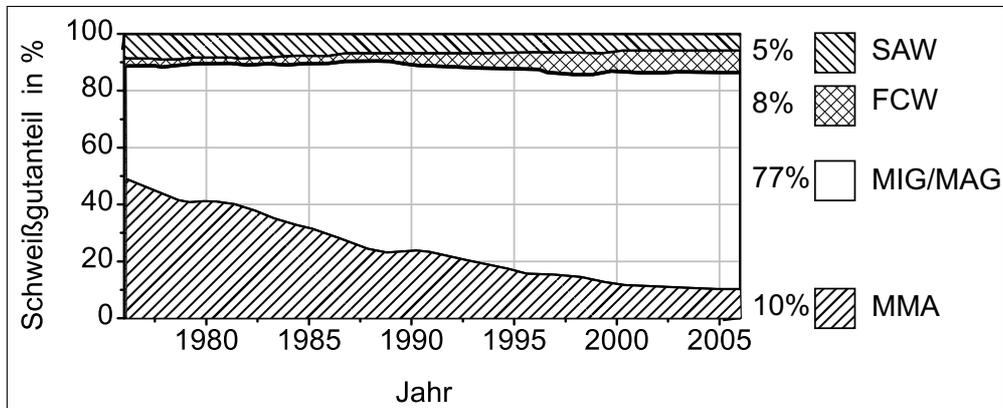


Abbildung 2.13: zeitliche Entwicklung der geschätzten Anteile an verbrauchtem Zusatzwerkstoff in Europa für das Lichtbogenhandschweißen (MMA), das MSG-Schweißen (MIG/MAG), das Fülldrahtschweißen (FCW) und das Unterpulverschweißen (SAW) nach [20]

Der Anteil an abgeschmolzenem Schweißgut ist derzeit für Massivdrahtelektroden etwa um das zehnfache höher als der für Fülldrahtelektroden, weil Massivdrahtelektroden durch moderne Schweißtechnologien, wie zum Beispiel geregelter Sprühlichtbogen oder geregelter Kurzlichtbogen, im Dickblech- sowie im Dünn- und Feinstblechbereich eingesetzt werden [123–126]. Fülldrahtelektroden haben mit derzeit 8 % Verbrauchsanteil einen weiter stark wachsenden Stellenwert, da die Wirtschaftlichkeit einer Schweißung nicht ausschließlich durch die verwendeten Zusatzwerkstoffe bestimmt wird. Fülldrahtelektroden sind herstellungsbedingt kostenintensiver als vergleichbare Massivdrahtelektroden. Jedoch ist für die Gesamtkostenbilanz maßgebend, die Materialkosten für die Beschaffung der Drahtelektroden den Kosten, die durch spezifische Schweißereigenschaften entstehenden, gegenüberzustellen [127]. Jarmai [128] zeigte für Positionsschweißungen, dass gegenüber dem Schweißen mit Stabelektrode oder Massivdrahtelektrode deutliche Zeit- und Kosteneinsparungen beim Abschmelzen von Fülldrahtelektroden erreicht werden. Ferner ergeben sich metallurgische Vorteile durch die Drahtfüllung. Beispielhaft sei hierzu der eigens für das Rohrlängsnahtschweißen an Sauer gasleitungen weiterentwickelte FMI-Prozess (Flux cored Micro Injection) erwähnt, bei dem eine Fülldrahtelektrode zur pulvermetallurgisch angeregten Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften im Schweißgut an hochfesten Pipelinestählen eingesetzt wird [129, 130]. Beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit Metallpulverfülldraht wies Moore [100, 101] ebenfalls an hochfesten Pipelinestählen hohe Zähigkeiten im Schweißgut nach, welche mit Massivdrahtelektroden nicht realisierbar waren.

## 2.4 Schweißigenschaften von Fülldraht- und Massivdrahtelektroden

In diesem Kapitel sind die Schweißigenschaften auf Basis der Haupteinflussgrößen in der Prozesszone für das Metall-Schutzgasschweißen beschrieben, welche maßgebliche Auswirkungen auf das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen haben können. Das Schweißen von Fülldrahtelektroden ist im Vergleich zum Abschmelzen von Massivdrahtelektroden durch prozesstechnische sowie metallurgische Besonderheiten gekennzeichnet, die im Folgenden erläutert werden.

### 2.4.1 Metallurgische Aspekte für das Schweißen von Fülldrahtelektroden

Gegenwärtig steht eine umfassende Anzahl unterschiedlicher Fülldrähte für spezifische Anwendungen zur Verfügung. Der konstruktive Aufbau dieser Elektroden ist von hohem Nutzen, da der aus Stahl bestehende Drahtmantel eine höhere elektrische Leitfähigkeit als die innere Füllung besitzt, so dass sich der Lichtbogenansatzpunkt am äußeren Metallring der Drahtelektrode befindet. Die Pulverfüllung schmilzt dabei unter veränderten Wärmebedingungen ab als der Metalltropfen am Ende einer Massivdrahtelektrode. Dadurch lassen sich pulvermetallurgische Legierungskonzepte realisieren. Zu nennen ist die in [131] beschriebene Entwicklung von Fülldrahtelektroden für das Schweißen an Gusseisen. Bei dieser Anwendung werden der Füllung hohe Anteile an Kohlenstoff, Silizium, Mangan und mikrolegierenden sowie graphitbildenden Elementen beigemischt, die ein gussähnliches Schweißgut, wie zum Beispiel perlitisch-ferritisch mit eutektischem Graphit, Karbiden und teilweise Ledeburit, zur Folge haben. Ähnliche Funktionen haben entsprechende Zusatzwerkstoffe für das Hartauftragsschweißen [132].

Nach der Art der Schutzgaszufuhr werden Typen mit und ohne Gasschutz unterschieden, wie zum Beispiel in DIN EN ISO 17633 für das Metall-Lichtbogenschweißen hitze- und korrosionsbeständiger Stähle [52]. Selbstschützende Fülldrähte enthalten neben Schlackebildnern wie  $\text{TiO}_2$  (Rutil) oder  $\text{SiO}_2$  Schutzgasbildner wie  $\text{CaCO}_3$  oder  $\text{Na}_2\text{CO}_2$ , welche jeweils zu  $\text{CaO}$  oder  $\text{Na}_2\text{O}$  und  $\text{CO}_2$  im Schweißprozess umwandeln. Zusätzlich werden Desoxidationsmittel oder Denitriermittel in metallischen Füllungen eingebracht. Bei mineralischen Füllungen bewirken Metaldampfbildner (Al, Mg) abschirmende Metaldämpfe. Bei Fülldrähten mit Gasschutz wird eine Unterteilung nach der Art der Füllung in Metallpulver enthaltende, basische und rutil getroffen. Rutil Typen erhalten zudem eine weitere Untergliederung in langsam erstarrende (lange) und schnell erstarrende (kurze) Schlackensysteme, wobei der Erstarrungsintervall groß bzw. klein und die Erstarrungstemperatur niedrig, respektive hoch, ist, siehe Abb. 2.14 [133].

Das Erstarrungsverhalten der Schlacke wird durch die Anteile an  $\text{SiO}_2$  und  $\text{TiO}_2$  in der Pulverfüllung bestimmt. Rutil Fülldrahtelektroden mit Eignung zum Schweißen in Zwangslagen enthalten zusätzlich  $\text{FeO}\cdot\text{TiO}_2$ , durch das bereits bei hohen Temperaturen, während das Schweißgut noch schmelzflüssig ist, eine hohe Schlackenviskosität und somit eine Stützwirkung auf die Schmelze erzielt wird [132]. Der sich bildende Metalltropfen am Drahtelektrodenende wird vor dem Übergang in das Schmelzbad teilweise von flüssiger Schlacke umschlossen. Bislang liegen keine Un-

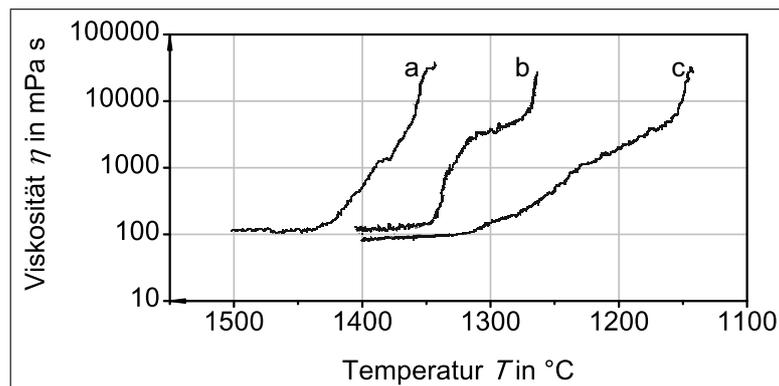


Abbildung 2.14: Schmelzencharakteristik von Nickelbasisfülldrahtelektroden mit a)/b) kurze Schlacke und c) lange Schlacke, nach [133]

tersuchungen zu den Bedingungen der Schlackebildung beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen rutiler Fülldrahtelektroden vor.

Wie Vallant und Fiedler [133] weiterhin zeigen, wird die Viskosität, das Erstarrungsverhalten sowie die Reaktionsfähigkeit der eingesetzten Schlackesysteme für ein optimales Schweißergebnis (zum Beispiel selbstablösende Schlacke) auf die Schweißparameter und -bedingungen des MSG-Schweißens abgestimmt. Iwamoto [134] beschreibt hierzu den signifikanten Einfluss von Schlacke auf die Heißrissneigung sowie auf deren Entfernbarekeit von der Schweißgutoberfläche. So sind moderne Schlackesysteme derart zusammengesetzt, dass die Heißrissentstehung durch gezielte Beeinflussung der Metallurgie im Schweißgut unterbunden wird. Weiterhin weist Ödegard [135] bei Schlackerückständen, die eine metallurgische Reaktion mit dem Schweißgut aufweisen, auf eine verminderte Resistenz gegenüber Lochkorrosion hin. Stark anhaftende Schlacke auf der Schweißgutoberfläche kann ebenfalls zur Spaltkorrosion führen, da die Bildung einer Passivierschicht zwischen Schlacke und Schweißgut eingeschränkt ist [136]. Im Zusammenhang mit schwer entfernbaren Schichten steht die Entstehung von Chrom-Spinelle, wie sie von Oladipupo [137] und du Toit [138] untersucht wurden. Der von Killing [139] genannte nachteilige Einfluss von Aluminium in Hinblick auf die Schlackenentfernbarekeit an Schweißgütern austenitischer Stähle ist ebenfalls von Bedeutung. So sollte bei 0,5 % Silizium der Gehalt an Aluminium 0,01 % nicht überschreiten, um die Ausbildung einer rauen Schweißnahtoberfläche sowie eine Anhaftung von Schlacke zu vermeiden [140]. Dass schwer entfernbare Schlackerückstände beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen unter Verwendung von Fülldrahtelektroden entstehen können, beobachtete Neuenhanhn [4] bereits an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen.

Die von Tanahashi [141] et al. durchgeführten Experimente zur Phasentstehung im  $\text{MnO-SiO}_2\text{-CrO}_x$  System bei 1600 °C zeigen für hochlegierte Stähle, dass bei entsprechend hohem Partialdruck an Sauerstoff die Phase  $\text{MnCr}_2\text{O}_4$  neben  $\text{SiO}_2$  koexistieren und bei schneller Abkühlung als feste Phase vorliegen kann. Basierend auf experimentelle Daten wird von Jung [142] ein konstanter Zusammenhang für die freie Energie zur Bildung des kubischen Spinells im Temperaturbereich von 1000 °C bis 1600 °C abgeleitet. Mit diesem Ansatz haben du Toit und Pistorius [138] die Berechnung von Gleichgewichtsphasen für die Reaktion von flüssigem Stahl mit Oxiden durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen bei Temperaturen bis über 1700 °C sowie bei Anstieg des

reaktionsfähigen Sauerstoffs einen hohen Anteil der Spinellverbindung  $\text{MnCr}_2\text{O}_4$  in der Schlacke.

***Untersuchungen zum Verhalten von Schlacke, beispielsweise zur Entfernbarekeit von der Schweißgutoberfläche, hinsichtlich der höheren Abschmelzraten und Schweißgeschwindigkeiten beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen wurden bislang nicht systematisch durchgeführt.***

#### 2.4.2 Charakterisierung des MSG-Schweißens mit Fülldrahtelektroden

Der Werkstoffübergang beim Schweißen mit Fülldrahtelektroden unterscheidet sich zum Abschmelzen einer Massivdrahtelektrode, da der Draht aus einer Pulverfüllung sowie einem Metallmantel aufgebaut ist. Der Abschmelzprozess wird durch die im Folgenden nach Schellhase [143] benannten Faktoren beeinflusst.

- thermische und elektrische Leitfähigkeit der Füllung und des metallischen Mantels
- geometrische Ausprägung des massiven Drahtquerschnitts des Mantels und im Draht (zum Beispiel gefalzte Drähte)
- Zusammensetzung der Füllung hinsichtlich Gas- und Schlackebildner und Metallpulveranteil
- Art des verwendeten Schutzgases

In [143] ist eine detaillierte Zusammenstellung der Wirkung verschiedener Einflussgrößen, wie Metall- und Pulverfüllfaktor, Schweißparameter, Schutzgase sowie Legierungszusammensetzung (Fe, Mn) auf den Werkstoffübergang gegeben. Der Tropfenübergang an Massivdrahtelektroden ist deshalb nicht auf Fülldrahtelektroden übertragbar. Die Zusammensetzung der Füllung hat dabei einen deutlichen Einfluss auf das Abschmelzverhalten [144]. So bildet sich beim Schweißen flussmittelführender Fülldrahtelektroden mit  $\text{CO}_2$ -haltigen Gasen ein verzögert abschmelzender, in den Lichtbogenbereich hineinragender Stumpf der Füllung aus, da der heiße, stromführende Lichtbogenkern im äußeren Bereich des auf der Drahtperipherie abschmelzenden Metalltropfens ansetzt und eine verminderte thermische Wirkung im Bereich der Pulverfüllung hat [132]. Außerdem trägt die verminderte elektrische Leitfähigkeit der Füllung dazu bei, dass der maßgebliche Anteil des Stromes über den äußeren Metallmantel fließt, wodurch die innere Füllung einer geringeren Widerstandserwärmung unterliegt [145].

***Die Entwicklung eines verzögert abschmelzenden Pulverstumpfes an rutilen Fülldrahtelektroden ist mit einem veränderten Lichtbogenverhalten verbunden und kann zur Folge haben, dass der Stumpf in das Schmelzbad eintaucht. Wenn zusätzlich hohe Schweiß- und Erstarrungsgeschwindigkeiten vorliegen, besteht das Risiko von Schweißnahtinhomogenitäten in Form von Poren oder Schlackeeinschlüssen. In Hinblick auf einen Einsatz beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen liegen bislang keine systematischen Studien vor.***

Versuche beim Schweißen mit Fülldrahtelektroden unterschiedlicher Querschnittsform führten zu unterschiedlichen Abschmelzleistungen unter  $\text{CO}_2$ -Schutzgas [146]. Es wurde gezeigt, dass die Abschmelzleistung nur im Zusammenhang mit der geometrischen Beschaffenheit sowie der Zu-

sammensetzung der Pulverfüllung beurteilt werden kann. Mit steigendem elektrischen Gesamtwiderstand der Elektrode ist ein Anstieg der Widerstandserwärmung und somit der Drahtvorschubgeschwindigkeit bei gleichen Schweißparametern zu beobachten. Wie in Abb. 2.15 dargestellt, werden bei Variation der Schweißspannung und der Schweißstromstärke drei Bereiche des Werkstoffübergangs beobachtet. Bei einer Stromstärke über 200 A und höheren Spannungen stellt sich ein kurzschlussfreier und stabiler Werkstoffübergang ein, der als Bereich 1 gekennzeichnet ist. Bereich 2 wurde für das gleiche Stromstärkeintervall bei kleinen Spannungen beobachtet und ist aufgrund geringer Lichtbogenlängen durch Kurzschluss- und Brückenbildung der Schlacke in das Schmelzbad gekennzeichnet. Werden hohe Spannungen und geringe Stromstärken eingestellt, ist ein als Bereich 3 bezeichnetes Schweißverhalten zu beobachten, das durch ein hohes Tropfenvolumen und eine teilweise explosionsartige Tropfenablösung charakterisiert ist. Die Tropfenbildung im Bereich 1 ist von technischer hoher Relevanz und von der Art des Elektrodenquerschnitts abhängig. Für Querschnitte, deren Metallmantel ringförmig ist, bildet sich ein Tropfen in der Größe des Elektrodendurchmessers am Rand des Metallmantels bevor ein Übergang in das Schmelzbad stattfindet. Besitzt der Mantel eine gefaltete Kontur und hat einen hohen Querschnittsanteil im Inneren der Elektrode, sind die Tropfen kleiner als der Drahtdurchmesser und besitzen einen hohen Schlackeanteil während des Übergangs in das Schmelzbad.

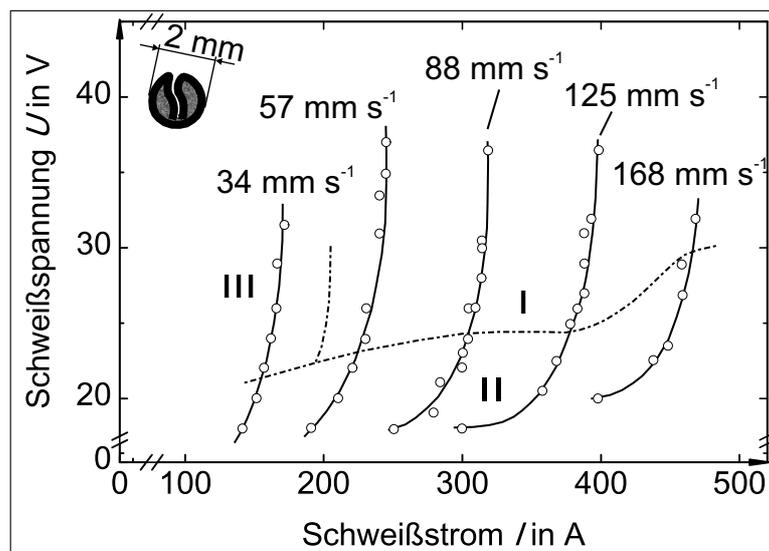


Abbildung 2.15: Bereiche des Werkstoffübergangs beim Schweißen einer Fülldrahtelektrode unter  $\text{CO}_2$ -Schutzgas nach [146]

Vor allem das Schweißen mit Mischgasen im oberen Leistungsbereich bei hohen Stromstärken und Spannungen kann bei rutilpulverhaltigen Fülldrähten einen Sprühlichtbogenübergang ergeben. Der verflüssigte Metallmantel wird über der innenseitig enthaltenen Schlacke eingeschnürt und löst sich feintropfig ab [139].

Um den Einfluss des Metallpulveranteiles sowie des Schutzgases auf die Abschmelzleistung und den Werkstoffübergang zu untersuchen, wurde eine Fülldrahtelektrode mit 1,6 mm Durchmesser eingesetzt [144]. Eine Erhöhung des Metallpulveranteiles in der Füllung war mit einer Abnahme der Abschmelzrate verbunden, da der spezifische elektrische Widerstand und damit auch die Joule'sche Widerstandserwärmung abnahm. Beim Einsatz von Argonschutzgasen ruft die Ausbil-

dung eines verzögert abschmelzenden Stumpfes aus der Füllung eine Erhöhung der Tropfengröße hervor, weil sich das geschmolzene Metall des Mantels an diesen sammelt und nach Erreichen einer kritischen Größe ablöst. Ein Rückgang der Länge der verzögert abschmelzenden Pulverfüllung ist bei Steigerung des Eisenpulvergehaltes in der Füllung und Verwendung von CO<sub>2</sub>-Schutzgas zu erkennen. Die Tropfengröße für den frei fliegenden Tropfenübergang im Bereich großer Stromstärken und Spannungen ist unabhängig vom CO<sub>2</sub>-Anteil im Argon-Schutzgas. Eine weitere Besonderheit im Zusammenhang mit dem Abschmelzprozess an Fülldrahtelektroden mit gefaltetem Querschnitt ist die simultane Entstehung von mehreren verzögernd abschmelzenden Stümpfen aus der Pulverfüllung, was zu einer Unterteilung des Tropfenüberganges und kleineren gemessenen Tropfengrößen führt.

Die mit einer Fülldrahtelektrodenschweißung in Beziehung stehenden Eigenschaften der Schweißnaht sind der eingebrachte Anteil an versprödet wirkenden Oxiden und Nitriden sowie Poren. Matzuda untersuchte diese Problemstellung an Fülldrahtelektroden mit 1,6 mm Durchmesser [144]. So wurde mit steigendem Metallpulveranteil in der Füllung ein höherer Oxidgehalt im Schweißgut gemessen als in einer mit Massivdrahtelektrode hergestellten Schweißung. Der Grund dafür ist der hohe Gehalt an Metallpulverpartikeln in der Füllung, deren Oberfläche oxidiert ist. Des Weiteren wird der Anteil an Eisenpulver in der Füllung auf maximal 40 % begrenzt, weil bei höheren Gehalten die Porenbildung deutlich zunimmt.

Motiviert durch die beim Schweißen von Massivdrahtelektroden prozesstechnisch stabilisierende Wirkung auf den Lichtbogen und Schweißprozess, sind Untersuchungen zum Impulslichtbogenschweißen mit Fülldrahtelektroden durchgeführt worden [67]. Die Ergebnisse zeigen, dass die schweißtechnischen Anforderungen für die Parameteroptimierung hoch sind, da unabhängig vom Typ der impulsgeschweißten rutilen Fülldrahtelektrode sämtliche Schweißverbindungen durch ein hohes Porenaufkommen gekennzeichnet sind. Die zusätzlich entstehenden Nahtimperfectionen, wie zum Beispiel Bindefehler im Bereich der Schweißnahtwurzel, lassen einen Einsatz aufgrund eines schmalen Schweißparameterbereiches kaum zu. Da dieser Typ Drahtelektrode für das Schweißen mit Sprühlichtbogen konzipiert ist, ergaben sich beim Impulslichtbogenschweißen spezifische Problemstellungen, welche durch eine kontinuierliche Kurzschlussbildung begleitet werden. Hier stehen die infolge des Drahtaufbaus vorliegenden Abschmelzeigenschaften den abgegrenzten Vorgaben des Impulsprozesses gegenüber. Es ist deshalb empfehlenswert, einen Schweißprozess mit konstanten Schweißparametern zugrunde zu legen, um die zum vollständigen Schmelzen der rutilen Füllung erforderliche thermische Energie einzubringen. Da das Impulslichtbogenschweißen zu einem veränderten, komplexen Schlackeverhalten führt, ist deren Berücksichtigung in Modellen zum Werkstoffübergang kaum umsetzbar [147]. Bisher bleibt ein qualifiziertes Impulslichtbogenschweißen mit rutilen Fülldrahtelektroden speziellen Anwendungen für das Schweißen im Dünoblechbereich vorenthalten, bei dem eigens entwickelte digitale Schweißstromquellen sowie Fülldrahtelektroden eingesetzt werden [148].

***Im Gegensatz dazu sind Metallpulverfülldrähte für das Impulslichtbogenschweißen geeignet. Sie besitzen aufgrund des hohen Anteils an Metallpulver in der Füllung unter Schutzgasen mit hohem Argon-Anteil eine ähnliche Abschmelzcharakteristik wie Massivdraht-***

**elektroden. Diese Zusammenhänge sind jedoch noch nicht vollständig auf das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen übertragen worden.**

Der Werkstoffübergang beim MSG-Schweißen mit Fülldrahtelektroden und Argon-CO<sub>2</sub>-Schutzgasmischen ist von verschiedenen Einflussfaktoren, wie zum Beispiel Reaktionen zwischen der Schlackefüllung und dem abschmelzenden Metallmantel, abhängig und hat bei konstanten Schweißparametern ein variables Abschmelzverhalten zur Folge. Bei einer Analyse des Werkstoffübergangs einer rutilen Fülldrahtelektrode wurden zwar eine mittlere Tropfengröße, jedoch auch ein kleiner Anteil an deutlich abweichenden Tropfendurchmessern gemessen [149]. Der vorwiegend angewandte sprühende Werkstoffübergang ist dabei teilweise durch weitere Übergangsarten gekennzeichnet. Ein wesentlicher Einflussparameter ist die Schweißspannung zur Variation der Lichtbogenlänge. Ein spritzerarmer Prozess stellt sich beim Einsatz von rutilen Fülldrahtelektroden in einem schmalen Spannungsbereich ein.

**Im Vergleich zum MSG-Schweißen liegen beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen veränderte Wärmebedingungen vor, die einen Einfluss auf den Energieumsatz im Lichtbogenbereich und somit auf die Schweißparameter haben können. Untersuchungen zu dieser Thematik beim Einsatz flussmittelführender Fülldrahtelektroden sind in der aktuellen Literatur kaum enthalten. Diesbezüglich sind Analysen des Prozessverhaltens in Verbindung mit der Schweißnahtmetallurgie erforderlich, um Schweißnahtimperfectionen zu vermeiden.**

Experimente zur Verifikation der Abschmelzrate in Abhängigkeit von der Füllung sowie der Elektrodenpolung hatten für eine 2 mm starke Fülldrahtelektrode mit rutiler Pulverfüllung zum Ergebnis, dass die Abschmelzrate abhängig vom Wärmeinhalt des Drahtelektrodenmaterials ist [150]. Mit steigendem Wärmeinhalt des Metalls und der Pulverfüllung verringert sich die Abschmelzrate, wenn gleiche Bedingungen für den Schweißprozess angenommen werden. Nachweislich besitzt der von einer rutilen Fülldrahtelektrode abgeschmolzene Tropfen eine spezifisch hohe Wärmemenge gegenüber einer Elektrode ohne Flussmittelzusatz. Demnach ist zum Erwärmen und Schmelzen der Pulverfüllung eine hohe Wärmemenge erforderlich, was in einer Abnahme der Abschmelzleistung bei gleichen Schweißparametern resultiert. Bei negativer Polung der Elektrode sind höhere Abschmelzraten als im Anodenfall zu beobachten, weil eine Erhöhung der äquivalenten Spannung am Kathodenansatz des äußeren Rings der Elektrode vorliegt. Parallel zum Abschmelzen des Metallmantels erfolgt die Bildung eines langen verzögert abschmelzenden Stumpfes aus der Pulverfüllung, welcher sehr hohen Temperaturen der stromführenden Lichtbogensäule und einer effizienten Wärmeaufnahme ausgesetzt ist. Für die negative Elektrodenpolung ist deshalb der Effekt der freien Drahtelektrodenlänge auf die Abschmelzrate geringer als bei positiver Polung. Es ist hierzu anzumerken, dass aus einer kathodischen Polung der Drahtelektrode ein instabiles Lichtbogenverhalten folgt, da die Abschmelzvorgänge von der Kathodenfußpunktbildung und dem Kathodenwandern bestimmt werden. Um eine hohe Prozessstabilität zu sichern, wird diesbezüglich eine positive Polung der Drahtelektrode empfohlen [143].

### 2.4.3 Abschmelzverhalten von Drahtelektroden

Da eine ausreichende Spaltüberbrückbarkeit sowie das Auffüllen von Fugen mit Schweißgut beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen nur durch eine hohe Abschmelzrate realisierbar ist, sind die signifikanten Parameter des Abschmelzprozesses am freien Drahtende von Massiv- und Füll-drahtelektroden nachfolgend beschrieben. Die Abschmelzleistung wird aufgrund des fließenden Stroms durch die in der freien Drahtelektrodenlänge erzeugte Joulsche Widerstandserwärmung, der  $I^2R$ -Erwärmung, des Drahtes maßgeblich beeinflusst, woraus der in Gl. 2.6 dargestellte Zusammenhang für einen idealisierten Schweißvorgang folgt [118, 151]. Die insgesamt umgesetzte Wärmemenge  $Q$  ist dann proportional zum Quadrat der Stromstärke  $I$ , zum elektrischen Widerstand  $R$  und zur Zeit  $t$ .

$$Q = I^2 R t \quad (2.6)$$

Aus dieser Gesetzmäßigkeit sowie unter Berücksichtigung der Anodenerwärmung am Elektrodenende durch den Lichtbogen folgt die Darstellung der Abschmelzrate  $v_D$  (Drahtvorschubgeschwindigkeit) gemäß den Angaben nach Lesnewich [152] und Halmoy [153] in Gl. 2.7. Es ist ersichtlich, dass sich ein direkt proportionaler Zusammenhang zwischen der Abschmelzrate und der freien Drahtlänge  $l_f$  für eine Massivdrahtschweißung an niedriglegiertem Stahl einstellt. Der Term setzt sich außerdem aus dem Produkt der äquivalenten Spannung  $\Phi$  und der Stromdichte  $j$  zusammen, welches dem Anteil der Erwärmung durch den Lichtbogen entspricht. Die Konstante  $a$  ist ein Ausdruck für den elektrischen Hochtemperaturwiderstand im Drahtelektrodenende und stellt im Produkt mit der Drahtlänge  $L$  und dem Quadrat der Stromdichte  $j$  die Widerstandserwärmung des freien Drahtendes dar. Mittels der Konstanten  $b$  und  $H_0$  werden die Wärmemengen des Tropfenvolumens jeweils bei Umgebungs- und Schmelztemperatur berücksichtigt.

$$v_d = \frac{1}{H_0 + b} (\Phi j + a l_f j^2) \quad (2.7)$$

In [154] wird die Abschmelzleistung  $\dot{m}$  in Abhängigkeit von der Zeit unter zusätzlicher Berücksichtigung des Wärmeübergangs vom Tropfen in das nicht geschmolzene Drahtende aufgestellt, siehe Gl. 2.8. Der Term  $I \cdot V_e$  ist die durch die Elektronenabsorption umgesetzte Leistung im Tropfen. Die durch  $\Phi_v$  gekennzeichnete Verlustleistung infolge von Verdampfung ist im Verhältnis zu den vorangestellten Termen vernachlässigbar.

$$\dot{m} = \frac{\frac{\alpha I^2 l_f}{S} + I V_e - \Phi_v}{H_m + \beta + c_p \Delta T} \quad (2.8)$$

Die Berechnung der Temperatur entlang der freien Drahtlänge wurde von Waszink et al. hergeleitet und für einen Massivdrahtdurchmesser von 1,2 mm errechnet [155]. Der Bilanz in Gl. 2.9 ist zu entnehmen, dass die Wärmeleitung in Drahtlängsrichtung  $z$  (a), die Joulsche Erwärmung (b) und die Wärmestrahlung von der Drahtoberfläche (c) die Haupteinflussgrößen auf die Temperaturbildung sind. Van den Heuvel et al. [156] ermittelten die Tropfentemperatur für das MSG-Schweißen mit Massivdrahtelektroden. Unter Argon-Schutzgasgemisch mit 20 %  $\text{CO}_2$  und Verwendung einer

Drahtelektrode aus Stahl mit 1,2 mm Durchmesser stellen sich Temperaturen bis 2400 °C ein.

$$\underbrace{\chi_{DM}(T) \frac{\partial^2 T_D}{\partial z^2} + \frac{d\chi_{DM}}{dT} \left( \frac{\partial T_D}{\partial z} \right)^2 + \frac{\partial T_D}{\partial z} (c_p(T_D) \rho_D v_D)}_a + \underbrace{\frac{I^2 \rho_e(T_D)}{S}}_b - \underbrace{\frac{\pi d_{el} \epsilon \sigma_{SB} T_D^4}{S}}_c = 0 \quad (2.9)$$

Werden die Strahlungsverluste sowie die Wärmeleitung vom Draht zum Tropfen als vernachlässigbar gering angesehen, ergibt sich der in Gl. 2.10 dargestellte Zusammenhang zwischen Temperaturverlauf im Draht und den Schweiß- und Materialparametern. Die Stromstärke geht mit dem Quadrat in den Anstieg der Kurve ein und steuert somit den Temperaturgradienten im Draht.

$$T_D(z) \approx C_1 z + (T_m - T_c - C_1 l_f) e^{-C_2 z} + T_c + C_1 l_f$$

mit

$$C_1 = \frac{I^2 \rho_e}{S^2 \rho_D v_D c_p}$$

$$C_2 = \frac{c_p \rho_D v_D}{\chi_{DM}}$$

wobei

$\chi_{DM}$  = Wärmeleitfähigkeit der Drahtelektrode

$T_m$  = Schmelztemperatur der Drahtelektrode

$T_c$  = Temperatur der Drahtelektrode am Kontaktrohr

$T_D$  = Temperatur der Drahtelektrode

(2.10)

$l_f$  = freie Drahtlänge

$d_{el}$  = Durchmesser der Drahtelektrode

$\epsilon$  = Emissionskoeffizient der Drahtelektrodenoberfläche

$\sigma_{SB}$  = Stephan – Boltzmann Konstante

$\rho_e$  = spezifischer elektrischer Widerstand der Drahtelektrode

$\rho_D$  = Dichte der Drahtelektrode

$I$  = Schweißstromstärke

$S$  = Querschnittsfläche der Drahtelektrode

$v_D$  = Drahtvorschubgeschwindigkeit

Beim automatisierten MSG-Schweißen werden freie Drahtelektrodenlängen  $l_f$  im Bereich zwischen 6 mm und 15 mm eingestellt, um einen hohen Einbrand und gute Nahtausbildung zu erreichen [143, 157]. Für einen Schweißprozess mit definiertem  $l_f$  simulierten Modenesi et al. die Temperaturverteilung an einer Drahtelektrode aus Kohlenstoffstahl mit einem Durchmesser von 1 mm in Anlehnung an Gl. 2.10 [158]. In Abb. 2.16 sind dazu die berechneten Temperaturverläufe als Funktion der Positionen auf dem Draht dargestellt.

Das Diagramm enthält vergleichend die Temperaturverteilungen für eine freie Drahtelektroden-

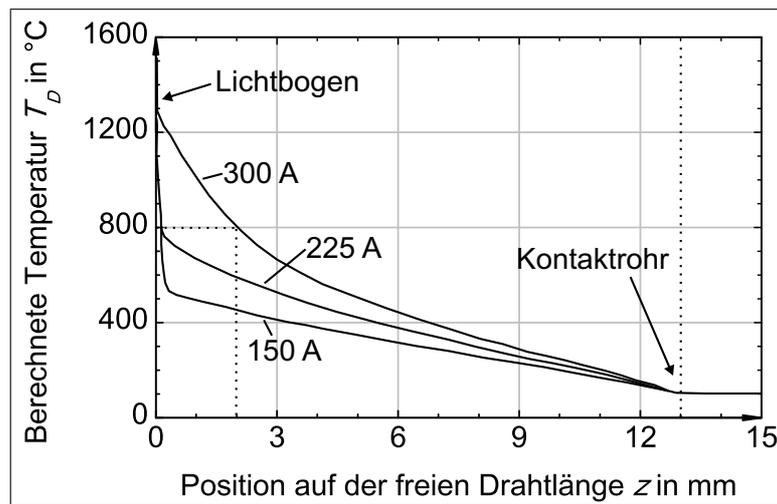


Abbildung 2.16: Berechnete Temperaturverteilung bei verschiedenen Stromstärken an einer Drahtelektrode mit 1,0 mm Durchmesser nach [158]

länge von 13 mm bei verschiedenen Schweißstromstärken. Aus den Kurvenverläufen folgt, dass hohe Schweißströme einen höheren Temperaturgradienten verursachen, als geringe. Eine den Abschmelzvorgang bestimmende Eigenschaft hoher Schweißströme ist die spezifische Temperaturverteilung in der Drahtelektrode. So nimmt der Anteil der Joule'schen Widerstandserwärmung mit steigender Stromstärke zu und führt dazu, dass ein längerer Abschnitt des Drahtendes höhere Temperaturen aufweist. Wie in Abb. 2.16 gekennzeichnet ist, beträgt die Temperatur über 800 °C bis 2 mm vor dem Drahtelektrodenende bei einer Schweißstromstärke von 300 A. In diesem Elektrodenbereich wurden für 225 A und 150 A Temperaturen unter 800 °C berechnet.

**Ergebnisse zur Simulation der Temperaturverteilung zeigen, dass eine freie Drahtelektrode bei hohen Stromstärken einer hohen Widerstandserwärmung ausgesetzt ist, die insbesondere beim Schweißen von Fülldrahtelektroden zu einer Beeinflussung des Abschmelzverhaltens der Füllung führen. Gerade beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen sind für einen tiefen Einbrand des lichtbogenbeeinflussten Bereichs hohen Stromstärken erforderlich. Detaillierte Studien zur Vermeidung von Einschlüssen im Schweißgut sowie zur Beeinflussen der Schweißnahtmetallurgie in Abhängigkeit des Abschmelzverhaltens am Drahtelektrodenende, zum Beispiel durch begleitende Analysen mittels High-Speed-Video-Technik, sind bisher nicht durchgeführt worden.**

#### 2.4.4 Einflussgrößen auf die Ausbildung des Lichtbogens und des Werkstoffübergangs beim MSG-Schweißen

Durch die Kommission XII-F des IIW erfolgte erstmals eine strukturierte Einteilung des Werkstoffübergangs in drei Kategorien der Kurzschlussfähigkeit von Schweißprozessen, dem Übergang mit Tropfenbildung, dem Übergang mit Brückenbildung und dem schlacke-geschützten Übergang. Dieser Kategorisierung folgt eine weitere Untergliederung differenzierbarer Formen des Lichtbogen- und Werkstoffverhaltens [159, 160]. Die wesentlichen Werkstoffübergänge sind in Tab. 2.1 zusammenfassend für das MSG-Schweißen mit Massiv- und Fülldrahtelektroden erläutert.

tert.

Die sich bei verschiedenen Lichtbogenleistungen einstellenden Lichtbogenarten sind im Wesentlichen abhängig von den geometrischen und materialspezifischen Eigenschaften der Drahtelektrode und dem eingesetzten Schutzgas. In Abb. 2.17 sind die Lichtbogenarten für das MAG-Schweißen einer Massivdrahtelektrode im Zusammenhang mit der Schweißspannung und -stromstärke dargestellt. Bei geringen Leistungswerten wird der Kurzlichtbogen beobachtet. Der charakteristisch geringe Einbrand sowie das vergleichsweise kleine Schmelzbadvolumen ermöglichen das Fügen von Dünnblechen sowie das Schweißen in Zwangspositionen, weil die Schmelze durch den geringen Wärmeeintrag schnell erstarrt. Werden Stromstärke sowie Spannung erhöht, tritt ein Übergangsbereich auf, dessen Werkstoffübergang durch eine erhöhte Spritzerbildung gekennzeichnet ist. Bei weiterer Erhöhung der Schweißleistung bildet sich unter inertem Gasen oder Mischgasen mit hohem Argonanteil ein feintropfiger Sprühlichtbogen aus, der aufgrund hoher Abschmelzleistungen und guter Schweißnahtqualitäten zum Fügen dickerer Bleche in Wannennlage eingesetzt wird. Die Verwendung von  $\text{CO}_2$ -Schutzgas hat einen Langlichtbogen mit grobtropfigem Werkstoffübergang zur Folge.

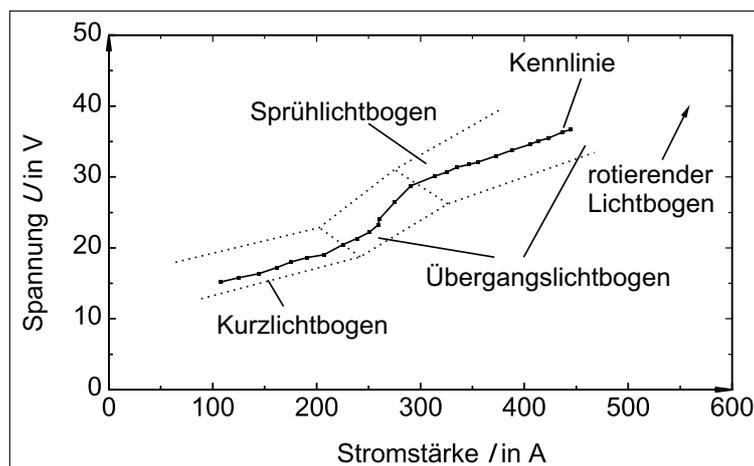
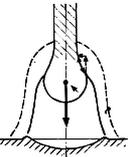
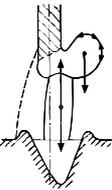
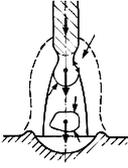
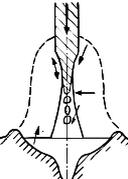
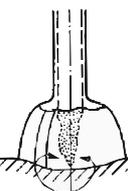
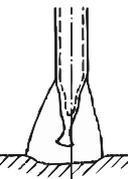


Abbildung 2.17: Strom- und Spannungskennlinie einer MSG-Schweißstromquelle beim Einsatz einer Standardmassivdrahtelektrode SG2 ( $\varnothing$  1,2 mm) sowie Bereiche des Werkstoffübergangs, Schutzgas:  $\leq 5\% \text{ O}_2$  Rest Argon, nach [4]

Wie aus Abb. 2.17 hervorgeht, führt eine weitere Anhebung der Schweißleistung nach Ausbildung eines Übergangsverhaltens zum rotierenden Lichtbogen. Kennzeichnend für diesen Prozess sind hohe Drahtvorschubgeschwindigkeiten ab  $15 \text{ m min}^{-1}$  und eine freie Drahtlänge von mindestens 25 mm. Die unter dem T.I.M.E-Verfahren bekannte Technologie erfordert unter anderem zur Minimierung des Spritzeraufkommens den Einsatz spezieller Mehrkomponentengase. Da hohe Abschmelzraten erreicht werden, kommt das MAGM-Hochleistungsschweißen im Schwermaschinen- und Stahlbau zum Einsatz. Definitionen, Begriffsklärungen und Anwendungshinweise sind für das MSG-Hochleistungsschweißen mit Massivdrahtelektroden bereits in schweißtechnische Richtlinien eingeflossen [161, 162]. Neben der Anwendung von Massivdrahtelektroden konnte zudem gezeigt werden, dass Fülldrahtelektroden beim Hochleistungs-MSG-Schweißen zu einem stabilen Sprühlichtbogen bei Drahtfördergeschwindigkeiten bis  $45 \text{ m min}^{-1}$  und gegenüber dem Abschmelzen eines massiven Drahtquerschnitts zu Schweißnähten mit ho-

Tabelle 2.1: Werkstoffübergänge beim MSG-Schweißen mit Massivdrahtelektroden und Fülldrahtelektroden, nach [132, 143]

	<p><u>Tropfenförmiger Übergang:</u></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- glockenförmiger Lichtbogen</li> <li>- Tropfendurchmesser größer als Elektrodendurchmesser</li> <li>- Tropfenablösung durch die Schwerkraft bestimmt</li> <li>- Lichtbogen-Plasmadruck und die Oberflächenspannung des Tropfens wirken der Schwerkraft entgegen</li> </ul>	MIG/MAG-Schweißen mit Massivdrahtelektroden im Übergangsbereich
	<p><u>Rückstoß-Übergang:</u></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- bei Schutzgasen mit hoher Wärmeleitfähigkeit</li> <li>- schmale Lichtbogensäule/ kleiner Anodenansatzpunkt</li> <li>- heißer Metaldampfkern mit hoher Leuchtintensität</li> <li>- Plasmadruck entgegengesetzt zur Abtropfrichtung</li> <li>- seitliches Herausschleudern des Tropfens</li> </ul>	MAG-Schweißen unter CO <sub>2</sub> -Schutzgas mit Massivdrahtelektroden im Langlichtbogenbereich
	<p><u>Projektil-Übergang:</u></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- bei geringer Leitfähigkeit des Schutzgases</li> <li>- Kraftwirkung des Impulslichtbogens zeitlich verändert</li> <li>- magnetohydrodynamisches Abströmen von Schmelze</li> <li>- Elektrodenende radial von außen nach innen verflüssigt</li> <li>- Tropfenablösung elektromagnetische Kräfte</li> </ul>	MIG/MAG-Impulslichtbogenschweißen mit Massivdrahtelektroden
	<p><u>Strömungs-Übergang:</u></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- konisch ausgebildete flüssige Elektrodenspitze</li> <li>- trapezförmige, konzentrierte Plasma- und Metaldampfströmung</li> <li>- schmaler fingerartiger Einbrand in Schmelzbadmitte</li> <li>- flacher Einbrand im äußeren Bereich des Lichtbogens</li> </ul>	MIG/MAG-Schweißen mit Massivdrahtelektroden bei hohen Strömen
	<p><u>Flussmittel-Wand-Übergang bei Röhrenelektroden:</u></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- metallurgische Reaktionen sowie Strömungen durch Interaktion zwischen Schlacke und Metalltropfen</li> <li>- Flussmittelfüllung besitzt einen höheren elektrischen Widerstand als der Metallmantel</li> <li>- Tropfenbildung am äußeren Metallmantel</li> </ul>	MSG-Schweißen mit flussmittelenthaltenden Fülldrahtelektroden
	<p><u>Flussmittel-Wand-Übergang mit Schlackestumpf:</u></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- Bildung grober Tropfen</li> <li>- verzögert abschmelzender, zerfallender Schlackestumpf</li> <li>- stochastische Bewegung des Tropfens sowie des Lichtbogens entlang der geschmolzenen Metallkante</li> <li>- breiter, flacher Einbrand</li> </ul>	MSG-Schweißen mit schlackeführenden Fülldrahtelektroden bei hohen Spannungen und Stromstärken
	<p><u>Strömungs-Übergang bei Röhrenelektroden:</u></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- bei Schutzgasen mit geringer Wärmeleitfähigkeit</li> <li>- bei Füllungen mit rutiler Schlacke sowie Metallpulver</li> <li>- simultanes Schmelzen der Füllung und des Metallmantels zu einer kegelförmigen Elektrodenspitze</li> <li>- feintropfiger Werkstoffübergang</li> </ul>	MSG-Schweißen mit Fülldrahtelektroden und argonreichen Schutzgasen

hen Qualitäts- und Festigkeitseigenschaften führen [2, 163]. Im Vergleich zum rotierenden Lichtbogen der Massivdrahtelektrode tritt beim Einsatz von Fülldrahtelektroden eine verminderte Kraftwirkung auf das Schmelzbad auf. Infolgedessen wird beim Abschmelzen rutiler Fülldrahtelektroden ein ruhiger Sprühlichtbogen bis  $45 \text{ m min}^{-1}$  Drahtvorschubgeschwindigkeit beobachtet. Eine Übertragbarkeit der Ergebnisse ab einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von  $15 \text{ m min}^{-1}$  auf das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen wurde in Hinblick auf kurzzeitmetallurgische Schweißnahteneigenschaften beim Einsatz hochlegierter Zusatzwerkstoffe bisher jedoch nicht ausreichend untersucht.

Das Prozessverhalten in der Abschmelzzone an einer Drahtelektroden Spitze ist durch thermophysikalische Effekte gekennzeichnet und kann begrenzt variiert werden. Eine schematische Darstellung des MSG-Prozesses am Drahtelektrodenende nach [164] in Abb. 2.18 verdeutlicht die Wirkung eines der Haupteinflussfaktoren, wie den Pinch-Effekt [143, 165, 166] mit der Kraft  $F$ , auf die Tropfenablösung und den Werkstoffübergang am Beispiel einer Massivdrahtelektrode. Charakteristisch für den Pinch-Effekt sind die in einem stromdurchflossenen Leiter radial nach innen und axial zur Drahtelektrode gerichteten Kräfte  $F_r$  und  $F_a$  infolge der Entstehung eines elektromagnetisch bedingten und elektrodynamisch wirkenden Drucks auf das flüssige Metall am Elektrodenende. Der Einfluss des Pinch-Effektes wirkt sich dann maßgeblich auf die Tropfenablösung und -größe aus, wenn die Elektroden Spitze vollständig von Plasma umströmt wird.

**Ein feintropfiger Werkstoffübergang ist möglich, weil sich bei hohen Strömen eine große Kraftwirkung des Pinch-Effektes einstellt, wie es vor allem beim Strömungs-Übergang und beim Projektil-Übergang beobachtet wird. Die infolge des Werkstoffübergangs entstehenden Kräfte haben einen signifikanten Einfluss auf die Stabilität der Metaldampfkapillare beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen. In dieser Hinsicht zeigte Neuenhahn [4] an niedriglegierten Stählen, dass ein Strömungsübergang in stechender Anordnung des Brenners zu einer verminderten Einschweißtiefe führen kann, da die Tropfen teilweise im Bereich der Metaldampfkapillare in das Schmelzbad übergehen. Für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit hochlegierten Zusatzwerkstoffen sowie zur veränderten Abschmelzcharakteristik von Fülldrahtelektroden liegen bisher keine systematischen Untersuchungen vor.**

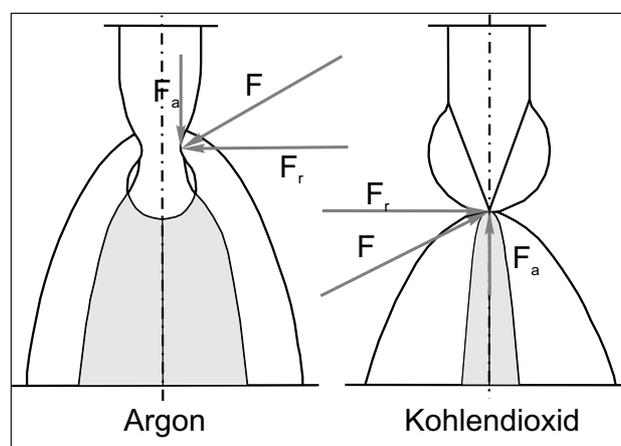


Abbildung 2.18: Wirkung der Pinch-Kräfte bei Argon- und  $\text{CO}_2$ -Schutzgas nach [164]

Die Bildung eines Lichtbogenplasmas um die Elektrodenspitze beruht auf der Ausbildung einer breiten stromführenden Plasmasäule und einem schmalen wärmeleitenden Randbereich mit geringerer Temperatur bei argonreichen Schutzgasen, siehe Abb. 2.18. Eine geringe Wärmeleitfähigkeit des Plasmas hat eine kleinere Wärmeübertragung an das umgebende Schutzgas zur Folge als Plasmen höherer Konduktion (zum Beispiel  $\text{CO}_2$ ), wodurch ein größerer Querschnitt des stromführenden Plasmakerns am Elektrodenansatzpunkt eingenommen wird [167]. Der Lichtbogen bildet sich dergestalt aus, dass bei konstantem Strom der Spannungsabfall sowie die Lichtbogentemperatur unter den gegebenen Bedingungen ein Minimum annehmen [168].

In Hinblick auf den beschriebenen Vorgang gilt, dass auch Mischgase mit einem hohen Argonanteil eine geringere Wärmeleitfähigkeit als Schutzgase mit hohem  $\text{CO}_2$ -Anteil besitzen. Anhand Abb. 2.19 ist der Verlauf der Wärmeleitfähigkeit reiner Gase dargestellt und zeigt Ergebnisse nach Berechnungen von King [169]. Für das Gas Argon wurden geringe Wärmeleitfähigkeiten über einen weiten Temperaturbereich berechnet. Das Gas  $\text{CO}_2$  dissoziiert zwischen  $2000\text{ °K}$  und  $4000\text{ °K}$  zu  $\text{CO}$  und  $\text{O}$ , was mit einer Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit verbunden ist.

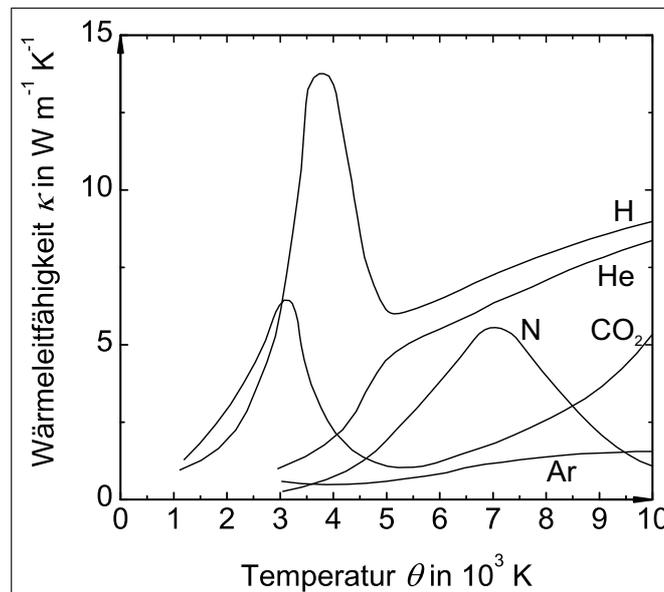


Abbildung 2.19: Wärmeleitfähigkeit verschiedener Schweißschutzgase nach [169]

Die elektrische Leitfähigkeit im Lichtbogen wird durch ionisierte Ladungsträger aus der abschmelzenden Drahtelektrode bestimmt [164]. In dieser Hinsicht wird dem verwendeten Schutzgas ein vernachlässigbar geringer Einfluss beigemessen. Bei  $6000\text{ °K}$  ist der Ionisationsgrad von Eisen mit 10 % um das Hundertfache höher als von Argon. In Experimenten haben Eichhorn et al. [170] einen entsprechenden Nachweis geführt, indem jeweils für Argon- und  $\text{CO}_2$ -Atmosphären ein vergleichbares Strom- und Spannungsverhalten nach dem Einschalten des Lichtbogens bei gleichen Versuchsbedingungen beobachtet wurde.

#### 2.4.5 Modelle zur Beschreibung der Tropfenbildung beim MSG-Schweißen

Die wesentlichen Zusammenhänge zu den physikalischen Grundlagen des Werkstoffübergangs der dieser Arbeit zugrunde liegenden MSG-Schweißprozesse sind in Anlehnung an die in der

Abb. 2.17 (S. 44) gezeigten Schweißparameterbereiche, welche nur in begrenztem Umfang auf das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen übertragbar sind, beschrieben [4]. Die Auswertung der Literatur zeigt, dass mehrere Theorien zu den Vorgängen und Ursachen der Tropfenablösung hergeleitet wurden und in einigen Monographien ausführlich erläutert sind [143, 151]. In diesen werden Kräfte genannt, welche einen Einfluss auf den Werkstoffübergang haben und sich wie folgt ableiten:

1. Gravitationskraft
2. Kräfte an der Oberfläche des Tropfens und dem flüssigen Schmelzbad
3. elektromagnetische Kräfte
4. Strömung des Plasmas, der Gase und Metalldämpfe
5. Kräfte infolge explosionsartiger Gas- und Dampfbildung
6. magnetische und mechanische Zusatzkräfte

Hierzu sei erwähnt, dass eine Vielzahl der Ansätze für das Schweißen mit Massivdrahtelektroden aufgestellt sind. Aufgrund der weniger komplexen Geometrie am Elektrodenende können Vereinfachungen für die Modellbildung der Tropfenentstehung, dem Einfluss strömender Plasmen und Gase sowie der Tropfenablösung getroffen werden. Die wesentlichen Untersuchungen zu theoretischen Ansätzen sowie experimentellen Nachweisen sind in Tab. 2.2 zusammengefasst.

Die Auswertung der Literatur zur Modellbildung des Werkstoffübergangs beim MSG-Schweißen ergibt bislang, dass kein Modell den gesamten Stromstärkebereich vom Tropfenübergang, über den Projektilübergang bis zum Strömungsübergang hinreichend genau abbilden kann [160, 171, 172, 174, 177–180]. Für das Impulslichtbogenschweißen lässt sich ebenso wie beim Sprühlichtbogenschweißen ableiten, dass die modellbasierten Analysen zwar eine gute Näherung zu den experimentell ermittelten Tropfengrößen und Impulsparametern ergeben, jedoch eine Übertragbarkeit auf komplexe Prozessbedingungen, wie sie beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen zum Beispiel durch das laserinduzierte Metaldampfplasma auftreten, nicht zulassen [173, 176, 181].

***Die dargestellten Theorien und Methoden leisten lediglich für abgegrenzte Bereiche des Werkstoffübergangs einen zuverlässigen Beitrag. So ist es zumindest möglich, auf die Haupteinflussgrößen der Prozessstabilität und Tropfenablösung zu schließen. Gerade für die komplexen Abläufe beim Schweißen von Fülldrahtelektroden wurde bisher keine genaue modellhafte Beschreibung realisiert, wodurch weitere experimentelle Untersuchungen erfolgen müssen. Dies verdeutlicht die Notwendigkeit von Analysen, wie zum Beispiel High-Speed-Video-Aufzeichnungen, da beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen veränderte Werkstoffübergangsformen zu erwarten sind.***

Tabelle 2.2: Modelle und Simulationen zum Tropfenübergang beim MSG-Schweißen sowie Erkenntnisse aus experimentellen Studien

Quelle	Autor(en)	Jahr	Modell	Bemerkungen
[160]	Lancaster	1979	Pinch-Instabilitäts-Theorie	Hohe Genauigkeit beim Strömungsübergang
[171]	Waszink & Graat	1983	Theorie des Kräftegleichgewichts	Gültigkeit für Tropfenübergang experimentell nachgewiesen
[172]	Kim & Eagar	1993	Modifikation des statischen Kräftegleichgewichts	Gesteigerte Genauigkeit im Übergang vom Tropfen- zum Projektilübergang zur Vorhersage des Werkstoffübergangs
[173]	Kim & Eagar	1993	Statisches Kräftegleichgewicht für das Impulslichtbogen-schweißen	Berechnung der optimalen Pulsfrequenz für den „Ein Tropfen pro Impuls“-Übergang
[174]	Choi et al.	1998	VOF-Modell (Volume of Fluid)	Dynamische Berechnung der Tropfenablösung in Abhängigkeit der elektromagnetischen Kraft
[175]	Choi et al.	1998	VOF-Modell für Kurzlichtbogenübergang	Einfluss der elektromagnetischen Kraft auf die Spritzerbildung
[176]	Choi et al.	1998	VOF-Modell für Impulslichtbogenprozess	Modellhafte Beschreibung des Abtropfprozesses im Abgleich mit experimentellen Ergebnissen
[177]	Haidar	1998	VOF-Modell für Tropfen- und Projektilübergang	Analyse der Haupteinflussgrößen auf den Werkstoffübergang
[178, 179]	Jones et al.	1998	Berechnung der axialen magnetischen Kraft in Abhängigkeit der Tropfenform	Korrelation der Stromdichteverteilung sowie des magnetischen Kraftverlaufs mit experimentellen Daten
[180]	Arif et al.	2008	Modifiziertes Modell des statischen Kräftegleichgewichts	Berücksichtigung des Flussmomentes einer axialen Strömung im Tropfen
[181]	Arif et al.	2009	Kraft-Verschiebungs-Modell als modifiziertes Kräftegleichgewicht	Simulation der Abschmelzeigenschaften als Funktion der Impulsstromstärke und -zeit

## 2.5 Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen

### 2.5.1 Wesentliche Aspekte des Laserstrahlschweißens

Das Laserstrahlschweißen ist im Weiteren hinsichtlich signifikanter Eigenschaften zusammenfassend beschrieben. In Tab. 2.3 sind deshalb die Spezifikationen sowie Merkmale der wichtigen Laserstrahlquellen enthalten.

Die Strahlqualität  $K$  sowie das Strahlenparameterprodukt mit der Beugungsmaßzahl  $M^2$  sind in der Norm DIN EN ISO 11146 definiert [184]. Wie in Tab. 2.3 skizziert ist, nehmen unter praxisnahen Bedingungen der Divergenzwinkel  $\Theta_2$  sowie der Strahltaillendurchmesser  $d_0$  größere Werte als beim Gauß'schen Strahlengang ( $\Theta_1$ ) an [183]. Das Verhältnis zwischen den Divergenzwinkeln eines Laserstrahls und eines idealen Gaußstrahls bei gleichem Durchmesser wird im Strahlparameterprodukt mit dem Faktor  $M^2$  als Beugungsmaßzahl charakterisiert, siehe Gl. 2.11 (Tab. 2.3).

Tabelle 2.3: Bedeutende Merkmale zur Spezifikation von Laserstrahlquellen nach [7, 182, 183]

Spezifikation/ Quantifizierung der Laserstrahlung	Bemerkungen
CO <sub>2</sub> -Laser, Wellenlänge $\lambda = 10,6 \mu\text{m}$	Strahlenführung mittels Spiegel, hoher konstruktiver Aufwand und Platzbedarf
Festkörperlaser (zum Beispiel Nd:YAG-Laser, Faserlaser), Wellenlänge $\lambda = 1,06 \mu\text{m}, 1,07 \mu\text{m}$	Strahlenführung über flexible Glasfaserkabel, vergleichbar geringer Platzbedarf
<p>Strahlenqualität nach DIN EN ISO 11146:</p> $\frac{d_0 \Theta}{4} = M^2 \frac{\lambda}{\pi} \quad (2.11)$ $K = \frac{1}{M^2} = \frac{4\lambda}{d_0 \Theta \pi} = \frac{d_0}{\Theta Z_R} = \frac{\Theta_1}{\Theta_2} \quad (2.12)$	<p>Realer Strahl: <math>M^2 &gt; 1, K &lt; 1</math></p> <p>Gaußstrahl: <math>M^2 = 1, K = 1</math></p> <p>Parameter: <math>d_0, \Theta_1, \Theta_2, Z_{R1}, Z_{R2}</math></p>

Daraus lässt sich die Strahlqualität K als inverse Funktion bestimmen, siehe Gl. 2.12 (Tab. 2.3). Eine detaillierte Beschreibung der Grundlagen und Methoden zur Strahlenvermessung nach DIN EN ISO 11146 ist in [183] gegeben.

Neben dem Wärmeleitungsschweißen, bei dem lediglich 10 % bis 15 % der Gesamtenergie des Laserstrahls vom Grundwerkstoff absorbiert wird, ist zum Erreichen des für diese Arbeit bedeutenden Tiefschweißeffektes für Stahl eine Mindestschwellintensität von  $10^6 \text{ W cm}^{-2}$  erforderlich, um die flüssige Metalloberfläche über die Verdampfungstemperatur zu erwärmen [185]. Der Verdampfungsprozess verursacht eine Druckwirkung, die im Gleichgewicht mit den resultierenden Rückflusskräften der umgebenden Schmelze in der sogenannten Metaldampfkapillare stehen, die einen Durchmesser im Bereich von 0,2 mm bis 1 mm annehmen kann. Bei relativer Bewegung der Laserstrahlachse zum Grundwerkstoff wird die Schmelze vor der Front der Kapillare durch die hydrodynamische Druckwirkung verdrängt und größtenteils auf der Rückseite zusammengeführt.

Die mathematisch-physikalischen Grundlagen des Laserstrahlschweißens sind für einzelne Teilaspekte analysiert und untersucht. Im Folgenden sind deshalb die grundlegenden Ansätze zum Verständnis der Metaldampfkapillarenbildung und des Tiefschweißeffektes in Tab. 2.4 aufgelistet.

In frühen Untersuchungen zur Entstehung von Metaldampfkapillaren wurden vereinfachte Modelle gewählt, um wesentliche Einflussgrößen zu untersuchen [185, 186]. Hier konnte gezeigt werden, dass der Druck in der Metaldampfkapillare sowie die Einschweißtiefe durch die Oberflächenspannung der Schmelze bestimmt werden. Während die frühen Untersuchungen auf Gleichungen stationärer Zustandsbedingungen beruhen, ist bekannt, dass der Tiefschweißprozess und

Tabelle 2.4: Theoretische und experimentelle Analyse des Laserstrahl-tiefschweißeffektes

Quelle	Autor(en)	Jahr	Untersuchungen	Bemerkungen
[185]	Andrews, Atthey	1976	Quasistationäres Modell der Metaldampfkapillare	zweidimensionales Gleichgewichtsmodell des Kapillarprofils
[186]	Dowden et al.	1987	Erweiterung des Modells von Andrews	Berücksichtigung der Oberflächenspannung und Energiebilanz für Durchschweißungen
[187]	Semak et al.	1995	Oberflächendynamik der Schmelze	experimenteller und modellbasierter Nachweis von Schwingungen an der Schmelzbadoberfläche
[188]	Matsunawa, Semak	1997	hydrodynamisches Modell des Schmelzbades an der Frontseite der Kapillare	Berechnung der Schmelzrate und des kritischen Schmelzvolumens in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit und Laserstrahlleistung
[189]	Semak, Matsunawa	1997	modellbasierte Analyse der Wirkung des Rückstoßdrucks des verdampfenden Metalls auf das Schmelzbad	Berechnung der Schmelzbadströmungen unter Berücksichtigung der Energiebilanz und der Schmelzbadoberflächentemperatur
[190]	Rai et al.	2007	dreidimensionales Modell des Laserstrahl-tiefschweißens	Berechnung der Schmelzbadgeometrie und -strömungen als Funktion von Werkstoffeigenschaften
[191]	Kaplan & Wiklund	2009	Bifurcation Flow Chart zur Reduktion von Schweißspritzern und Schweißnahtunterwölbung	Berechnung auf Basis von Strahlparametern und experimenteller Nachweis des Schmelzbadverhaltens

insbesondere das Schmelzbad einer eigenen Dynamik unterliegen. Zu diesem Thema führten Semak et al. Experimente an einem metastabilen austenitischen Chrom-Nickel-Stahl durch [187]. Aus dieser Wechselwirkung zwischen dem Rückstoßdruck der Metallverdampfung und der Oberflächenspannung sowie dem hydrostatischen Druck im Schmelzbad resultiert ein pulsierendes Verhalten des Schmelzenvolumens. Der Einfluss des durch die Metallverdampfung hervorgerufenen Rückstoßdrucks auf die Stabilität der Frontseite des Schmelzbades ist Gegenstand weiterer Untersuchungen [188]. Basierend auf einem vereinfachten hydrodynamischen Modell sowie unter Berücksichtigung der Aufschmelzrate zeigt sich, dass eine geringe Schweißgeschwindigkeit zu einem kritischen, instabilen Schmelzbadvolumen an der Kapillarenfrontseite mit der Folge von wiederholten Tropfenbildungen führen kann. Bei einer Steigerung der Schweißgeschwindigkeit über einen kritischen Wert wird eine gleichförmige Bewegung der Schmelze ohne Tropfenbildung berechnet und beobachtet. Neben diesen Ergebnissen stellten Semak und Matsunawa [189] die Bedeutung des Rückstoßdrucks im Zusammenhang mit Schmelzbadströmungen und Konvektion heraus. Rai et al. [190] führten dreidimensionale Simulationen sowie experimentelle Vergleiche an Laserstrahlschweißnähten durch, um die Ursachen von werkstoffspezifischen Schmelzbadformen zu analysieren. Neuere Studien zum Einsatz von Faserlasern in Hinblick auf die Pro-

zessstabilität im Bereich der Metaldampfkapillare beim Laserstrahlschweißen an dickwandigen Chrom-Nickel-Stählen liegen von Kaplan und Wiklund [191] vor.

***Insbesondere zeigt sich an einem austenitischen Chrom-Nickel-Stahl, welcher eine vergleichsweise geringe Wärmeleitfähigkeit aufweist, ein hoher Wärmetransport durch Konvektion. Das verlängerte Schmelzbad im Schweißnahtkopfbereich führt infolge unterschiedlicher Oberflächenspannungen zu Strömungen (Marangonikonvektion), die im schmalen Schweißnahtwurzelbereich an Ausdehnung und Geschwindigkeit verlieren. Der signifikante Einfluss der Schmelzbadbewegungen auf das Fließverhalten von Schlacke wurde bereits für das MSG-Schweißen mit Fülldrahtelektroden untersucht [133]. In Hinblick auf die Kopplung von Laserstrahl und Lichtbogenprozess liegen zu dieser Thematik bisher keine Ergebnisse vor.***

Zur Beurteilung der erreichbaren Schweißnahtqualitäten sowie Prozessleistungen werden Prozessstudien durchgeführt, um die Phänomenologie der Poren- und Humpingbildung zu analysieren. Eine Studie zur Schmelzbadbildung in Abhängigkeit des Fokusbereichs beim Einsatz eines Faserlasers verdeutlicht, dass für Laserstrahlschweißungen an einem hochlegierten Chrom-Nickel-Stahl ein Fokusbereich von  $360 \mu\text{m}$  zu fehlerfreien Schweißnähten führt [192]. Für diesen Wert konnten reproduzierbare Schweißgeschwindigkeiten im Bereich von  $4,5 \text{ m min}^{-1}$  bis  $10 \text{ m min}^{-1}$  ermittelt werden. Eine zusätzlich Aufnahme des Schmelzbadmittels mittels In-Situ-Mikrofokusröntgentechnik lässt erkennen, dass die Strömungen an der Metaldampfkapillare bei geringen Schweißgeschwindigkeiten zur Schweißnahtwurzel gerichtet sind und ausgehend von der Kapillarenspitze eine Porenbildung begünstigen. Bei hohen Schweißgeschwindigkeiten von  $6 \text{ m min}^{-1}$  wird eine Umkehrung der Schmelzbadströmung entlang der Metaldampfkapillare in Richtung des Schweißnahtkopfes beobachtet. Dieser Effekt zeigt, dass die Strömungen im spezifisch schmalen Schmelzbad einer Laserstrahlschweißung von der Schweißgeschwindigkeit und damit von der Größe des Schmelzbadmittels abhängig sind. Von ähnlichen Effekten berichtet Grezev [193], der bei geringen Schweißgeschwindigkeiten bei Versuchen an mit Kupferinsert bestückten Pipelinestählen das Strömungsverhalten beim Laserstrahl-tiefschweißen untersuchte. Anhand der Kupferverteilung in Quer- und Längsschliffen konnte abgeleitet werden, dass sich komplexe Wechselwirkungen zwischen der Schmelzbadoberfläche in der Kapillare und dem Strömungsverhalten im Schmelzbad einstellen. So wurden neben den koaxialen zur Laserstrahlrichtung verlaufenden Strömungskomponenten um die Metaldampfkapillare zudem axiale Strömungsrichtungen nachgewiesen.

Wie bereits angedeutet, lassen sich in Anbetracht konstant einstellbarer Prozessparameter nicht in jedem Fall entsprechend gleichförmig geometrische Ausprägungen der Schweißnaht einstellen. Die Ursache ist beim Laserstrahlschweißen in transienten Prozessen zu suchen, die durch eine Wechselwirkung mehrerer nichtlinearer Teilsysteme zu einer unbestimmten Eigendynamik führen [194]. Um dieser Problematik zu begegnen, kann mittels resonanter Anregung des Laserstrahls eine Stabilisierung dieser Prozessinstabilitäten erzielt werden, wodurch zum Beispiel konstante Einschweiß-tiefen realisierbar sind. Auch für quasistationäre Prozessabschnitte im mittleren Bereich der Schweißstrecke, in denen ungleichförmige Nahtausbildungen und Defekte be-

obachtet werden, kann diese Methode zu einer höheren Nahtqualität beitragen.

Die beim CO<sub>2</sub>-Laserstrahlschweißen entstehenden Strahlungsverluste sind für die Bedingungen zur Ausbildung einer Metaldampfkapillare in Verluste durch Reflektion, Transmission, Metaldampfabströmung sowie durch Plasma abgeschirmte Laserstrahlleistung eingeteilt [195]. Die absorbierte Laserstrahlleistung beträgt 10 % bis 15 % bei senkrecht einfallender Strahlrichtung auf einer Stahloberfläche von Raumtemperatur bis zum Schmelzpunkt, siehe Abb. 2.20.

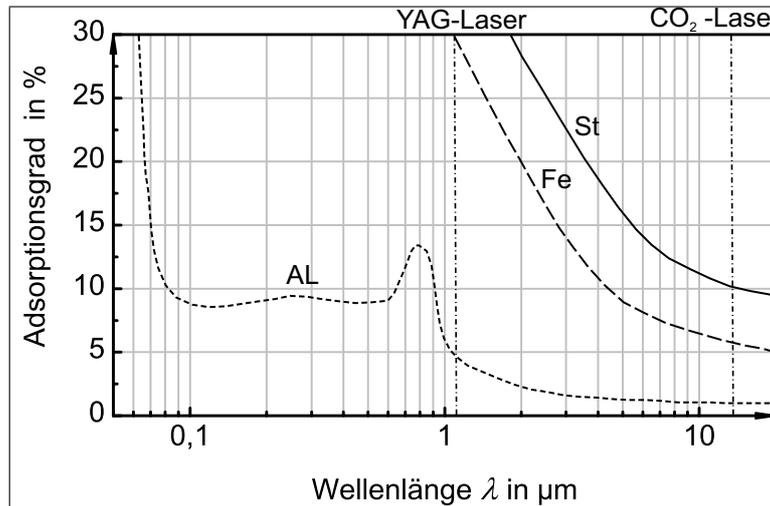


Abbildung 2.20: Absorptionsgrad von Eisen, Aluminium und Stahl in Abhängigkeit der Wellenlänge bei 300 K nach [7]

Wenn durch Wärmeleitung und Verdampfung eine kritische Intensität überschritten wird, bildet sich ein Keyhole aus und der Absorptionsgrad steigt auf 50 % bis 100 %. Ein Teil der Leistung wird an der Schmelzbadoberfläche reflektiert und aus der Prozesszone in die Umgebung abgeführt. Die Reflektionsverluste nehmen mit steigender Schweißgeschwindigkeit zu, weil die Oberfläche der Frontseite der Metaldampfkapillare einen größeren Winkel zur einfallenden Laserstrahlung annimmt. Der Anteil der reflektierten Strahlung hängt von der Fokussierbarkeit ab und lässt sich bei hoher Strahlenqualität zum Beispiel bei  $2 \text{ m min}^{-1}$  Schweißgeschwindigkeit um bis zu 3 % Prozent minimieren. Bei Durchschweißungen ist für die Bilanz der eingebrachten Laserstrahlung der transmittierte Verlustanteil von Bedeutung. Dabei sind Blechdicke, Laserstrahlleistung, Strahlqualität, Wellenlänge und Schweißgeschwindigkeit maßgebliche Parameter, die bestimmen, wieviel der eingestrahlten Laserleistung durch Mehrfachreflektion an der Kapillarwand und Transmission im Metaldampf an der unteren Öffnung der Kapillare emittiert [196]. Da der Transmissionsgrad unter anderem von der Form der Metaldampfkapillare abhängig ist, kann der transmittierte Anteil durch Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit, die in einer Änderung der Kapillargeometrie resultiert, verringert werden. Dieses Verhalten korreliert mit den in [197] erzielten Ergebnissen zur Bestimmung der transmittierten Leistung in Abhängigkeit der Streckenenergie an einem hochfesten Feinkornbaustahl mit 6 mm Wanddicke.

Abströmender Metaldampf ist ein weiterer leistungsmindernder Faktor in der Gesamtbilanz des Laserstrahlschweißprozesses. Der durch den Verdampfungsprozess entstehende Druck des Metaldampfes wirkt der Oberflächenspannung der Kapillare entgegen. An den Öffnungen der Kapillare strömt infolgedessen Metaldampf mit Geschwindigkeiten im Bereich von  $200 \text{ m s}^{-1}$  aus. Es

werden Verlustanteile bis 10 % von der eingestrahnten Energie angegeben [195]. Die Geometrie sowie der Durchmesser der Kapillare haben einen direkten Einfluss auf die Menge des abgeführten Massenstroms. Kleine Querschnitte der Kapillare haben eine geringere Abströmung und Verlustleistung zur Folge.

Infolge des ausströmenden Metaldampfes aus der Kapillare unter der Wirkung von CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung bildet sich eine Plasmasäule über der Prozesszone aus, deren Temperatur über 10000 °C [198] betragen kann. In diesem energetischen Zustand finden im Plasma eine Streuung sowie eine Refraktion der Laserstrahlung statt, weil ein Brechungsindex kleiner eins vorliegt. Charakteristisch sind hierbei das Leuchten des Plasmas im sichtbaren Bereich sowie eine Aufweitung der Strahlbreite bei gleichzeitig verminderter Strahlqualität. Wird ein kritischer Abschirmungsverlust überschritten, ist das Einkoppeln der Strahlung in den Grundwerkstoff und die Bildung einer Metaldampfkapillare eingeschränkt. Daraus ergeben sich geringere Einschweißstiefen und Porenbildung [194].

Die Ausbreitung des Plasmas über der Metaldampfkapillare und dem Einkopplungsbereich des Laserstrahls lässt sich mit einer Prozessgasströmung minimieren bzw. die physikalischen Eigenschaften des Plasmas durch Einsatz von geeigneten Schutzgasen prozessbegünstigend steuern. Beispielsweise vermindert ein Anteil von 50 % Helium im Metaldampfplasma den Absorptionskoeffizienten um 50 % [199]. Für eine maximale Einschweißtiefe und Reduktion von Poren sowie um das Schmelzbad begünstigend zu beeinflussen, erweisen sich die laterale oder koaxiale Anordnung der Prozessgasdüse als geeignet. Eine optimale Zuführung von Prozessgas in den Öffnungsbereich der Metaldampfkapillare ist weiterhin abhängig von der Strömungsgeschwindigkeit und Druckverteilung des Schutzgases. Ein zu geringer Druck hat die Abschirmung des Laserstrahls durch das Plasma zur Folge, jedoch kann eine Drucküberhöhung zu einem ausgeprägten Schmelzenfluss mit einhergehender Schweißnahtüberhöhung und einer schmalen Einbrandgeometrie von geringer Tiefe führen.

***In [200] wird für das Schweißen mit einem 15 kW CO<sub>2</sub>-Laser eine maximale Einschweißtiefe erreicht, wenn die Druckkraft des Schutzgases einen Wert erreicht, bei dem die Ausbildung der Plasmasäule über der Metaldampfkapillare unterdrückt wird. Hinsichtlich des Einsatzes solcher Laserstrahlquellen für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen steht demnach zunächst die Optimierung der Prozessgaszufuhr im Vordergrund. In wie fern der Lichtbogenprozess einen zusätzlichen Einfluss auf die Prozessstabilität und Schweißnahtausbildung hat, ist insbesondere für den Einsatz von Fülldrahtelektroden bisher nicht systematisch untersucht worden. So ist bislang unklar, welchen Einfluss der Prozessgasstrom sowie dessen Zusammensetzung auf das Abschmelzverhalten und den Werkstoffübergang am Drahtelektrodenende rutiler Fülldrahtelektroden hat. Für das MSG-Schweißen einer Massivdrahtelektrode mit 20 % CO<sub>2</sub> in Argon wurde für den Strömungsübergang eine mittlere Temperatur der Tropfenoberfläche von etwa 2000 °C nachgewiesen [201]. Beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen befindet sich jedoch das Ende der Drahtelektrode in Nähe des Laserstrahls, wo Temperaturen über 10000 °C vorliegen können [198]. Die Signifikanz der hohen Temperaturen auf die Schlackebildung ist in keinem publizierten Schrift-***

**tum vorzufinden.**

In einer Studie von Li et al. wird der Einfluss von Prozessgasgemischen mit unterschiedlichen He-Ar-Anteilen auf die Ausbildung der Plasmasäule und der Schweißnaht beim CO<sub>2</sub>-Laserstrahlschweißen untersucht [202]. Durch Messung des Emissionsspektrums und Auswertung der Form und Fläche des entstehenden Plasmas konnten folgende Ergebnisse erzielt werden. Die Fläche bzw. Größe des leuchtenden Plasmas nimmt mit steigendem Argonanteil zu, wobei die Höhe über der Metaldampfkapillare abnimmt. Bei einem Argonanteil von 60 % im Prozessgasgemisch wurde eine deutliche Zunahme der Intensität des Argonspektrums infolge einer hohen Ionisation dieses Gases gemessen. Da bei diesem Argonanteil das Plasma über der Metaldampfkapillare flach ist, wurde eine vollständige Ausbildung der Kapillare und Durchschweißung erreicht. Unter gleichen Versuchsbedingungen jedoch mit Anteilen über 73 % Argon in Helium treten Abschirmungseffekte auf, welche zu Schweißnahtimperfektionen und unzureichender Durchschweißung führen.

## 2.5.2 Haupteinflussgrößen des Laserstrahlschweißens und Laserstrahl-MSG-Hybridschweißens auf die Prozessstabilität und Schweißnahtausbildung

Die Anwendung des Laserstrahlschweißens führt im Vergleich zum MSG-Schweißen zu schmalen, verzugsarmen Schweißnähten, weil eine tiefe und nahezu parallele Einbrandform mit geringer Breite und Schrumpfung erzeugt wird. Beim Laserstrahlschweißen mit Zusatzwerkstoff wird das Ziel verfolgt, eine Schweißnahtunterwölbung bei fugenbehafteten Schweißnahtvorbereitungen zu vermeiden sowie die erforderlichen mechanischen Eigenschaften des Schweißguts durch metallurgische Effekte des eingebrachten Zusatzwerkstoffes zu erreichen. Ein Vorteil dieser Technologie ergibt sich dadurch, dass einlagige Schweißungen selbst bei hohen Wanddicken über 20 mm mit geringen Streckenenergien erzielbar sind [203]. Nachteilig ist jedoch der Verlust an Laserstrahlleistung, die zum Schmelzen des Drahtes benötigt wird. Deshalb ist die maximale Einschweißtiefe gegenüber einem Laserstrahlschweißprozess ohne Zusatzwerkstoff geringer. In [197] wird ein vereinfachter Ansatz zur Bestimmung der erforderlichen Leistung zum Schmelzen des Drahtendes beschrieben. Nach Rykalin folgt Gl. 2.13 mit der Annahme, dass die Wärmestrahlung und Konvektion am Tropfen, sowie die Wärmeleitung in den Draht minimal sind [204].

$$P = (H_m + c_p T) \rho A_D v_D \quad (2.13)$$

Dem vereinfachten Zusammenhang in Gl. 2.13 liegt ein direkt proportionaler Zusammenhang zwischen der erforderlichen Aufschmelzleistung  $P$  und der Drahtvorschubgeschwindigkeit  $v_D$  zugrunde. Der Term setzt sich weiterhin aus der Schmelzenthalpie  $H_m$ , der spezifischen Wärmekapazität  $c_p$ , der Temperatur  $T$ , der Dichte  $\rho$  und dem Drahtquerschnitt  $A_D$  zusammen. Demnach wurde für das Abschmelzen einer Massivdrahtelektrode mit einem Durchmesser von 1,2 mm eine nomi-

nelle Laserstrahlleistung von über 2 kW bei einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von  $10 \text{ m min}^{-1}$  berechnet [197]. An niedrig- und hochlegierten Dünnblechen trägt die Verwendung von Zusatzwerkstoff zu einem Verlustanteil an Laserstrahlung von 10 % bis 30 % bei [205]. Insofern steht nicht die gesamte verfügbare Laserstrahlleistung für den Tiefschweißeffekt zur Verfügung, was beim Fügen von Dickblechen zu einem instabilen Prozessverhalten mit Schweißnahtimperfektionen führen kann.

In der gesamten Schweißnaht wird eine möglichst homogene Aufmischung des Grundwerkstoffes mit dem Zusatzwerkstoff angestrebt, um zum Beispiel das Risiko der Rissbildung im Schweißgut bis in die Schweißnahtwurzel zu minimieren. Hierzu eignen sich insbesondere Fugenvorbereitungen mit Spalt. Unter dieser Bedingung kann jedoch eine Erhöhung der Laserleistung zu Fehlern, wie zum Beispiel Poren und Einschlüssen, in der Schweißnaht führen. Deshalb hat sich zur Erhöhung der Prozesssicherheit eine Verringerung der Schweißgeschwindigkeit als geeignet erwiesen [197]. Wie Untersuchungen mit hohen Laserleistungen über 10 kW zeigen, ist die maximal erreichbare Schweißgeschwindigkeit für einen porenfreien stabilen Prozess begrenzt [206]. Angesichts der Optimierung aller Prozess- und Fugengeometrieparameter ist der Einfluss der zusätzlich abschmelzenden Drahtelektrode als Verlustfaktor für den Gesamtprozess zu sehen, der den Parameterbereich für einen stabilen Prozess eingegrenzt.

***In Tab. 2.5 sind Untersuchungen zu wesentlichen Einflussgrößen und Prozesseigenschaften des Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-Hybridschweißens aufgelistet. Es wird deutlich, dass gegenüber dem Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff die Verwendung von Zusatzdraht in metallurgischer Hinsicht zu einer Verbesserung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnaht führt. Die zur Verfügung stehende gesamte Laserstrahlleistung kann jedoch nicht vollständig dem Tiefschweißeffekt zur Verfügung gestellt werden, da ein hoher Anteil der Strahlenleistung zum Schmelzen der Drahtelektrode erforderlich ist. Bei gleichen Schweißbedingungen sind die maximalen Schweißgeschwindigkeiten im Vergleich zum Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff geringer und mit wirtschaftlichen Nachteilen verbunden. Dagegen ist die im Schmelzbad eingekoppelte Laserstrahlleistung beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen unabhängig von der Menge des zugeführten Zusatzwerkstoffs. Da die Abschmelzleistung und die Schweißgeschwindigkeit unabhängig voneinander variiert werden können, ergeben sich gleichzeitig wirtschaftliche sowie metallurgische Vorteile.***

Für das Laserstrahlschweißen mit Zusatzwerkstoff kommen größtenteils Massivdrahtelektroden mit Durchmessern von 0,8 mm bis 1,2 mm oder Fülldrahtelektroden bei speziellen Anforderungen an die Schweißmetallurgie zum Einsatz [203, 207, 221]. Das Laserstrahlschweißen mit Zusatzwerkstoff wird vornehmlich zum Fügen von Baustählen und hochfesten Feinkornbaustählen eingesetzt. In diesem Bereich werden verschiedene Zusatzwerkstoffe hinsichtlich der Rissvermeidung untersucht und qualifiziert. Es wird zum Beispiel für das Schweißen von Baustählen die Verwendung von Zusatzwerkstoffen mit geringem Siliziumgehalt empfohlen, da dieses Element aufgrund der ausgeprägten Seigerungsneigung die Bildung von Phasen mit niedriger Schmelztemperatur an Korngrenzen verursacht und somit das Auftreten von Heißrissen begünstigt [208].

Tabelle 2.5: Eigenschaften und Effekte beim Laserstrahlschweißen mit Zusatzwerkstoff und Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen

Quelle	Autor	Jahr	Untersuchungen	Bemerkungen
[197], [205]	Schneegans, Shelyagin & Khaskin	1993, 2003	Einfluss der Drahtzuführung auf die Leistungsbilanz des Laserstrahlschweißprozesses	Verlustanteil der Laserstrahlleistung durch das Schmelzen der Drahtelektrode von 10 % bis 30 %
[206], [197]	Petring et al., Schneegans	1999	Prozessstabilität beim Laserstrahlschweißen	maximale Schweißgeschwindigkeit durch Entstehung von Schweißnahtinhomogenitäten begrenzt
[93]	Walz et al.	1999	Laserstrahlschweißversuche im HDR-Test an S355	Schweißgeschwindigkeit als Haupteinflussfaktor auf die Rissbildung
[203, 207, 208]	Hendricks, Maly, Weisse	1991, 1998, 1998	Einfluss des Zusatzwerkstofftyps auf die Qualität laserstrahlgeschweißter Verbindungen	Verwendung verschiedener Zusatzwerkstofftypen (Massiv- und Fülldrahtelektrode)
[209]	Thier et al.	1999	Laserstrahlschweißversuche mit Heißdrahtzufuhr, verschiedene Zusatzwerkstoffe	Untersuchung der Zähigkeitseigenschaften, vergleichende Untersuchungen mit Kaltdrahtzufuhr
[96]	Metzbower et al.	1994	Laserstrahlschweißen mit Heißdrahtzufuhr am hochfesten Stahl HY 80	Beeinflussung des Gefüges sowie der mechanischen Eigenschaften im Schweißgut durch die Drahtvor-schubgeschwindigkeit
[210, 211]	Coutouly et al., Liu et al.	2006, 2007	Prozessparameterstudien zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen	Optimierung unter dem Gesichtspunkt der Schweißnahtausbildung an dickwandigen Bauteilen
[212]	Ciu et al.	1989	Untersuchung der Plasmaeigenschaften beim Laserstrahl-WIG-Hybridschweißen	Erhöhung der Stromdichte im Lichtbogen des WIG-Prozesses beim Zuschalten eines Laserstrahls
[213], [214]	Devletian, Avilov et al.	1988, 1993	Theorien zur Stabilisierung und Kontraktion des Lichtbogens beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen	Ursachen nicht eindeutig geklärt: verringerte Austrittsarbeit von Elektronen, oder Erhöhung der elektrischen Leitfähigkeit im Plasma
[215]	Schilf et al.	2003	Einfluss des Laserstrahls auf die Lichtbogenausbildung und den Werkstoffübergang	Änderung des elektrischen Widerstands im Lichtbogen in Abhängigkeit der Distanz zum Laserstrahl
[216]	Katayama et al.	2006	In-situ-Mikrofokus-röntgentomographie beim Einschweißversuch	Einfluss des Lichtbogenprozesses auf die Porenbildung
[217]	Stelling	2008	Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen mit pulverförmigen Zusatzwerkstoff	Wirkung des Lichtbogens auf das Schmelzbad sowie die Porenbildung
[218– 220]	Dilthey et al.	2007, 2007, 2008	Aufmischungsverhalten beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen	Experimentelle sowie modellhafte Bestimmung des Werkstofftransports, Abhängigkeit von der Position des Lichtbogenprozesses

Zur Erhöhung der Effizienz des Abschmelzens der Drahtelektrode wird das Laserstrahlschweißen mit Heißdrahtzufuhr eingesetzt. Während des Schweißprozesses wird der Schweißzusatzdraht mittels Widerstandserwärmung in Abhängigkeit der Drahtvorschubgeschwindigkeit auf Temperaturen zwischen 750 °C und 1100 °C erwärmt [209], um die zum Schmelzen des Drahtes erforderliche Laserleistung zu minimieren. Dies ermöglicht eine Steigerung der Schweißgeschwindigkeit um 30 % gegenüber einem Prozess mit Kaltdrahtzufuhr. Es konnte festgestellt werden, dass zwar bei Raumtemperatur eine höhere Zähigkeit im Schweißgut an hochfesten Feinkornbaustählen mit Güten bis S960QL resultiert, indessen sich bei Temperaturen von -20 °C gleiche Zähigkeiten im Vergleich zu laserstrahlgeschweißten Verbindungen ergeben. Dies ist durch die Verwendung unterschiedlicher Abmessungen der Kerbschlagbiegeproben zu begründen, die eine Übertragbarkeit der Kerbschlagzähigkeiten auf Proben mit Normalmaß erschweren. In dieser Hinsicht konnte nachgewiesen werden, dass bereits eine Abnahme der Probenbreite zu veränderten räumlichen Spannungszuständen im Bereich des Kerbs sowie zu einem nichtlinearen Zusammenhang zwischen der Zähigkeit und der Probengeometrie führt [222]. Insofern sind für einen Vergleich der Zähigkeiten an Proben, die mit unterschiedlichen Schweißverfahren oder Schweißzusatzwerkstoffen hergestellt wurden, gleiche Probengrößen zu verwenden.

Im Merkblatt DVS 3216 ist das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen als eine Variante der Verfahrenskopplung folgendermaßen beschrieben [223]:

- Als „hybride“ Schmelzschweißverfahren werden diejenigen bezeichnet, bei denen eine Kopplung in Form eines gemeinsamen Schmelzbades und einer damit definierten deutlichen gemeinsamen Prozesszone gegeben ist. Dadurch unterscheiden sie sich von Verfahrenskombinationen, bei denen in den Erstarrungsphasen mindestens zwei durch eine feste Komponente vollständig getrennte Schmelzbäder existieren.

Damit entfällt jedoch eine Definition der Prozesse, die zwar der Bedingung eines örtlich zusammenhängenden Schmelzbades entsprechen, jedoch getrennte Prozesszonen aufweisen, wie in Abb. 2.21 gezeigt ist. Insbesondere für das Schweißen in nachlaufender Laserstrahlposition können bei einem Abstand von 8 mm zwischen Laserstrahl und Lichtbogenmittelpunkt gute Schweißnahtqualitäten erreicht werden, wie die Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche von Neuenhahn an einem TStE 355 mit 6 mm Blechdicke gezeigt haben [4]. Aus Abb. 2.21 geht deutlich hervor, dass durch den vergleichsweise hohen Abstand zwischen der Drahtelektrode und dem Laserstrahl eine geringe Einbrandtiefe in Schweißrichtung vor dem Laserstrahl infolge des Lichtbogenprozesses erzeugt wird. Dadurch haben die vom Lichtbogen und Werkstoffübergang eingebrachten Kräfte eine geringe Wirkung auf die Metaldampfkapillare. Der Prozess ist dann durch eine geringe Spritzerbildung gekennzeichnet. Als Nachteil der nachlaufenden Laserstrahlposition ist die Neigung zur Einbrandkerbenbildung und Schweißnahtüberhöhung zu nennen, welche sich bei großen Anstellwinkeln zwischen Brenner- und Laserstrahlachse einstellt. Stelling [217] beobachtete dies auch beim Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen an austenitischen Stählen bei Anstellwinkeln über 30°.

Die lichtbogengestützte Zuführung der Drahtelektrode zum Laserstrahlprozess stellt eine energetisch effiziente Form dar, mit der es gelingt, einen Synergieeffekt hinsichtlich der Prozessstabilität

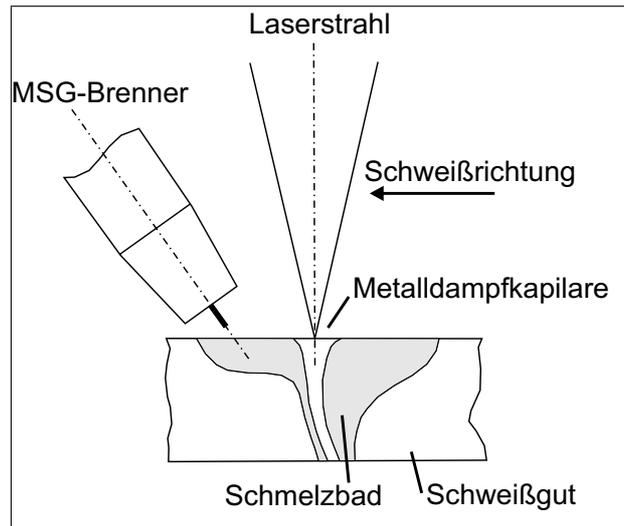


Abbildung 2.21: Ausbildung des Schmelzbades bei getrennten Prozesszonen zwischen Laserstrahl und MSG-Lichtbogen nach [4]

der beiden Verfahren herzustellen. Mit der zusätzlichen Energieeinbringung einer selbstschmelzenden Drahtelektrode steht nahezu die gesamte Laserleistung zur Ausbildung der Metalldampfkapillare zur Verfügung, was bei optimal eingestellten Schweißparametern ein Stabilitätskriterium darstellt. Ein Großteil der Untersuchungen [210, 211, 215, 224] hat zum Ergebnis, dass sich bei einem Abstand von 2 mm bis 3 mm zwischen der Laserstrahlachse und dem Ort des Auftreffpunktes der Elektrodenachse auf dem Werkstück optimale Synergieeigenschaften einstellen. Unter dieser Voraussetzung ist eine Interaktion des Lichtbogens mit dem Laserstrahl gegeben, siehe Abb. 2.22. Bei der Kopplung des Laserstrahls mit dem MSG-Prozess werden teilweise hohe Anforderungen an die Spaltüberbrückbarkeit durch Einbringung von Zusatzwerkstoff erfüllt und eine deutliche Steigerung der erzielbaren Schweißgeschwindigkeiten gegenüber einzeln eingesetzter Verfahren erzielt, siehe [6]. So ergibt sich im Vergleich zum Laserstrahlschweißen eine Geschwindigkeitssteigerung über 30 % bei gleichen Schweißbedingungen [225].

***Dem wirtschaftlich hohen Potential des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißens stehen weiterhin werkstofftechnische Herausforderungen beim Fügen hochlegierter sowie hochfester Stähle gegenüber. Die hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten führen im Vergleich zum MSG-Schweißen zu veränderten metallurgischen Reaktionen, welche das Risiko geringer Zähigkeiten oder gar Kaltrissbildung in niedriglegierten hochfesten sowie die Heißrissbildung in hochlegierten austenitischen Gefügen erhöhen. Deshalb sind Untersuchungen zur Schweißbarkeit von Zusatzwerkstoffen notwendig, die bislang vornehmlich für das MSG-Schweißen konzipiert sind.***

Die mit dem Begriff Synergieeffekt beschriebenen Ursachen der Stabilisierung des Lichtbogenprozesses, selbst bei hohen Schweißgeschwindigkeiten und -leistungen, werden bislang immer noch untersucht. Als gesichert gilt, dass die Stromdichte um das Zwei- bis Vierfache ansteigt, wenn einem frei brennenden Lichtbogen ein Laserstrahl zugeschaltet wird [214]. Zur hierbei beobachteten Stabilisierung und Kontraktion des Lichtbogens konnten hingegen keine einheitlichen Schlussfolgerungen hergeleitet werden [212]. Als mögliche Ursachen werden die These einer ver-

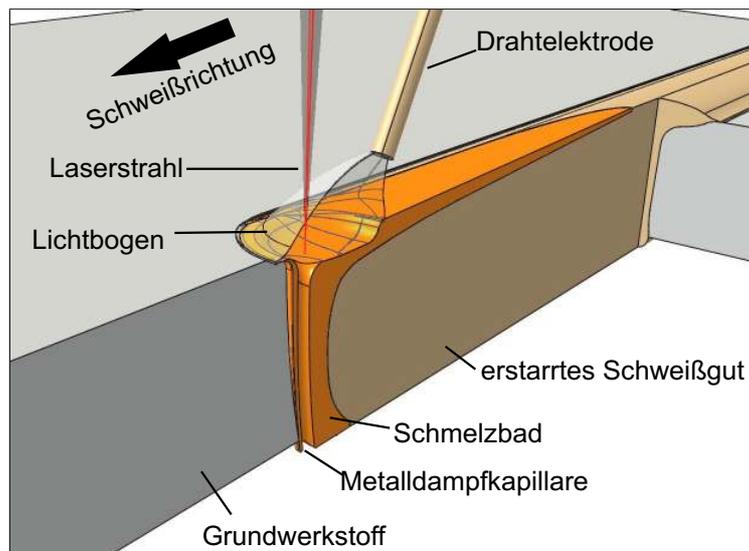


Abbildung 2.22: Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprozess, Schnittdarstellung längs zur Schweißrichtung

ringerten Austrittsarbeit von Elektronen aus der Kapillaroberfläche [213] sowie die zur Einschnürung des stromführenden Lichtbogenkerns führende Erhöhung der elektrischen Leitfähigkeit im Lichtbogen angegeben [214].

Für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit einem Nd:YAG-Laser und einem Impulslichtbogenprozess führten Schilf et al. [215] Untersuchungen zum zeitlichen Verhalten des Lichtbogens und des Werkstoffübergangs durch. Den Ergebnissen ist zu entnehmen, dass ein optimal eingestellter Lichtbogen vernachlässigbare Signal- und Stabilitätsänderungen nach sich zieht, wenn die Laserleistung variiert. Im Vergleich zeigt sich bei 3 mm Kontaktrahabstand zur Laserstrahlachse mit zunehmender Laserstrahlleistung eine Erhöhung der Lichtbogenlänge und einhergehend ein höherer Lichtbogenwiderstand. Eine Erklärung zu diesem Sachverhalt wird nicht explizit gegeben. Für eine mögliche Begründung sind die Prozessbedingungen einzubeziehen. Durch die Nähe des Laserstrahls zum Lichtbogen liegen veränderte Bedingungen der Wärmebilanz im Lichtbogen vor. So führt das heiße Metaldampfplasma im Bereich der Drahtelektrode zu einer Verlängerung des Lichtbogens und somit zu einer höheren Spannung und geringeren Stromstärke bei konstanten Leistungsparametern der MSG-Quelle. Um Prozessinstabilitäten des Werkstoffübergangs zu minimieren, sind eine Erhöhung der Stromstärke und die Anpassung der Lichtbogenlänge erforderlich. Demnach besitzt das Plasma im Lichtbogenraum bei höheren Laserleistungen einen höheren Gehalt an ionisiertem Metaldampf, der zur örtlichen Ausdehnung der Lichtbogensäule beitragen kann [195].

**Das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen hat gerade bei geringen Abständen zwischen Drahtelektroden spitze und Laserstrahlachse einen signifikanten Einfluss auf den Abschmelzvorgang des Lichtbogenprozesses, dem durch Anpassung der Leistungsparameter der MSG-Stromquelle zu begegnen ist, um Prozessinstabilitäten, wie zum Beispiel Spritzerbildung, zu vermindern. Diesbezüglich liegen zum Einsatz von CO<sub>2</sub>-Lasern und Massivdrahtelektroden vornehmlich Erfahrungen im Bereich Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegierten Stählen vor, siehe unter anderem [4–6, 25, 29, 226]. Die Verwendung**

**von hochlegierten modernen Zusatzwerkstoffen, wie zum Beispiel Fülldrahtelektroden, für das zugrunde liegende Schweißverfahren wurde bisher nicht systematisch untersucht. Gerade das durch einen stabilen Sprühlichtbogen gekennzeichnete Abschmelzverhalten von Metallpulverfülldrahtelektroden zeigt für das MSG-Schweißen bereits ein hohes Potential zur Parameteradaption für den Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprozess, da im Vergleich zum Abschmelzen von Massivdrahtelektroden die Ausbildung von Übergangslichtbögen mit hoher Spritzerneigung nicht auftritt, beziehungsweise durch Variation der Spannung vermieden wird [163].**

Neuenhahn [4] untersuchte den Werkstoffübergang beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit Massiv- und Fülldrahtelektroden unter Verwendung eines Schutzgases aus 45 % He, 50 % Ar und 5 % O<sub>2</sub>. Beim Abschmelzen einer Massivdrahtelektrode mit 1,2 mm Durchmesser wurde bei hohen Stromstärken und Spannungen der Strömungsübergang identifiziert, der zu einem stabilen Schweißprozess mit geringem Spritzeraufkommen führt. Versuche mit Kurzlichtbögen sind durch eine erhöhte Spritzerbildung gekennzeichnet. Es wird empfohlen, hinsichtlich des Spritzeraufkommens im Sprühlichtbogenbereich eine Drahtelektrode mit 0,8 mm Durchmesser zu verwenden. Die eingesetzte Metallpulverfülldrahtelektrode zeigt ein zur Massivdrahtelektrode vergleichbares Abschmelzverhalten. Der Werkstoffübergang ist gleichmäßig und durch wenige Instabilitäten gekennzeichnet. Die trapezförmige Form des Lichtbogens sowie das breite Schmelzbad sind analog beim MSG-Prozess zu beobachten. Das Abschmelzen einer basischen Fülldrahtelektrode bleibt ebenso wie die zuvor beschriebenen Drahtelektrodentypen nahezu unbeeinflusst von der Wirkung des Laserstrahls. Als Ursache dieses Prozessverhaltens ist der vergleichsweise große Abstand  $a_t$  von 8 mm zwischen Laserstrahlachse und Elektrodenspitze zur sicheren Ausbildung der Metaldampfkapillare aufgrund begrenzter Laserstrahlleistungen zu nennen. Aufgrund der geringen Interaktion mit dem Laserstrahl stellen sich deshalb Abschmelzeigenschaften ein, die vergleichbar mit einem MSG-Schweißprozess sind. In Studien von Coutouly et al. [210] zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit Massivdrahtelektrode an Dickblechen wurde jedoch eine optimale Prozessstabilität bei einem Abstand  $a_t$  von 2 mm erreicht. Inwiefern solch eine geometrische Nähe zum Laserstrahlprozess eine Veränderung des Werkstoffübergangs und des Lichtbogenverhaltens bei der Verwendung von schlackeführenden Fülldrahtelektroden zur Folge hat, wurde bisher nicht systematisch untersucht.

In [216] wurde die Wirkung des Lichtbogens auf den Mechanismus der Schmelzbadströmungen zur Beeinflussung der Porosität in Hybridschweißnähten untersucht. Während des Schweißprozesses wurden Wolframpartikel in die Schmelze eingebracht und mittels Mikrofokusröntgenographie aufgenommen sowie kontrastreich von der umgebenen Schmelze abgebildet. Wie in Abb. 2.23a und b dargestellt ist, kann das Schmelzbad hinter der Metaldampfkapillare durch den Druck des Lichtbogenprozesses im begrenzten Maß beeinflusst werden. Für den dargestellten Einschweißversuch in vorlaufender Laserstrahlstellung ließ sich bei geringer Stromstärke des MIG-Prozesses eine Porenbildung nicht vermeiden, siehe Abb. 2.23a. In den analysierten Bildsequenzen sind Schmelzbadströmungen zu erkennen, die sich analog beim Laserstrahlschweißen zeigen. Der untere Teil der Metaldampfkapillare wird von Schmelze umschlossen und mit der

Strömung in Richtung Schmelzbadende transportiert. Gleichzeitig entsteht eine zum Schmelzbadboden gerichtete Strömung am Ende des Schmelzbadkopfteils, mit der Folge, dass die Poren nicht entweichen und im erstarrten Schweißgut zurückbleiben. Eine Erhöhung der Schweißstromstärke führt aufgrund einer hohen Kraftwirkung des Lichtbogens zu einer tieferen Einwölbung des Schmelzbades. Die veränderte Schmelzbadform hat zur Folge, dass Strömungen entstehen, die eine Porenbildung hemmen bzw. Porenentweichung begünstigen, wie Abb. 2.23b zu entnehmen ist.

**Zuverlässige Aussagen über die Wirkung physikalischer Abläufe in der Prozesszone des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahrens können bisher ausschließlich durch experimentelle Untersuchungen ausreichend verifiziert werden, weil die Kopplung von Laserstrahl und Lichtbogenprozess ein komplexes Gesamtsystem mit einer Vielzahl von teilweise unbestimmten Einflussparametern zur Folge hat [225]. In diesem Zusammenhang wurden beim MSG-Schweißen verschiedener Drahtelektrodentypen divergente Lichtbogeneigenschaften beobachtet, die zu veränderten Einbrandgeometrien führen [119]. Es wurde bisher nicht untersucht, ob diese Ergebnisse auf das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren übertragbar sind.**

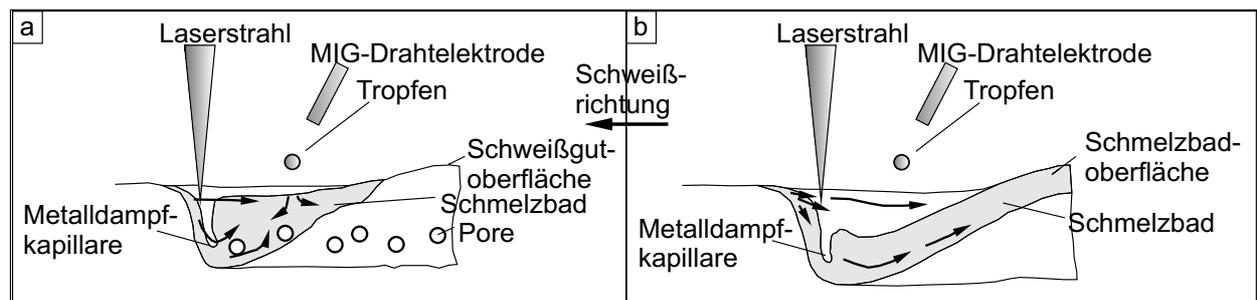


Abbildung 2.23: Wirkung des Lichtbogenprozesses auf das Schmelzbad zur Vermeidung von Poren beim Laserstrahl-MIG-Hybridschweißprozess bei a) geringer und b) hoher Stromstärke, nach [216]

Zum Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen mit pulverförmigen Zusatzwerkstoff wurde von Stelling [217] unter anderem die Plasmagasmenge als Einflussfaktor auf die Schmelzbadausbildung und die Porenbildung untersucht. Hier konnte mittels Highspeed-Videoaufzeichnung, metallographischer und röntgenographischer Auswertung eine Analogie zum Prozessverhalten des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißens herausgestellt werden. Die Versuche zeigten, dass eine geringe Kraftwirkung des Lichtbogens auf das Schmelzbad ein hohes Schmelzenvolumen hinter der Metalldampfkapillare zur Folge hat und folglich der Zusammenbruch des quasistationären Kräftegleichgewichts zum Einschluss von Poren in diesem Bereich führt. Andererseits konnte hohen Plasmagasströmungen ebenfalls eine vermehrte Instabilität zugeordnet werden, da ein unvollständiger Rückfluss der Schmelze in das Schmelzbadende zu beobachten ist. Erst bei einer optimalen Kombination der Anordnung und Energiedichte der Wärmequellen stellt sich eine Stabilisierung des Gesamtprozesses ein. Es wird zudem hervorgehoben, dass neben einer Vielzahl physikalischer Faktoren, wie unter anderem Marangoni- und Reibungskräfte der Kathoden- und Plasmaströmungen, zusätzliche werkstoffspezifische Eigenschaften, wie zum Beispiel Schwefel- und Sauerstoffgehalt, die entstehenden Kräftebeziehungen und Strömungsver-

hältnisse im Schmelzbad bestimmen [227].

Zur Problematik der Porenbildung ist weiterhin zu erwähnen, dass auch beim Hybridschweißprozess die Stabilität der Metaldampfkapillare besonders durch die Bedingungen der Strahlungseinkopplung und der Laserstrahlleistung beeinflusst wird. Durch die begrenzte Tiefe der Metaldampfkapillare beim Einschweißversuch kann der Metaldampf ausschließlich einseitig aus der Öffnung der Metaldampfkapillare entgasen. Durchschweißbedingungen sind hingegen durch die Ausbildung der Metaldampfkapillare über den vollständigen Blechquerschnitt mit einer Öffnung an der Wurzelseite gekennzeichnet. Dadurch ändern sich die Wechselwirkungen in der Kapillare, zum Beispiel die Ausgasungsbedingungen des Metaldampfplasmas, und führen zu einem geringeren Risiko der Entstehung von Poren und Nahtimperfectionen [194].

Zur Beeinflussung der Materialeigenschaften im Schweißgut (zum Beispiel Zähigkeit) ist das Aufmischungsverhalten des Zusatzwerkstoffes mit dem Grundwerkstoff ein bedeutender Faktor. Dabei wird der Stofftransport im Schmelzbad des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprozesses im Wesentlichen durch die Positionierung des Lichtbogenprozesses bestimmt, weil die Schmelzbadformen sowie -strömungen spezifische Eigenschaften aufweisen [218, 219]. Auf Basis experimentell ermittelter Daten wurde mittels FEM-Modell eine hydrodynamische Prozessanalyse des Schmelzbades sowie des Stofftransports simuliert. Die mit den Experimenten vergleichbaren Ergebnisse zeigen eine tiefere Aufmischung, wenn der Lichtbogenprozess in Schweißrichtung vor dem Laserstrahl positioniert ist, da die Einbrandform des durch den Lichtbogen beeinflussten Bereiches einen entsprechenden Transport der Schmelze in die Schweißnahtwurzel begünstigt [220]. Zu berücksichtigen sei ferner, dass nach Beyer bereits eine vertikale Strömung in der Kapillarenfront vorliegt, deren Ursache in Verbindung mit dem Dampfdruck sowie den lokalen inhomogenen Bedingungen der Kapillarwand stehen. Im experimentellen Nachweis unter Verwendung eines Kontrastwerkstoffes zeigte sich auch ohne den Einfluss eines Lichtbogens ein Materialtransport von der Schweißnahtkopfseite zur Schweißnahtwurzel an einem 6 mm dicken Stahl [195]. Somit lässt sich das günstige Aufmischungsverhalten bei vorlaufend zum Laserstrahlprozess eingebrachtem Zusatzwerkstoff erklären.

***In [218] konnte bereits experimentell nachgewiesen werden, dass im Schweißgut Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißter Nähte der eingebrachte Zusatzwerkstoff bis maximal 10 mm unterhalb der Blechoberseite aufmischt. In dieser Hinsicht besteht weiterhin der Untersuchungsbedarf, in wie fern sich die Zähigkeit in Schweißverbindungen hochfester Feinkornbaustähle der Güte S1100QL bei Blechdicken von 12 mm metallurgisch beeinflussen lässt, da die Bildung von sprödem Martensit in der ausschließlich durch den Laserstrahlprozess beeinflussten Schweißnahtwurzel begünstigt wird [110].***

### 2.5.3 Laserstrahl-Hybridschweißen in Zwangspositionen

Der Einsatz des Hybridschweißverfahrens durch Kopplung von Laserstrahl und Lichtbögen wird zunehmend zum Fügen dickwandiger Bauteile in Zwangspositionen eingesetzt. So liegen bereits Untersuchungen von Gook et al. [228] zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegier-

ten Pipelinestählen vor. Es zeigte sich ein zunehmender Einfluss der Gravitationskraft auf das Schmelzbad bei steigendem Anstellwinkel der Schweißproben bis zur fallenden oder steigenden Schweißposition. Um ein unkontrolliertes Ausfließen der Schmelze zu vermeiden, ist die Drahtvorschubgeschwindigkeit und somit das Volumen des Schmelzbades gegenüber dem Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Wannenposition zu minimieren. Bei hohen Drahtvorschubgeschwindigkeiten ist die Kraftwirkung des Impulslichtbogens auf das Schmelzbad im Schweißnahtkopfbereich nicht ausreichend, um eine Stabilisierung der Schmelze zu bewirken. Zu bemerken sei, dass eine Erhöhung der Lichtbogenkraft nur durch eine Erhöhung der Stromstärke bei gleichen geometrischen Parametern, wie die freie Drahtlänge, herbeigeführt werden kann. Dadurch steigert sich jedoch auch die Abschmelzleistung, siehe Gl. 2.7 (S. 41), und die Größe des Schmelzbads.

Böllinghaus et al. [229] entwickelten und untersuchten erstmals den Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess mit pulverförmigen Zusatzwerkstoff in Hinblick auf das Schweißen hochlegierter austenitischer Stähle in Zwangspositionen. Gegenüber dem Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen lässt sich die Fördermenge des eingebrachten Zusatzwerkstoffes innerhalb prozesstechnischer Grenzen unabhängig von der Lichtbogenleistung regulieren, da das Pulver über eine gesonderte Düse in das Schmelzbad befördert wird. So konnten Stelling et al. [230] einen hohen Freiheitsgrad der Prozessparameter nutzen, um optimale Einbrandgeometrien in fallender und steigender Zwangsposition zu erzielen. Wie in Abb. 2.24 gezeigt, führt eine Konfiguration mit vorlaufendem Laserstrahl und pulverförmigen Zusatzwerkstoff zu hohen Schweißnahtqualitäten mit vernachlässigbarer Unterwölbung am Schweißnahtkopf.

	vorlaufender Laserstrahl		nachlaufender Laserstrahl	
	mit pulverförmigen Zusatzwerkstoff	ohne Zusatzwerkstoff	mit pulverförmigen Zusatzwerkstoff	ohne Zusatzwerkstoff
steigend				
fallend				

Abbildung 2.24: Einbrandgeometrien für das fallende und steigende Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen mit und ohne pulverförmigen Zusatzwerkstoff nach [229, 230], 4 mm Blechdicke

### 2.5.4 Streckenenergie beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen

Ein mathematischer Ausdruck der Streckenenergie kann aus dem Quotienten der Schweißleistung  $P_g$  und -geschwindigkeit  $v_s$  gewonnen werden, wie in Gl. 2.14 dargestellt ist. Für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen wird im Term der Gesamtschweißleistung die Summe aus den Leistungen des Laserstrahl-  $P_L$  und MSG-Prozesses  $P_A$  gebildet.

$$E_s = \frac{P_g}{v_s} = \frac{P_L + P_A}{v_s} \quad (2.14)$$

Diese einfache Beschreibung der wesentlichen Prozessgrößen enthält jedoch keine Informationen zur Verteilung der in einer Schweißnahtfuge eingebrachten Wärme. Unter realen Schweißbedingungen wird die Energie an einer Probenseite des Grundwerkstoffes zugeführt, was in Abhängigkeit des eingesetzten Schweißverfahrens zu einer ungleichmäßigen Verteilung der Schweißnahtgeometrie und Wärmewirkung im Schweißgut sowie im Grundwerkstoff führt. Beim einlagigen Lichtbogenschweißen im Dickblechbereich ist generell die Einbrandbreite auf der Prozessseite groß und nimmt nach dem Prinzip einer mehrdimensionalen Wärmeabführung mit zunehmender Einbrandtiefe ab. Demgegenüber ist das Laserstrahlschweißen durch eine schmale Einbrandgeometrie und nahezu parallel verlaufende Schmelzlinien gekennzeichnet. Eine direkte Überlagerung der einzelnen Prozesse zur Ableitung der Einbrandgeometrie und Wärmeführung für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen ist infolge der komplexen Wechselwirkungen und unterschiedlichen Wirkungsgrade nicht möglich.

Der in Gl. 2.14 gezeigte Zusammenhang der Streckenenergie wird im Wesentlichen durch die Parameter der Schweißgeschwindigkeit  $v_s$  und der Prozessleistungen  $P_i$  bestimmt. Dabei ist die erforderliche Leistung des MSG-Prozesses abhängig von den Prozessbedingungen, wie zum Beispiel Fugenvorbereitung und Blechdicke. In [6] wurde für konstante Versuchsparameter ein nahezu linearer Zusammenhang zwischen der Schweißgeschwindigkeit  $v_s$  und der Streckenenergie des MSG-Prozesses  $E_A$  ermittelt, wie in Abb. 2.25 dargestellt ist. Die MSG-Leistung wurde in Abhängigkeit der Drahtvorschubgeschwindigkeit gemessen und in die Berechnung einbezogen. Im Gegensatz dazu wird die Laserstrahlleistung bei Variation der Schweißgeschwindigkeit als konstant angenommen und es folgt eine indirekt proportionale Abnahme der Streckenenergie des Laserstrahlprozesses mit der Schweißgeschwindigkeit, siehe  $E_L(6 \text{ kW})$  und  $E_L(9 \text{ kW})$  in Abb. 2.25.

Die in Abb. 2.25 dargestellten nominellen Gesamtstreckenenergien  $E_{s1}$  bis  $E_{s3}$  weisen charakteristische Verläufe auf, die jeweils durch ein Minimum ( $E_{s1\min}$  bis  $E_{s3\min}$ ) gekennzeichnet sind. Der Einfluss der Laserstrahlleistung auf die Lage des Minimums im Diagramm ist signifikant. Bei konstanter Streckenenergie des Lichtbogenprozesses  $E_{A1}$  und zunehmender Laserstrahlleistung steigt die Schweißgeschwindigkeit, bei der die Gesamtstreckenenergie minimal wird. Auf Grundlage dieser Berechnungen sowie im Abgleich mit experimentell ermittelten Daten konnten in [6] verzugsarme Schweißungen an Schiffbaustählen realisiert werden. Die Minima der berech-

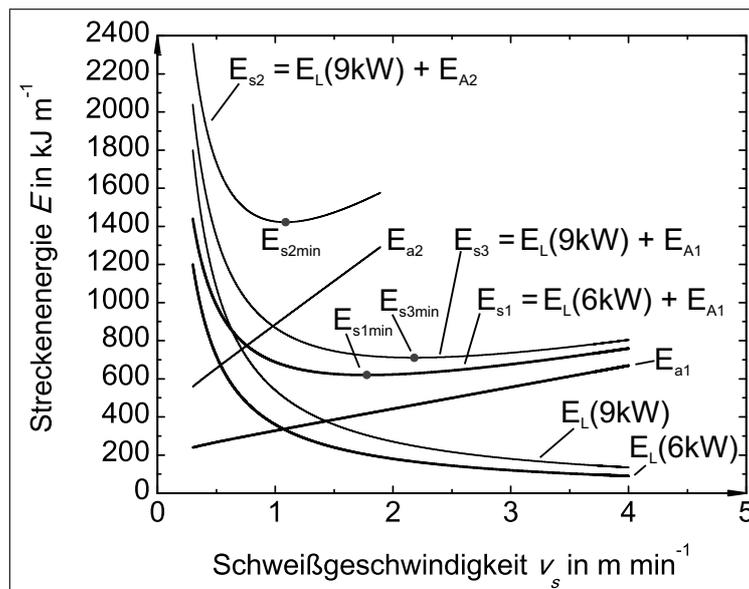


Abbildung 2.25: Berechnung der nominellen Streckenenergie  $E_s$  eines Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprozesses nach [6]

neten Gesamtstreckenenergien befinden sich im anwendungstechnisch relevanten Bereich über  $1,5 \text{ m min}^{-1}$ .

**Wie Abb. 2.25 weiterhin zeigt, sind die nominellen Gesamtstreckenenergien  $E_{s1}$  bis  $E_{s3}$  im Schweißgeschwindigkeitsbereich zwischen  $1 \text{ m min}^{-1}$  und  $4 \text{ m min}^{-1}$  nahezu konstant. Dies bedeutet, dass mit dem Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren eine Beeinflussung der Abkühlgeschwindigkeiten im Schweißgut und in der WEZ durch Variation der Schweißgeschwindigkeiten bei nahezu konstanter Streckenenergie, das heißt bei konstanter Laserstrahlleistung und Anpassung der Lichtbogenleistung möglich ist. Dadurch lassen sich die zur Entwicklung eines zähen Gefüges in hochfesten Feinkornbaustählen erforderlichen Abkühlzeiten in der WEZ und dem Schweißgut ebenso hinsichtlich geringer Entfestigung gezielt steuern.**

Zu Versuchen an hochfesten Feinkornbaustählen wurde zusätzlich die Abhängigkeit der umgesetzten Streckenenergie vom Wärmewirkungsgrad einbezogen [25]. Die Berechnung für eine zweidimensionale Wärmeableitung nach der Norm DIN EN 1011-2 ergab für das  $\text{CO}_2$ -Laserstrahlschweißen mit 0,62 einen geringeren Wärmewirkungsgrad als beim Lichtbogenschweißen (0,85) für eine Blechdicke von 5 mm [231]. Ab einer Wanddicke von 7 mm wird mit dem  $\text{CO}_2$ -Laserstrahlschweißprozess ein Wärmewirkungsgrad von 0,86 erreicht, da sich die Transmissionsverluste mit zunehmender Wandstärke verringern und die als Wärme umgesetzte Laserstrahlleistung in den Grundwerkstoff steigt [197].

## 2.6 Zusammenfassung des Kenntnisstands

Der aktuelle Stand der Literatur führt zu bisher nicht untersuchten Fragestellungen im Zusammenhang mit dem Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an hochlegierten austenitischen Stählen sowie

niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen, die im Folgendem zusammengefasst sind.

1. Die Gefügeausbildung beim Schweißen austenitischer Chrom-Nickel-Stähle wird im Wesentlichen durch die chemische Zusammensetzung und die Erstarrungsgeschwindigkeit bestimmt. Lippold [47] zeigt hierzu, dass hohe Erstarrungsgeschwindigkeiten, wie sie bei Strahlschweißverfahren auftreten, zu einem Wechsel der Primärerstarrung von ferritisch zu austenitisch führen können. Dadurch erhöht sich die Heißrissneigung insbesondere in der Schweißgutmitte, wo hohe Erstarrungsgeschwindigkeiten vorliegen. In diesem Zusammenhang werden Erstarrungsrisse vornehmlich in strahlgeschweißten Verbindungen identifiziert, für die kein Zusatzwerkstoff eingesetzt wurde [59–65]. Dabei ermöglicht gerade das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren neben einer gezielten Steuerung der Streckenenergie eine zusätzliche Beeinflussung der Erstarrungsbedingungen durch den eingebrachten Zusatzwerkstoff. Der Einsatz dieses Verfahrens in Hinblick auf die Beeinflussung der Heißrissneigung an austenitischen Stählen wurde bisher nicht untersucht.
2. Es zeigt sich ferner, dass im Gefüge strahlgeschweißter Nähte simultan primär austenitische und primär ferritische Erstarrungsbereiche eintreten können, insbesondere bei Stählen, deren chemischen Zusammensetzung eine Erstarrung im Bereich des Eutektikums bewirkt [47]. Die kristallographische Orientierung der angeschmolzenen Körner des Grundwerkstoffes an der Schmelzlinie gibt dabei die Wachstumsrichtung der Dendriten im Schweißgut vor. Da beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen Zusatzwerkstoff in das Schweißgut eingebracht wird, kann die Kornorientierung und Keimbildung im Schweißgut signifikant beeinflusst werden. Untersuchungen zu dieser Thematik wurden bisher jedoch kaum durchgeführt.
3. Das Schweißen dickwandiger Bauteile ist durch hohe Wärmeableitung und Erstarrungsgeschwindigkeiten gekennzeichnet. Dadurch wird ein austenitisches Primärgefüge sowie eine Erhöhung der Erstarrungsrisseinsneigung insbesondere in Schweißgütern mit geringer Einbrandbreite begünstigt [65]. Um diesen Schweißnahtungängen zu begegnen, kann durch Zugabe ferritstabilisierender Zusatzwerkstoffe eine primär ferritische Erstarrung angeregt werden, die zu einer geringen Heißrissneigung führt [66]. Im Zusammenhang mit den geometrischen Faktoren Bauteildicke und Einbrandgeometrie liegen diesbezüglich, sowie zur Untersuchung geeigneter Zusatzwerkstoffe für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren, bisher keine metallurgischen Befunde vor. Gerade im Vergleich zur standardmäßig eingesetzten Massivdrahtelektrode fand das veränderte Einbrandverhalten beim Abschmelzen von Fülldrahtelektroden bisher keine Berücksichtigung in Bezug auf die Heißrissneigung.
4. Die Verteilung der austenitischen und ferritischen Phase im Schweißgut bestimmt das Festigkeitsverhalten der gesamten Schweißverbindung. Die Festigkeit in Laserstrahlschweißnähten steigt mit dem  $\delta$ -Ferritgehalt sowie der Kornfeinung [72]. Dagegen nimmt in Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten die Einbrandbreite vom Schweißnahtkopf zur Schweißnahtwurzel ab. Unter Zugbeanspruchung erfolgt dadurch ein vergleichsweise komplexes Verformungsverhalten als im Vergleich zur nahezu parallelen Einbrandgeometrie von

- Laserstrahlschweißnähten. Untersuchungen in Bezug auf das Verformungsverhalten an Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten sowie an MSG-Schweißnähten wurden bislang nicht durchgeführt.
5. Der Einsatz rutiler Fülldrahtelektroden bewirkt infolge der Einbringung von Schlackepartikeln eine verminderte Zähigkeit im Schweißgut. Obwohl für das MSG-Schweißen dennoch die geforderten Zähigkeiten nachgewiesen werden, erfolgte bisher keine Untersuchung hinsichtlich einer Übertragbarkeit auf Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißte Verbindungen.
  6. Da die Elektrodenspitze rutiler Fülldrahtelektroden bei hohen Abschmelzleistungen durch einen verzögert abschmelzenden Pulverstumpf gekennzeichnet ist, können Schweißnah-tinhomogenitäten in Form von Poren oder Schlackeeinschlüssen auftreten. In Verbindung mit der Reaktionsfähigkeit der rutilen Schlackefüllung zur Bildung von Rückständen im und auf dem Schweißgut, die einen Einfluss auf die Korrosionseigenschaften haben können, ergeben sich weitere Fragestellungen in Hinblick auf:
    - das Fließverhalten von Schlacke durch Schmelzbadbewegungen (besonders im Bereich der Metaldampfkapillare)
    - den Einfluss des Prozessgasstroms sowie dessen Zusammensetzung auf das Abschmelzverhalten und den Werkstoffübergang am Drahtelektrodenende
    - Reaktionen der Schlacke mit dem Laserstrahl/ der Metaldampfkapillare
  7. Bisher existiert kein einheitliches Modell zur Beschreibung der komplexen Abläufe am Drahtelektrodenende beim Schweißen von schlackeführenden Fülldrahtelektroden. Dies verdeutlicht die Notwendigkeit von Analysen, wie zum Beispiel High-Speed-Video-Aufzeichnungen, da beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen veränderte Werkstoffübergangsformen gegenüber dem MSG-Schweißprozess zu erwarten sind.
  8. Metallpulverfülldrähte sind für das Impulslichtbogenschweißen geeignet, weil sie unter Schutzgasen mit hohem Argonanteil eine ähnliche Abschmelzcharakteristik wie Massivdrahtelektroden besitzen. In diesem Zusammenhang verbessert sich die Zwangslageneigung deutlich. Die Entwicklung speziell für das Schweißen in Zwangsposition konzipierter rutiler Fülldrahtelektroden führt hingegen für das MSG-Schweißen zu einer verbesserten Modellierfähigkeit des Schweißguts. Eine Untersuchung zur Übertragbarkeit auf die Prozessbedingungen des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißens wurde bisher nicht durchgeführt.
  9. Das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit Massivdrahtelektroden bei hohen Abschmelzleistungen kann die Stabilität der Metaldampfkapillare beeinträchtigen, wie bereits an niedriglegierten Stählen gezeigt wurde [4]. Dies führt in stechender Anordnung des Brenners zu einer verminderten Einschweißtiefe, weil ein Strömungs-Übergang mit hoher Kraftwirkung auf das Schmelzbad vorliegt. Der als Sprühlichtbogen bezeichnete Werkstoffübergang der Fülldrahtelektroden wirkt sich mit einer geringer konzentrierten Lichtbogenkraft auf das Schmelzbad aus. Entsprechende Befunde für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit

hochlegierten Zusatzwerkstoffen liegen bisher nicht vor.

10. Die bei geringen Abständen zwischen Drahtelektrodenspitze und Laserstrahlachse veränderte Wärmeeffizienz ist durch Anpassung der Leistungsparameter der MSG-Stromquelle auszugleichen, um Prozessinstabilitäten, wie zum Beispiel Spritzerbildung, zu vermindern. Hierzu existieren vorwiegend Erfahrungen zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegierten Stählen, siehe unter anderem [4–6, 25, 29, 226]. Vergleichende Studien zu verschiedenen hochlegierten Zusatzwerkstofftypen für das zugrunde liegende Schweißverfahren liegen bisher nicht vor. Dabei ist gerade das Abschmelzverhalten von Rutilfülldrähten und Metallpulverfülldrahtelektroden durch einen stabilen Sprühlichtbogen bis in den Hochleistungs-MSG-Schweißbereich bei über  $15 \text{ m min}^{-1}$  Drahtvorschubgeschwindigkeit charakterisiert. Im Vergleich zur Massivdrahtelektrode tritt bei Fülldrähten kein Übergangslichtbogen mit hoher Spritzerneigung auf [163].
11. Beim einlagigen Lichtbogenschweißen hochfester Feinkornbaustähle führt die hohe Wärmeeinwirkung zur Entfestigung in der WEZ [22]. Zur Minimierung der Umwandlungsvorgänge im wärmebeeinflussten Bereich des Grundwerkstoffs sind deshalb geringe Streckenenergien einzubringen. Um gleichzeitig hohe Zähigkeiten und Festigkeiten zu erreichen, hat sich deshalb die Anwendung der Pendelraupentechniken beim Lichtbogenschweißen dickwandiger hochfester Stähle durchgesetzt. Der mehrlagige Schweißnahtaufbau ist jedoch zeit- und kostenaufwendig. Durch das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren lässt sich der geforderte geringe Wärmeeintrag sowie eine Beeinflussung der Schweißnahtmetallurgie durch den eingebrachten Zusatzwerkstoff hingegen effizient realisieren.
12. An Stählen der Güte S1100QL und 6 mm Blechdicke wurden für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen unter Verwendung einer artähnlichen Massivdrahtelektrode bereits Zähigkeiten über den Mindestanforderungen nachgewiesen [24, 25]. Untersuchungen zur Übertragbarkeit dieser Ergebnisse auf höhere Blechdicken wurden bislang nur begrenzt durchgeführt. Dabei hat gerade die Steigerung der Blechdicke eine hohe Wärmeableitung sowie eine Verkürzung der Abkühlzeiten zur Folge, die eine Minderung der Zähigkeit begünstigen.
13. Aufgrund der hohen Wärmeableitung und Abkühlbedingungen an Blechdicken über 10 mm wurden bisher keine ausreichenden Zähigkeiten bei gleichzeitig hoher Festigkeit auf dem Niveau des Grundwerkstoffs erreicht [27]. So führten Versuche mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff zu den erforderlichen Festigkeiten im Schweißgut, weil aufmischungsbedingt ein martensitisches Gefüge mit jedoch geringer Zähigkeit entsteht. Die metallurgischen Vorgänge in solchen Mischverbindungen sind im Zusammenhang mit den kurzen Abkühlzeiten des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprozesses und den resultierenden mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnaht bislang noch weitgehend unerforscht.
14. Für eine gezielte Beeinflussung des Schweißguts und Erzeugung der erforderlichen mechanischen Kennwerte an hochfesten Feinkornbaustählen ist das Aufmischungsverhalten des eingebrachten Zusatzwerkstoffs mit dem Grundwerkstoff von hohem Belang. Während an Blechdicken von 6 mm nahezu eine homogene Aufmischung erzielt werden kann [24], wur-

de experimentell nachgewiesen, dass im Schweißgut Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißer Nähte an dickeren Blechen der eingebrachte Zusatzwerkstoff bis maximal 10 mm unterhalb der Blechoberseite aufmischt [218]. In dieser Hinsicht sind weiterführende Analysen zur metallurgischen Beeinflussung der Zähigkeit in Schweißverbindungen hochfester Feinkornbaustähle der Güte S1100QL mit 12 mm Blechdicke erforderlich. Das Gefüge in der Schweißnahtwurzel besteht in diesem Fall aus umgeschmolzenem Grundwerkstoff, in dem vornehmlich die Bildung von sprödem Martensit beobachtet wird [110].

15. Da sich durch die Kopplung von Laserstrahl- und Lichtbogenprozess ein breites Spektrum an Streckenenergien definieren lassen, ist eine gezielte Beeinflussung der Abkühlgeschwindigkeiten im Schweißgut und in der WEZ möglich. Durch eine Anpassung der Lichtbogenleistung lässt sich zum Beispiel die nominelle Streckenenergie im begrenzten Maß nahezu konstant oder variabel in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit einstellen. So sind an hochfesten Feinkornbaustählen mit einer Blechdicke von 10 mm vergleichsweise geringe Schweißgeschwindigkeiten im Bereich von  $1,5 \text{ m min}^{-1}$  erforderlich [232], um geringe Zähigkeiten im Schweißgut infolge der hohen Wärmeableitung und geringer Abkühlzeiten zu vermeiden. Eine Übertragbarkeit dieser Ergebnisse auf eine Blechdicke von 12 mm wurde bisher nicht nachgewiesen. Die zunehmende Bedeutung dieser Blechdicken im Bereich von Anwendungen mit hohen Sicherheitsstandards erfordert jedoch in diesem Zusammenhang die Qualifikation von Zusatzwerkstoffen für das Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen [26].

### 3 Zielstellung

Aus dem aktuellen Stand der Technik leitet sich ab, dass der Einsatz hochlegierter Drahtelektrodentypen beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an hochlegierten Grundwerkstoffen bisher kaum untersucht wurde. Es ergeben sich gerade aufgrund der unterschiedlichen Schweißereigenschaften von Fülldrahtelektroden im Vergleich zu Massivdrahtelektroden wirtschaftliche sowie metallurgische Vorteile, die bisher ausschließlich beim MSG-Schweißen genutzt werden. Zur Untersuchung des Einflusses der veränderten Prozessbedingungen auf das Werkstoffverhalten, werden folgende Aufgabenpunkte abgeleitet.

Wie im Kenntnisstand bereits für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegierten Stählen deutlich wurde, ist eine signifikante Beeinflussung des Schweißguts durch den eingebrachten Zusatzwerkstoff im Blechdickenbereich von 5 mm bis 12 mm realisierbar. Da metastabile austenitische Chrom-Nickel-Stähle ebenfalls mit solchen Querschnitten, insbesondere beim Schweißen langer Rohrabschnitte verarbeitet werden, sollen 5 mm und 10 mm starke Bleche des häufig verarbeiteten X2 Cr Ni 19 11 zum Einsatz kommen.

Es konnte weiterhin herausgestellt werden, dass Untersuchungen zur Heißrissneigung beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Hinblick auf den Typ des eingebrachten Zusatzwerkstoffs bisher keine Berücksichtigung fanden. Deshalb ist eine Untersuchung von Einflussfaktoren wie der Schweißgeschwindigkeit, der Epitaxieeffekt, sowie der Schweißnahtgeometrie im Zusammenhang mit dem Abschmelzverhalten unterschiedlicher Drahtelektrodentypen erforderlich. Als wichtige Kriterien zur Beurteilung des Heißrissverhaltens sind der Erstarrungsmodus sowie die Wachstumsrichtung der Dendriten, welche durch die Einbrandeigenschaften des verwendeten Zusatzwerkstoffs bestimmt werden, in den Analysen einzubeziehen. Dazu sind vergleichende Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche zur Qualifikation von Massivdrahtelektroden und modernen Fülldrahtelektroden vorzunehmen.

In metastabilen austenitischen Schweißverbindungen werden die Verformungseigenschaften im Wesentlichen vom  $\delta$ -Ferritgehalt, der Morphologie der ferritischen Phase, der Korngröße und der Schweißnahtgeometrie bestimmt. Da die Geometrie von Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten unsymmetrisch ist, das heißt einen breiten Kopf und eine schmale Wurzel aufweist, liegen unter Prüfbeanspruchung ebenfalls ungleich verteilte Verformungsreaktionen an den Probenseiten vor. Um den Einfluss auf die Duktilität und die Festigkeit beurteilen zu können, ist eine simultane Messung der lokalen Dehnungen möglichst an drei Probenseiten (Kopf-, Quer- und Wurzelseite) bereits geschweißter Verbindungen durchzuführen. Zum Vergleich zu konventionellen Schweißverfahren sind diese Ergebnisse dem Dehnungsverhalten von MSG-Proben gegenüberzustellen.

Das Abschmelzen rutiler Fülldrahtelektroden ist gegenüber dem Einsatz von Massiv- und Metallpulverfülldrahtelektroden durch die Einbringung von Schlackepartikeln in das Schweißgut gekennzeichnet. Dies wirkt sich vorwiegend bei tiefen Temperaturen ( $-196\text{ °C}$ ) vermindern auf die Zähigkeit aus. An solchen Stählen ist eine hohe Bruchsicherheit des Gefüges von hohem Belang. Hierzu sind die Zähigkeiten an Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen bei tiefen Temperaturen von  $-196\text{ °C}$  zu bestimmen. Vergleichend zum Einsatz von Massiv- und Metallpulverfülldrahtelektroden ist zu prüfen, in wie fern sich das Schweißen von Fülldrähten mit rutiler Schlacke auf das Zähigkeitsverhalten bei Raumtemperatur auswirkt.

Weiterhin zeigt sich beim Abschmelzen rutiler Fülldrahtelektroden ein Werkstoffübergang, der insbesondere bei hohen Abschmelzleistungen durch die Schlackefüllung signifikant beeinflusst wird. Es bildet sich infolge der hohen Wärmekapazität der Füllung ein verzögert abschmelzender Stumpf aus Schlacke. Da dieser während des MSG-Schweißens teilweise bis in das Schmelzbad hineinragt, besteht die Gefahr des Übergangs unvollständig geschmolzener Schlackerückstände in das Schmelzbad. Für das Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen sind jedoch hohe Abschmelzleistungen für einen ausreichenden Einbrand erforderlich. Im Zusammenhang mit dem Einsatz rutiler Fülldrahtelektroden ergeben sich dadurch weitere Einflussfaktoren, die eine Analyse der Prozesszone mittels High-Speed-Videoaufnahmen erfordern:

- veränderter Energieumsatz im Lichtbogenbereich bei geringen Distanzen zwischen Laserstrahl und Drahtelektrodenende
- Einfluss der Schmelzbadbewegungen auf das Fließverhalten von Schlacke
- Wirkung der Prozessgaszufuhr auf den Werkstoffübergang und das Fließverhalten von Schlacke beim  $\text{CO}_2$ -Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen
- Schlackeverhalten am Drahtelektrodenende beim  $\text{CO}_2$ -Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen
- Reaktionen der Schlacke im Bereich der Metaldampfkapillare/ des Laserstrahls

Im Gegensatz zu rutilen Fülldrahtelektroden enthalten Metallpulverfülldrähte vernachlässigbare Anteile an Schlackebildnern. Durch ihren hohen Metallpulveranteil in der Füllung sind hohe Abschmelzleistungen bei einem stabilen spritzerarmen Sprühlichtbogen erreichbar. Es soll untersucht werden, inwiefern diese Abschmelzeigenschaften auf das Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen übertragbar sind. Des Weiteren ist diese Drahtelektrode für das Impulslichtbogenschweißen geeignet, wodurch sich die Schweißseignung in Zwangspositionen verbessert.

Hochlegierte Drahtelektroden werden zunehmend zum Schweißen in Zwangspositionen eingesetzt. Massivdraht- und Metallpulverfülldrahtelektroden werden dann zur Verminderung des Wärmeeintrags und der Schmelzbadgröße mit Impulslichtbogen geschweißt. Darüber hinaus werden mit eigens für das Zwangslagenschweißen entwickelten Fülldrahtelektroden mit schnell erstarrender rutiler Schlacke hohe Schweißgeschwindigkeiten erreicht. Deshalb sind die genannten Drahtelektroden hinsichtlich der Eignung zum Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen in Zwangspositionen zu untersuchen.

Bei der schweißtechnischen Verarbeitung hochfester Feinkornbaustähle sind vorrangig Aspekte

der Schweißtechnologie und -metallurgie zum Erreichen hoher Zähigkeiten und Festigkeiten in die Untersuchungen einzubeziehen. Zur Minimierung der Entfestigung in der WEZ sind geringe Streckenenergien erforderlich, die bisher mittels Strahlschweißverfahren realisiert werden. Um eine unzulässig geringe Zähigkeit infolge hoher Aufhärtung im Schweißgut und der WEZ zu vermeiden, wird der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprozess eingesetzt. Durch den eingebrachten Zusatzwerkstoff wird einerseits die Aufhärtung im Schweißgut begrenzt und andererseits die Wärmeinbringung in den Grundwerkstoff definiert gesteuert. Die Untersuchungen zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen sind an zwei Güten hochfester Feinkornbaustähle durchzuführen.

Während ein Großteil der bisherigen Untersuchungen Bezug auf Blechdicken bis 6 mm nehmen, ist eine Übertragbarkeit auf höhere Wanddicken noch weitestgehend unbestimmt. Grundlage der Untersuchungen bildet aus diesem Grund der hochfeste Feinkornbaustahl S1100QL, welcher mit einer maximalen Wandstärke von 12 mm industriell eingesetzt wird, jedoch bislang in dieser Dicke nicht für das wirtschaftliche einlagige Schweißen qualifiziert werden konnte. Um eine Vergleichsbasis für den Effekt einer geringeren Blechstärke auf die Wärmeabführung und das Umwandlungsverhalten zu bilden, sind begleitende Versuche und Prüfungen an einem hochfesten Feinkornbaustahl der Güte S690QL mit einer Wanddicke von 6 mm durchzuführen.

Die metallurgische Beeinflussung des Schweißguts durch den eingebrachten Zusatzwerkstoff wird durch das Aufmischungsverhalten mit dem Grundwerkstoff bestimmt. An dickwandigen Bauteilen ist ein vollständiger Transport des Zusatzwerkstoffs bis in die Schweißnahtwurzel nicht möglich. Diesbezüglich ist die Auswirkung auf die Zähigkeit im Gefüge von Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverbindungen zu prüfen.

Neben dem bewährten Einsatz von artähnlichen Massivdrahtelektroden lässt sich durch Schweißen einer hochlegierten Elektrode ein Gefüge bestehend aus Martensit und Restaustenit herstellen, das sowohl die geforderte Mindestfestigkeit des Grundwerkstoffs als auch eine ausreichende Mindestzähigkeit aufweist. Bisher ist dieser Zustand nicht vollständig erreicht worden, weil der Zusatzwerkstoff teilweise ungleichmäßig im Schweißgut verteilt ist. Zu diesem Aspekt sind Untersuchungen zur Aufmischung erforderlich. Das Gefüge ist hinsichtlich der Bildung martensitischer und austenitischer Phasen in Verbindung mit Ergebnissen aus Härte- und Zähigkeitsprüfungen zu analysieren.

Die Ergebnisse der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche sind mit den Resultaten zum MSG-Schweißen der eingesetzten Grundwerkstoffe zu vergleichen.

In Tab. 3.1 ist ein Gesamtüberblick zu den Zielstellungen des Versuchsprogramms der vorliegenden Arbeit gegeben.

Tabelle 3.1: Überblick über Schweißverfahren, Zusatzwerkstoffe und Zielstellungen für Versuche an hochlegierten sowie niedriglegierten hochfesten Stählen

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff	Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißen am 20-kW-Faserlaser	Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißen am 6-kW-CO <sub>2</sub> -Laser	MSG-Schweißversuche
AISI 304L (1.4306)	T 19 9 M M 1 (Metallpulverfülldraht)	Variation der Lichtbogenart, Zwangspositionen	Einbrandverhalten, Nahtaufbau, Zugprüfung	Einbrandverhalten, Nahtaufbau, Zugprüfung
	T 19 9 L R M (C) 3 (rutile Fülldrahtelektrode mit normal erstarrender Schlacke)	Werkstoffübergang, Schlackeverhalten, Metallurgie	Analyse des Schlackeverhaltens und Werkstoffüberg.	vergleichende Metallurgie, Schlackeporen
	T 19 9 L P M 1 (rutile Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke)	Schlackeverhalten, Zwangspositionen	Einbrandverhalten, Metallurgie	Schweiß-eignung an 5 mm dicken Blechen
	G 19 9 L Si (Massivdrahtelektrode)	Metallurgie, Einbrandverhalten, Zwangspositionen	Untersuchung hinsichtlich Laserstrahlposition	vergleichende Metallurgie, Einbrandverhalten
S690QL (1.8928)	G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo (niedriglegierte Massivdrahtelektrode)	Metallurgie, Härteverteilung, Zähigkeit	-	Metallurgie, Härteverteilung, Zähigkeit
S1100QL (1.8942)	G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo (niedriglegierte Massivdrahtelektrode)	Metallurgie, Härteverteilung, Zähigkeit		Metallurgie, Härteverteilung, Zähigkeit
S690QL/S1100QL	G 18 8 Mn (hochlegierte Massivdrahtelektrode)	Aufmischungsverhalten, Härte, Zähigkeit		Aufmischungsverhalten, Härte, Zähigkeit

# 4 Experimentelle Bedingungen

## 4.1 Grund- und Zusatzwerkstoffe

### 4.1.1 Charakterisierung des hochlegierten Grundstoffes X2 Cr Ni 19 11

Bei der Herstellung des untersuchten hochlegierten Stahls X2 Cr Ni 19 11 (1.4306/ AISI 304L) folgt der standardmäßigen Wärmebehandlung das Abschrecken von 1050 °C im Wasserbad oder in Luft was zu einem aus Austenitpolyedern bestehenden Gefüge führt. Nach dem Walzen liegt der  $\delta$ -Ferrit zeilenförmig vor, wie im Querschliff in Abb. 4.1 dargestellt ist [39]. Da der Kohlenstoffgehalt maximal 0,03 % beträgt, ist die Bildung von Karbiden  $(Cr, Fe)_4C$  vernachlässigbar gering und nicht zeitkritisch [37]. Für die schweißtechnische Verarbeitung folgt demnach keine spezielle Anweisung zur Vermeidung einer Sensibilisierung (interkristalline Korrosion) durch Ausscheidung von Karbiden an den Korngrenzen.

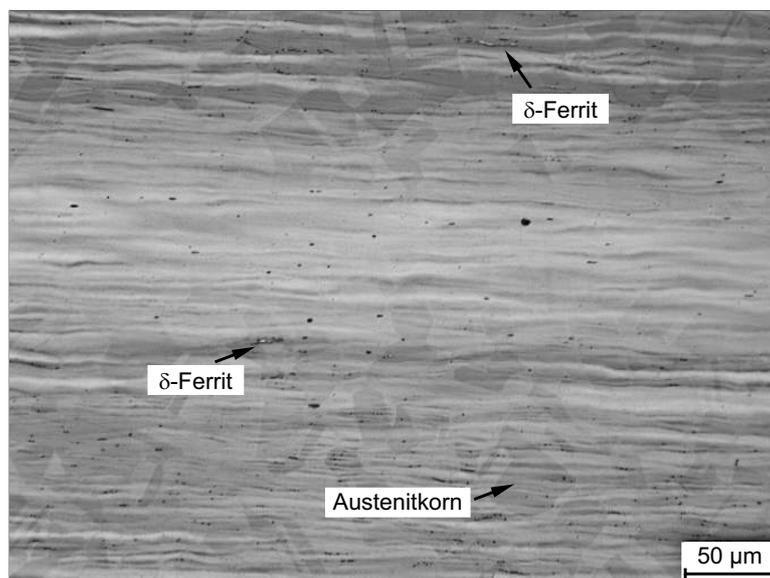


Abbildung 4.1: Gefüge des hochlegierten Grundwerkstoffes 1.4306 (X2 Cr Ni 19 11) mit zeilenförmigem  $\delta$ -Ferrit

Weiterhin liegt im mittleren Bereich der Blechdicke, aus dem das Schliffbild entnommen wurde, eine Seigerung vor, was anhand der hellbraunen zeiligen Struktur in Abb. 4.1 zu erkennen ist. Dieser als Blechmittenseigerung bezeichnete Bereich enthält gegenüber dem restlichen Volumen des Bleches herstellungsbedingt einen höheren Gehalt an Legierungselementen.

In der Versuchsdurchführung am 20-kW-Faserlaser kamen Bleche mit einer Wanddicke von 5 mm und 10 mm zum Einsatz. Die Versuche mit einer 6-kW-CO<sub>2</sub>-Laserstrahlquelle wurden aufgrund

der begrenzten Leistung an 5 mm dicken Proben realisiert. Die chemischen Zusammensetzungen der hochlegierten Grundwerkstoffe sind mittels optischer Emissionsspektrometrie (OES) gemessen worden und in Tab. 4.1 aufgelistet. Anhand des  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnisses nach WRC 1992, das bei Blechdicken von 5 mm und 10 mm entsprechend 1,41 und 1,46 beträgt, lässt sich nach dem WRC 1992-Diagramm eine Erstarrung am Übergang von primär ferritisch zu primär austenisch für die Bedingungen des Lichtbogenschweißens abschätzen. Der  $\delta$ -Ferritgehalt lässt zwischen 1,5 FN und 2 FN mit einer Genauigkeit von  $\pm 2$  FN vorhersagen. Insbesondere der Werkstoff mit 10 mm Materialdicke besitzt einen geringeren Ni-Gehalt, als in der Norm DIN EN 10088-2 vorgeschrieben [233]. Die Auswirkung auf die  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnisse nach WRC 1992 ist im Vergleich zu den  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnissen nach Hammar und Svensson vernachlässigbar gering, weil die zur Berechnung eingesetzten Elemente kleinere Varianzen besitzen. In verschiedenen Untersuchungen der hier verarbeiteten Güte AISI 304L konnte eine Heißrissneigung für das Laserstrahlschweißen und das WIG-Schweißen bei hohen Dehnraten nachgewiesen werden [234, 235].

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung und  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnisse der hochlegierten Grundwerkstoffe, Angaben in Gew.-%

Grundwerkstoff	s in mm	Cr	Ni	Mn	Cu	Mo	C	Si	P	S	N	$Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ <sup>1</sup>	$Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ <sup>2</sup>
1.4306	5	18,26	10,01	1,33	0,32	0,22	0,036	0,27	0,03	0,01	0,09	1,41	1,49
	10	18,13	9,92	1,09	0,15	0,26	0,036	0,49	0,02	0,004	0,07	1,46	1,58
Gehaltsgrenzen nach Norm*		18,00 bis 20,00	10,00 bis 12,00	max. 2,00	-	-	max. 0,03	max. 1,00	max 0,045	max 0,015	max 0,11		
		<sup>1</sup> nach WRC 1992				<sup>2</sup> nach Hammar und Svensson				*DIN EN 10088-2			

### 4.1.2 Hochlegierte Zusatzwerkstoffe

Zur Untersuchung des Einflusses der Beschaffenheit unterschiedlicher Drahtelektrodentypen auf die Abschmelz- und Schweißnahteigenschaften an hochlegierten Werkstoffen wurden folgende für das MSG-Schweißen konzipierte Drahtelektroden eingesetzt. Die verwendeten hochlegierten Fülldrahtelektroden sind auf handelsübliche gasgeschützte Typen nach DIN EN ISO 17633 abgegrenzt und in Tab. 4.2 mit den wesentlichen Spezifikationen aufgelistet [52]. Die Metallpulverfülldrahtelektrode mit der Bezeichnung T 19 9 L M M 1 ist für das MAG-Schweißen an artgleichen oder -ähnlichen stabilisierten oder unstabilisierten, korrosionsbeständigen Cr-Ni-Stählen geeignet. Das Abschmelzen dieser Drahtelektrode zeichnet sich aufgrund des breiten Sprühlichtbogens durch eine spritzerreduzierte Schweißcharakteristik und Fehlertoleranz, insbesondere bei Kantenversatz und variierenden Wurzelspaltbreiten, aus.

Weiterhin wurde die Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung bandlegierter Fülldrahtelektroden mit einer rutilhaltigen Füllung untersucht. Die Intention, solche Drahtelektrodentypen beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen einzusetzen, basiert auf den spezifischen Abschmelzeigenschaften sowie dem Schutz des Schmelzbades durch Schlackebildung. So kann zum Beispiel

Tabelle 4.2: Chemische Zusammensetzung sowie Spezifikation der hochlegierten Zusatzwerkstoffe nach Herstellerangaben in Gew.-%

Zusatzwerkstoffbezeichnung	Angabe nach Norm*	Cr	Ni	Mn	Si	C
Metallpulverfülldrahtelektrode	T 19 9 L M M 1	19,8	10,5	1,4	0,6	≤0,03
Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender rutiler Schlacke	T 19 9 L R M (C) 3	19,8	10,5	1,5	0,7	0,03
Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender rutiler Schlacke	T 19 9 L P M 1	19,8	10,5	1,5	0,7	0,03
Massivdrahtelektrode	G 19 9 L Si	20,0	10,2	1,7	0,8	≤0,02

\*DIN EN ISO 17633/ DIN EN 12072

der Nachbearbeitungs- und Beizaufwand minimiert werden. Gegenüber Metallpulver- und Massivdrahtelektroden ist die Verwendung von höheren  $\text{CO}_2$ -Gehalten bis 18 % in Argon üblich, weil die Aufkohlung im Schweißgut sowie der Abbrand von Legierungselementen minimiert wird, indem ein Teil des dissoziierten  $\text{CO}_2$  in der Schlacke gebunden wird [117]. Für die Laserstrahl-MSG-Hybridversuche sowie die vergleichend durchgeführten MSG-Versuche standen ein rutiler Fülldraht mit langsam erstarrender Schlacke für das Schweißen in Wannenposition (T 19 9 L R M (C) 3) sowie ein eigens für das Zwangslagenschweißen konzipierter rutiler Fülldraht mit schnell erstarrender Schlacke (T 19 9 L P M 1) zur Verfügung. Die langsam erstarrende Schlacke besitzt gegenüber der schnell erstarrenden Schlacke einen größeren Erstarrungsintervall sowie eine geringere Schmelztemperatur. Deshalb setzt die Erstarrung der Schlacke zwangslagengeeigneter Fülldrahtelektroden vor der Schmelze ein und führt zu einem Stützeffekt des Schmelzbades. Zu den besonderen Schweißeigenschaften rutiler Fülldrähte zählt eine hohe Benetzbarkeit am Übergang zum Grundwerkstoff, die zu kerbfreien Schweißnähten beim MSG-Schweißen führt.

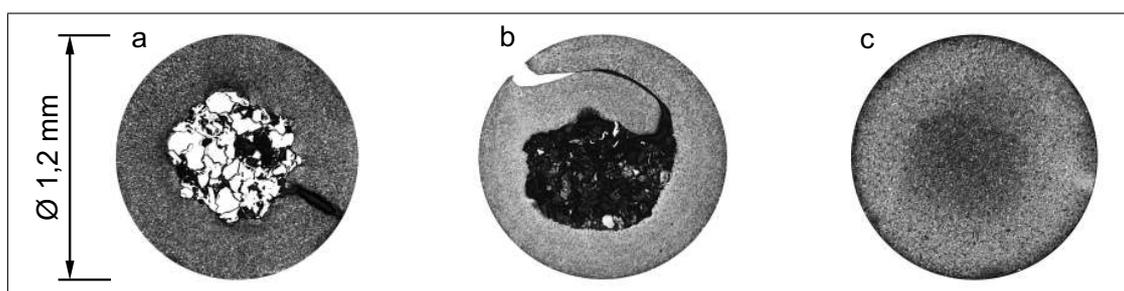


Abbildung 4.2: Querschnitte der hochlegierten Drahtelektroden, a) Metallpulverfülldraht T 19 9 L M M 1, b) rutiler Fülldrahtelektroden T 19 9 L R M (C) 3, c) Massivdrahtelektrode G 19 9 L Si (Ätzung: Königswasser)

Vergleichend zu den Schweißversuchen mit Fülldrahtelektroden wurde eine artgleiche Massivdrahtelektrode G 19 9 L Si nach DIN EN 12072 eingesetzt [236]. Diese wird analog zur Metallpulverfülldrahtelektrode mit dem Mischgas aus Argon und einem maximalen Anteil von 2,5 %  $\text{CO}_2$  geschweißt. Die Einbrandform ist durch einen charakteristisch tieferen Bereich in Schweißnahtmitte gekennzeichnet. Wie in Abb. 4.2 anhand der Querschnitte der hochlegierten Zusatzwerkstoffe dargestellt, ergeben sich herstellungsbedingt Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung

zung. Demnach besteht die Metallpulverfülldrahtelektrode (a) aus einem unlegierten, im Schlibbild stärker angeätzten Metallmantel mit Stumpfstoß. Die Legierungselemente sind als Partikel in der pulverförmigen Füllung enthalten. Rutile Fülldrahttypen (b) erhalten die Legierungszusätze durch den Metallmantel, da die Pulverfüllung aus einem hohen Anteil an Schlackebildnern (z.B.  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{SiO}_2$ ) sowie Desoxidationsmitteln besteht. Im Schlibbild der Massivdrahtelektrode (c) wird die infolge des Ziehprozesses beeinflusste Gefügestruktur durch einen dunkleren Ätzbereich in der Mitte der Drahtelektrode sichtbar. Die Schweißgüter der hier beschriebenen hochlegierten Drahtelektroden sind kaltzäh bis  $-196\text{ }^\circ\text{C}$  und beständig gegenüber interkristalliner Korrosion bis  $350\text{ }^\circ\text{C}$ .

### 4.1.3 Niedriglegierte hochfeste Grundwerkstoffe S690QL und S1100QL

Für die Untersuchung der Wirkung der gegenüber dem MSG-Schweißen veränderten Streckenergie beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen auf die Eigenschaften hochfester Verbindungen wurden die wasservergüteten Feinkornbaustähle S690QL und S1100QL in das Versuchsprogramm aufgenommen. Der Vergütungsprozess erfolgt mit dem Erwärmen der Bleche über  $A_{c3}$  und ein anschließendes Abschrecken mit Druckwasser. Das Gefüge besteht in dieser Phase aus Martensit und spezifischen Anteilen an Bainit. Um die Duktilität des spröden Werkstoffes zu erhöhen, folgt eine definierte Anlassbehandlung, in der feine Karbide ausgeschieden werden, die im geätzten Schlibbild als dunkle Bereiche zu erkennen sind, siehe Abb. 4.3.

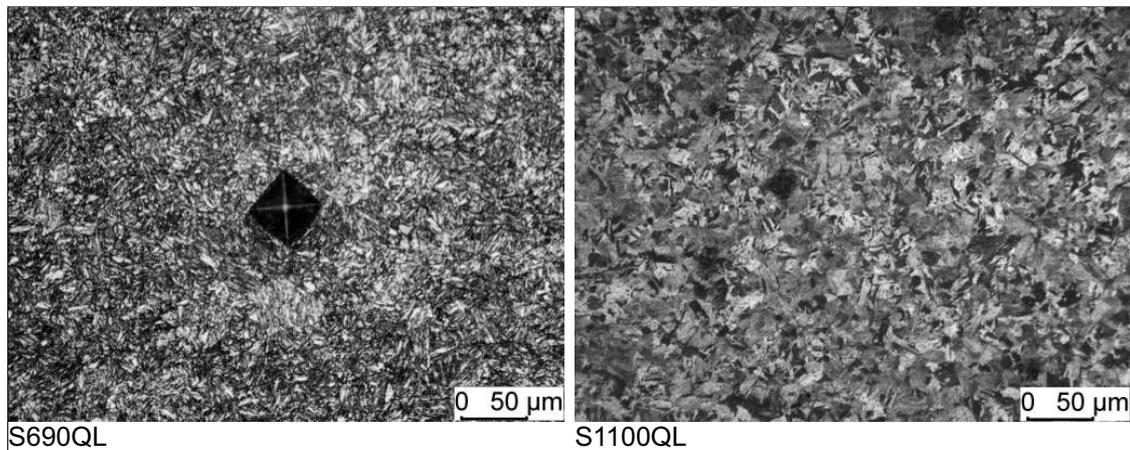


Abbildung 4.3: Gefügaufnahmen der niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustähle S690QL und S1100QL

Neben der Anlasstechnologie bestimmt die in Tab. 4.3 aufgelistete chemische Zusammensetzung der eingesetzten hochfesten Feinkornbaustähle elementar den Betrag der möglichen Festigkeits-erhöhung [23]. So wird S1100QL z.B. ein höherer Gehalt an Cu zugesetzt, um während des Anlassens eine begleitende Ausscheidungshärtung im Gefüge hervorzurufen. Dabei haben die Mechanismen des Anlassens und der Ausscheidungshärtung eine gegenläufige Wirkung. Durch die Anlasswärme wird die hohe Härte des verspröden Martensitgitters herabgesetzt. Der dabei eintretende Festigkeitsverlust lässt sich dann mittels Ausscheidungshärtung begrenzen. Deshalb steigt die Härte des Gefüges mit zunehmender Festigkeit des Stahls bei geringerer

Bruchdehnung.

Tabelle 4.3: Chemische Zusammensetzung der hochfesten Grundwerkstoffe S690QL und S1100QL, Angaben in Gew.-%, Messungen mittels OES

Grundwerkstoff	s in mm	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Al	Cu	Nb	P	S	CET	CE <sub>IW</sub>
S690QL															
1.8928	6	0,184	0,308	1,14	0,093	0,022	0,088	0,042	0,081	0,011	-	0,022	0,001	0,334	0,274
Gehaltsgrenzen <sup>1</sup>		0,18	0,5	1,6	1,5	1,8	0,6	0,1	-	-	-	0,02	0,01		
S1100QL															
1.8942	12	0,176	0,274	0,853	0,457	1,89	0,436	0,023	0,065	0,209	0,011	0,013	0,001	0,385	0,364
Gehaltsgrenzen <sup>2</sup>		0,18	0,5	1,3	1,5	2,5	0,7	0,1	-	-	-	0,015	0,005		
DIN EN 10025-6		<sup>2</sup> nach Herstellerangaben													

Im Vergleich zum S690QL beträgt der CE<sub>IW</sub>-Wert des S1100QL infolge höherer Anteile der Legierungselemente Cr, Ni, Mo und Cu über 0,35. Dadurch ist die Kaltrissneigung des Grundwerkstoffes abhängig von geometrischen Faktoren, wie z.B. Schweißnahtlänge und Einbrandtiefe. Es sei erwähnt, dass sich CE<sub>IW</sub>-Äquivalente zur Berechnung der Kaltrissneigung für die Bedingungen des Lichtbogenschweißens eignen und nur begrenzt auf Strahlschweißverfahren übertragbar sind. Deshalb gelten die in Tab. 4.3 enthaltenen Kohlenstoffäquivalente als Vergleichsbasis und Abschätzung der Schweißbarkeit zwischen den eingesetzten hochfesten Feinkornbaustählen.

#### 4.1.4 Zusatzwerkstoffe zum Schweißen von hochfesten Feinkornbaustählen

Die Auswahl geeigneter artähnlicher Zusatzwerkstoffe für Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 14341 und DIN EN 12072 [236, 237]. In Tab. 4.4 sind die chemischen Richtanalysen der eingesetzten Massivdrahtelektroden, deren Durchmesser jeweils 1,2 mm beträgt, aufgelistet. Für Schweißversuche am S690QL wurde eine artähnliche Massivdrahtelektrode G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo verwendet.

Tabelle 4.4: Chemische Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe für Schweißversuche an S690QL und S1100QL, Angaben nach Richtanalysen des Herstellers in Gew.-%

Zusatzwerkstoffbezeichnung	Angabe nach Norm*	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	C
niedriglegierte Massivdrahtelektrode	G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo	0,2	1,5	1,7	0,6	0,5	0,08
niedriglegierte Massivdrahtelektrode	G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo	0,45	2,35	1,9	0,8	0,55	0,12
hochlegierte Massivdrahtelektrode	G 18 8 Mn	18,5	8,5	6,5	<1,2	≤0,6	<0,2

\*DIN EN ISO 16834-A/ DIN EN ISO 14343-A

Zum Zeitpunkt der Versuchsdurchführung standen ausschließlich Schweißzusätze für artähnliche Schweißungen am S1100QL zur Verfügung, mit denen ein Schweißgut erzeugt wird, welches eine geringere Festigkeit als der Grundwerkstoff aufweist. Der niedriglegierte Zusatzwerkstoff

G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo besitzt verhältnismäßig hohe Nickel- und Kohlenstoffgehalte, die zu Festigkeiten über 960 MPa im Schweißgut führen. Für die Untersuchung der Wirkung von artfremden Zusatzwerkstoffen auf die Eigenschaften von Mischverbindungen beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen kam zusätzlich der hochlegierte Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn zum Einsatz. Die Schweißeignung dieser Zusatzwerkstofflegierung wurde für das MSG-Schweißen von Mischverbindungen an Baustählen bereits nachgewiesen [107].

### 4.2 Probenvorbereitung

Bei der Probenvorbereitung stehen wirtschaftliche Aspekte sowie werkstofftechnische Eigenschaften bei der schweißtechnischen Verarbeitung im Vordergrund.

- Schweißproben

Der Zuschnitt erfolgte an allen Probendicken mit dem Wasserstrahlschneidverfahren. Verfahrensbedingt bildet sich dabei eine leicht gekrümmte Schneidkante mit einem mittleren Winkel von  $1,5^\circ$  aus. Vergleichbare Schneidkanten lassen sich durch das Plasmastrahlschneidverfahren bei entsprechenden Blechdicken herstellen. Für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen wurden die Probenbleche nach dem Reinigen mit Acetone ohne weitere Kantenvorbereitung im Stumpfstoß geheftet, so dass die Fugenform einer V-Nahtvorbereitung mit einem mittleren Öffnungswinkel von  $3^\circ$  entsprach.

Vergleichend zu den Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen wurden Schweißproben durch das MSG-Schweißverfahren hergestellt. Dies erforderte an den 6 mm und 12 mm starken Grundwerkstoffen der hochfesten Feinkornbaustähle S690QL und S1100QL angesichts eines Fugenöffnungswinkels von  $60^\circ$  die Verwendung einer keramischen Badstütze. Bei den einlagigen MSG-Schweißungen am 5 mm dicken austenitischen Chrom-Nickel-Stahl konnte auf eine Badstütze verzichtet werden, da das Schmelzbad aufgrund einer hohen Viskosität eine geringe Neigung zum Durchtropfen zeigte. Als Vorbereitung wurde einheitlich eine V-Fugenform mit einem Öffnungswinkel von  $50^\circ$  für die untersuchten hochlegierten Drahtelektrodentypen gewählt.

- Probenvorbereitung für die metallografische Auswertung sowie Kerbschlagbiegeprüfung

Die Probenentnahme zur metallografischen Auswertung ist in Abb. 4.4 dargestellt. Die artgleich geschweißten hochlegierten Schweißverbindungen des Grundwerkstoffes X2 Cr Ni 19 11 wurden mit der Farbniederschlagsätzung nach Lichtenegger-Blöch I (LBI) geätzt, mit der bereits geringe Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung, z.B. durch Seigerungen an den Dendriten im Schweißgut, sichtbar werden [238]. Als Endpolitur kam Diamantspray mit  $1 \mu\text{m}$  Körnung zum Einsatz. Eine Zusammenstellung der chemischen Zusammensetzung der verwendeten Ätzungen ist im Anhang in Tab. 6.1 (S. 203) gegeben. In Tab. 6.2 (204) sind weiterhin die wesentlichen Ätzlösungen den in niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen erzeugten Schweißproben zugeordnet.

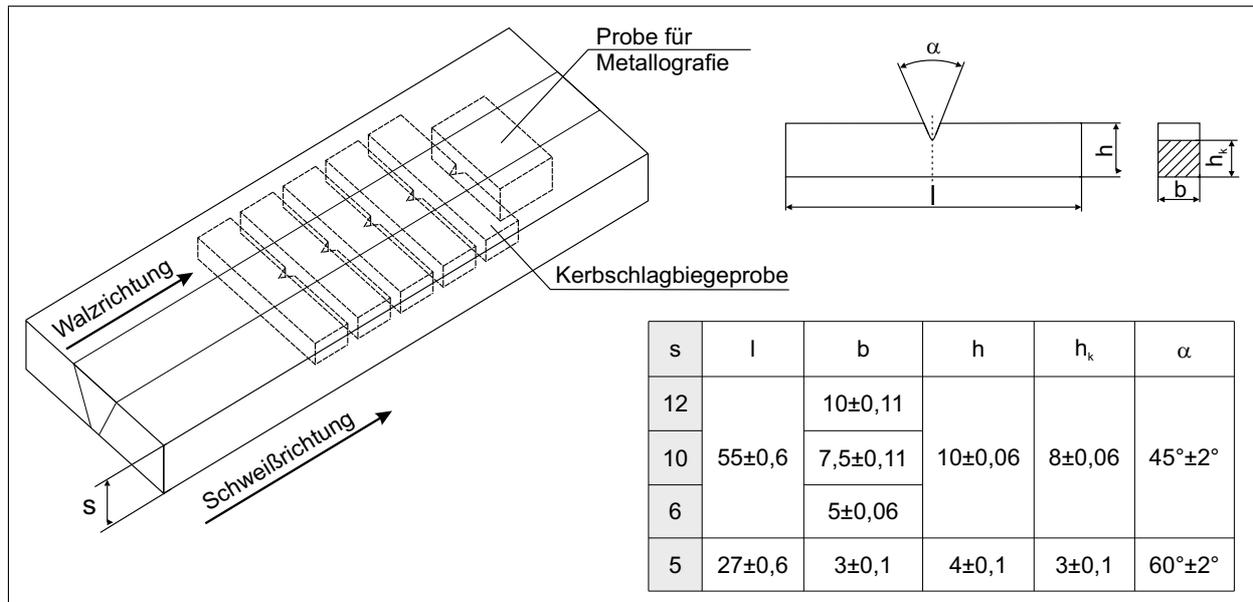


Abbildung 4.4: Probenentnahme für die metallografische Auswertung und Kerbschlagbiegeprüfung

Zur Beurteilung der Sprödbrochbarkeit des Schweißgutes wurden Kerbschlagbiegeproben quer zur Schweißrichtung entnommen. Die Kerblage in Bezug zur Schweißrichtung ist für das Laserstrahl- und Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in keiner der gültigen Normen vorgeschrieben. Für vergleichende Untersuchungen sind für dieses Schweißverfahren in [4] die Öffnungen des Kerbs einheitlich bei allen Proben in Schweißvorschubrichtung orientiert. Diese Ausrichtung wird ebenso in der vorliegenden Arbeit angewandt, wie in Abb. 4.4 gekennzeichnet ist. Die Kerbspitze zeigt in Walzrichtung und ist in der Schweißnahtmitte positioniert. Da die Materialdicken der Grundwerkstoffe zum Teil kleiner als die Breite von Kerbschlagbiegeproben mit Normalmaß sind, wurden Untermaßproben nach DIN EN ISO 148-1 und Kleinstproben nach DIN 50115 angefertigt [239, 240]. Detaillierte Abmessungen der Proben in Abhängigkeit der Blechdicke  $s$  sind aus der tabellarischen Zusammenstellung in Abb. 4.4 zu entnehmen.

### 4.3 Geometrische Anordnung der Versuchsdurchführung

#### 4.3.1 Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche mit einem 20-kW-Faserlaser

In Hinblick auf den zukünftig verstärkten Einsatz moderner Festkörperlaser zum Schweißen dickwandiger Bauteile, wurden Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche mit einem 20-kW-Yb-Faserlaser der Firma IPG-Photonics durchgeführt. Der Versuchsaufbau ist in Abb. 4.5 dargestellt. Die generierte Laserstrahlung hat eine Wellenlänge im Bereich von 1070 nm bis 1080 nm. Durch das Konzept der Laserstrahlerzeugung über Fasern lässt sich gegenüber CO<sub>2</sub>-Laserstrahlquellen eine hohe Gesamteffizienz von 30 % erreichen. Das Strahlparameterprodukt von 11 mm·mrad entspricht einer hohen Strahlqualität.

Wie in Abb. 4.5 dargestellt ist, besteht aufgrund einer Brennweite von 350 mm ein ausreichender Abstand zwischen Laserstrahlbearbeitungsoptik/ cross jet (Nr.1/ 1b) und Schweißbereich, um

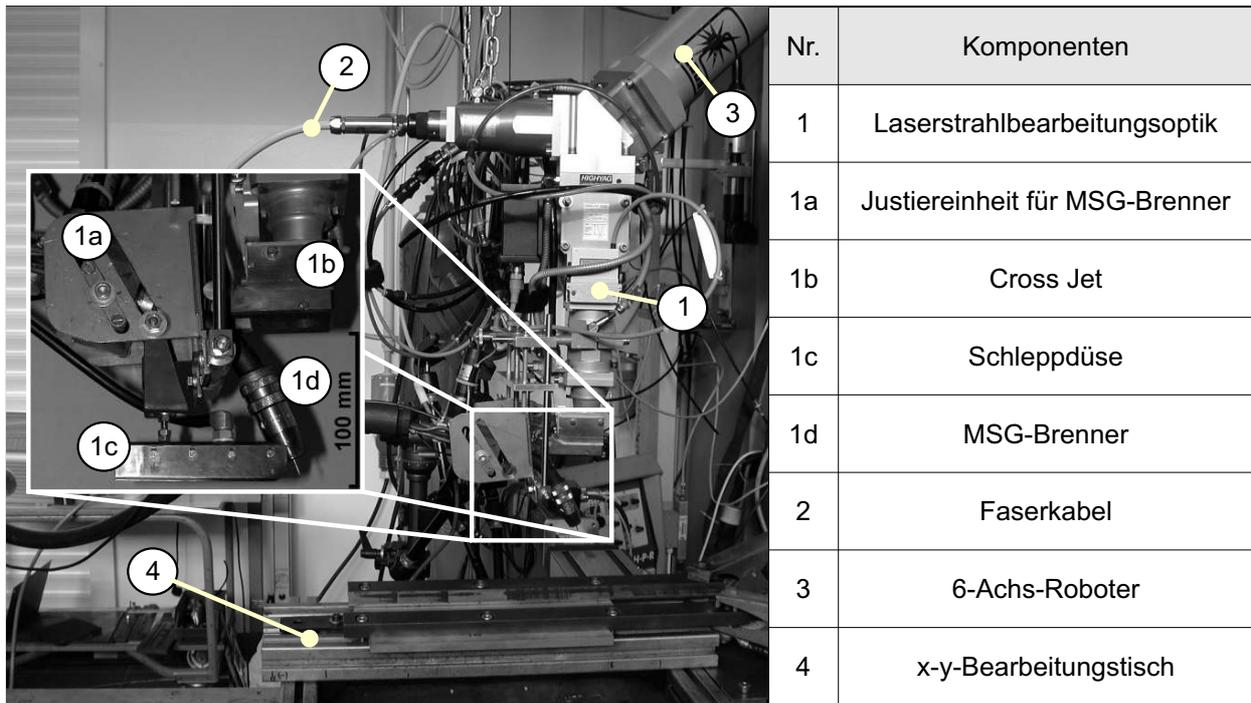


Abbildung 4.5: Versuchsaufbau für Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche am 20 kW - Yb-Faserlaser

eine Justiereinheit für den MSG-Brenner (Nr.1a) sowie eine Schleppdüse (1c) zu montieren. Das Handhabungssystem ist aus einem 6-Arm-Roboter (Nr. 3) in steuerungstechnischer Kopplung mit einem x-y-Bearbeitungstisch (Nr. 4) aufgebaut.

### 4.3.2 Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche mit einem 6-kW-CO<sub>2</sub>-Laser

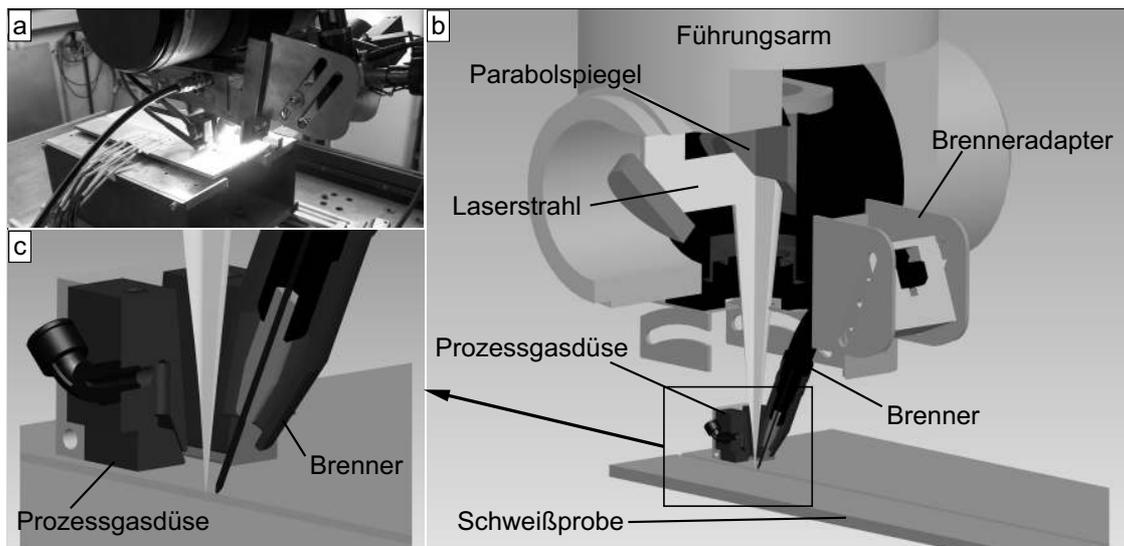
Zur Durchführung von Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuchen am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 (1.4306) mit einer Blechdicke von 5 mm wurde zusätzlich ein schnell längsgeströmter CO<sub>2</sub>-Laser der Firma Rofin Sinar eingesetzt. Die axiale Strömung in den Entladungsrohren ermöglicht einen schnellen Austausch des Gasgemisches durch Pumpen und Umwälzen und damit eine Rückführung der angeregten CO<sub>2</sub>-Moleküle in den Grundzustand. In Kombination mit einer hochfrequenten Anregung des Gasgemisches wird somit eine zeitlich konstante Entladung mit hoher Leistungsstabilität erzeugt. Die Laserstrahlleistung lässt sich durch programmierbare Spannungsverläufe modulieren. Dabei wird die Führung und Formung der zirkular polarisierten Laserstrahlung über ein Spiegelsystem realisiert. In Tabelle 4.5 sind die wesentlichen technischen Daten der Laserstrahlenquelle dargestellt.

Das in Portalbauweise aufgebaute Handhabungssystem verfügt über jeweils drei Linear- sowie zwei Rotationsachsen. Die maximale Vorschubgeschwindigkeit der Linearachsen beträgt 15 m min<sup>-1</sup> bei einer Wiederholgenauigkeit von 0,0125 mm und einer Positioniergenauigkeit von 0,025 mm. Der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißkopf der 6-kW-CO<sub>2</sub>-Laserstrahlquelle besteht, wie in Abb. 4.6b und c als Stufenschnitt dargestellt, im Wesentlichen aus einem justierbaren Adapter, an dem ein MSG-Brenner sowie eine Prozessgasdüse montiert ist. Die Brennweite des Parabolspiegels im Führungsarm des Portals beträgt 200 mm. Dadurch befindet sich der Fokuspunkt des

Tabelle 4.5: Technische Daten der 6-kW-CO<sub>2</sub>-Laserstrahlquelle

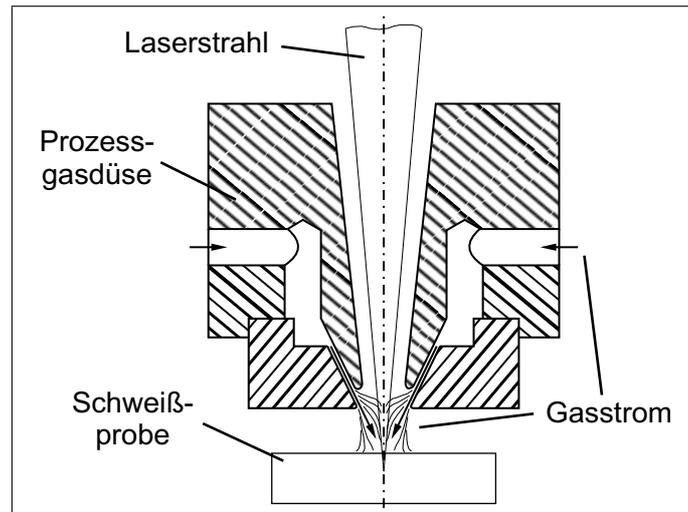
Wellenlänge	10,6 $\mu\text{m}$
Ausgangsleistung	6 kW
Leistungsstabilität	2 % bei Kühlwassertemperaturschwankungen < 1K
Strahldivergenz des Vollwinkels	< 1,5 mrad
Richtungsstabilität	< 0,15 mrad
Strahlkennzahl K	0,28
Fokussierzahl F	5,36
Strahlmode bei maximaler Leistung	TEM 20

Laserstrahls unterhalb des Bauraums für die Montage des Brenneradapters.

Abbildung 4.6: Laserstrahl-MSG-Hybridschweißkopf am CO<sub>2</sub>-Laserstrahl-Portal

Das Einrichten des Schweißprozesses, insbesondere die Programmierung der Bahnkoordinaten, wurde mittels Pilotstrahl als Orientierungshilfe realisiert. Die zusätzliche Montage einer Schleppdüse wäre dabei mit Sichteinschränkungen auf die Schweißnahtfuge und den Pilotstrahl verbunden und wurde deshalb nicht umgesetzt. Der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißkopf ist während der Schweißversuche in Schweißvorschubrichtung ortsfest. Die auf dem Portaltisch gespannte Schweißprobe wird relativ dazu bewegt. In Abb. 4.7 ist außerdem die in Keilschlitzausführung gefertigte Prozessgasdüse gekennzeichnet, mit der die Plasmabildung über der Metaldampfkapillare beeinflusst wird. Mit dem Linienverlauf ist qualitativ die Strömung des Gases über der Prozesszone dargestellt.

Die Regulierung der Prozessgaszufuhr erfolgt durch Vorgabe eines Prozessgasdrucks anlagenbedingt über Proportionalventile. Für einen Vergleich mit den in der Literatur publizierten Angaben sind jedoch Daten des Volumenstroms erforderlich. Die Berechnung der nominellen Volumenströme ist mit Ungenauigkeiten verbunden, obwohl der Druck, die spezifischen Eigenschaften des Gases und der Öffnungsquerschnitt an der Keilschlitzdüse bekannt sind. Anzumerken sind hierzu die getroffenen Vereinfachungen im Hinblick auf das Druckverhalten. So ist der am Proportionalventil gemessene Druck etwas höher als an den Öffnungen der Keilschlitzdüse, da innerhalb der Druckleitung von einer Druckminderung auszugehen ist.

Abbildung 4.7: Prozessgaszufuhr am CO<sub>2</sub>-Laserstrahl-Schweißkopf

### 4.3.3 Geometrische Anordnung der Verfahrenskomponenten

An den vorgestellten Schweißanlagen erfolgte die geometrische Konfiguration der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißköpfe nach der Systematik des DVS-Merkblatt 3216 [223]. Die grundlegenden geometrischen Parameter sind aus Abb. 4.8 zu entnehmen. Der Laserstrahl und der MSG-Brenner sind in Schweißvorschubrichtung in einer Ebene senkrecht zur Blechoberfläche und mittig über der Schweißfuge angeordnet. Die Fokusslage  $\Delta z$  des Laserstrahls relativ zur Oberfläche des Grundwerkstoffes wurde im Bereich von 0 mm bis -3 mm variiert, d.h. in der Bearbeitungsebene oder im Blechwerkstoff.

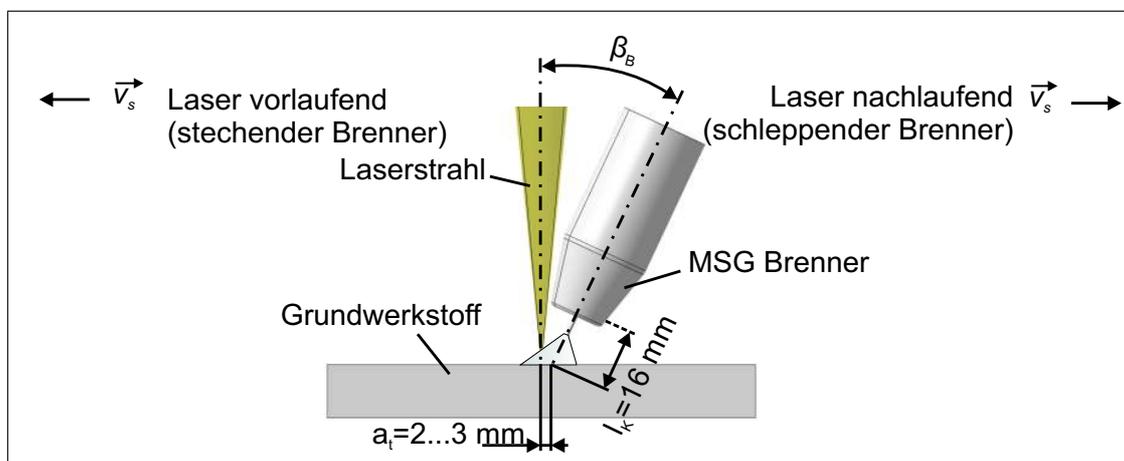


Abbildung 4.8: Geometrische Parameter der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche

Der Anstellwinkel  $\beta_B$  wird durch den Durchmesser der Schutzgasdüse des MSG-Brenners, dem Divergenzwinkel des Laserstrahls, den Ort des Auftreffpunktes der Elektrodenachse auf dem Werkstück  $a_t$  und den Kontaktrohrabstand  $l_k$  begrenzt. Am Faserlaserstrahl ist aufgrund des vergleichsweise kleineren Divergenzwinkels ein minimaler Anstellwinkel des Brenners  $\beta_B$  von 25° einstellbar. Dagegen ließ sich am CO<sub>2</sub>-Laserstrahl ein minimaler Wert  $\beta_B$  von 30° realisieren. Der Abstand  $l_k$  zwischen Kontaktrohr und Werkstückoberfläche beträgt zur Vergleichbarkeit in allen Schweißversuchen 16 mm.

### 4.3.4 Schutz- und Prozessgase

Die Auswahl der in den Versuchen verwendeten Schutzgase wurde für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen sowie für die vergleichenden MSG-Schweißungen nach den Empfehlungen der Drahtelektrodenhersteller und entsprechend DIN EN ISO 14175 durchgeführt [241]. Bedingt durch die gegenüber CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung zehnfach kleinere Wellenlänge am 20-kW-Faserlaser und der damit verbundenen geringen Plasmaabsorption wurden die empfohlenen argonreichen Schutzgase über die Schutzgasdüse des Brenners zugeführt. In dieser Hinsicht kam am 6-kW-CO<sub>2</sub>-Laser vornehmlich ein Gasgemisch aus 50 % Helium in Argon zum Einsatz, um das Risiko eines ungenügenden Einbrands sowie Porenbildung zu minimieren. In Schweißversuchen am 6-kW-CO<sub>2</sub>-Laser wurden als Wurzelschutz Argon oder 2 % H<sub>2</sub> in Argon eingesetzt. Wasserstoff wirkt reduzierend und minimiert somit die Bildung von Anlauffarben. Des Weiteren trägt dieses Element infolge einer verringerten Oberflächenspannung des flüssigen Metalls an der Wurzelseite zur Erhöhung der Fließ- und Benetzungsfähigkeit bei [242]. Dadurch wird ein kerbfreier Übergang vom Schweißgut zum Grundwerkstoff erreicht. In Tab. 4.6 sind die eingesetzten Schutz-, Prozess- und Wurzelschutzgase den eingesetzten Versuchswerkstoffen sowie Schweißverfahren gegenübergestellt.

Tabelle 4.6: Zuordnung der eingesetzten Gase und Gasgemische zu Grund- und Zusatzwerkstoffen

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff	Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am 20 kW Faserlaser			Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am 6 kW CO <sub>2</sub> -Laser			MSG-Schweißversuche	
		Schutzgas	Wurzelschutz	Schleppgas	Schutzgas	Wurzelschutz	Prozessgas	Schutzgas	Wurzelschutz
AISI 304L (1.4306)	T 19 9 M M 1 (Metallpulverfülldraht)	*Ar + 2,5 % CO <sub>2</sub>	Ar	Ar	Ar + 50 % He	Ar / Ar + 2 % H <sub>2</sub>	Ar + 50 % He	Ar + 2,5 % CO <sub>2</sub>	Ar / Ar + 2 % H <sub>2</sub>
	T 19 9 L R M (C) 3 (rutile Fülldrahtelektrode mit normal erstarrender Schl.)	Ar + 18 % CO <sub>2</sub>			Ar + 50 % He / Ar + 18 % CO <sub>2</sub>			Ar + 18 % CO <sub>2</sub>	
	T 19 9 L P M 1 (rutile Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schl.)								
	G 19 9 L Si (Massivdrahtelektrode)	*Ar + 2,5 % CO <sub>2</sub>			Ar + 50 % He			Ar + 2,5 % CO <sub>2</sub>	
S690QL (1.8928)	G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo (niedriglegierte Massivdrahtelektrode)	Ar + 1 % O <sub>2</sub>	Ar	Ar		-	Ar + 1 % O <sub>2</sub>	**	
S1100QL (1.8942)	G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo (niedriglegierte Massivdrahtelektrode)								
S690QL/S1100QL	G 18 8 Mn (hochlegierte Massivdrahtelektrode)								

\*für Schweißversuche in Zwangspositionen wurde Ar+1 % O<sub>2</sub> eingesetzt  
\*\*keramische Badstütze

Die Schutzgaszufuhr über dem Brenner erfolgte an den niedriglegierten hochfesten Stählen in allen Schweißversuchen mit 1% O<sub>2</sub> in Argon. Eine Prozessgaszufuhr war nicht erforderlich, da diese Grundwerkstoffe aufgrund der Vergleichbarkeit sowie einer Blechdicke über 5 mm ausschließlich am Faserlaser geschweißt wurden. Der Einsatz einer Schleppdüse ließ sich, wie bereits in Kap. 4.3.2 (S. 82) erläutert, konstruktionsbedingt ausschließlich am Hybridkopf des Faserlasers umsetzen. Zur Untersuchung der Eignung hochlegierter Drahtelektroden für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Zwangspositionen kam das Schutzgas 1% O<sub>2</sub> in Argon zum Einsatz, um eine hohe Viskosität des Schmelzbads zu sichern. Da Schweißversuche an hochlegierten Grundwerkstoffen ferner am CO<sub>2</sub>-Laser durchgeführt worden sind, wurde bei Verwendung der hochlegierten rutilen Fülldrahtelektroden das für MSG-Schweißungen empfohlene Gasgemisch mit 18 % CO<sub>2</sub> in Argon über die Brennerdüse zugeführt. Hierbei ist zu untersuchen, ob durch eine Regelung des über die Keilschlitzdüse zugeführten Prozessgases eine Vermeidung des abschirmenden Plasmas herbeigeführt werden kann. Zur Quantifizierung der eingesetzten Schutzgas- und Wurzelschutzmengen wurden die am Druckminderer gemessenen Volumenströme mit direkt an der Brennerdüse ermittelten Werten verglichen.

### **4.4 Methoden zur Prüfung und Beurteilung der Schweißeigenschaften und -verbindungen**

#### **4.4.1 Hochgeschwindigkeitsvideoaufnahmen**

Zur Auswertung des Werkstoffübergangs sowie insbesondere des Abschmelzverhaltens der Fülldrähte mit rutiler Schlackefüllung wurde ein digitales High-Speed-Videosystem eingesetzt. Der integrierte CMOS-Sensor verarbeitet 1000 Bilder pro Sekunde mit einer maximalen Auflösung von jeweils 1024 Pixel Bildhöhe und -breite. Die Bildrate während der Aufnahme wurde dem Abschmelzverhalten der Drahtelektroden angepasst. Mit einem standardisierten Aufnahmeformat von 640 Pixel Breite und 480 Pixel Höhe ließen sich Bildraten von 3000 Bildern pro Sekunde erreichen, die eine detaillierte Analyse des Werkstoffübergangs zulassen. Das erfassbare Spektrum des Sensors ist durch einen integrierten Infrarot-Sperrfilter zum Schutz des lichtempfindlichen Halbleiters im lichteoptischen Bereich bis 720 nm begrenzt. Für die Einrichtung der Kameraposition sowie zur zusätzlichen Ausleuchtung während der Aufnahmen wurde begleitend eine Hochleistungstageslichtlampe eingesetzt.

#### **4.4.2 Visuelle Prüfung und Röntgenografie**

Die Qualifikation von Zusatzwerkstoffen für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an hochlegierten und niedriglegierten hochfesten Stählen setzt Schweißverbindungen mit vernachlässigbaren Ungängen voraus, um den Einfluss der in das Schweißgut eingebrachten Zusatzwerkstoffe z.B. auf die Rissneigung beurteilen zu können. Zur Untersuchung der Übertragbarkeit der Schweißereigenschaften von Lichtbogenschweißverfahren auf das Laserstrahl-MSG-Hybridschwei-

ßen waren deshalb zunächst Parameterstudien erforderlich, um Schweißnähte zu erzeugen, die der Bewertungsgruppe B „ohne Befund“ der Normen DIN EN ISO 13919-1 und DIN EN 25817 entsprechen [243, 244]. Diese Normen beinhalten die Bewertung von Unregelmäßigkeiten in Schweißnähten, die durch Strahl- und Lichtbogenschweißverfahren erzeugt wurden, da bislang keine gültige Norm zur Bewertung von Unregelmäßigkeiten in Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten existiert. Eine Beurteilung der inneren Beschaffenheit der Schweißnähte wurde durch röntgenografische Prüfung nach DIN EN 12517-1 durchgeführt [245].

#### **4.4.3 Rasterelektronenmikroskopie (REM) und Electron back-scattered diffraction (EBSD)**

Zur Beurteilung von Bruchflächen an Kerbschlagbiegeproben kam ein analytisches Rasterelektronenmikroskop Gemini 1530 VP der Fa. LEO Elektronenmikroskopie GMBH zum Einsatz. Mit einem EDX-Detektor ausgestattet, sind schnelle qualitative Messungen zur chemischen Zusammensetzung von Objekten im nm-Bereich bei einer Beschleunigungsspannung von 100V bis 30kV möglich. Ein integriertes Modul zur Analyse der durch Gitterebenen verstärkten Beugungsbilder (EBSD) wurde zur Bestimmung der gebildeten Phasen in adhäsiven Schlackeschichten an Laserstrahl-MSG-Hybridschweißproben eingesetzt. Da sich der Analysebereich am Rand einer Schweißprobe im Übergang zur Einbettmasse befand, war eine Messung infolge verfahrensbedingter Aufladungseffekte und Abgleiten des Elektronenstrahls nicht möglich. Deshalb wurde die Schweißprobe nach Entfernen der Einbettmasse zur Minimierung der Messabweichungen vollständig mit Nickel beschichtet und anschließend geschliffen sowie poliert, um den Untersuchungsbereich freizustellen.

#### **4.4.4 Elektronenstrahlmikrosonde**

Im Rahmen der Auswertung sind zur Untersuchung des Aufmischungsverhaltens sowie zur Identifikation von Phasen und Einschlüssen partielle Analysen der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes und weiterer Merkmale im mikroskopischen Maßstab an einer JXA-8900 RL Mikrosonde der Fa. JOEL durchgeführt worden. Bei einer Arbeitsspannung von 15 kV und einer Stromstärke von 20 nA sowie einem gebündelten Elektronenstrahl von 1  $\mu\text{m}$  Durchmesser liegen für die Analyse an Stahl optimale Bedingungen vor, um Messungen einer lateralen Auflösung von 1  $\mu\text{m}$  an Schlackeeinschlüssen und Seigerungen des Mikrogefüges zu ermöglichen. Ausgangsmaterial der Messungen waren metallografisch eingebettete und mit Diamantspray (1  $\mu\text{m}$  Partikelgröße) polierte Schiffe. Die Messwerte basieren auf einer relativen Genauigkeit von 0,5 % und einer Nachweisgrenze von 0,1 % Massenanteil eines Elements. Die Vorteile dieses Verfahrens bestehen in der punkt- und flächenhaften Analyse der chemische Zusammensetzung in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 1  $\mu\text{m}$ . In dieser Arbeit sind deshalb zur Untersuchung des Seigerungsverhaltens im Mikrogefüge flächenhafte Messungen durchgeführt worden. Bei sehr kleinen Einschlüssen und Partikeln ließ sich die chemische Zusammensetzung durch eine

Punktanalyse nachweisen.

#### 4.4.5 Metallografische Untersuchungen und Härteprüfung

Für eine systematische Gefügeuntersuchung an Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten sowie MSG-Schweißnähten liegen ausgehend von den Grundwerkstoffen zwei Konzepte zugrunde. Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähte, die am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 erzeugt wurden, sind durch einen vom Lichtbogen und Laserstrahl beeinflussten Bereich im Kopfbereich der Schweißnaht sowie durch einen ausschließlich vom Laserstrahl umgeschmolzenen Bereich in der Schweißnahtwurzel gekennzeichnet. In Abb. 4.9 sind diese Bereiche in entsprechender Reihenfolge mit dem Präfix A bzw. L schematisch am Querschliff benannt. Des Weiteren ist der Übergang zwischen diesen Bereichen von Interesse und erhält die vorangestellte Kennzeichnung M. Da in austenitischen Chrom-Nickel-Stählen beim Schweißen keine ausgeprägten Umwandlungen in der WEZ beobachtet werden, sind die Positionen der mikroskopischen Aufnahmen in charakteristischen Bereichen des Schweißguts und der Schmelzlinien festgelegt, siehe Abb. 4.9. Darüber hinaus sind Besonderheiten des Mikrogefüges, die während der metallografischen Auswertung gefunden wurden in der Ergebnisdarstellung explizit gekennzeichnet.

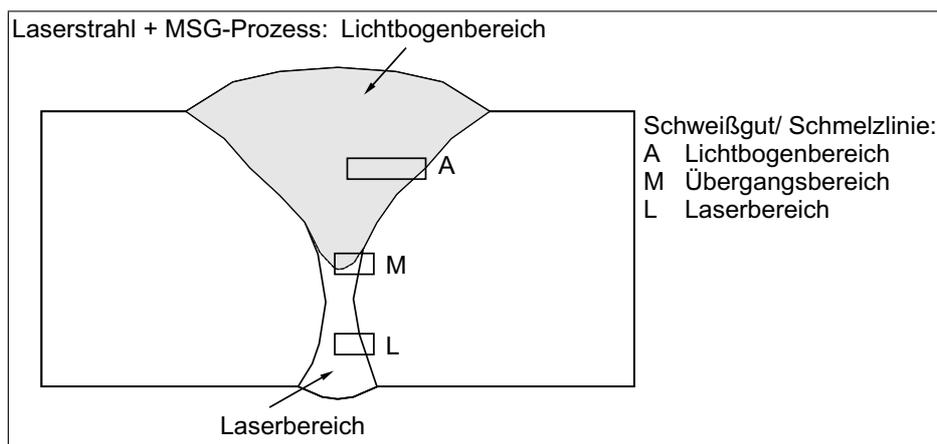


Abbildung 4.9: Positionen der Gefügeauswertung an Schweißungen der niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustähle

Das Umwandlungsverhalten in der WEZ niedriglegierter hochfester Stähle lässt sich durch vergleichende metallografische Gefügaufnahmen charakterisieren. Deshalb sind in diesem Bereich weitere Positionen für mikroskopische Aufnahmen eingeteilt. Wie der Abb. 4.10 zu entnehmen ist, erfolgen diese in der schmelzliniennahen Grobkornzone (SL/GK), der Feinkornzone (FK) und der Anlasszone (AZ). Nach DIN EN ISO 6507-1 wird die Härteprüfung mit der Einheit HV0,5 parallel zur Blechoberfläche in drei Ebenen sowie senkrecht dazu in der Schweißnahtmitte durchgeführt [246]. Der Abstand zwischen den Eindrücken innerhalb einer Messreihe/-ebene beträgt zur Vergleichbarkeit der Ergebnisse sowie der Ebenen untereinander einheitlich 0,5 mm. Die obere und untere Messreihe sind jeweils in etwa 1 mm Distanz zur Ober- bzw. Unterseite der Schweißprobe positioniert.

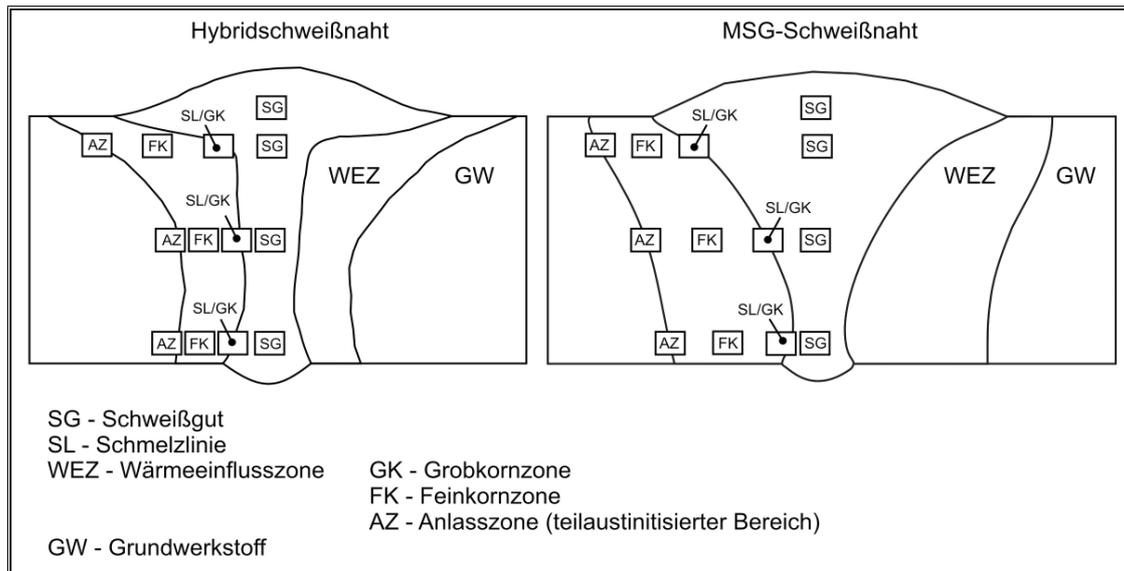


Abbildung 4.10: Positionen der Gefügeauswertung an Schweißungen der niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustähle

#### 4.4.6 Zugprüfung

Gegenüber dem konventionellen MSG-Schweißen sind für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen eine schmale Einbrandform und höhere Abkühlgradienten sowie veränderte Erstarrungsbedingungen charakteristisch. Dies führt zu bislang kaum untersuchten Verformungs- und Festigkeitsverhalten der gesamten Verbindung. Um den Einfluss der Mikrostruktur sowie der Einbrandgeometrie zu untersuchen, wurden Flachzugproben aus geschweißten Blechen nach DIN EN 895 quer zur Schweißrichtung entnommen [247]. Die Ober- und Unterseiten der Schweißproben am Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 mit einer Wanddicke von 5 mm wurden geschliffen. In Abb. 4.11a und b sind die wesentlichen geometrischen Kennwerte der Probenentnahme aus den geschweißten Blechen sowie der Quersugproben enthalten.

Um eine deutliche Verformung der Kopfbreite im Bereich der Hohlkehlen zu minimieren, wurden die Kopfbreiten der Proben vom Normmaß auf 40 mm erweitert. Dies stellt ein Maximum dar, weil die Länge der Schweißnähte sowie der Schweißproben für die Quersugprobenfertigung begrenzt ist und somit maximal vier bis fünf Quersugproben in einer Reihe herausgearbeitet werden konnten. Die Quersugproben am hochlegierten Grundwerkstoff weisen deshalb an der parallelen Länge eine Breite von 12 mm auf.

Die Einrichtung der Versuchsparameter sowie die Auswertung der Zugversuche erfolgte in Anlehnung an DIN EN 10002-1 [248]. Für die Durchführung der Zugversuche stand eine hydraulische Zugprüfmaschine mit einer maximalen Zugkraft von 250 kN zur Verfügung. Während der Versuchsdurchführung betrug die Zugkolbengeschwindigkeit konstant  $0,083 \text{ mm s}^{-1}$ . Dies entspricht einer nominellen Anfangsdehnrates von  $1,2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  bei einer Anfangslänge von 70 mm. Für den elastischen Bereich wird damit der Empfehlung in DIN EN 10002-1 entsprochen, Dehnraten im Bereich von  $2,5 \cdot 10^{-4}$  bis  $2,5 \cdot 10^{-3}$  einzuhalten [248]. Das Einspannen der Quersugproben erfolgte mittels Keilspannbacken unter automatischer Kraftregulierung des Ziehkolbens zur kräftefreien

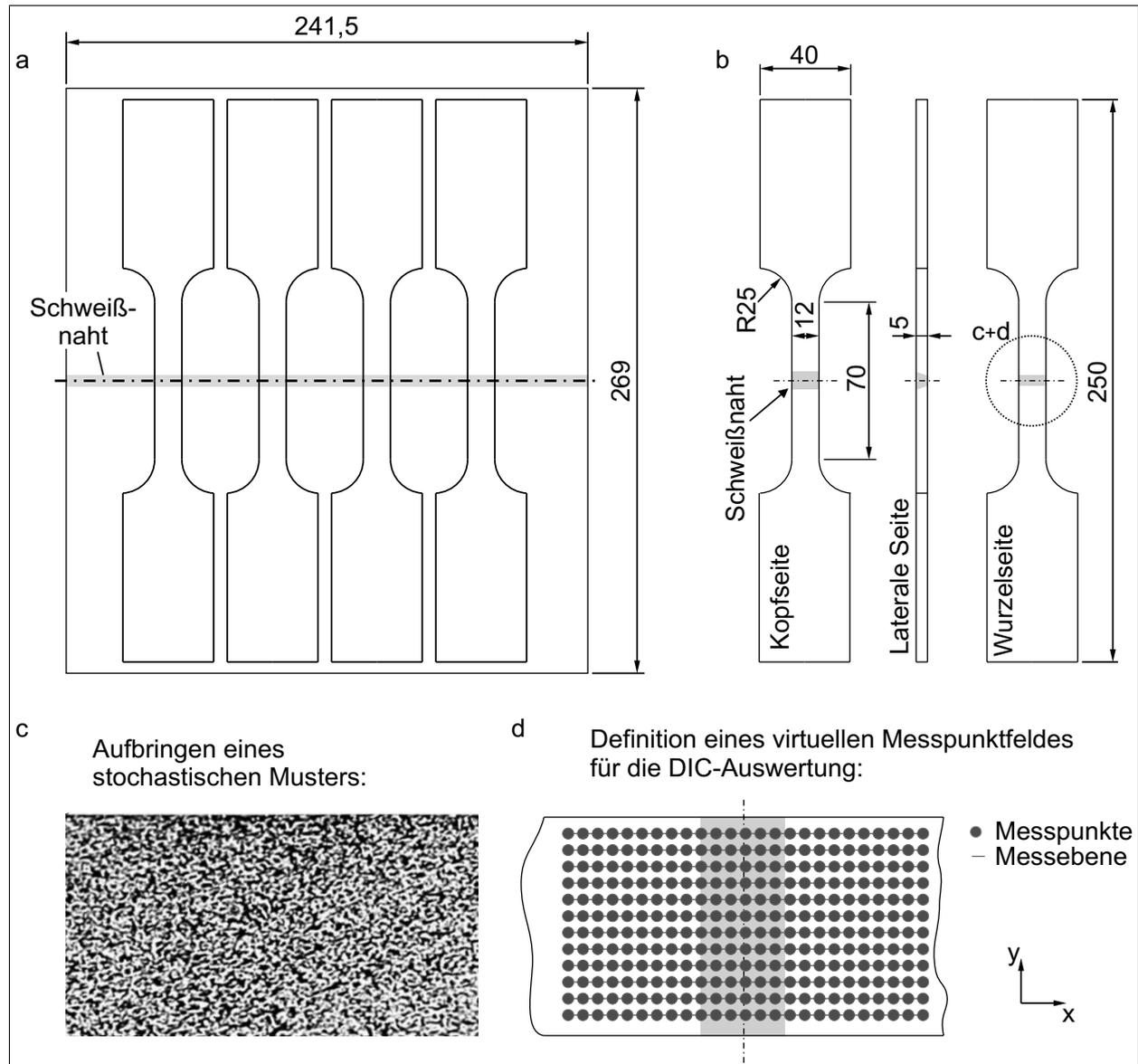


Abbildung 4.11: Probenvorbereitung für Querzugversuche: a) Probenzuschnitt, b) Spezifikation der Probengeometrie, c) Aufbringen eines stochastischen Musters, d) Definition der Messpunktpositionen für die DIC-Auswertung

Verspannung in Zugrichtung.

Begleitend zu den Querzugversuchen an MSG- und Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten des 5 mm starken hochlegierten Grundwerkstoffes X2 Cr Ni 19 11 kam ein optisches Dehnungsfeldmesssystem zum Einsatz, um das dreidimensionale Dehnungsverhalten auf den Probenoberflächen zu erfassen. Damit wird vergleichend zum Spannungs-Dehnungsverhalten der Querzugversuche eine Auflösung der lokalen Dehnungen im Bereich der Schweißverbindungen realisiert.

#### 4.4.7 Erweiterte dreidimensionale Dehnungsfeldmessung mittels Stereoskopie und digitaler Bildkorrelation

Zur Beurteilung des Dehnungs- und Verformungsverhaltens an Querzugproben wurde ein optisches Messsystem, bestehend aus Modulen für die Bilderfassung und -verarbeitung, eingesetzt. Im Folgenden wird es zusammenfassend als digitale Bildkorrelation (DIC) bezeichnet. Die Berechnung der Dehnungen erfolgte auf fotogrammetrischer Basis durch Nutzung der in aufgenommenen Bildfolgen gewonnenen verformungsbedingten Verschiebungen auf den Probenoberflächen. Dies setzt das Aufbringen eines stochastischen Musters voraus, um die Wiedererkennung partieller Bildbereiche bei Veränderung der Musterform und -position für die weitestgehend automatisierte Bildverarbeitung zu realisieren. In der dazu eingesetzten Software wird ein Facettenfeld über die stochastischen Muster definiert, wodurch eine eindeutige Zuordnung innerhalb einer Bildfolge erreicht wird.

Die Umwandlung der Bilddaten in 3D-Verformungsmessfelder wird aus den stereoskopisch aufgenommenen Facettenverformungen durch eine Transformation in Dehnungstensenoren realisiert. Um unabhängig vom definierten Koordinatensystem die maximalen Dehnungen in einem Messpunkt zu analysieren, stehen die Dehnungen  $\epsilon_x$  und  $\epsilon_y$  im Zusammenhang mit der in Gl. 4.1 enthaltenen Beziehung zur Berechnung der Hauptformänderung  $\lambda_{1,2}$ .

$$\lambda_{1,2} = 1 + \frac{\epsilon_x + \epsilon_y}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\epsilon_x + \epsilon_y}{2}\right)^2 - (\epsilon_x \cdot \epsilon_y - \epsilon_{xy}^2)} \quad (4.1)$$

Aus der variierenden Schweißnahtbreite sowie der metallurgischen Einflüsse einer Schweißung resultieren inhomogene Festigkeitseigenschaften im Probenquerschnitt, welche sich im Querzugversuch analog auf das Verformungsverhalten auswirken können. Um die damit einhergehenden spezifischen Dehnungsverläufe an einer Schweißnaht kopf-, wurzel-, und querseitig simultan im Querzugversuch zu untersuchen, wurde eigens in dieser Arbeit eine modifizierte Methodik mittels Spiegeltechnik entwickelt. Während die DIC-Methode (im kalibrierten Zustand) primär für die Verformungsaufnahme und -berechnung einer Probenseite, d.h. für direkt von der Probenoberfläche reflektiertes Licht, konzipiert ist, wurden für die erweiterte Methode zusätzlich zwei rechtwinklig zueinander angeordnete Spiegel eingesetzt, um die Breitenseiten der parallelen Länge an Querzugproben (Kopf- und Wurzelseite der Schweißnaht) in die Bildebene des Kamerasystems zu reflektieren. Zu diesem Zweck wurden die Querzugproben auf drei Seiten der parallelen Länge (Versuchslänge) entsprechend präpariert und durch Aufbringen einer Menge von Punkten stochastisch verteilter Größe und Form mit schwarzer Farbe kontrastiert, siehe Abb. 4.11c (S. 90). Die Komponenten zur Verformungsmessung wurden so positioniert, dass die Symmetrieachse zwischen den Kameraoptiken auf der Winkelhalbierenden der Spiegel und senkrecht zur Dickenseite der parallelen Länge (Querschnitt der Schweißnaht) einer in der Zugprüfmaschine eingespannten Probe liegt, wie in Abb. 4.12 dargestellt ist.

Eine auf die Versuchsdurchführung einflussnehmende Eigenschaft dieses Aufbaus ist die verformungsbedingte Bewegung der Versuchslänge der Querzugprobe und des zu untersuchenden

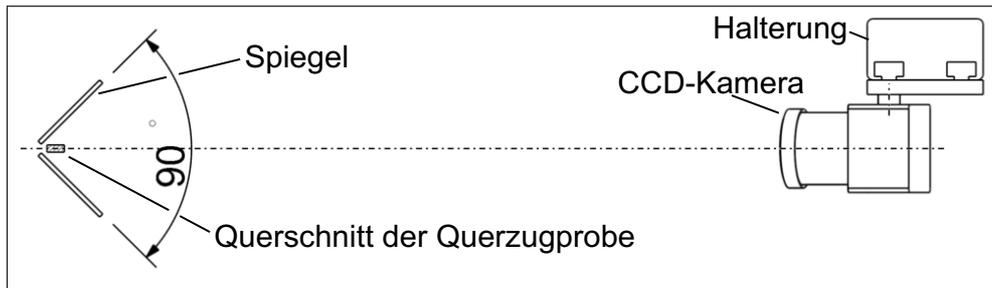


Abbildung 4.12: Draufsicht auf das 3D-Verformungsmesssystem mit Anordnung der Spiegel zur indirekten Reflektion der Breitenseiten der Querkzugproben

Schweißnahtbereiches relativ zu den ortsfesten Messeinrichtungen (Zugprüfmaschine und Verformungsmesssystem). Die obere Einspannung ist fixiert, die Untere an einem beweglichen Kolben befestigt, woraus im Fall einer Zugbelastung der Proben die Verformungen in Richtung des Sockel der Zugprüfmaschine verlaufen. Infolgedessen ist ein Mitbewegen des Kamerasystems erforderlich, um den räumlich begrenzten Bildausschnitt der parallelen Probenlänge im Bereich der Schweißnaht mitzuführen. Mit der Vereinfachung, dass die Verformungen der Querkzugprobe während der Zugprüfung symmetrisch (gleichmäßig) sind und der Einfluss der Inhomogenitäten durch die Schweißnaht vernachlässigbar ist, wird die Verschiebung des Kamerasystems in Zugrichtung mit der Hälfte der Ziehgeschwindigkeit abgeschätzt. Während der Verformungsaufnahmen ließen sich in diesem Zusammenhang messgenauigkeitsvermindernde Bewegungsunschärfen durch 0,1 ms Belichtungszeit vermeiden.

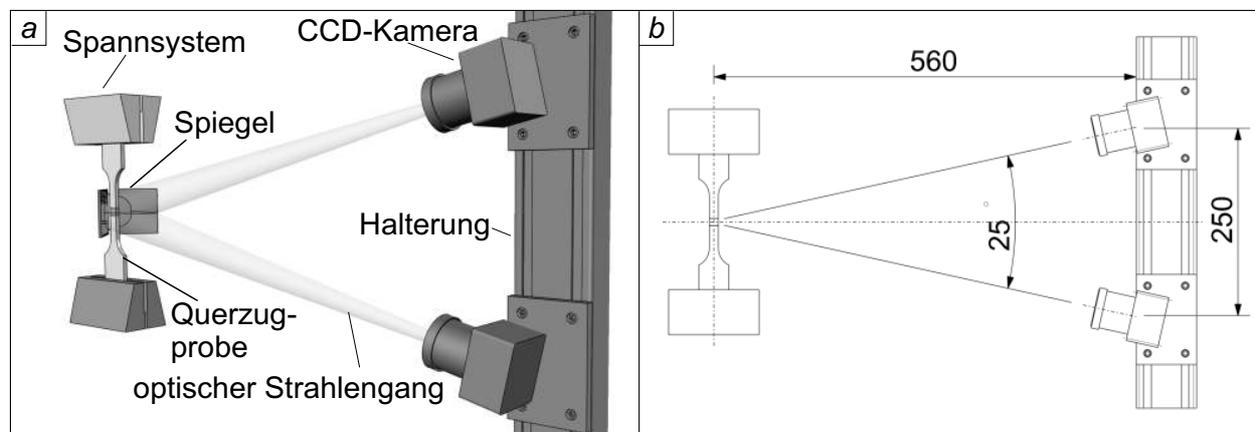


Abbildung 4.13: a) virtueller Versuchsaufbau zur Erfassung dreidimensionaler Verformungen, b) Seitenansicht der Versuchsanordnung sowie Abstandsparemeter

Die zur Bildaufnahme erforderlichen, synchron geschalteten Komponenten sind zwei CCD-Kameras sowie zwei auf Leuchtstoffentladung basierende Stroboskopscheinwerfer. Für eine minimale von der Einspannungs- und Zugrichtung der Querkzugproben sowie den Reflektionsbedingungen der Spiegel abhängige optische Hinterschneidung, bei der ein Teil der Probenoberflächen nicht reflektiert wird, erfolgte die Kameraanordnung vertikal. Eine gleichmäßige Belichtung der beschichteten Probenoberflächen war bei einer Positionierung der Beleuchtungselemente in Höhe der Symmetrielinie des Messaufbaus hinreichend gegeben. Mittels Wellen- und Impulsgenerator ließ sich die Belichtungsintensität durch die Lichtquellen steuern, indem eine zeitliche Verzögerung der Belichtungsdauer zum Zeitpunkt der Bildaufnahme vorgegeben wurde. Aus Abb. 4.13b

geht hervor, dass für die Konfiguration des Bilderfassungssystems ein Messabstand von 560 mm zwischen der Längsachse der eingespannten Proben und der Kante der Profilschiene des Kamearasockels gewählt wurde. Systembedingt ist ausgehend von diesem Wert ein Basisabstand zwischen den Bildsensoren von 250 mm einzustellen, um den zur Kalibrierung erforderlichen Winkel von  $25^\circ$  zwischen den Lichteinfallachsen der Kameraobjektive herzustellen. Die Winkelhalbierende stellt gleichzeitig die horizontale Symmetrieachse des gesamten Systems im Ausgangszustand dar und ist senkrecht zur Zugrichtung bzw. Längsachse der Querkzugproben. In Kombination mit Objektiven, deren Brennweiten 50 mm betragen, ergibt sich ein auswertbarer Bildausschnitt von 48 mm in der Breite und 64 mm in der Höhe mit einer Auflösung von 1200 Pixeln Breite und 1600 Pixeln Höhe. Die Kameras verfügen über monochrom aufnehmende CCD-Sensoren (Charged Coupled Device), wodurch Aufnahmen mit niedrigem Rauschverhalten und hoher Dynamik ermöglicht werden [249]. Dadurch ist eine hohe Messgenauigkeit bei variierenden Beleuchtungsverhältnissen, welche unter Versuchsbedingungen auftreten können, gegeben.

#### 4.4.8 Instrumentierte Härteeindringprüfung

Begleitend zu den Querkzugversuchen wurde die makroskopische instrumentierte Härteeindringprüfung eingesetzt, um mikrostrukturelle mechanische Eigenschaften der Schweißverbindungen zu untersuchen. Dazu kam eine Prüfmaschine der Fa. MTS mit einem Nanoindenter zum Einsatz. Des Weiteren ist für die instrumentierte Härteprüfung im Makrobereich eine Zwei-Säulen-Werkstoffprüfmaschine der Fa. Zwick verwendet worden. Der Zwick-Härtemesskopf ist mit einem inkrementalen Wegsensor ausgestattet, der über eine Auflösung von  $0,02 \mu\text{m}$  verfügt. Zur Ermittlung des lokalen Fließverhaltens an Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverbindungen wurde ein Kugelkopfindenter in Kombination mit einem Messdatensystem eingesetzt, das die Weg- und Kraftsignale mittels neuronaler Netze auswertet. Mit diesen begleitend durchgeführten Untersuchungen wurde die Beurteilung des Dehnungsverhaltens im Zusammenhang mit der Mikrostruktur und Schweißnahtgeometrie ermöglicht.

Da im Schweißgut an unverformten und unbearbeiteten Proben kaum quantitative Änderungen des Fließverhaltens gegenüber dem Grundwerkstoff identifiziert werden können, wurden Messungen auf der Querseite verformter Querkzugproben durchgeführt. Die ermittelten lokalen Zugfestigkeiten können dabei signifikant von den realen Werten abweichen, weil austenitische Stähle zur Kaltverfestigung neigen und eine Umwertung aus empirisch ermittelten Härtewerten nach DIN EN ISO 18265 [250] nicht dem quantitativen Materialverhalten entspricht. Die in der Auswertung gezeigten Zugfestigkeiten erlauben lediglich eine qualitative Abschätzung der lokalen Festigkeiten.

#### 4.4.9 Erfassung des $\delta$ -Ferritgehaltes an Schweißungen des hochlegierten Grundwerkstoffes X2 Cr Ni 19 11

Der  $\delta$ -Ferritgehalt stellt eine Kenngröße dar, mit dem die Heißrissneigung austenitischer Schweißgüter beeinflusst werden kann. Wie anhand der Literatur gezeigt werden konnte, neigt der in dieser Studie eingesetzte austenitische Chrom-Nickel-Stahl beim Laserstrahlschweißen mit hohen Schweißgeschwindigkeiten zum Erstarrungswechsel von primär ferritisch zu primär austenitisch. Um neben der metallografischen Untersuchung eine makroskopische Analyse des  $\delta$ -Ferritgehaltes durchzuführen, wurde ein FERITSCOPE der HELMUT FISCHER GmbH basierend auf magnet-induktiver Messwerterfassung mittels Einpolsonde eingesetzt. Zur Positionierung der Proben relativ zum Messkopf der Ferritsonde diente ein manuell in zwei lineare Achsenrichtungen justierbarer Tisch. Als Messobjekte wurden eingebettete, polierte Querschliffe der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen am hochlegierten Stahl mit einer Blechdicke von 10 mm ausgewählt. Eine zuverlässige Erfassung von Messreihen an 5 mm starken Blechen war nicht gegeben, da der Abstand vom Probenrand zur Messkopfmitte zu gering ist. Dabei kommen sogenannte Randeffekte zum Tragen, die zu einer Verfälschung der Messwerte führen. Die weiteren Voraussetzungen zur Durchführung der Messungen sind in Anlehnung an DIN EN ISO 8249 erfüllt [251]. Nach der Fixierung auf dem justierbaren Tisch wird die Halterung mit dem Messkopf über das Messobjekt geführt, ausgerichtet und fixiert. Die wesentlichen Messungen umfassen die in Abb. 4.14 skizzierten Messpunktpositionen P1 bis P7 in Schweißgutmitte.

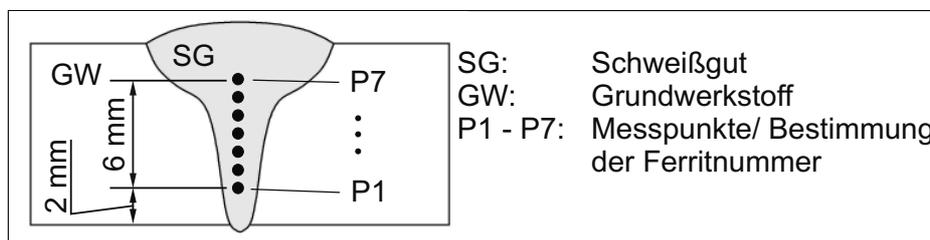


Abbildung 4.14: Messpunktpositionen für die Messung der Ferritnummer am hochlegierten Werkstoff X2 Cr Ni 19 11 mit 10 mm Wanddicke

Ergänzend zu den in Abb. 4.14 dargestellten Messpunktpositionen wurden Messungen im Grundwerkstoff durchgeführt, die parallel zur gekennzeichneten Messpunktreihe angeordnet sind. In jeder Messpunktposition sind zur Sicherung einer hohen statistischen Signifikanz sechs Messungen durchgeführt worden. Der Ergebniswert eines Messpunktes ergibt sich aus dem arithmetischen Mittelwert der Einzelmessungen. Die gemessene maximale Standardabweichung beträgt 2 %. Vor jeder Messserie wurde eine Kalibrierung des Messgerätes vorgenommen. Der Messbereich unter dem Prüfkopf ist annähernd halbsphärisch, so dass die auf die Messfläche des Messobjektes projizierte Messfläche einen Kreis ergibt. Da die Auflösung des Messfeldes 2 mm Durchmesser beträgt, ist das Messen an Übergängen spezifischer Mikrostrukturen (z.B. schmale Laserstrahlschweißnähte und Grundwerkstoff) durch eine Änderung der Magnetisierbarkeit gekennzeichnet, die bei der Auswertung der Ergebnisse diskutiert wird. Die Änderung der gemessenen relativen Permeabilität in Abhängigkeit des Ferritgehaltes sowie der Ferritform wird annähernd durch empirisch bestimmte Korrekturfunktionen einer effektiven Permeabilität während der

Messung geräteintern berücksichtigt [252]. Beim magnetisch-induktiven Verfahren wird ein integraler Messwert des  $\delta$ -Ferritgehaltes im Bereich des Messfelds bestimmt. Es bleibt festzuhalten, dass die Genauigkeit der optisch-mikroskopischen sowie magnetisch-induktiven Messmethoden eingeschränkt ist, da die Ferritmorphologie innerhalb einer Schweißnaht unbestimmbar variiert [70].

An quer zur Dendritenwachstumsrichtung entnommenen Schliffebenen wird infolge der räumlich variierenden Ausprägung ein höherer Flächenanteil des Ferrits gemessen, als in Schliffenebenen, die längs zur Dendritenwachstumsrichtung herausgearbeitet wurden. Dieser Fehlereinfluss kann bis zu 2 % des gemessenen  $\delta$ -Ferritanteils betragen [253]. Die Auswertung erfolgt deshalb unter Berücksichtigung der genannten Besonderheiten der Messverfahren.

#### 4.4.10 Kerbschlagbiegeprüfung

Ein Vergleich der Zähigkeit von Schweißverbindungen, die mit verschiedenen Schweißverfahren und Schweißzusatzwerkstoffen hergestellt wurden, wird anhand von Kerbschlagbiegeversuchen untersucht. Zur Anfertigung der Kerbschlagbiegeproben stehen Schweißproben aus Grundwerkstoffen im Bereich von 5 mm bis 12 mm Blechdicke zur Verfügung. Wie in Abb. 4.4 (S. 81) aufgelistet, ist bereits ab einer Wanddicke  $s$  von 10 mm und kleiner die Anfertigung von Untermaß- bzw. Kleinstproben gemäß DIN EN ISO 148-1 und DIN 50115 erforderlich [239, 240]. Der Kerb ist senkrecht zur Blechoberfläche eingearbeitet und seine Öffnung zeigt in Richtung Schweißnahtende. Aufgrund der unterschiedlichen Querschnitte am Kerbgrund ist eine Umrechnung der Kerbschlagarbeit von der Unter- und Kleinstmaßbreite auf die Standardbreite an Grundwerkstoffproben von Baustählen für einen begrenzten Vergleich möglich.

Die Kerbschlagbiegeprüfung der am 10 mm starken, hochlegierten Grundwerkstoff und in Wannenposition hergestellten Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißverbindungen wurde begleitend bei einer Prüftemperatur von  $-196^{\circ}\text{C}$  durchgeführt. Um eine vollständige Kühlung des gesamten Probenquerschnitts sicherzustellen, erfolgte eine Kühlung in flüssigem Stickstoff für 10 Minuten. Aus den Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen am hochlegierten Stahl mit 5 mm Blechdicke wurden Kleinstproben zur Bewertung des Einflusses der eingesetzten Drahtelektroden auf das Zähigkeitsverhalten entnommen. Bei Raumtemperatur erfolgte neben der Bestimmung der Kerbschlagzähigkeit die Aufnahme und Auswertung von Kraft-Durchbiegung-Kurven für einen qualitativen Vergleich der Änderung der verbrauchten Schlagarbeit bezogen auf Kleinstproben aus dem Grundwerkstoff gemäß DIN EN ISO 14556 [254]. Eine Kerbschlagbiegeprüfung von Kleinstproben bei  $-196^{\circ}\text{C}$  wäre aufgrund der geringen Probenabmessungen mit hohen Unsicherheiten bei der Versuchsauswertung verbunden.



# 5 Ergebnisse und Diskussion

## 5.1 Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11

Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 diskutiert. Zunächst erfolgt eine Charakterisierung der metallurgischen Besonderheiten, die sich beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an Proben mit einer Dicke von 10 mm und 5 mm für die Wannenposition ergeben. Um den Werkstoffübergang sowie das Fließverhalten der Schlacke im Bereich der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprozesszone beim Einsatz der rutilen Fülldrahtelektroden zu beurteilen, wurde die High-Speed-Video-Technik während des Schweißprozesses eingesetzt. Einen weiteren Schwerpunkt der Ergebnisdarstellung bildet die Beschreibung der Prozess- und Schweißnahteigenschaften, die infolge der höheren Schweißgeschwindigkeit und Prozesskopplung beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen gegenüber dem konventionellen MSG-Schweißverfahren ein verändertes Verhalten hinsichtlich des Einbrands und der Prozessstabilität aufweisen. Es folgt eine Auswertung der Zähigkeits- und Festigkeitseigenschaften anhand ausgewählter Schweißproben. Zusätzliche Untersuchungsmethoden, wie 3D-Verformungsmessung sowie die instrumentierte Härteeindringprüfung dienen der lokalen Auflösung des Dehnungsverhaltens sowie der qualitativen Bestimmung mechanischer Materialkennwerte.

### 5.1.1 Laserstrahl-MSG-Hybridschweißeignung unter Verwendung verschiedener Zusatzwerkstofftypen am 20-kW-Faserlaser in Wannenposition

Es ließen sich mit allen eingesetzten hochlegierten Drahtelektrodentypen Schweißnahtqualitäten erzielen, die nach den Normen DIN EN ISO 13919-1 und DIN EN 25817 in die Bewertungsgruppe B für vernachlässigbare Unregelmäßigkeiten einzuordnen sind. Die wesentlichen geometrischen Kennwerte von Verbindungen mit 10 mm Wandstärke hinsichtlich der Bewertung von Einbrandkerben und Schweißnahtunterwölbungen enthält Tab. 6.3 (S. 205). In Abhängigkeit der Anordnung des Laserstrahls bezüglich des Lichtbogens zeigten sich deutliche Unterschiede des Prozessverhaltens an der vom Lichtbogen- und Laserstrahlprozess beeinflussten Schweißnahtkopfseite sowie an der ausschließlich durch den Laserstrahl umgeschmolzenen Wurzelseite.

- vorlaufende Laserstrahlposition

Bei vorlaufender Laserstrahlposition trat stets eine Spritzerneigung auf. Wie eine Videoaufzeichnung in Abb. 5.1a zeigt, befindet sich ein Tropfen in Schweißrichtung vor der Metalldampfkapillare. Anschließend wird dieser durch die Druckwirkung an der Schmelzbadfront aus den Schweißbereich gestoßen, siehe Teilbild b.

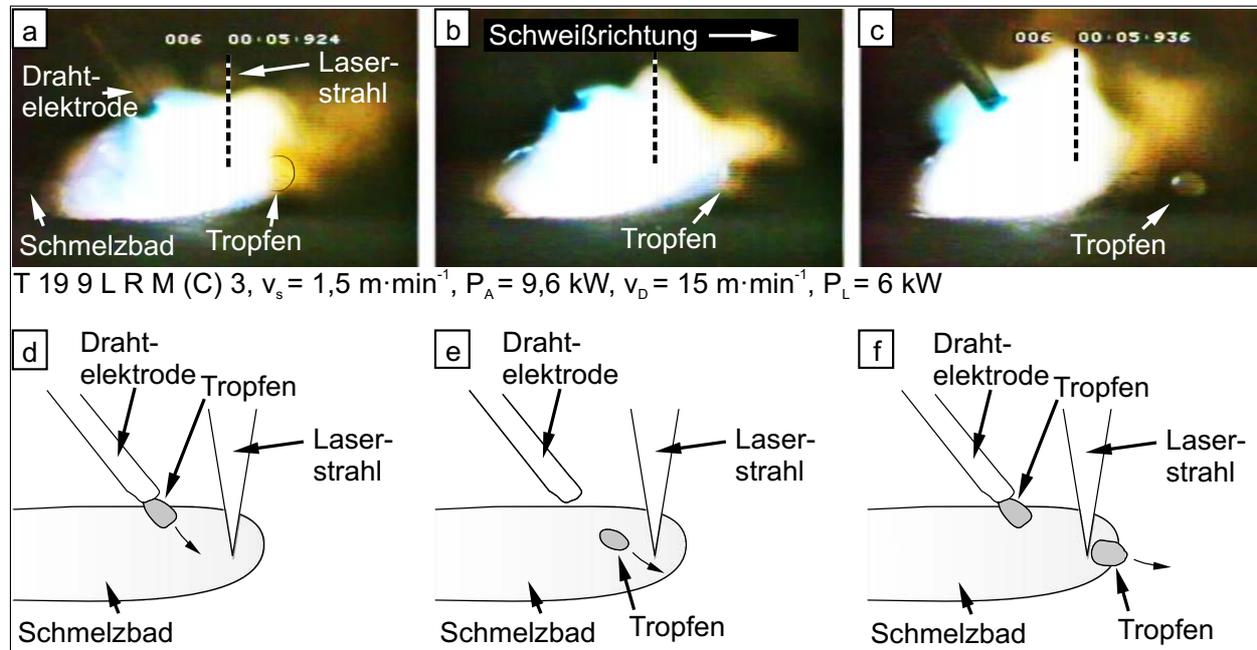


Abbildung 5.1: Tropfenbildung beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen einer rutilen Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke ( $\varnothing = 1,2 \text{ mm}$ ), a) Tropfen nach dem Übergang in das Schmelzbad vor der Metalldampfkapillare, b) und c) Herausschleudern des Tropfens, Zeitabstand zwischen den Bildern: 0,006 s, d) bis f) schematischer Ablauf der Spritzerneigung

Die Videosequenzen zeigen ein Schwingen des Tropfens nach dem Austritt aus dem Bereich vor dem Schmelzbad, wie anhand der elliptischen Form des Tropfens in Abb. 5.1c zu erkennen ist. Da sich in vorlaufender Laserstrahlposition die Metalldampfkapillare in der Nähe des Schmelzbadrands der Frontseite ausbildet, setzen sich in Schweißrichtung vor der Metalldampfkapillare Tropfen ab, die vom Werkstoffübergang der abschmelzenden Drahtelektrode stammen, wie in den schematischen Darstellungen der Abb. 5.1d bis f dargestellt ist. Eine Aufnahme des Tropfens in das Schmelzbad wurde nicht beobachtet. Es zeigt sich eine zeitliche Verzögerung, bevor der Tropfen aus der Prozesszone gestoßen wurde. Analog dazu wird beim Laserstrahlschweißen ebenfalls ein Auswurf von Schmelze aus dem Frontbereich vor der Metalldampfkapillare beobachtet [191]. Das beschriebene Prozessverhalten veranlasste bereits Keller [5] und Neuenhahn [4] an niedriglegierten Stählen die nachlaufende Laserstrahlposition hinsichtlich einer höheren Prozessstabilität anzuwenden, da der vorlaufende Lichtbogen einen geringen Einfluss auf die Ausbildung der Metalldampfkapillare ausübt, wie bereits im Kenntnisstand anhand Abb. 2.21 (S. 59) erläutert ist.

Die in vorlaufender Laserstrahlposition stehende Brennerstellung wirkte sich signifikant auf die Schmelzbadstabilität und das Abschmelzverhalten der impuls geschweißten Massivdraht-

elektrode aus. So war bei hohen Schweißstromstärken der Einfluss des Lichtbogensdrucks auf das Schmelzbad durch einen hohen Spritzeranteil sowie ein teilweise seitliches Ausfließen der Schmelze über die Schmelzlinienkanten gekennzeichnet. Deshalb wurden weitere Versuche mit dieser Drahtelektrode in nachlaufender Laserstrahlposition fortgesetzt. Die mit Sprühlichtbogen abgeschmolzenen Fülldrahtelektroden hingegen ließen sich in vorlaufender Laserstrahlposition bei gleicher Drahtvorschubgeschwindigkeit mit geringerer Wirkung des Lichtbogens auf das Schmelzbad schweißen. Dies führte zu Schweißnähten mit einem gleichmäßigen, kerbfreien Nahtübergang an der Schweißnahtkopfseite, wie in Abb. 5.2a bis c dargestellt ist.

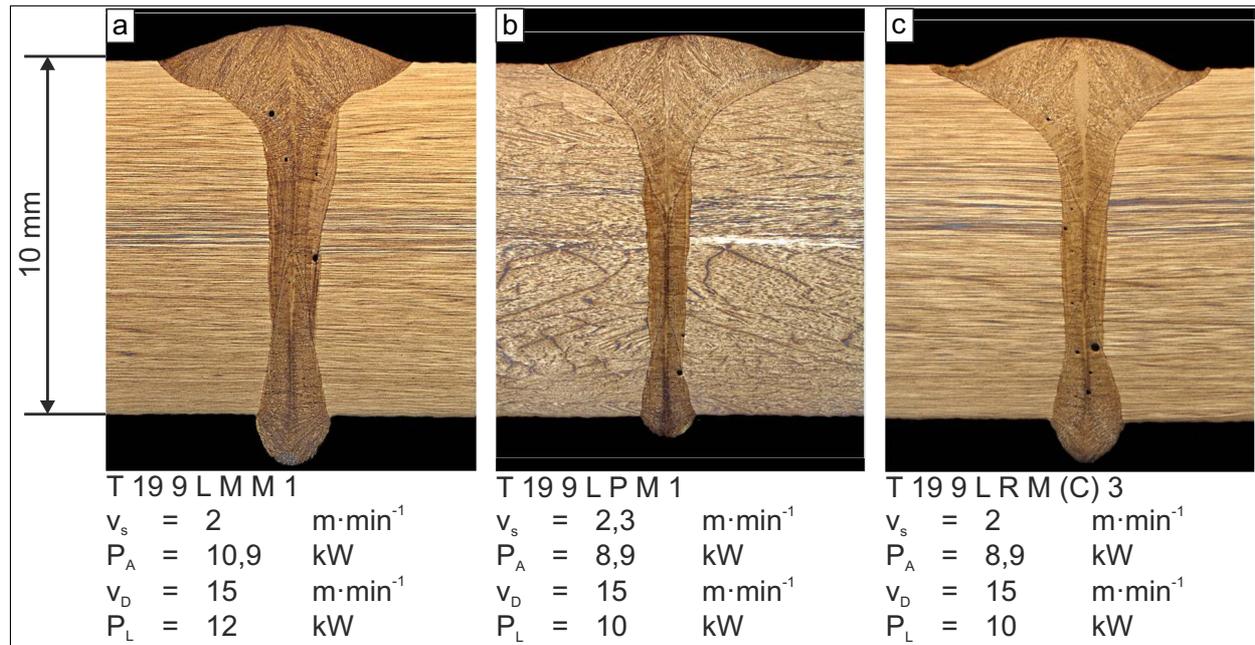


Abbildung 5.2: Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen in vorlaufender Laserstrahlposition für a) Metallpulverfülldrahtelektrode, sowie für rutilen Fülldrahtelektroden mit (b) schnell und (c) langsam erstarrender Schlacke

Der in Abb. 5.2a gezeigte Querschliff ist aus einer mit Metallpulverfülldrahtelektrode geschweißten Hybridschweißnaht entnommen und den Versuchsparmetern Schweißgeschwindigkeit  $v_s$ , Lichtbogenleistung  $P_A$ , Drahtvorschubgeschwindigkeit  $v_D$  sowie Laserstrahlleistung  $P_L$  zugeordnet. Charakteristisch für diese Schweißposition sowie für diesen Drahtelektrodentyp ist eine durch den Lichtbogenprozess erhöhte Einbrandbreite im Schweißnahtkopfbereich. Vergleichbare Einbrandformen ergeben sich beim Abschmelzen der rutilen Fülldrahtelektroden, siehe Abb. 5.2b und c. Die Ursache hierfür liegt in der Abschmelzcharakteristik der Drahtelektroden. Der Anodenpunkt des Lichtbogens befindet sich am ringförmigen Metallmantel und somit am äußeren Bereich der Drahtelektrode [143]. Dadurch ist der thermische Effekt des Lichtbogens auf das Schmelzbad breiter als im Vergleich zu einer Schweißung mit Massivdrahtelektrode [119]. Der zudem stechend geführte Brenner bewirkt dann einen breiten, jedoch flachen Einbrand des durch den Lichtbogen beeinflussten Kopfbereichs der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht. Die unterschiedlichen Schlackeeigenschaften der rutilen Fülldrahttypen hatten keinen Einfluss auf die Schweißnahtgeometrie, vergleiche Abb. 5.2b und c.

Eine Besonderheit der bei vorlaufendem Laserstrahl durchgeführten Versuche ist die höhere Instabilität gegenüber Tropfenbildung an der Schweißnahtwurzel. In Abb. 5.3 ist die Ausbildung der Schweißnahtwurzel in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit sowie der Laserstrahlleistung dargestellt. Im Diagramm wird eine Stabilisierung der Schweißnahtwurzelbildung ab einer Schweißgeschwindigkeit von  $2 \text{ m min}^{-1}$  und höher deutlich. Kennzeichnend ist, dass eine Erhöhung der Laserstrahlleistung bei einer konstanten Schweißgeschwindigkeit von  $2 \text{ m min}^{-1}$  zu einer Stabilisierung des Prozesses an der Schweißnahtwurzel führt. Bei geringeren Schweißgeschwindigkeiten treten Tropfen von vergleichbarer Größe in regelmäßigen Abständen auf.

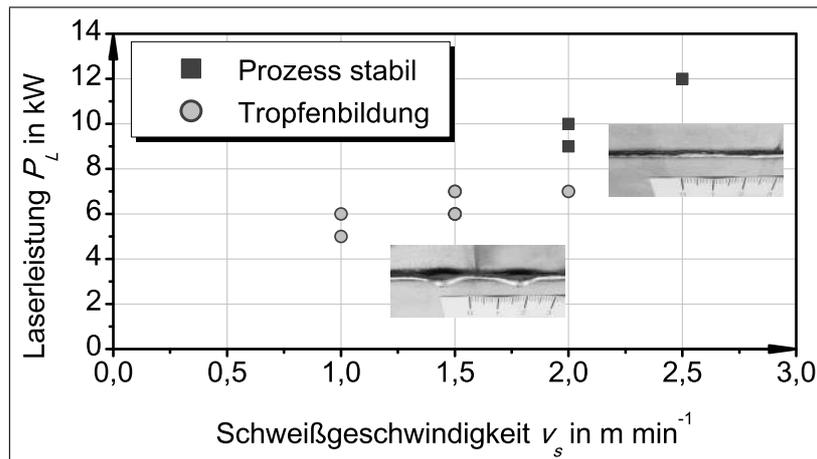


Abbildung 5.3: Tropfenbildung an der Schweißnahtwurzel als Funktion der Schweißgeschwindigkeit und der Laserstrahlleistung

Dieses Phänomen wird auf Instabilitäten der Schmelze in der Metaldampfkapillare zurückgeführt, die Matsunawa und Semak [188] in Berechnungen und experimentellen Befunden nachgewiesen haben. So treten bei Unterschreiten einer kritischen Schweißgeschwindigkeit im vorderen Teil der Metaldampfkapillare Anhäufungen von Schmelze auf, die zur Tropfenbildung führen können. Ein ähnliches Prozessverhalten wurde von Fuhrmann [29] bereits beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegierten Stählen beobachtet. Hier bewirken Oxidschichten an den Schweißnahtfugen eine geringe Viskosität des Schmelzbades und begünstigen somit zusätzlich die Tropfenbildung. Dieser Einfluss ist am hochlegierten Grundwerkstoff der vorliegenden Arbeit jedoch vernachlässigbar.

Eine Beeinflussung der Metaldampfkapillare infolge des Werkstoffübergangs konnte entgegen den Beobachtungen von Neuenhahn [4] nicht festgestellt werden, weil die in das Schmelzbad übergehenden Metalltropfen durch höhere Laserstrahlleistungen teilweise verdampfen oder zurückgestoßen werden.

Da sich die Porenbildung in Schweißverbindungen aus hochlegierten austenitischen Stählen verringern auf die Kerbschlagzähigkeit auswirken kann, wurden weitere Untersuchungen an Längsschliffen vorgenommen. Dabei sind Unterschiede der Kerbschlagzähigkeiten hinsichtlich des eingesetzten Zusatzwerkstoffs zu berücksichtigen. So werden für Schweißungen mit rutilen Fülldrahtelektroden geringere Werte als beim Einsatz artgleicher Massiv- und Metallpulverfülldrahtelektroden erreicht [77, 255]. Deshalb wird eine geringe Porenhäufigkeit angestrebt, die nach den aktuellen Normen DIN EN ISO 13919-1 [243] und DIN EN 25817 [244] der Bewertungsgruppe B

für geringfügige Unregelmäßigkeiten zuzuordnen ist. In einer stabil ausgebildeten Schweißnaht ohne Tropfenbildung an der Wurzelseite ist die Häufigkeit von Poren im vornehmlich durch den Laserstrahl beeinflussten Bereich ausgeprägt, wie in Abb. 5.4a und b gekennzeichnet. Die geringe Porenentwicklung im lichtbogenbeeinflussten Schweißnahtkopfbereich ist auf die lokal begünstigenden Bedingungen zur Ausgasung zurückzuführen, weil das Schmelzbad eine geringe Tiefe aufweist und die Erstarrung in Richtung der Schmelzbadoberfläche verläuft. In der vorliegenden Schweißung beträgt der Anteil an Poren 0,4 % relativ zur gesamten abgebildeten Fläche der Schweißnaht. Nach DIN EN 25817 ist die Schweißung der Bewertungsgruppe B zuzuordnen, die eine Porosität bis 1 % zulässt.

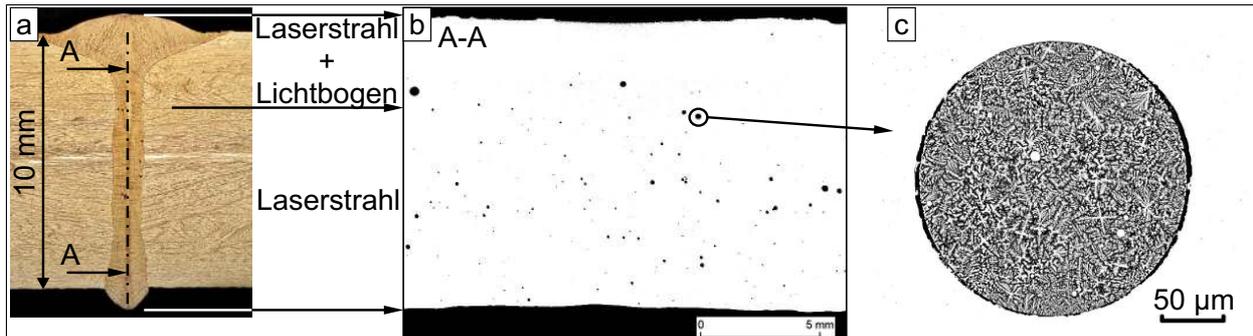


Abbildung 5.4: Porosität einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindung in vorlaufender Laserstrahlposition, a) Querschliff, b) Längsschliff der computergestützten Auswertung zur Porosität, c) Rückstrahlelektronenbild einer Schlacke enthaltenden Pore

In allen ausgewerteten Schliffbildern wurden ausschließlich porenförmig runde Schlackeeinschlüsse identifiziert, die keine metallurgischen Reaktionen mit dem umliegenden Schweißgut zeigten, wie Abb. 5.4c zu entnehmen ist. Die röntgenografische Auswertung ließ vereinzelt Poren mit einem maximalen Durchmesser von 0,5 mm erkennen. Auch die chemische Zusammensetzung der Schlackeeinschlüsse, welche in Abb. 6.3 (S. 207) dargestellt ist, weist keine signifikanten Veränderung gegenüber der auf dem Schweißgut erstarrten Schlacke auf, vergleiche Abb. 6.2 (S. 207).

**Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißversuche in vorlaufender Laserstrahlposition an austenitischem Chrom-Nickel-Stahl mit einer Blechdicke von 10 mm ergaben Verbindungen, die den Spezifikationen der Bewertungsgruppe B genügten. Bei  $15 \text{ m min}^{-1}$  Drahtvorschubgeschwindigkeit hat der konzentrierte Lichtbogen der Massivdrahtelektrode eine hohe Schmelzbadynamik mit erhöhter Spritzerbildung zur Folge, so dass ein Einsatz dieser Elektrode bei geringeren Stromstärken und Abschmelzleistungen empfohlen wird. Diesbezüglich führt das Schweißen mit Metallpulverfülldrahtelektrode auch bei maximalen Drahtvorschubgeschwindigkeiten von  $15 \text{ m min}^{-1}$  infolge des Abschmelzens mit Sprühlichtbogen zu einem spritzerarmen Schweißprozess. Nach Durchstrahlungsprüfung sowie Auswertung des Porenanteils wurden keine unzulässigen Nahtunregelmäßigkeiten festgestellt. Die Einschlüsse von Schlacke sind für das Schweißen der rutilen Fülldrahtelektroden als unkritisch zu bewerten, da diese in Porenform und ohne Beeinflussung der Metallurgie des Schweißguts im laserstrahlbeeinflussten Bereich der Schweißnaht vorliegen.**

- nachlaufende Laserstrahlposition

Kennzeichnend für die nachlaufende Laserstrahlposition ist im Vergleich zur Vorlaufenden der geringere Einfluss des Lichtbogens auf die Stabilität der Metaldampfkapillare. Dies wirkt sich am 10 mm dicken hochlegierten Stahl X2 Cr Ni 19 11 auch bei geringeren Schweißgeschwindigkeiten aus. Eine Tropfenbildung an der Wurzelseite konnte in nachlaufender Laserstrahlposition bei Schweißgeschwindigkeiten von  $1,5 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$  nicht beobachtet werden und zeigt somit eine Analogie zu Ergebnissen, die von Gook et al. an dickwandigen niedriglegierten Stählen erzielt wurden [228]. Der Werkstoffübergang ist im Vergleich zur vorlaufenden Laserstrahlposition ebenfalls durch geringere Instabilitäten gekennzeichnet und führt ungeachtet hoher Abschmelzleistungen bei Vorschub der Drahtelektrode mit  $15 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$  zu einem gleichmäßigen, spritzerarmen Prozessverhalten. Nach äußerer und röntgenografischer Prüfung auf Unregelmäßigkeiten sind alle Schweißnähte ohne Befund der Bewertungsgruppe B zuzuordnen. Eine Gegenüberstellung der metallografischen Schliffbilder verdeutlicht ein unterschiedliches Einbrandverhalten in Abhängigkeit des Füllungstyps der Fülldrahtelektroden, wie in Abb. 5.5 dargestellt ist.

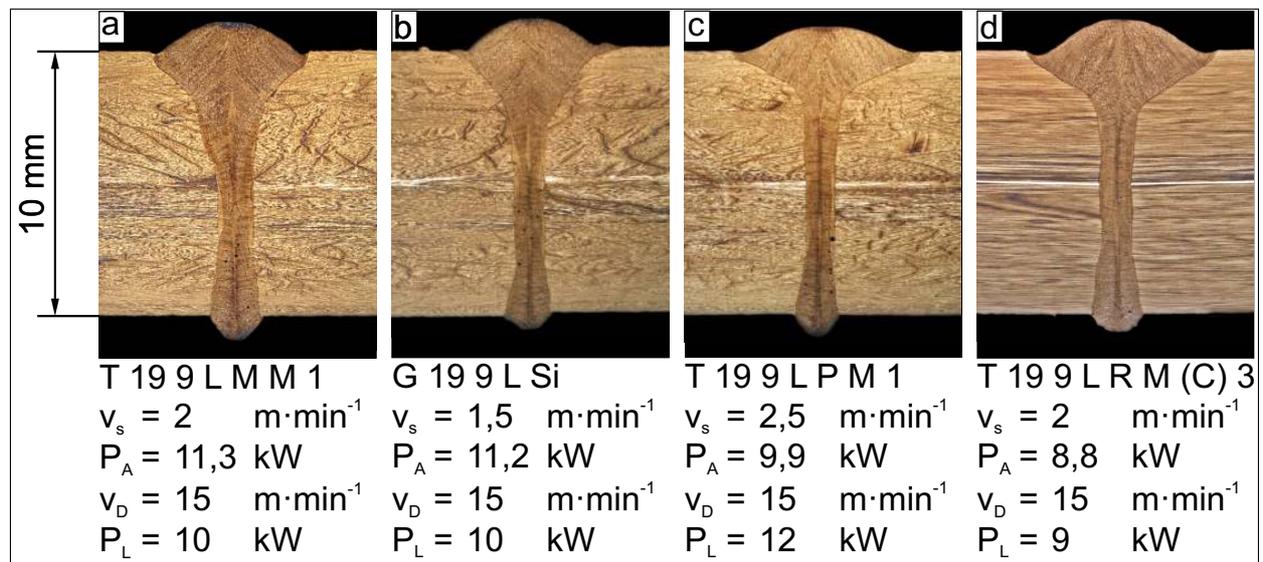


Abbildung 5.5: Querschliffe Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißter Verbindungen in Wannensposition für die nachlaufende Laserstrahlposition unter Verwendung verschiedener hochlegierter Zusatzwerkstofftypen

In Abb. 5.5a und b sind Querschliffe aus Schweißungen dargestellt, die mit Metallpulver- und Massivdrahtelektrode hergestellt wurden. Diese weisen vergleichbare Einbrandformen und Nahtgeometrien hinsichtlich Überhöhung, Breite und Tiefe des durch den Lichtbogen beeinflussten Bereiches auf. Dagegen zeigt sich nach dem Abschmelzen der rutilen Fülldrähte ein breiterer Lichtbogeneinbrand mit geringerer Tiefe, siehe Abb. 5.5c und d. Die Einbrandform ist ähnlich den Ergebnissen, die in vorlaufender Laserstrahlposition erzielt wurden, vgl. Abb. 5.2 (S. 99). Der charakteristisch schmale Einbrand des lichtbogenbeeinflussten Bereichs der mit Metallpulver- und Massivdrahtelektrode geschweißten Verbindungen ist eine Folge aus der konzentrierten Wärmewirkung in der Schmelzbadmitte, weil für diese Zusatzwerkstoffe ein Gasgemisch aus Argon und 2,5 %  $\text{CO}_2$  mit geringer Wärmeleitfähigkeit eingesetzt wurde. Der breitere und weniger tiefe Einbrand des lichtbogenbeeinflussten Kopfbereiches beim Schweißen mit rutilen Fülldrahtelektroden

ist im Wesentlichen auf die hohe Wärmeleitfähigkeit von Schutzgasen mit höheren  $\text{CO}_2$ -Anteilen zurückzuführen [164]. Außerdem liegt eine höhere Wärmewirkung im äußeren Bereich des Lichtbogens vor, weil die Füllung der rutilen Elektroden einen hohen elektrischen Widerstand besitzt und der Anodenpunkt des stromführenden Lichtbogenanteils am ringförmigen Manteldraht ansetzt [146].

Die Einbrandkerbenbildung an Schweißungen, die mit dem Metallpulver- und rutilen Fülldraht mit langsam erstarrender Schlacke hergestellt wurden, ist vernachlässigbar gering, siehe Abb. 5.5a und d. Neben der Oberflächenspannung bestimmt die Geometrie des Schmelzbads maßgeblich die Bildung von Einbrandkerben [256]. Demnach wirkt sich eine schmale Einbrandgeometrie in Kombination mit Schweißnahtüberhöhung begünstigend auf die Kerbenbildung aus. Eine Möglichkeit zu deren Vermeidung stellt das Impulslichtbogenschweißen dar, wie anhand der mit Masivdrahtelektrode hergestellten Verbindung in Abb. 5.5b dargestellt ist. Durch die Schmelzbadbewegungen werden die Übergänge zum Grundwerkstoff umgeschmolzen. Um die Kerbwirkung in diesen Bereichen zu vermindern, bietet sich für den Einsatz der Metallpulverfülldrahtelektrode ebenfalls ein Abschmelzen mit Impulslichtbogen an. In Hinblick auf die Porenhäufigkeit und -verteilung sind die Befunde für Verbindungen, die mit Fülldrahtelektroden geschweißt wurden, vergleichbar mit den Schweißungen der vorlaufenden Laserstrahlposition. Aufgrund des stabilen Prozessverhaltens und der geringeren Spritzerbildung wird die nachlaufende Laserstrahlposition für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an hochlegierten Blechen im Bereich von 10 mm Wandstärke empfohlen.

- Mikrostruktur der Schweißnähte

Das Gefüge der Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen weist überwiegend eine primär ferritische Erstarrung auf. Dabei variieren die Erstarrungsmorphologien zwischen vermikularem und lattenförmigem  $\delta$ -Ferrit in den Zellkernen. Neben der Erstarrungsform liegen in Abhängigkeit der Position im Schweißgut Bereiche mit unterschiedlicher Verteilung und Größe des Ferrits vor. Zur Erläuterung der Gefügestruktur sind dazu im Folgenden Schweißnähte metallographisch ausgewertet, die mittels Metallpulverfülldraht und rutilen Fülldraht mit schnell erstarrender Schlacke hergestellt wurden. Aus Abb. 5.6 gehen die Mikrogefüge nach Abschmelzen einer Metallpulverfülldrahtelektrode für charakteristische Erstarrungsbereiche der Schweißnaht hervor.

Nach der optischen, qualitativen Auswertung ist der  $\delta$ -Ferrit-Anteil im Schweißnahtkopf höher, als im Bereich der Blechmittenseigerung und Schweißnahtwurzel. Die Ursache dafür ist in der Zuführung von Zusatzwerkstoff und im vergleichsweise großen Schmelzbadvolumen des lichtbogenbeeinflussten Schweißnahtkopfes zu sehen. Der  $\delta$ -Ferrit besitzt eine vornehmlich vermikuläre Ausprägung mit partiellen, inselartigen Formen. Eine vergleichbare Ausrichtung der Dendriten und Ferritmorphologie ist in der Schweißnahtwurzel zu beobachten. Hier folgt aus der optisch-mikroskopischen Abschätzung im Vergleich zum Schweißnahtkopf ein geringerer  $\delta$ -Ferrit-Anteil. Insbesondere der schmale laserbeeinflusste Einbrandbereich neben der Blechmittenseigerung ist durch einen Wechsel der Erstarrung charakterisiert. Demnach wird an der Schmelzlinie eine partielle, primär austenitische Erstarrung des Schweißguts beobachtet, wie anhand Detail A gekenn-

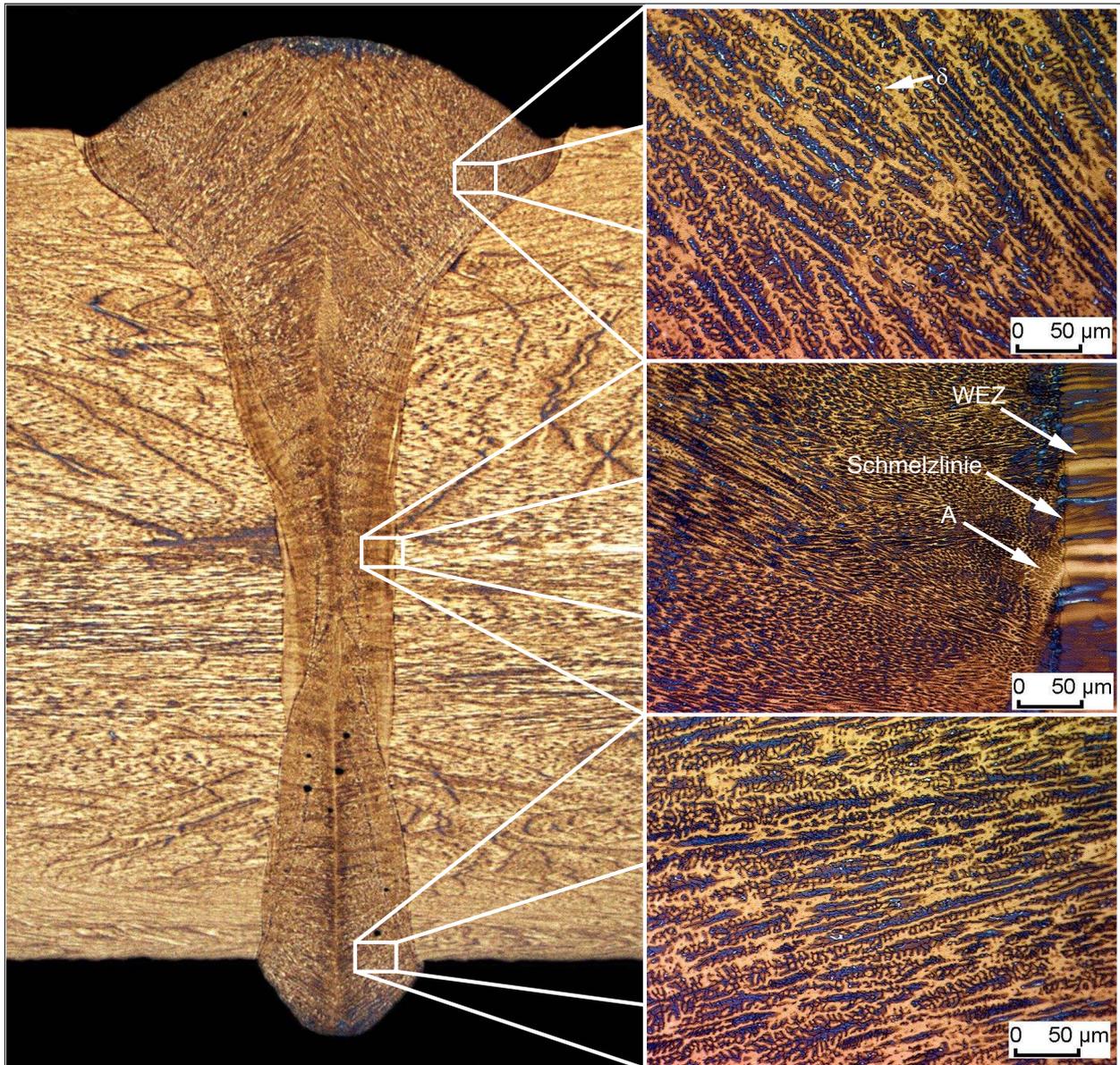


Abbildung 5.6: Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißte Verbindung für die nachlaufende Laserstrahlposition unter Verwendung der hochlegierten Metallpulverfülldrahtelektrode, Parameter siehe Abb. 5.5a

zeichnet ist. In diesem Bereich wird Grundwerkstoff umgeschmolzen, der seigerungsbedingt ein geringes  $\text{Cr}_{\text{aq}}\text{-Ni}_{\text{aq}}$ -Verhältnis aufweist. In Verbindung mit hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten wird eine primär austenitische Erstarrung begünstigt. Dabei erstrecken sich die in den Schweißgütern der vorliegenden Arbeit vollaustenitisch erstarrten Bereiche über eine Kornbreite in das Schweißgut, wie in Abb. 5.7a aus einer Aufnahme mit 200facher Vergrößerung hervorgeht. Das daran angrenzende Gefüge ist durch eine feingliedrige, primär ferritische Erstarrung (FA) gekennzeichnet. In den partiell austenitisch erstarrten Bereichen angrenzend zur Blechmittenseigerung wurden nach metallographischer Auswertung aller Schweißproben keine Heißrisse identifiziert. Analog hierzu wies Lippold rissfreie Schweißnähte in Versuchen an austenitischen Stählen mit einer vergleichbaren chemischen Zusammensetzung nach, deren Gefüge simultan austenitisch sowie ferritisch erstarrte und einen höheren Austenitgehalt besaß [47]. Deshalb wurde eine Beeinflussung der Heißrissicherheit in den hier untersuchten Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißgütern

aufgrund der vornehmlich primär ferritischen Erstarrung nicht festgestellt.

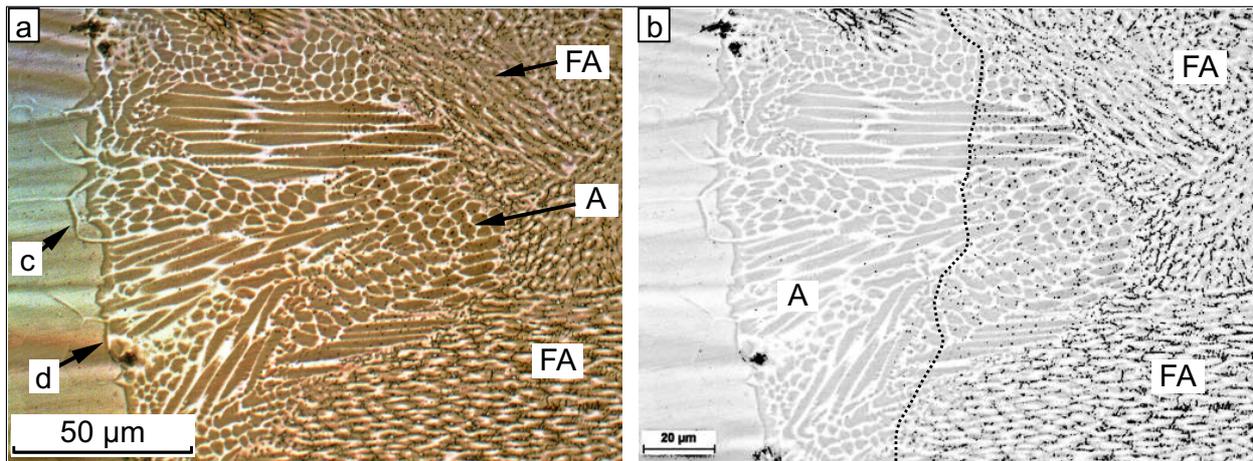


Abbildung 5.7: Erstarrungsbereiche an der Blechmittenseigerung im Gefüge einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindung, a) Ätzbild nach LB I, b) Helligkeitsbild aus a zur Differenzierung von Desoxidationspartikeln im Schweißgut, c) aufgeschmolzene Korngrenze in der WEZ, d) Schmelzlinie

Aus dem Helligkeits- und Farbschema der Farbniederschlagsätzung in Abb. 5.7a lässt sich ein epitaktisches Aufwachsen, d.h. gleiche kristallographische Ausrichtung von Körnern des Schweißguts an angeschmolzenen Körnern des Grundwerkstoffes, feststellen. Auffällig sind zudem angeschmolzene Korngrenzen in den legierungsreichen Seigerungsbereichen der WEZ, siehe Detail c in Abb. 5.7a. Schobbert et al. führten diesbezüglich laserspezifische Heißrisstests an artgleichen Grundwerkstoffen durch und stellten den signifikanten Einfluss der Schweißgeschwindigkeit sowie der Dehnrates auf die Heißrissempfindlichkeit heraus [234]. In weiteren Untersuchungen, die Srinivasan et al. an dieser Güte durchgeführt haben, zeigten sich Heißrisse ausschließlich bei hohen Dehnraten [235]. Die in der zugrundeliegenden Studie angewandten Schweißgeschwindigkeiten sind jedoch vergleichsweise gering und führen aufgrund ebenfalls geringer Dehngeschwindigkeiten zu Schweißnähten ohne Heißrissebefund.

**Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißungen am 10 mm dicken metastabilen austenitischen Stahl haben eine partielle austenitische Erstarrung des Schweißguts an der Schmelzlinie angrenzend zu Seigerungsbereichen im Grundwerkstoff zur Folge. Die in Verbindung mit der austenitischen Erstarrung stehende Heißrissebildung wurde jedoch in keiner der Schweißnähte festgestellt, weil die vorliegenden Schweißgeschwindigkeiten und Dehnraten sowie der Anteil an primär austenitisch erstarrtem Gefüge gering sind. Deshalb tragen die lokal auf solche Bereiche begrenzten geschmolzenen Korngrenzen in der WEZ ebenfalls nicht zur Heißrissebildung bei. Diese besitzen darüber hinaus eine geringe Länge sowie einen örtlichen Kontakt zum Schmelzbad, welche einen vollständigen Rückfluss von Schmelze begünstigen.**

Eine weitere Besonderheit innerhalb des Schweißguts, insbesondere des vollaustenitisch erstarrten Bereiches, ist die Bildung von sphärischen Einschlüssen, die aus metallurgischen Reaktionen der Desoxidationselemente des Zusatzwerkstoffes entstehen und in Abb. 5.7b anhand eines kontrastreichen Helligkeitsbildes verdeutlicht sind. Die gestrichelte Linie kennzeichnet den Übergang

zwischen Bereichen geringer und hoher Gehalte an Einschlüssen. Zwischen der Schmelzlinie und dem Übergang werden wenige solcher Partikel identifiziert. Eine deutlich höhere Konzentration an Einschlüssen wird hingegen im Bereich zwischen der Übergangslinie und Schweißgutmitte beobachtet. Dieses Verhalten korreliert mit den Untersuchungsergebnissen von Savage et al. [257] und Baeslack et al. [258], die unabhängig von der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffes zwischen der Schmelzlinie und dem Aufmischungsbereich mit dem Zusatzwerkstoff eine Zone ohne Aufmischung identifizierten, in der ausschließlich umgeschmolzener Grundwerkstoff vorliegt. Dies setzt jedoch für den Laserstrahl-MSG-Hybridprozess eine Aufmischung des eingebrachten Zusatzwerkstoffes bis in den Bereich der Blechmittenseigerung voraus. Zur Klärung dieser Thematik wurde für die nachlaufende Laserstrahlposition entgegen der Empfehlung des Zusatzwerkstoffherstellers zum Abschmelzen der Metallpulverfülldrahtelektrode ein aktives Schutzgas (18 % CO<sub>2</sub> in Argon) eingesetzt, um die veränderte Metallurgie des vom Lichtbogen beeinflussten Aufmischungsbereichs metallographisch hervorzuheben, siehe Abb. 5.8.

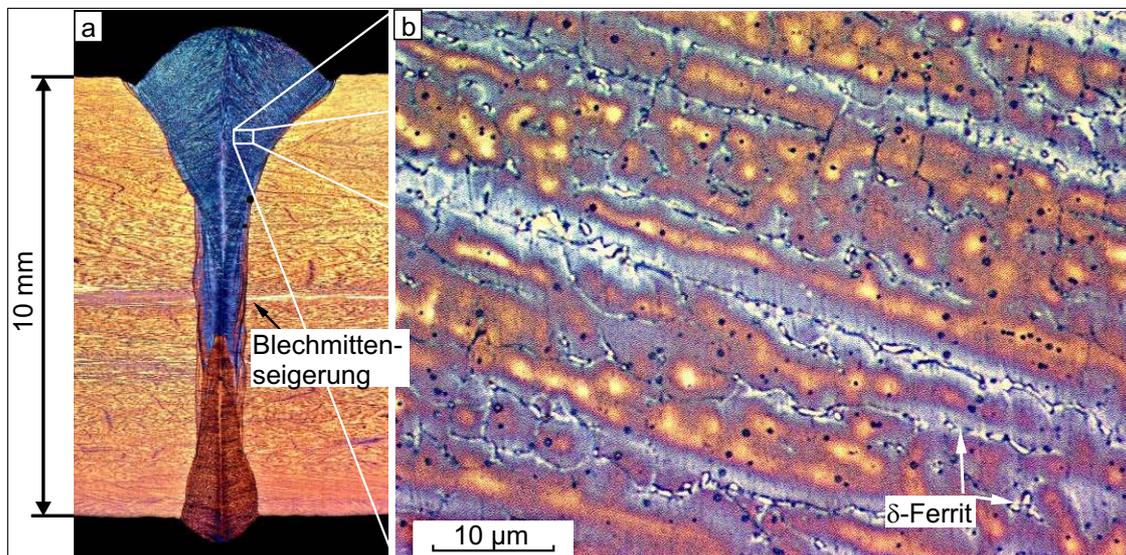


Abbildung 5.8: Aufmischung einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindung, nachlaufende Laserstrahlposition

Die hohe Aufkohlung sowie der Abbrand von Legierungselementen führen gegenüber dem ausschließlich vom Laser beeinflussten und nicht aufgemischtem Bereich in der Schweißnahtwurzel zu einem geringeren Gehalt an Legierungselementen in der austenitischen Matrix nahe der Phasengrenze von  $\delta$ -Ferrit zu Austenit. Infolgedessen erfolgt bei der metallografischen Präparation eine intensive Anätzung, die im lichteoptischen Spektrum als Blaufärbung (Abb. 5.8a und b) zu erkennen ist. In der Gesamtaufnahme der Schweißnaht (Abb. 5.8a) lässt sich somit das Aufmischungsverhalten des Grundwerkstoffes mit dem Zusatzwerkstoff ableiten. Damit kann nachgewiesen werden, inwiefern eine metallurgische Beeinflussung von ausschließlich durch den Laserstrahl umgeschmolzenen Bereichen in der Schweißnaht möglich ist. Eine Vermeidung von Erstarrungsrissen, wie sie Lippold [61] an austenitischen Stählen mit geringen Cr<sub>aq</sub>/Ni<sub>aq</sub>-Verhältnissen beobachtete, ließe sich dann realisieren. Für die vorliegenden Schweißbedingungen findet der Transport des Zusatzwerkstoffes bis zu einer Tiefe im Bereich von 7 mm statt, was die mangan- und siliziumhaltigen Partikel (Abb. 5.7b) im Schweißgut nahe der Blechmittenseigerung erklärt.

Ausgehend von Studien der Autoren David et al. [59] sei hierzu erwähnt, dass amorphe Partikel aus Silizium und Mangan im Schweißgut von Laserstrahlschweißnähten auch ohne Zugabe von Zusatzwerkstoff beobachtet werden. Dies steht in Verbindung mit der Kondensation dieser Elemente aus dem Plasma der Metaldampfkapillare, welche zuvor im Grundwerkstoff enthalten sind und teilweise verdampfen.

In Abb. 5.9, einer Mikroaufnahme an der Schmelzlinie des durch den Lichtbogen beeinflussten Schweißnahtkopfbereichs, zeigt sich analog zum Erstarrungsverhalten in der Schweißnahtwurzel eine unvermischte Zone im Schweißgut, in der ausschließlich Grundwerkstoff umgeschmolzen ist. Die Breite dieses Bereichs variiert in Abhängigkeit der Position am Übergang zum Grundwerkstoff. In der vom Zusatzwerkstoff beeinflussten Aufmischungszone des Schweißguts sind fein verteilte Oxidpartikel vornehmlich in der austenitischen Matrix zu erkennen. Der zeilenförmige aus dem Grundwerkstoff umgeschmolzene  $\delta$ -Ferrit liegt im Bereich der Schmelzlinie lokal in höheren Konzentrationen vor. Dieser Bereich wird als partiell geschmolzene Zone bezeichnet [257]. Die unvermischte Zone ist am Übergang zum aufgemischten Schweißgut nicht immer scharf abgrenzbar, wie auch Karlsson und Arcini [259] an Schweißungen austenitischer Stähle festgestellt haben. Die metallographischen Befunde der zugrunde liegenden Arbeit zeigen weiterhin, dass die Ausbildung der unvermischten Zone sich auch bei Variation der Schweißparameter nicht vermeiden lässt.

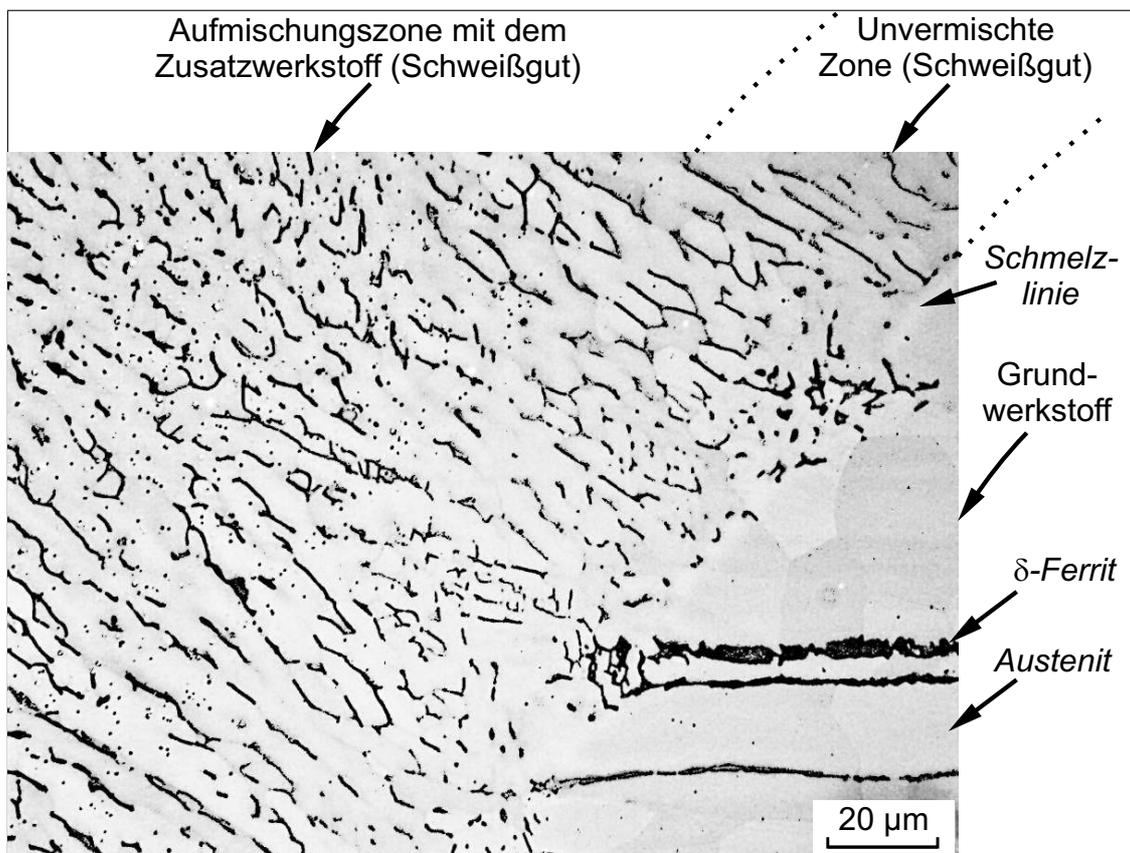


Abbildung 5.9: Schweißgut an der Schmelzlinie im Kopfbereich einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindung, nachlaufende Laserstrahlposition, Phasengrenzätzung mit Kohlenstoff bedampft

Die zuvor beschriebenen metallurgischen Besonderheiten sind in allen Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißnähten und unabhängig vom eingesetzten Zusatzwerkstofftyp vorzufinden. Beim Einsatz rutiler Fülldrahtelektroden ergeben sich unabhängig vom Erstarrungsverhalten der verwendeten Schlacketypern vergleichbare Einbrandgeometrien. Deshalb werden am Beispiel einer Schweißung, bei der eine rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke eingesetzt wurde, wesentliche Merkmale der Mikrostruktur erläutert, siehe Abb. 5.10. Die mikroskopischen Aufnahmen lassen im Vergleich zu den mittels Metallpulverfüll- und Massivdraht hergestellten Schweißungen eine ähnliche Tendenz hinsichtlich der Größe und Verteilung der Dendritenstruktur erkennen.

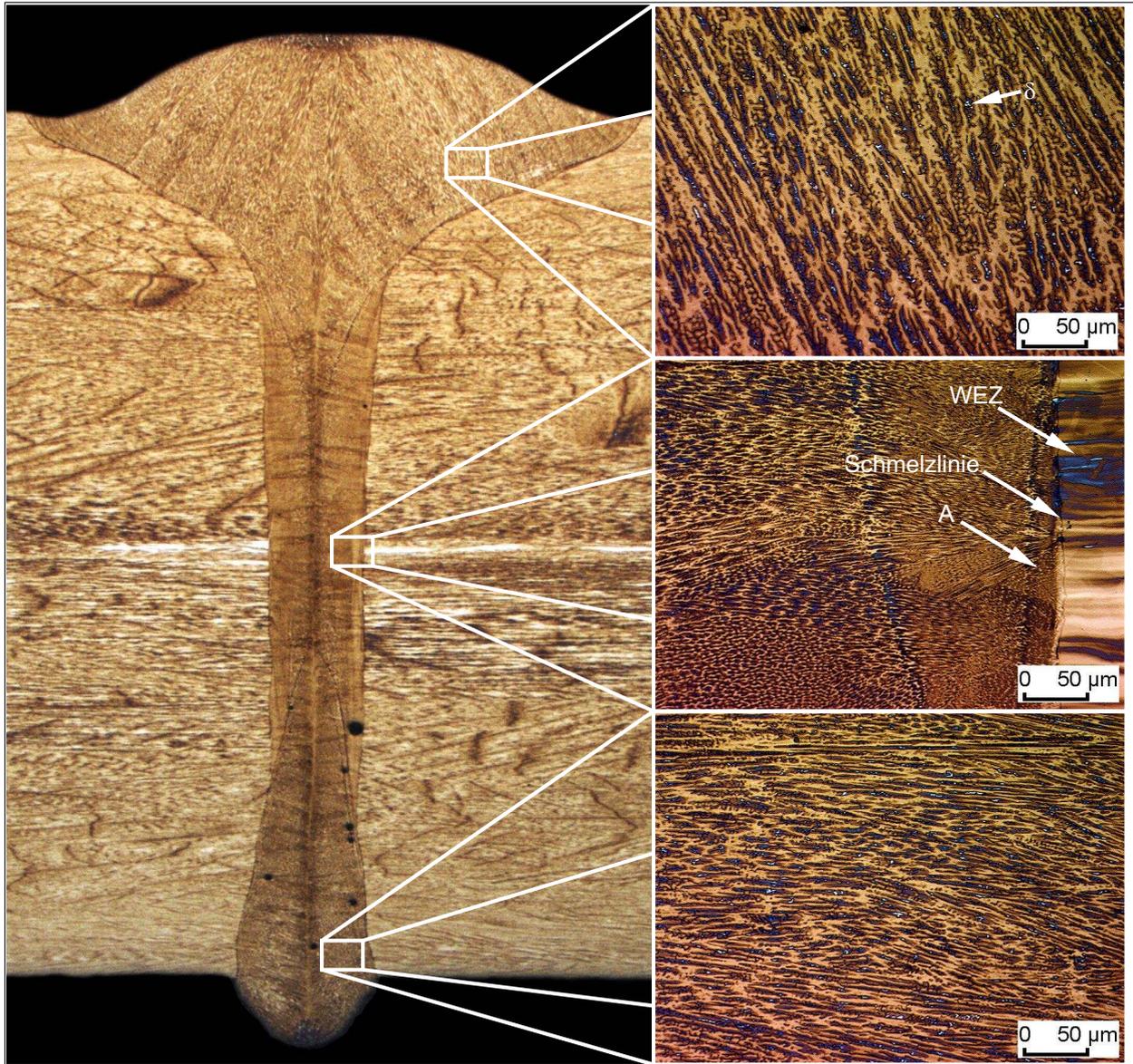


Abbildung 5.10: Makro- und Mikrostruktur einer Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißnaht für das Abschmelzen einer rutilen Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke in nachlaufender Laserstrahlposition

Wie bereits angedeutet, hat das Abschmelzen der rutilen Drahtelektroden einen flachen Einbrand des lichtbogenbeeinflussten Bereiches zur Folge, wie in Abb. 5.10 dargestellt ist. In diesen Bereich ist die Breite der Dendriten größer als im Gefüge nahe der Blechmittenseigerung und in

der Schweißnahtwurzel. Die Ausrichtung der Dendriten variiert dagegen im mittleren Bereich der Schweißnaht, wo ein Umschmelzen des Grundwerkstoffes durch den Laserstrahl erfolgte und die Einbrandbreite zwischen 1 mm und 2 mm beträgt. Im laserbeeinflussten Bereich liegt der  $\delta$ -Ferrit partiell feingliedrig und in einer aufgelösten Struktur vor. Diese Morphologie wurde von David et al. [59] in impuls geschweißten Laserstrahlschweißnähten beobachtet und steht in Verbindung mit hohen Abkühlgeschwindigkeiten. Eine vergleichende Zusammenstellung der Mikrostruktur aus Schweißnahtkopf und -wurzel der aus vier verschiedenen hochlegierten Zusatzwerkstofftypen hergestellten Schweißungen ist in Abb. 6.5 (S. 209) dargestellt. Die Aufnahmen zeigen die metallurgischen Zusammenhänge an der Schweißnahtmittellinie, welche maßgeblich durch die Schweißnahtgeometrie beeinflusst sind. So wachsen die Dendriten im lichtbogenbeeinflussten Schweißnahtkopf in einem spitzen Winkel zur Mittellinie der Schweißnaht und enden teilweise an Körnern, die parallel auf der Mittellinie in Richtung Schweißgutoberfläche kristallisieren. Nach Lippold und Kotecki [45] begünstigt die beobachtete primär ferritische Erstarrung eine Ausbildung unstetig verlaufender Korngrenzen sowie interdendritischer Bereiche, welche die Heißrissempfindlichkeit herabsetzen. Das Gefüge in der Schweißnahtwurzel wird hingegen durch eine zweidimensionale Wärmeabführung beeinflusst, weil die Dendriten weitestgehend senkrecht zur Schweißnahtmittellinie ausgerichtet sind. Dabei bildet sich infolge aufeinandertreffender Erstarrungsfronten eine zusammenhängende Korngrenze aus, deren unstetiger Verlauf ebenfalls durch die primär ferritische Erstarrung hervorgerufen wird.

***In Hinblick auf die metallurgische Beeinflussung des Schweißguts durch das Abschmelzen moderner Drahtelektrodentypen beim Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen ergeben sich folgende Zusammenhänge. Am 10 mm dicken Stahl X2 Cr Ni 19 11 konnte eine maximale Aufmischungstiefe im Bereich von 7 mm unterhalb der Blechoberkante nachgewiesen werden, in der geringe Anteile an eingebrachtem Zusatzwerkstoff vorliegen. In diesem Bereich ist somit eine gezielte Beeinflussung der Heißrisssicherheit durch Abschmelzen von Zusatzwerkstoffen mit hohem  $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnis möglich. Des Weiteren zeigt sich eine Analogie zwischen der Erstarrungsmorphologie im Gefüge und den vorliegenden Erstarrungsbedingungen. Im lichtbogenbeeinflussten Schweißnahtkopfbereich werden gegenüber der Schweißnahtmitte und -wurzel größere Dendriten und ein höherer optisch ermittelter  $\delta$ -Ferritanteil identifiziert. Das Gefüge der vom Zusatzwerkstoff unbeeinflussten Schweißnahtwurzel weist keine Heißrisse auf, da eine primär ferritische Erstarrung vorliegt.***

- Magnetisch-induktive Messung des  $\delta$ -Ferritanteils

Neben der metallurgischen Bewertung werden für eine Abschätzung der Empfindlichkeit von Schweißgütern zur Heißrissebildung in der Praxis magnetisch-induktive Verfahren zur effizienten Erfassung des  $\delta$ -Ferritanteils eingesetzt. Dabei wird der Messwert durch eine Einpolsonde integral innerhalb einer Messfläche von 2 mm Durchmesser ermittelt. Die mikrostrukturelle Ausbildung sowie mikroskopische Änderungen des  $\delta$ -Ferrits hinsichtlich räumlich variierender Anteile werden dabei nicht erfasst. Vor diesem Hintergrund sind die Ergebnisse der Messungen an der Mittellinie in Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Nähten in Abb. 5.11 dargestellt. Es ergeben sich quantitativ übereinstimmende Messreihen der  $\delta$ -Ferritanteile über der Nahtdicke. Demnach

beträgt die Ferritnummer im laserbeeinflussten Bereich der Schweißnahtwurzel zwischen 2,5 FN und 3 FN. Die Messwerte erreichen im Messpunkt P4, der sich in der Blechmitte befindet, ein Minimum. Ab diesem Messpunkt wird ein Anstieg der Ferritanteile bis zu einem Maximum im Schweißnahtkopf (Messpunkt P7) beobachtet, weil der Schweißnahtkopf ein höheres Volumen mit maximalen Ferritgehalten besitzt, als die Schweißnahtmitte und -wurzel. Demnach wird der Betrag des gemessenen  $\delta$ -Ferritanteils neben der Mikrostruktur im Schweißgut von der Einbrandgeometrie und der Gefügezusammensetzung in der WEZ bestimmt.

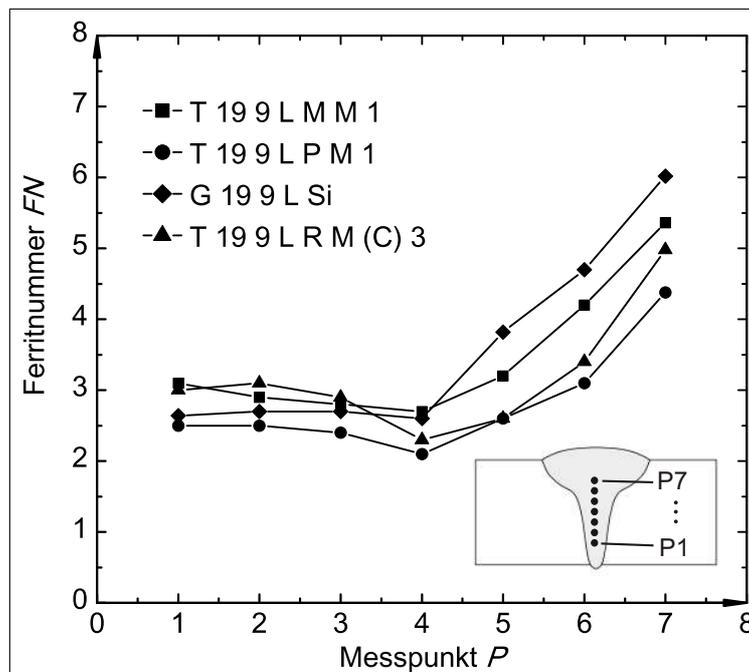


Abbildung 5.11: gemessene Ferritnummer auf der Mittellinie von Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten nach dem Einsatz unterschiedlicher Drahtelektrodentypen

Die in Kap. 4.1.1 (S. 75) beschriebene Blechmittenseigerung sollte als Einflussfaktor auf die gemessenen Ferritanteile in die Betrachtung eingehen, weil hier lokal die Gehalte an Legierungselementen höher als im Randbereich des Bleches sind. Dies führt während der Blechherstellung zu einer verminderten Bildung von  $\delta$ -Ferrit in den Seigerungsbereichen [37]. Zur Untersuchung dieser Thematik wurden zusätzlich Messreihen im Grundwerkstoff parallel zur Ausrichtung der Messpunktpositionen auf der Schweißnahtmittellinie (siehe Abb. 5.11) aufgenommen. Es stellte sich heraus, dass der gemessene FN-Gehalt auf der Blechmittenseigerung um 0,5 FN bis 1 FN geringer ist, als in den umliegenden Blechdickenbereichen.

In den Messpunkten P1 und P7 nahe den Blechkanten ist der Einfluss des elektromagnetischen Messfeldes der eingesetzten Einpolsonde auf die Messergebnisse durch einen Korrekturfaktor von 1,05 für einen Abstand von 2 mm von der Blechkante berücksichtigt worden. Dieser Kanteneffekt ist auf die veränderte Permeabilität im Messfeld zurückzuführen [252, 260]. In zusätzlichen Messungen an einem Messobjekt mit homogener konstanter Ferritverteilung wirkte sich der Randeffekt bei geringen  $\delta$ -Ferritgehalten vernachlässigbar auf die Messergebnisse aus.

Die Ursache des geringen Ferritgehaltes in der Blechmitte ist neben den seigerungsbedingt geringen  $\delta$ -Ferritgehalten der Blechmitte in der variierenden Einbrandbreite der Laserstrahl-MSG-

Hybridschweißnaht zu sehen, die hier ebenfalls minimal ist. Dadurch wird ein höherer Anteil des Grundwerkstoffes, der einen geringeren Ferritgehalt als das Schweißgut besitzt, im Messfeld der Ferritsonde erfasst. In dieser Hinsicht ist zur Erläuterung der Problematik im Folgenden eine vereinfachte Betrachtung getroffen. Es wird angenommen, dass das Messfeld auf der Probenoberfläche einen Kreisquerschnitt mit einem Durchmesser von 2 mm besitzt und die Tiefe bei ähnlichen Ferritgehalten etwa gleich groß ist. Die spezifische Permeabilität im Grundwerkstoff und im Schweißgut wird aufgrund von Flächenanteilen des Messfelds durch Gewichtungsfaktoren berücksichtigt. Unter diesen Annahmen lässt sich der Deltaferritgehalt im Schweißgut  $FN_S$  abschätzen, indem die gemessenen  $\delta$ -Ferritnummern des Grundwerkstoffes  $FN_G$  und des Messfelds über dem Schweißgut  $FN_{SG}$  mit den entsprechenden Flächenanteilen an Grundwerkstoff und Schweißgut aufgerechnet werden. Der sich ergebende Zusammenhang folgt für die zugrundeliegenden Annahmen dem Hebelgesetz, das in Gl. 5.1 nach dem FN-Anteil im Schweißgut umgestellt ist.

$$FN_S = \frac{FN_{SG} - gFN_G}{s} \quad (5.1)$$

Die Gewichtungsfaktoren  $g$  und  $s$  sind aus den Flächenanteilen des Messflecks über dem Schweißgut bestimmt, wie in Abb. 5.12 dargestellt ist. Durch den Faktor  $g$  wird der Flächenanteil des Grundwerkstoffes einbezogen, wobei der Anteil des Schweißguts  $s$  dem Term  $1-g$  entspricht. Aus den gegebenen Messwerten lässt sich eine  $\delta$ -Ferritnummer  $FN_S$  für das Schweißgut bestimmen, die eine Einschätzung des  $\delta$ -Ferritgehalts im Kontext der Messfeldgröße und Schweißnahtgeometrie zulässt.

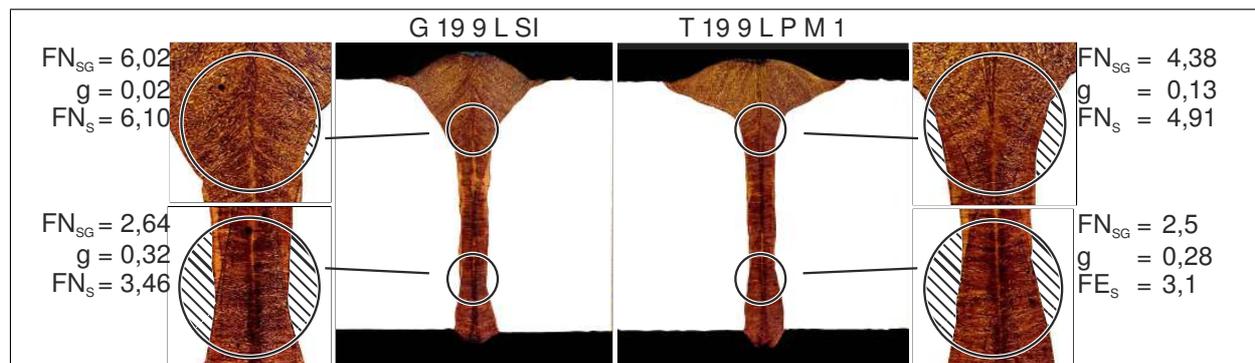


Abbildung 5.12: Einfluss des Messfeldes, sowie der Schweißnahtgeometrie auf den Messfehler bei der magnetisch-induktiven Erfassung der Ferritnummer mittels Einpolsonde

Da sich durch das Abschmelzen rutiler Fülldrahtelektroden unterschiedliche Einbrandgeometrien im Vergleich zu den mittels Massiv- und Metallpulverfülldrahtelektrode hergestellten Schweißungen ergeben, sind zur Beschreibung des hier ausgewiesenen Fehlereinflusses zwei charakteristische Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähte ausgewählt. In Abb. 5.12 sind die nach Gl. 5.1 berechneten Ferritnummern  $FN_S$  für Schweißgüter, die mit Massivdrahtelektrode und rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke geschweißt wurden, dargestellt. Es zeigt sich, dass eine Messung im Schweißnahtkopf einer mittels Massivdrahtelektrode geschweißten Naht

zu geringen Abweichungen von der realen Ferritnummer führt. Im Vergleich dazu wird an einer mit rutilen Fülldraht geschweißten Verbindung ein größerer Fehler festgestellt, weil die Schweißnahtbreite in der gleichen Messposition geringer ist und ein größerer Anteil an Grundwerkstoff in die Messwerterfassung einfließt. Dies erklärt, warum die in Abb. 5.11 dargestellten Messwerte der Messpunkte P5 bis P7 für Schweißungen mit den rutilen Fülldrahttypen T 19 9 L R M (C) 3 und T 19 9 L P M 1 deutlich geringer ausfallen, als unter Einsatz der Metallpulverfüll- und Massivdrahtelektrode. Dagegen relativiert sich der Fehlereinfluss für Messungen in der Schweißnahtmitte und -wurzel unabhängig vom eingesetzten Zusatzwerkstofftyp aufgrund vergleichbarer Dimensionen der Einbrandgeometrie des ausschließlich vom Laserstrahl beeinflussten Bereichs. Die für diese Positionen vorzunehmende Korrektur von +0,5 FN bis +1 FN beruht auf einer geringen Einbrandbreite und einem hohen Anteil an Grundwerkstoff innerhalb der Messfläche. Es sei erwähnt, dass die Differenz zwischen Kalibriernormal-Nennwert und der gemessenen Werte von 0 bis 5 FN mit 0,1 % und von 5 bis 80 FN mit 2 % angegeben wird [261].

***Die Aussagefähigkeit der magnetisch-induktiven Bestimmung von  $\delta$ -Ferritnummern im Gefüge Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißter Verbindungen wird vornehmlich durch die Einbrandgeometrie bestimmt. So liegen nach Korrektur der Messwerte im Bereich des Schweißnahtkopfs Ferritgehalte im Bereich von 5 FN bis 6 FN vor. In der Schweißnahtwurzel beträgt der Ferritanteil über 3 FN. Im Schweißgut neben der Blechmittenseigerung wird ein Anteil von insgesamt 2,2 FN gemessen, weil das Schweißgut an der Schmelzlinie primär austenitisch erstarrt und infolge der vorliegenden Erstarrungsbedingungen ein geringer Gehalt an  $\delta$ -Ferrit vorliegt. In Analogie zu den Ergebnissen der metallographischen Auswertung kann geschlussfolgert werden, dass die Heißrissneigung des Schweißguts durch die partiell austenitische Erstarrung nicht signifikant beeinflusst wird.***

### 5.1.2 Einsatz moderner Drahtelektrodentypen beim Laserstrahl-MSG-Hybridenschweißen in Zwangspositionen

Für die Untersuchungen zur Schweißreignung moderner hochlegierter Zusatzwerkstoffe für das Laserstrahl-MSG-Hybridenschweißen stellt das Schweißen in Zwangspositionen eine maßgebliche Erweiterung der Anwendungsfelder dar. In diesem Zusammenhang weisen gerade die in dieser Arbeit eingesetzten Drahtelektroden spezifische Abschmelzeigenschaften auf, die im Bereich hochlegierter Anwendungen bisher nur für das MSG-Schweißen vergleichend qualifiziert worden sind [122, 133, 255]. Die folgenden Ausführungen zeigen, in wie fern sich eine Übertragbarkeit der Schweißreignungen auf das Laserstrahl-MSG-Hybridenschweißen realisieren lässt.

In den Versuchen wurde zunächst eine stufenweise Adaption der Schweißparameter an die steigende und fallende Schweißposition vollzogen. Um den Einfluss der Schwerkraft auf die Schmelzbaddynamik sowie auf die Nahtformung zu untersuchen, erfolgten erste Versuche an Schweißproben mit 45° vertikaler Anstellung, wie in Abb. 5.13 dargestellt ist. Ausgehend von den Voreinstellungen der in Wannenposition durchgeführten Versuchsschweißungen erfolgte eine Adaption der geometrischen Konfiguration des Laserstrahl-MSG-Hybridenschweißkopfes.

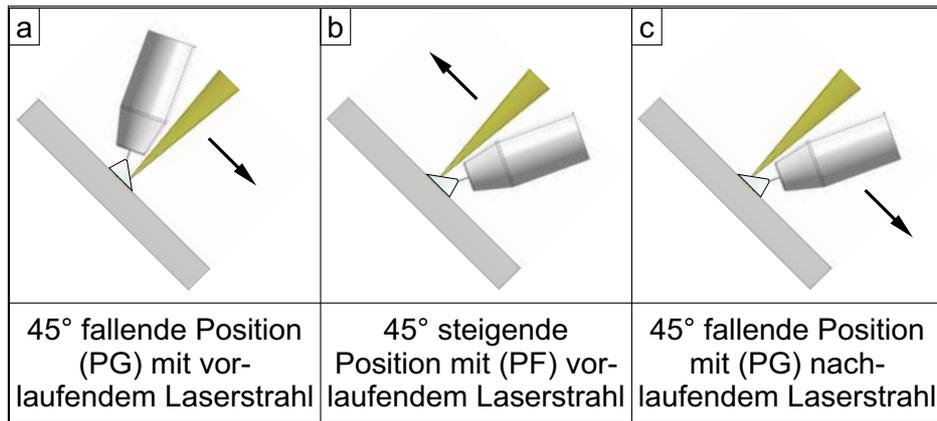


Abbildung 5.13: geometrische Anordnung und Konzeption der Versuchsabfolge (a bis d) für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Position

Die 45° steigende Position mit nachlaufendem Laserstrahl, als Umkehrrichtung der in Abb. 5.13a dargestellten Konfiguration, ist eine Variante, die durch eine hohe Schmelzbaddynamik gekennzeichnet ist und zu einer unzulässigen Schweißnahtunterwölbung führt. Da der Lichtbogen- druck in Richtung der Gravitationskraft wirkt, wird hierdurch ein unkontrollierbares Abfließen der Schmelze aus dem Schmelzbad zusätzlich begünstigt. Deshalb wurde von Versuchen in steigender Schweißposition mit nachlaufendem Laserstrahl abgesehen.

Die geometrischen Kennwerte der in Zwangspositionen hergestellten Schweißnähte sind gemäß der Bewertungskriterien nach DIN EN ISO 13919-1 [243] und DIN EN 25817 [244] in Tab. 6.4 (S. 210) aufgelistet. Sofern nicht anders gekennzeichnet, entsprechen die im Folgenden erläuterten Schweißnähte der Bewertungsgruppe B.

- 45° fallende Schweißposition mit vorlaufendem Laserstrahl

Für die nach Abb. 5.13a konfigurierte 45° fallende Schweißposition mit vorlaufendem Laserstrahl ließen sich mit allen eingesetzten Drahtelektrodentypen Prozessparameter für eine stabile Nahtausbildung erzielen. Diese sind zusammen mit den Ergebnissen der Schlifftnahmen in Abb. 5.14 dargestellt. Ein Vergleich der Schweißnahtgeometrien im lichtbogenbeeinflussten Kopfbereich verdeutlicht die Wirkung der spezifischen Abschmelzcharakteristiken der Drahtelektroden. Bemerkenswert ist zunächst, dass ein Abschmelzen der Metallpulverfülldrahtelektrode (T 19 9 L M M 1) mit Sprühlichtbogen aufgrund der hohen Wärmewirkung zu einem vergleichsweise großen Schmelzbadvolumen mit deutlichem Schmelzenvorlauf vor der Einbrandzone führte. Die damit verbundenen Prozessinstabilitäten hatten eine hohe Spritzerbildung und Schweißnahtunterwölbung zur Folge. Eine stabile Schweißnahtausbildung bei vergleichbaren Drahtfördergeschwindigkeiten gelang analog zur Massivdrahtelektrode schließlich durch das Abschmelzen mit Impulslichtbogen.

Wie aus Abb. 5.14 hervorgeht, wurde bei allen geschweißten Drahtelektroden eine Drahtvorschubgeschwindigkeit  $v_D$  von  $10 \text{ m min}^{-1}$  gewählt und die Laserstrahlleistung  $P_L$  sowie Schweißgeschwindigkeit  $v_s$  entsprechend den spezifischen Abschmelzeigenschaften angepasst. Dabei ist die erforderliche Schweißgeschwindigkeit beim Abschmelzen der Massivdrahtelektrode (Abb. 5.14b) höher, als im Vergleich zu den Fülldrahtelektroden, um die Abschmelzleistung pro Längen-

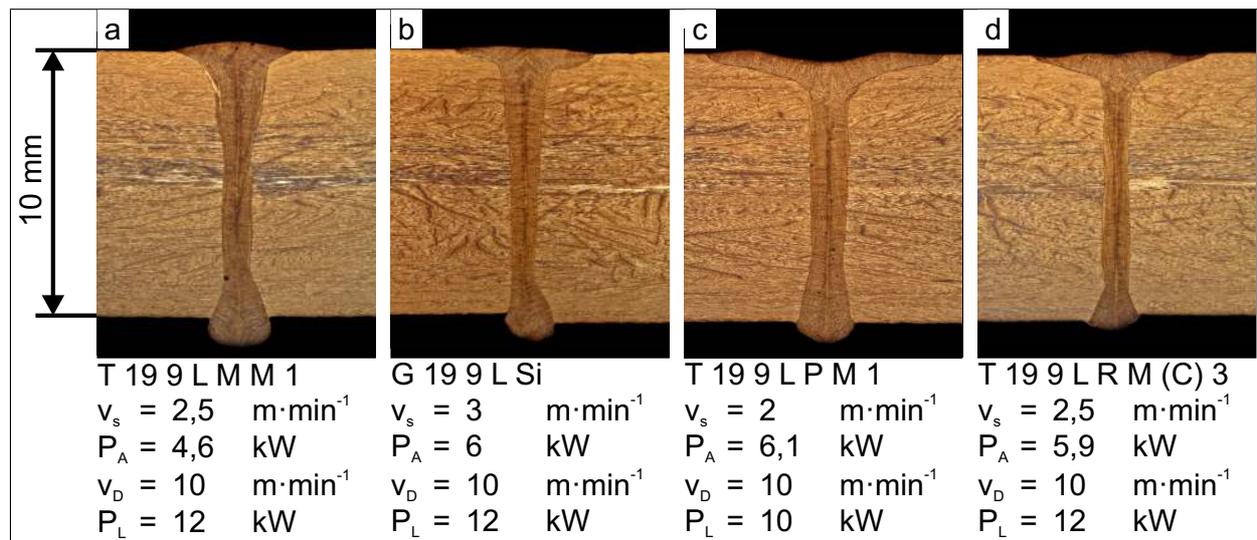


Abbildung 5.14: Querschliffe für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in 45° fallender Position mit vorlaufendem Laserstrahl, a) Metallpulverfülldraht, b) Massivdraht, rutilen Fülldrähte mit c) schnell und d) langsam erstarrender Schlacke

einheit Schweißnaht anzugleichen. Heuser et al. [255] geben dazu an, dass Fülldrahtelektroden in Abhängigkeit der Art der Füllung und des Füllgrades nur 72 % bis maximal 95 % des Gewichts einer Massivdrahtelektrode an eingebrachtem Schweißgut pro Meter Draht bei gleichen Drahtvorschubgeschwindigkeiten sowie Drahtdurchmessern erbringen.

Wie in Abb. 5.14a und b dargestellt, sind in Verbindung mit den vorliegenden Gravitationskräften sowie den geringen Drahtvorschubgeschwindigkeiten in der 45° fallenden Position gute Schweißnahtqualitäten mit vorlaufendem Laserstrahl und Impulslichtbogen erzielbar. Als Ursache der verbesserten Schmelzbadstabilität ist die verminderte Impulsstromstärke zu sehen, die eine geringere Druckwirkung des Lichtbogens auf das Schmelzbad nach sich zieht. Die Stromstärken betragen ca. 200 A für die Metallpulverfülldrahtelektrode und ca. 250 A für die Massivdrahtelektrode. Im Ergebnis sind die Schweißungen mit Metallpulver- und Massivdrahtelektrode durch eine vergleichbare Einbrandgeometrie charakterisiert (Abb. 5.14a und b). Die Schweißnähte weisen im Kopfbereich eine geringe Einbrandbreite sowie einen kerbfreien, gleichmäßigen Übergang in den Grundwerkstoff auf.

Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen mit rutilen Fülldrahtelektroden, wie in Abb. 5.14c und d für die Typen mit schnell und langsam erstarrender Schlacke dargestellt, führen zu einem breiten, sowie flachen Einbrand im Schweißnahtkopf, weil im Vergleich zur Wannenposition mit einer geringeren Stromstärke geschweißt wurde. Zusätzlich begünstigen die im äußeren Lichtbogen wirkenden hohen Temperaturen in Kombination mit dem Sprühlichtbogen das beobachtete breite Umschmelzen der Nahtflanken. Bei geringen Schweißgeschwindigkeiten von  $2 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  und konstanter Drahtvorschubgeschwindigkeit nimmt die Schweißnahtunterwölbung zu. Die mit Sprühlichtbogen abgeschmolzenen rutilen Fülldrähte zeigen für das Schweißen in 45° fallender Position mit vorlaufendem Laserstrahl eine begrenzte Eignung, weil infolge der hohen Wärmeeinbringung ein breites Schmelzbad entsteht. Dies führt zum besagten Auffließen der Schmelze an der Schmelzbadfront sowie Abfließen aus dem Schmelzbadende. Der Lichtbogen wirkt in Richtung

der Schwerkraft und verstärkt diesen Effekt. Wird ein kritisches Schmelzenvolumen überschritten, fließt ein Teil der Schmelze vor dem Einbrandbereich ab und verursacht eine unzulässige Unterwölbung an der Schweißnahtkopfseite. In Abb. 5.15 sind vergleichend die Nahtansichten der in Abb. 5.14 (S. 114) enthaltenen Verbindungen gegenübergestellt.

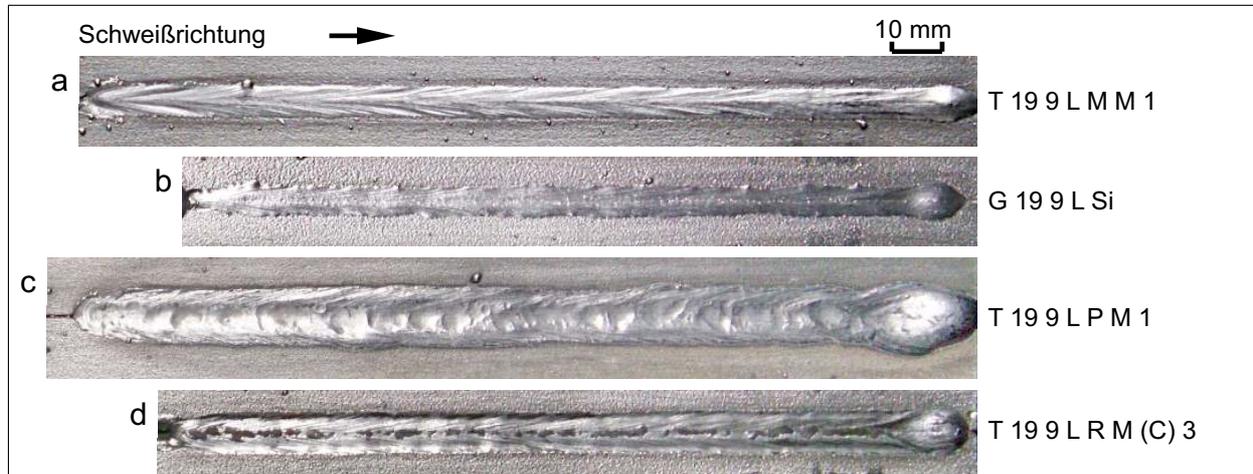


Abbildung 5.15: Nahtansichten für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in 45° fallender Position mit vorlaufendem Laserstrahl, a) Metallpulverfülldraht, b) Massivdraht, rutilen Fülldrähte mit c) schnell und d) langsam erstarrender Schlacke

Infolge der mit dem Impulslichtbogen verbundenen Kraftwirkung auf das Schmelzbad wurde eine signifikante Spritzerbildung beim Abschmelzen der Metallpulver- und Massivdrahtelektrode festgestellt, siehe Abb. 5.15a und b. Dies korreliert mit dem bereits für die Wannenposition beobachteten Einfluss des Lichtbogens auf das Schmelzbad in vorlaufender Laserstrahlposition. Dagegen wurde ein vernachlässigbares Spritzeraufkommen beim Schweißen mit rutilen Fülldrahtelektroden beobachtet, wie in Abb. 5.15c und d dargestellt ist. Der Einsatz dieser Drahtelektroden hatte jedoch eine höhere Nahtunterwölbung als an den impulsgeschweißten Verbindungen zur Folge, da sich ein Großteil der Schmelze in der Schmelzbadfront sammelte.

***In der 45° fallenden Schweißposition mit vorlaufendem Laserstrahl ließ sich mit impulsgeschweißten Metallpulver- und Massivdrahtelektroden eine Schweißnahtunterwölbung weitestgehend vermeiden. Es zeigte sich jedoch eine in Verbindung mit der erhöhten Lichtbogenwirkung stehende Spritzerneigung. Die Schweißnähte sind durch eine Wurzelüberhöhung gekennzeichnet, die einer Einordnung in die Bewertungsgruppe C entspricht, so dass für eine Einstufung in Bewertungsgruppe B ein Abarbeiten der Überhöhung erforderlich ist. Der Einsatz von rutilen Fülldrahtelektroden führt zu einem breiten Umschmelzen der Nahtflanken und geringer Einbrandtiefe des lichtbogenbeeinflussten Schweißnahtkopfs. Dieses Einbrandverhalten begünstigt in der 45° fallenden Schweißposition ein Auffließen von Schmelze in der Schmelzbadfront sowie eine leichte Nahtunterwölbung. Mit den rutilen Fülldrähten wurden Schweißnahtqualitäten erzielt, die den Anforderungen für die Bewertungsgruppe B ohne unzulässige Unregelmäßigkeiten entsprechen.***

- 45° steigende Schweißposition mit vorlaufendem Laserstrahl

Charakteristisch für die 45° steigende Schweißposition mit vorlaufendem Laserstrahl ist das Zu-

rückfließen der Schmelze aus dem Lichtbogenbereich in das Schmelzbadende, weil der Lichtbogen eine vernachlässigbare Stützwirkung auf die Schmelze ausübt. Am Beispiel von Schweißverbindungen, die mittels rutilen Fülldraht mit schnell erstarrender Schlacke hergestellt wurden, lässt sich entsprechend der Darstellung in Abb. 5.16 der Zusammenhang zwischen der Abschmelzrate und der Stabilität des Schmelzbades ableiten. So wird bei einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von  $10 \text{ m min}^{-1}$  eine alternierende Tropfenbildung am Schmelzbadende beobachtet. Der Schweißnahtbereich zwischen den Tropfen weist aufgrund der ungleichmäßigen Verteilung des Schweißguts eine deutliche Schweißnahtunterwölbung auf, siehe Abb. 5.16b. Bei  $8 \text{ m min}^{-1}$  Drahtvorschubgeschwindigkeit und sonst gleichen Schweißparametern stellt sich eine Stabilisierung des Schmelzbades ein, die durch eine gleichförmig ausgebildete Schweißnaht gekennzeichnet ist (Abb. 5.16a). Im Vergleich zur Wannenposition (vgl. Abb. 5.2, S.99) werden jedoch geringe Einbrandtiefen des lichtbogenbeeinflussten Bereichs festgestellt. Die Beeinflussung der Erstarrungsbedingungen durch eingebrachten Zusatzwerkstoff ist somit auf den Schweißnahtkopf begrenzt.

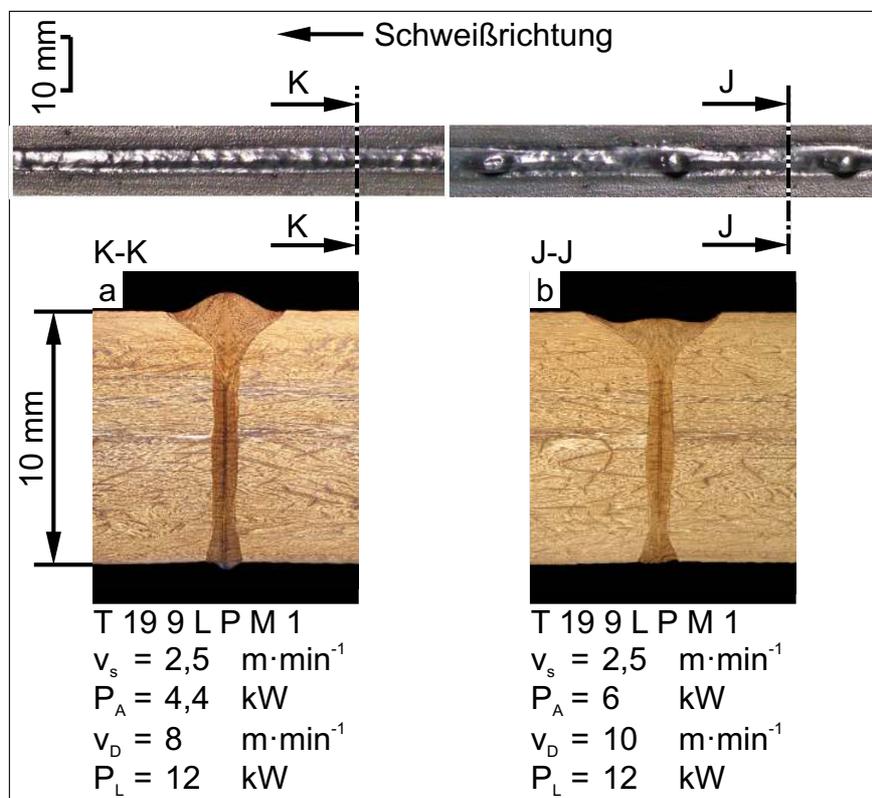


Abbildung 5.16: Nahtansichten und Querschliffe für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in  $45^\circ$  steigender Position mit vorlaufendem Laserstrahl am Beispiel von Schweißungen, die mittels rutiler Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke hergestellt wurden

**Beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen der rutilen Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke zeigte sich eine begrenzte Stützwirkung der für Zwangspositionen entwickelten Schlacke auf das Schmelzbad, weil die verfahrensspezifisch hohen Schweißgeschwindigkeiten und Schmelzbadformen zu einem veränderten Fließverhalten sowie einer unregelmäßigeren Verteilung der Schlacke führten. In dieser Hinsicht weisen Vallant und Fiedler [133] insbesondere auf den Einfluss von Marangoniströmungen sowie auf die Wirkung oberflächenaktiver Elemente hin. Während der Schweißversuche wurde gegenüber**

***Schweißungen in Wannenposition eine hohe Dynamik des Schmelzbades beobachtet, die zusätzlich zu einer unvollständigen Abdeckung des Schmelzbads durch Schlacke beiträgt. Infolgedessen wird der Stützeffekt unterdrückt.***

- 45° fallende Schweißposition mit nachlaufendem Laserstrahl

Bei schleppender Brenneranordnung und fallender Schweißposition, wie in Abb. 5.13c (S. 113) schematisch dargestellt ist, wird im Vergleich zur steigenden Position ein stabiler Prozess beobachtet, weil die Druckwirkung des Lichtbogens teilweise entgegengesetzt der Schwerkraft gerichtet ist. Dies minimiert das direkte Abfließen der Schmelze aus dem Schmelzbad. Da sich das Abschmelzverhalten der beiden eingesetzten rutilen Fülldrahttypen gleicht, wurde die eigens für Zwangspositionen geeignete Elektrode mit schnell erstarrender Schlacke für Versuche in 45° fallender Schweißposition mit nachlaufendem Laserstrahl eingesetzt. Die erzielten Resultate sind in Abb. 5.17 als Querschliffe mit einer Zusammenstellung der wesentlichen Prozessparameter dargestellt.

Für diese Schweißposition war eine Reduzierung der Drahtvorschubgeschwindigkeit von 10 m min<sup>-1</sup> auf 8 m min<sup>-1</sup> beim Einsatz der Fülldrahtelektrode notwendig, weil der Schweißprozess bei hohen Abschmelzraten durch einen Ausfluss von Schmelze aus dem Schmelzbad gekennzeichnet war. Da im Vergleich zur Schweißung mit Massivdrahtelektrode die Schweißgeschwindigkeit um 0,5 m min<sup>-1</sup> geringer ist, war für ein vergleichbares Schmelzenvolumen eine geringere Drahtvorschubgeschwindigkeit erforderlich. Aus Abb. 5.17a und b ist zu entnehmen, dass die Schweißnahtgeometrien des lichtbogenbeeinflussten Bereiches der mit Massiv- und Metallpulverfülldrahtelektrode erzeugten Verbindungen einen breiteren, sowie tieferen Einbrand gegenüber der 45° steigenden Schweißposition mit vorlaufendem Laserstrahl aufweisen, weil der Einsatz des Schutzgases mit 1% O<sub>2</sub> in Argon eine konzentrierte Wärmewirkung in der Schmelzbadmitte hervorruft. Die Schweißnahtunterwölbung beim Abschmelzen nimmt jedoch zum Ende der Schweißnaht zu, wie in Abb. 5.18a und b dargestellt ist. Ein Aufstauen der Schmelze in Schweißrichtung hinter dem Lichtbogen resultiert nach dem Abschalten des Lichtbogens in einer massiven Tropfenbildung mit begleitendem Schmelzenausfluss, wodurch die beobachtete Schweißnahtunterwölbung begünstigt wird.

Im Gegensatz dazu führt, wie bereits beim Schweißen in Wannenposition beobachtet, der Einsatz der rutilen Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke zu einem breiten jedoch flachen Einbrandprofil des lichtbogenbeeinflussten Bereiches. Hier sind der Einfluss des Schutzgases mit 18 % CO<sub>2</sub> in Argon sowie die spezifisch breite Wärmeeinbringung des Lichtbogens bestimmende Faktoren. Die Unterwölbung am Schweißnahtkopf fällt vergleichsweise gering aus, weil die Schmelzbadynamik geringeren Schwankungen unterlag und keine signifikante Ansammlung von Schmelze hinter dem Lichtbogen beobachtet wurde, wie in Abb. 5.18c dargestellt ist. In [228] wurden vergleichbare Ergebnisse hinsichtlich des Einflusses der Prozessparameter sowie der Gravitation auf die Schweißnahtausbildung an niedriglegierten Dickblechen erzielt. Die Autoren geben zusätzlich an, dass durch eine Beeinflussung der Schmelzbadviskosität und Oberflächenspannung, z.B. mittels Regulierung des Gasstroms der Schleppdüse, eine Erweiterung der

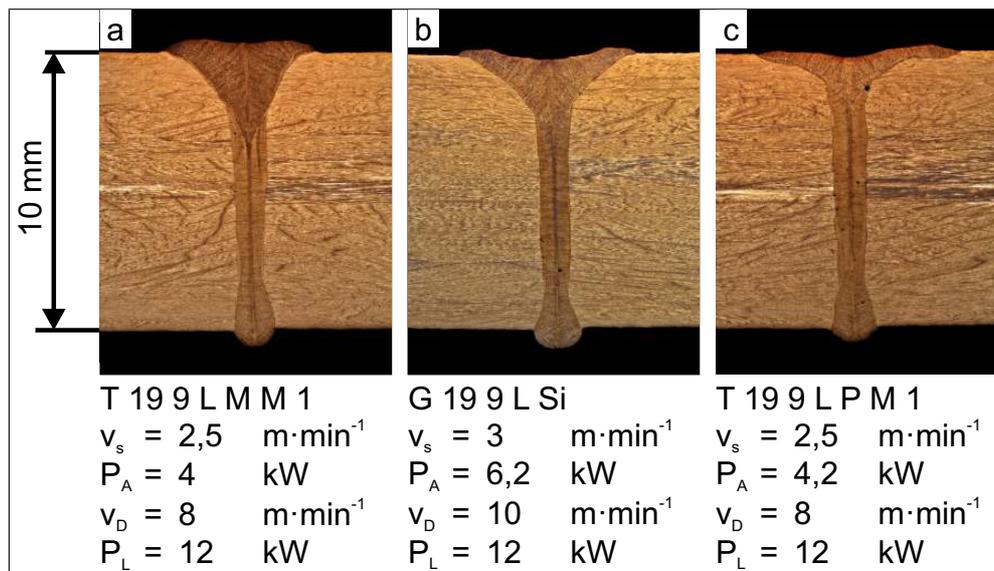


Abbildung 5.17: Querschliffe für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in 45° fallender Position mit nachlaufendem Laserstrahl aus Schweißungen, die mit a) Metallpulverfülldrahtelektrode b) Massivdrahtelektrode und c) rutiler Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke, erzielt wurden

nutzbaren Prozessparameter für die steigende Schweißposition realisiert werden kann.

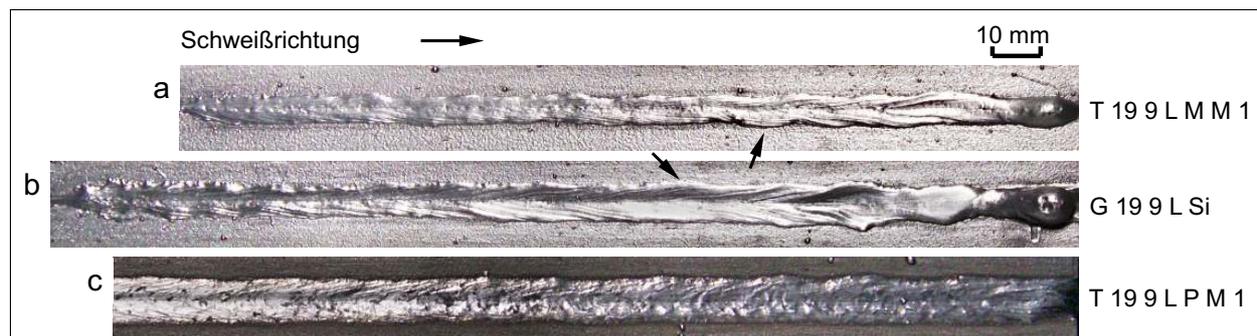


Abbildung 5.18: Nahtansichten für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in 45° fallender Position mit nachlaufendem Laserstrahl, Schweißungen mit a) Metallpulverfülldrahtelektrode b) Massivdrahtelektrode und c) rutiler Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke hergestellt

Die Auswertung der Schweißnahtansichten in Abb. 5.18a und b führt zu einem weiteren Phänomen, insbesondere wenn im Schweißnahtkopfbereich Schmelzbäder mit höherem Verhältnis von Tiefe zu Breite vorliegen, wie anhand der Schweißungen mit Metallpulver- und Massivdrahtelektrode deutlich wird. Durch die Ansammlung von Schmelze hinter dem Lichtbogen fließt ein Teil des flüssigen Metalls seitlich über die Schmelzlinienkanten und schmilzt den Grundwerkstoff auf. Diese Form der Instabilität des Schmelzbades tritt alternierend an beiden seitlichen Kanten des Schmelzbades auf, so dass die Einbrandgeometrie im Schweißnahtkopfbereich hohen Schwankungen unterworfen ist, siehe Kennzeichnungen in Abb. 5.18a und b.

**Die Schweißnahtqualitäten der in 45° fallender Schweißposition mit nachlaufendem Laserstrahl hergestellten Verbindungen entsprechen für alle eingesetzten Drahtelektrodentypen der Bewertungsgruppe B. Es zeigen sich jedoch bei den Massiv- und Metallpulverfülldraht-**

**elektroden leichte Nahtunterwölbungen, die bei Bedarf durch eine weitere Verringerung der Drahtvorschubgeschwindigkeit minimiert werden können.**

Im Vergleich zum Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißverfahren in fallender Schweißposition zeigt sich beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in 45° fallender Position bei nachlaufendem Laserstrahl bereits eine deutliche Unterwölbung am Schweißnahtkopf. Die stabilere Ausbildung des Schweißnahtkopfs beim Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißprozess liegt im wesentlichen in der vergleichbar geringen Abschmelzrate von 26 g min<sup>-1</sup> [230] begründet. Dagegen beträgt die Menge an eingebrachtem Zusatzwerkstoff für den MSG-gekoppelten Hybridschweißprozess etwa 70 g min<sup>-1</sup> bei 8 m min<sup>-1</sup> Drahtvorschubgeschwindigkeit und einem Massivdrahtquerschnitt.

- Fazit zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Zwangspositionen

**Das Abschmelzen der Metallpulver- und Massivdrahtelektrode mit Impulslichtbogen führt in 45° fallender Schweißposition mit vorlaufendem Laserstrahl zu einem schmalen Einbrandbereich auf der Schweißnahtkopfseite. Bei hohen Abschmelzleistungen sind in dieser Konfiguration Schweißergebnisse ohne Nahtunterwölbung erzielbar, weil ein Anteil der Schmelze in die Schweißnahtwurzel transportiert wird. Dabei entsteht infolge der impulsartigen Beeinflussung des Schmelzbads eine erhöhte Spritzerbildung. Der Einsatz rutiler Fülldrahtelektroden erfordert in 45° fallender Schweißposition einen nachlaufenden Laserstrahl, um die Schweißnahtunterwölbung zu minimieren. Der charakteristisch flache Einbrand auf der gesamten Breite des Schweißnahtkopfs begünstigt eine stabile Schweißnahtausbildung, da die Druckwirkung des Lichtbogens auf das Schmelzbad teilweise gegen die Schwerkraft gerichtet ist und zu einem breiteren Verlaufen der Schmelze auf den Nahtflanken führt. Dadurch ist die Kontrollierbarkeit des Schmelzbads gegenüber Instabilitäten hoch.**

### **5.1.3 Schlackeverhalten auf der Schweißnahtoberfläche nach dem Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen rutiler Fülldrahtelektroden mit dem Faserlaser**

Die in den Versuchen eingesetzten Fülldrahtelektrodentypen enthalten zwei in der chemischen Zusammensetzung ähnliche jedoch im Erstarrungsverhalten verschiedene Schlackensysteme, die eigens für das MSG-Schweißen entwickelt worden sind. Wie bereits im vorangestellten Kapitel erläutert, lassen sich die Abschmelz- und Fließeigenschaften der Schlacke nicht in gleicher Weise vom MSG-Schweißen auf das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen übertragen. Infolgedessen ergaben sich nach dem Hybridschweißen mit Faserlaser die in Abb. 5.19 dargestellten adhäsiven Schlackerückstände auf der Schweißnahtoberfläche.

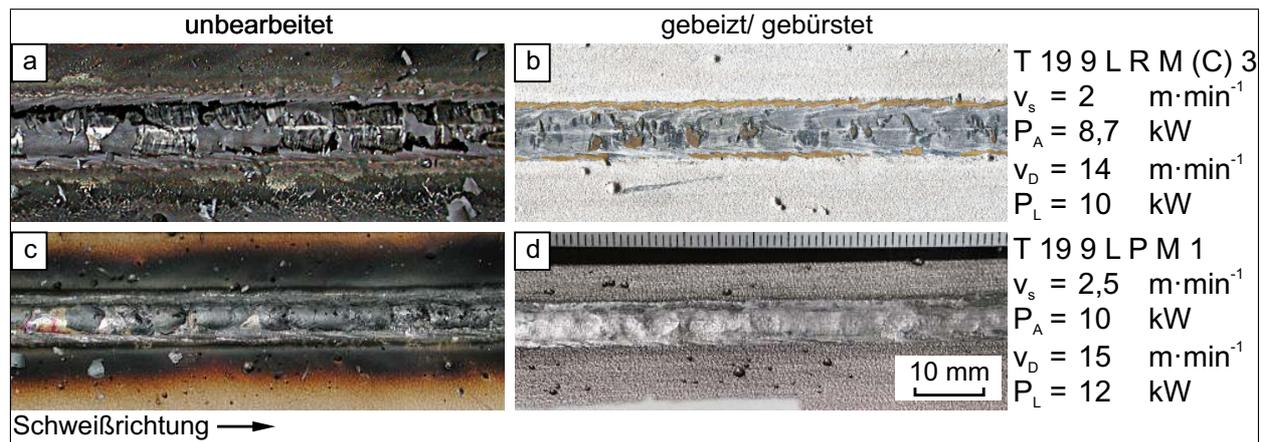


Abbildung 5.19: Nahtansichten für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Wannenposition mit vorlaufendem Laserstrahl, Schweißungen mit rutilen Fülldrahtelektroden mit a)+b) langsam und c)+d) schnell erstarrender Schlacke hergestellt

Nach Abschmelzen des rutilen Fülldrahts mit langsam erstarrender Schlacke lösen sich partielle Bereiche der erstarrten Schlacke unmittelbar nach dem Schweißprozess ab, siehe Abb. 5.19a. Auf den schlackefreien Bereichen ist die gleichmäßig feinschuppige Oberfläche des Schweißguts zu erkennen. Die fest anhaftenden Rückstände der Schlacke ließen sich durch eine anschließende mechanische Reinigung der Schweißnahtoberfläche sowie einer Behandlung mit V2A-Beize nicht entfernen, wie in Abb. 5.19b dargestellt ist. An den Schweißnahtflanken im Übergang zum Grundwerkstoff zeigt sich ebenfalls eine verminderte Ablösefähigkeit der zurückbleibenden Schlackeschicht, was durch die leichte Schweißnahtunterwölbung in diesen Bereichen begünstigt wird.

Das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen der rutilen Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke führt zu einer unvollständigen Abdeckung der Schweißgutoberfläche durch Schlacke. Dadurch entstehen partiell Bereiche mit Anlauffarben, wie aus Abb. 5.19c hervorgeht. Die ungleichmäßige Schicht aus Schlacke wird maßgeblich durch deren kurzen Erstarrungsintervall und hohen Erstarrungstemperatur bestimmt. Vallant und Fiedler [133] wiesen für diesen Schlackentyp eine starre Schlackenfront mit rascher kristalliner Erstarrung nach. Dem Nahtbild ist eine ungleichmäßige Schichtdicke zu entnehmen, die in der Schweißgutmitte zunimmt, weil die Schlacke sich weitestgehend auf dem spitz zulaufendem Schmelzbadende sammelt, siehe Abb. 5.19c. Im Vergleich zu Schweißungen, die mit langsam erstarrendem Schlackentyp hergestellt wurden, lässt sich die Schlacke insbesondere von der Mitte des Schweißnahtkopfes durch Bürsten vollständig ablösen. Infolge des beschriebenen Erstarrungsverhaltens der Schlacke bildet sich eine ungleichmäßige Schweißgutoberfläche aus, siehe Abb. 5.19d. Dieses Merkmal wird ebenfalls an MSG-geschweißten Verbindungen beobachtet [255].

Zur Untersuchung der adhäsiven Wirkung des langsam erstarrendem Schlackentyps (siehe Kap. 2.4.1, S. 35) auf der Schweißgutoberfläche Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißter Verbindungen wurden metallografische sowie elektronenstrahlmikroskopische Analysen durchgeführt. Als Probe diente ein Längsschliff aus einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißnaht, die in Wannenposition mit vorlaufendem Laserstrahl erzeugt wurde, siehe Abb. 5.2 (S. 99). Die metallografische Auswer-

tung eines charakteristischen Bereichs im Übergang vom Schweißgut zur anhaftenden Schlacke ist in Abb. 5.20a dargestellt. Im Gefüge des Schweißguts liegt eine primär ferritische Erstarrung vor.

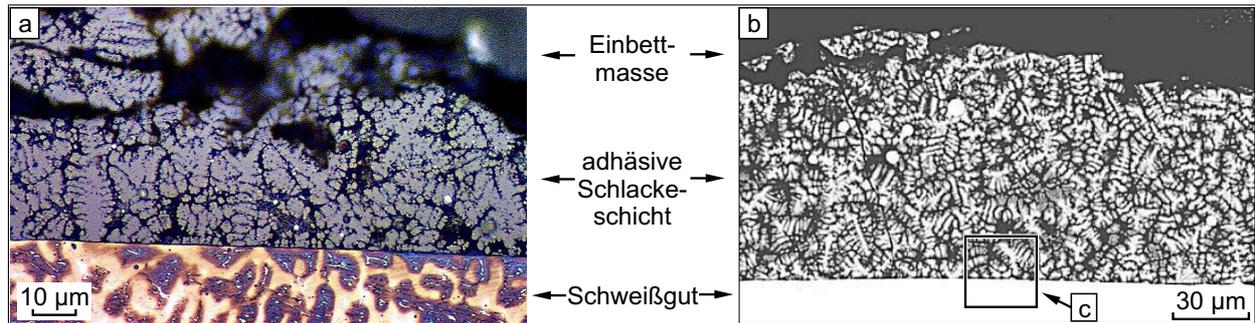


Abbildung 5.20: a) metallographische Ätzung und b) Rückstreuелектроненконтрастbild aus einem Längsschliff für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Wannenposition mit vorlaufendem Laserstrahl, Schweißung mit rutiler Fülldrahtelektrode des langsam erstarrenden Schlackentyps

Wie in Abb. 5.20a und b dargestellt, erstarrt die Schlacke dendritisch und weist eine variierende Schichtdicke an verschiedenen Bereichen der Schweißgutoberfläche auf. In Abb. 5.21 innerhalb der Markierung a ist zu erkennen, dass die ferritisch erstarrten Zellkerne des Schweißguts eine Verbindung zur Schlackeschicht aufweisen. In der Markierung b der Abb. 5.21 ist hingegen ein Übergang dargestellt, in dem die Schweißgutoberfläche aus interdendritischem austenitischem Gefüge besteht.

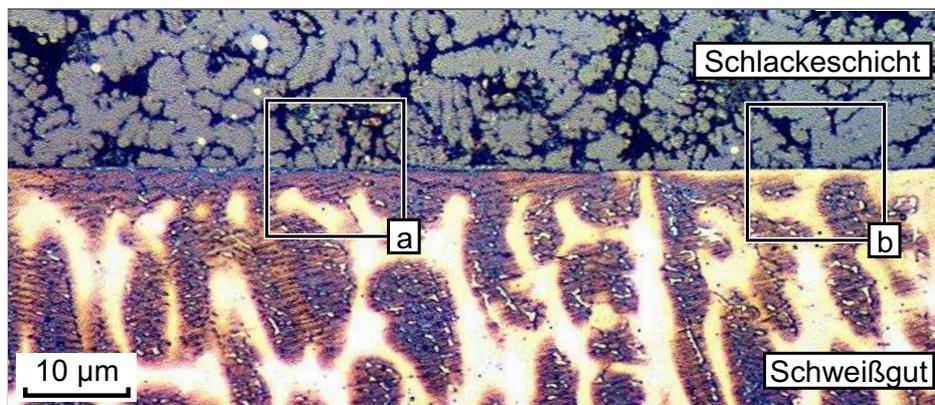


Abbildung 5.21: a) Bildung einer Übergangsschicht zwischen Schweißgut und Schlackeschicht, Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung mit rutiler Fülldrahtelektrode des langsam erstarrenden Schlackentyps

Zur Beurteilung chemischer Reaktionen zwischen der Schlacke und dem Schweißgut kam eine Elektronenstrahlmikrosonde zum Einsatz. Mit einem Elementmapping lassen sich dabei Veränderungen der chemischen Zusammensetzung an Werkstoffübergängen identifizieren, die im Zusammenhang mit der Bildung einer adhäsiven Schicht stehen. Die in Abb. 5.20b mit Markierung c hervorgehobene Messfläche wurde für die Untersuchungen mittels Mapping festgelegt. Die Ergebnisse zu den Messungen der Elemente Eisen, Chrom und Nickel sind in Abb. 5.22 vergleichend gegenübergestellt. Kennzeichnend für den Übergang vom Schweißgut zur Schlacke ist ein homogener Gehaltswechsel des Elements Chrom, der auf die Bildung einer fest haftenden

Schicht durch Adhäsionseffekte schließen lässt. Hierdurch wird die von Iwamoto [134] beschriebene Adhäsionswirkung einer epitaktisch aufwachsenden Zwischenschicht begünstigt.

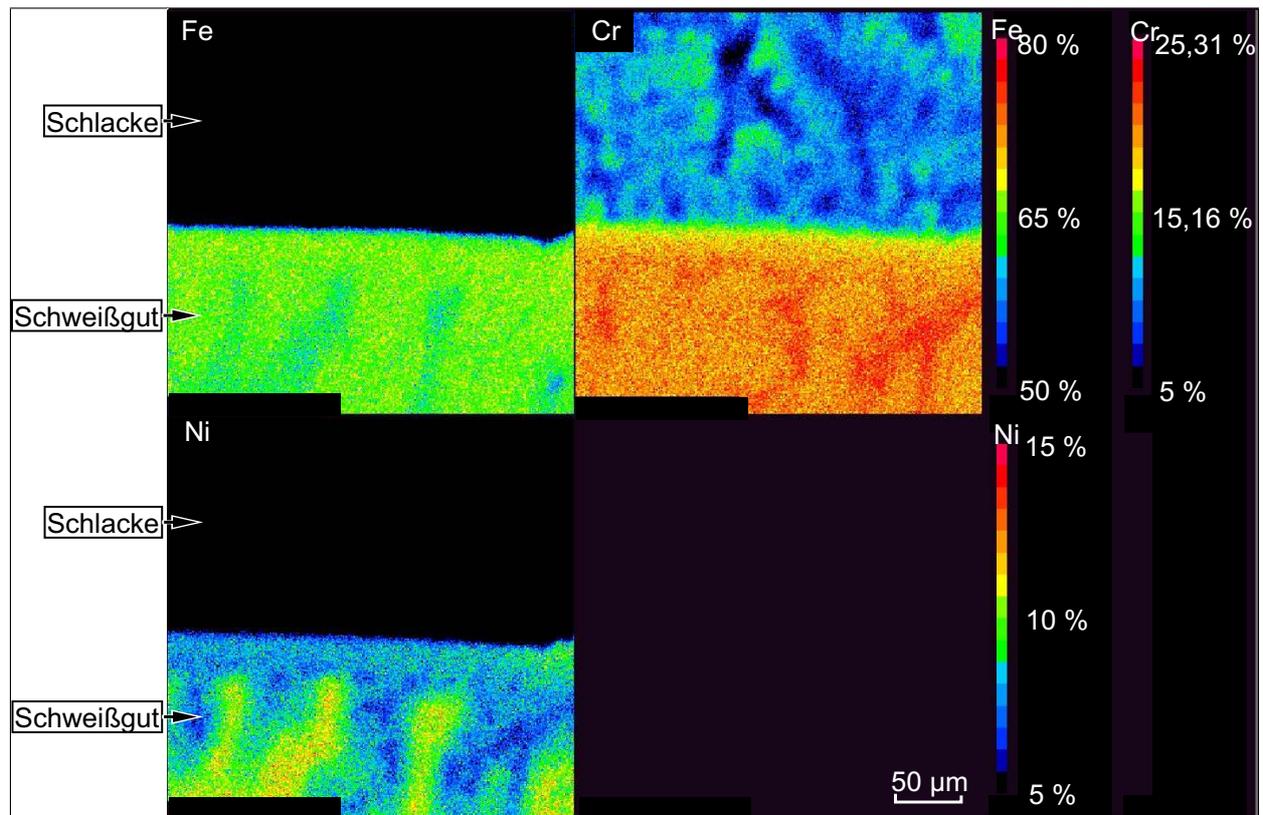


Abbildung 5.22: Mapping der Hauptelemente am Übergang zwischen Schweißgut und adhäsiver Schlacke, Laserstrahl-MSG-Hybridsschweißung mit rutiler Fülldrahtelektrode des langsam erstarrenden Schlackentyps

Wie aus Abb. 5.22 hervorgeht, sind Eisen und Nickel ausschließlich im gezeigten primär ferritisch erstarrten Bereich des Schweißguts nachweisbar. In der Schlacke sind diese Elemente in runden Partikeln außerhalb des Analysebereichs gebunden, wie in Abb. 6.2 (S. 207) anhand der Messpunkte 4 und 5 dargestellt ist. Eine Auswertung des Seigerungsverhaltens der Hauptelemente Zirkonium, Mangan, Titan und Sauerstoff in der Schlacke ist in Abb. 5.23 dargestellt. Analog zu der in Schweißnahtporen enthaltenen Schlacke (siehe Abb. 6.4, S. 208) zeigen sich interdendritische Desoxidationsprodukte als Verbindungen zwischen Mangan und Sauerstoff.

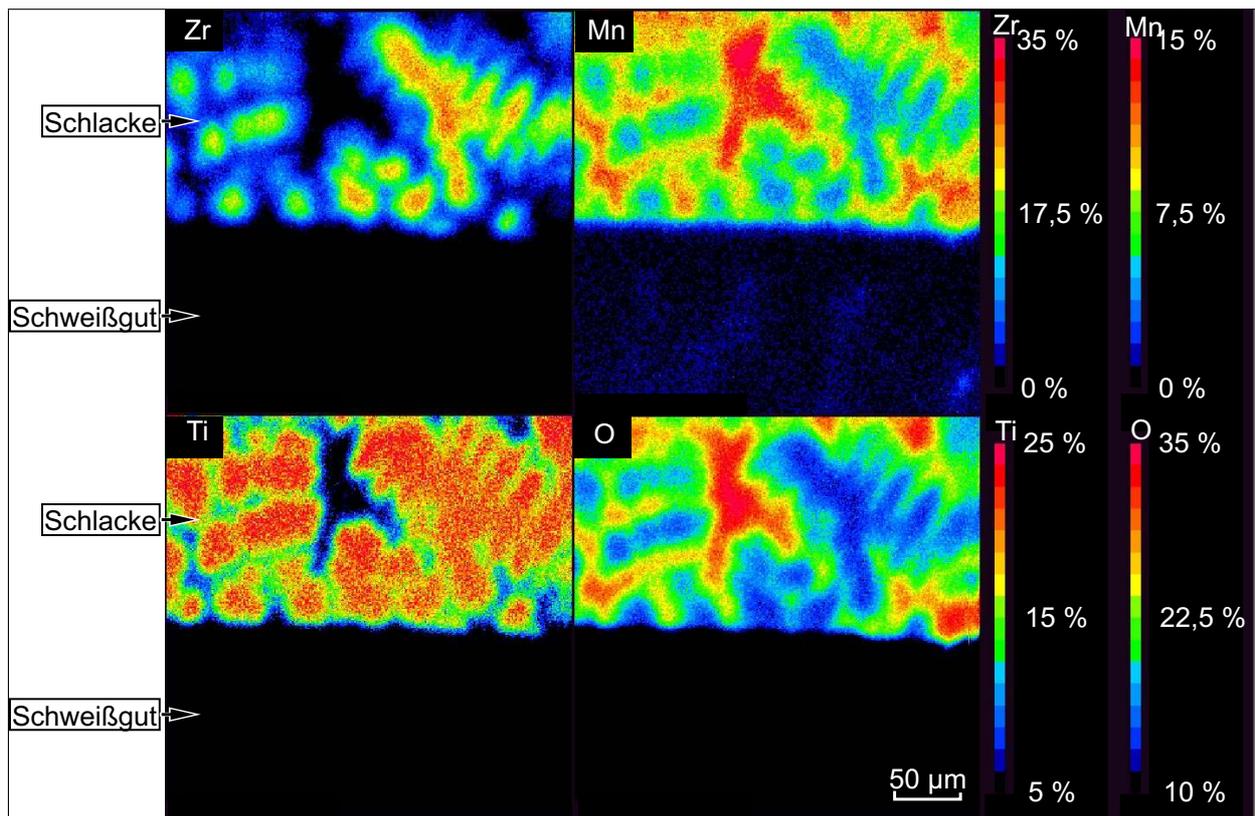


Abbildung 5.23: Mapping der Elemente Zirkonium, Mangan, Titan und Sauerstoff am Übergang zwischen Schweißgut und adhäsiver Schlacke, Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung mit rutiler Fülldrahtelektrode des langsam erstarrenden Schlacketyps

Wie in der Abb. 5.23 dargestellt, ist das Element Mangan sowohl im Schweißgut als auch in der Schlacke enthalten. In dieser Hinsicht zeigte Iwamoto [134], dass eine Erhöhung des Oxidationspotentials (z.B. durch einen hohen Anteil an  $\text{TiO}_2$ ) in Kombination mit steigenden Gehalten an Manganoxiden zu einer Vergrößerung der Zwischenschichten und Herabsetzung der Schlackeentfernbarkeit führt. Eine Erhöhung der Oxidationsreaktionen im Schlackesystem kann zum Beispiel durch hohe Temperaturen hervorgerufen werden.

**Das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am 20 kW-Faserlaser führte in Abhängigkeit des langsam erstarrenden rutilen Schlacketyps zu adhäsiven Schlackerückständen auf der Oberfläche der Schweißnahtkopfseite. In dieser Hinsicht wurden in metallografischen Befunden Veränderungen am Übergang zwischen Schlacke und Schweißgut identifiziert. Die adhäsive Schichtbildung steht im Zusammenhang mit partiell ausgebildeten Verbindungen zwischen ferritischen Zellkernen des Schweißguts und der Schlacke. Des Weiteren ließ sich mittels ESMA ein signifikanter Einfluss von Chrom nachweisen, weil dieses Element hohe Gehalte im Übergangsbereich zwischen Schlacke und Schweißgut aufweist. Das Abschmelzen der rutilen Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke hatte keine adhäsiven Rückstände zur Folge, weil die Schlacke in einem kurzen Temperaturintervall erstarrt. Dadurch ist die Reaktionszeit zwischen Schlacke und Schweißgut im flüssigen Zustand vermindert.**

### 5.1.4 Untersuchungen zur Schweißnahtausbildung beim CO<sub>2</sub>-Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen

Vergleichende Untersuchungen zum Einsatz moderner Fülldrahtelektroden beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am 6-kW-CO<sub>2</sub>-Laser wurden am hochlegierten Stahl X2 Cr Ni 19 11 mit 5 mm Blechdicke durchgeführt. Das Schweißen in vorlaufender Laserstrahlposition war durch eine begrenzte Prozessstabilität gekennzeichnet, weil der Lichtbogen in stechender Brennerführung eine deutliche Beeinflussung der Metaldampfkapillare zur Folge hatte. In Vorversuchen wurde während des Schweißens der rutilen Fülldrahtelektroden eine ungenügende Durchschweißung bei der Verwendung des Schutzgases 18 % CO<sub>2</sub> in Argon festgestellt. Wie in Abb. 5.24a dargestellt, bildet sich ein durch den Laserstrahl induziertes Metaldampfplasma über der Metaldampfkapillare aus, was zu einer Minimierung der in das Schmelzbad eingekoppelten Laserleistung führt.

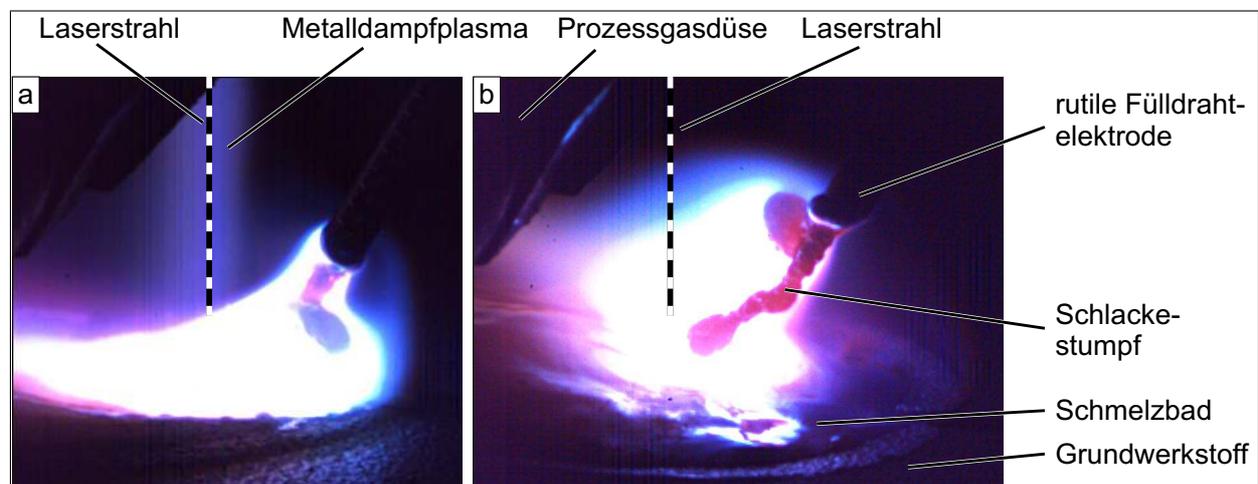


Abbildung 5.24: Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprozess in nachlaufender Laserstrahlposition, Prozessgasdruck: 0,1 bar, rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke ( $\varnothing = 1,2$  mm), Schutzgas besteht aus: a) 18 % CO<sub>2</sub> in Argon (Metaldampfplasmabildung), b) 50 % Helium in Argon

Das über die Prozessgasdüse zugeführte Gas 50 % He in Argon hat bei einem vorliegenden Druck von 0,1 bar eine unzureichende Wirkung hinsichtlich der Unterdrückung des Metaldampfplasmas. Eine Reduzierung des abschirmenden Metaldampfplasmas wurde durch Einleiten eines Schutzgasgemischs aus 50 % Helium in Argon herbeigeführt, wie in Abb. 5.24b dargestellt ist.

Aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit des Heliums besteht der Lichtbogen aus einem hellen maßgeblich stromführenden Kern und einem breiten Übergangsbereich des Plasmas, siehe Abb. 5.24b. Es bildet sich ein für die schleppende Brenneranordnung (nachlaufende Laserstrahlposition) vergleichsweise breites Schmelzbad. Dadurch werden im Gegensatz zum Schweißen unter höheren Argongehalten geringere Nahtüberhöhungen sowie kerbfreie Übergänge von der Schweißnahtoberfläche in den Grundwerkstoff erreicht, die zu einer hohen Schweißnahtqualität führen [262]. Der Werkstoffübergang wird beim eingesetzten Schutzgas 50 % He in Ar durch das Abschmelzverhalten der Schlackefüllung bestimmt. Dabei verbindet sich der gebildete Metalltrop-

fen am Metallmantel der Fülldrahtelektrode zunächst teilweise mit Schlacke aus der Füllung, wie in Abb. 5.24b dargestellt ist. Erreicht der Tropfen etwa die Größe des 1,5fachen Durchmessers der Drahtelektrode, wird er durch die wirkenden Kräfte vom Manteldraht gelöst und bewegt sich entlang der verzögert abschmelzenden Füllung in Richtung Schmelzbad, wie aus Abb. 5.25a zu entnehmen ist. Der Schweißprozess ist bei vergleichsweise großen Tropfendurchmessern durch einen gleichmäßigen Werkstoffübergang gekennzeichnet, wie auch Killing [132] für das MSG-Schweißen zeigte.

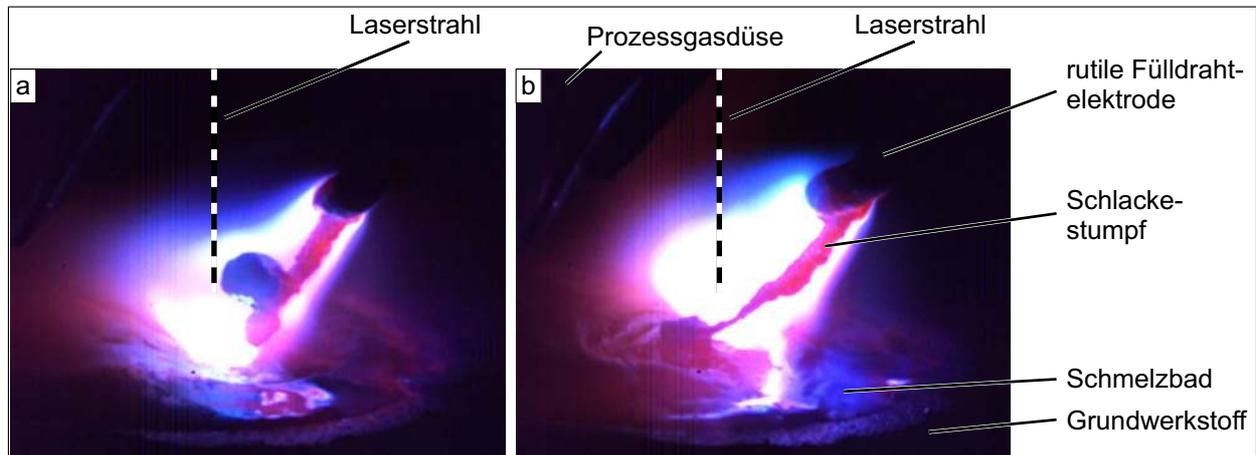


Abbildung 5.25: Werkstoffübergang beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit rutiler Fülldrahtelektrode des langsam erstarrenden Schlackentyps T 19 9 L R M (C) 3

Die zum Teil spiralförmige Bewegung des Tropfens entlang des Schlackestumpfs hat einen stabilisierenden Effekt auf den Tropfenübergang bis in das Schmelzbad, siehe Abb. 5.25b. Aus diesem Grund wurde keine signifikante Spritzerbildung beobachtet. Ebenso wenig lassen die High-Speed-Aufnahmen eine Beeinflussung der Metaldampfkapillare durch den Schlackestumpf oder Werkstoffübergang erkennen. Hier erfolgte teilweise eine Rückstoßbewegung der Schlacke vom Laserstrahl. Die im Bereich der Metaldampfkapillare in das Schmelzbad übergehende Schlacke wird in Form von einzelnen flüssigen Tropfen auf der Schmelzbadoberfläche zunächst radial zum Rand und anschließend zum Ende des Schmelzbads transportiert. In den Ausführungen von Neuenhahn [4] zeigt sich ein divergentes Fließverhalten von Schlacke am Beispiel des Abschmelzens einer basischen Fülldrahtelektrode an einem Baustahl. Demnach erstarrt die basische Schlacke vorwiegend an den Schmelzlinien im Übergang zum Grundwerkstoff und führt zu kerbfreien Übergängen, jedoch fest anhaftenden Rückständen.

Für die vorlaufende Laserstrahlposition wurden die in Abb. 5.26 dargestellten Schweißnahtausbildungen erzielt. Kennzeichnend für diese Konfiguration sind durchgängig hohe Nahtbreiten im lichtbogenbeeinflussten Schweißnahtkopfbereich unabhängig vom verwendeten Zusatzwerkstofftyp. Neuenhahn [4] erzielte beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegierten hochfesten Stählen vergleichbare Ergebnisse. Dagegen konnte kein Einfluss des Werkstoffübergangs auf die Metaldampfkapillare bei geringen Abständen zwischen der Laserstrahlachse und der Elektrodenspitze beobachtet werden, weil die impuls geschweißte Massivdrahtelektrode bei geringen Drahtvorschubgeschwindigkeiten abgeschmolzen wurde. Die niedrigen Stromstärken haben eine geringe Kraftwirkung des Lichtbogens auf das Schmelzbad zur Folge. Das Schwei-

ßen der Fülldrahtelektroden erfordert bei Drahtvorschubgeschwindigkeiten zwischen  $14 \text{ m min}^{-1}$  und  $15 \text{ m min}^{-1}$  hingegen geringere Stromstärken und führt zu einer kleineren Kraftwirkung auf das Schmelzbad. Die Vergleichbarkeit zu Massivdraht-geschweißten Verbindungen ist dennoch gegeben, da aufgrund der hohen Ausbringung einer Massivdrahtelektrode bereits bei geringen Drahtvorschubgeschwindigkeiten hohe Abschmelzleistungen vorliegen.

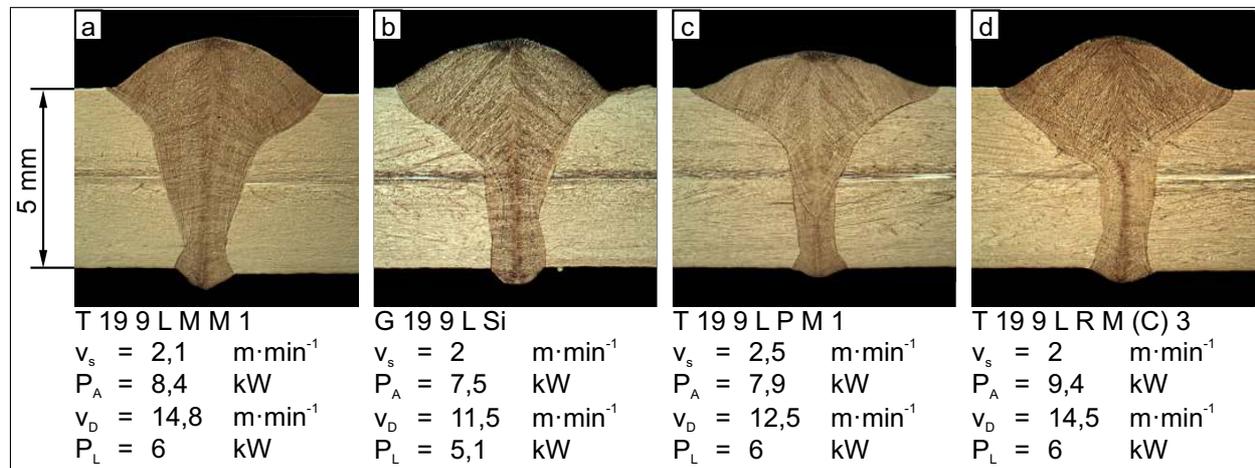


Abbildung 5.26: Querschliffe aus Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten an einem 5 mm starken Cr-Ni-Stahl, geschweißt mit: a) Metallpulverfülldrahtelektrode, b) Massivdrahtelektrode sowie rutilen Fülldrahtelektroden mit c) schnell und d) langsam erstarrender Schlacke

Wie anhand der Schweißparameter für Abb. 5.26a aufgelistet ist, lässt sich die Metallpulverfülldrahtelektrode bei hohen Stromstärken mit vernachlässigbarer Spritzerbildung abschmelzen. Bei Drahtvorschubgeschwindigkeiten zwischen  $14 \text{ m min}^{-1}$  und  $15 \text{ m min}^{-1}$  wird eine schmale keilförmige Einbrandgeometrie des durch den Lichtbogen beeinflussten Bereichs bis in die Schweißnahtwurzel beobachtet. Die mit der Massivdrahtelektrode hergestellte Schweißverbindung in Abb. 5.26b weist hingegen eine geringere Einbrandtiefe durch den Lichtbogen auf, weil für einen spritzerfreien Prozess mit kontrollierbarer Schmelzbaddynamik geringe Stromstärken erforderlich waren. Dabei wird eine Einbrandgeometrie erzielt, die vergleichbar zu den mittels rutilen Fülldrahtelektroden hergestellten Verbindungen ist, siehe Abb. 5.26c und d. Der Einbrand im laserstrahlbeeinflussten Bereich innerhalb einer Schweißnaht variiert deutlich und führt zu teilweise unsymmetrischen Nahtformen, siehe Abb. 5.26d. Durch den Einsatz von 2% Wasserstoff in Argon als Wurzelschutz sind die Oberflächen der Schweißnahtwurzeln aller Verbindungen durch kerbfreie Übergänge in den Grundwerkstoff gekennzeichnet.

Grundsätzlich gilt für das MSG-Schweißen schlackeführender Drahtelektroden die Empfehlung, in schleppender Brenneranordnung zu schweißen, um ein Vorlaufen der Schlacke vor dem Schmelzbad und somit dem Risiko von Einschlüssen und Nahtinhomogenitäten entgegenzuwirken. In diesem Zusammenhang stellt das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen der rutilen Fülldrahtelektroden in stechender Brenneranordnung (vorlaufende Laserstrahlposition) eine Besonderheit dar, weil im Stumpfstoß ein Vorlaufen der Schlacke unterbunden wird. Indessen wird in nachlaufender Laserstrahlposition die Bildung von Einbrandkerben begünstigt, weil die entstehenden Strömungen ein Aufstauen der Schmelze in Schweißnahtmitte sowie eine leichte Unterwölbung der Nahtflanken verursachen, siehe Abb. 5.27.

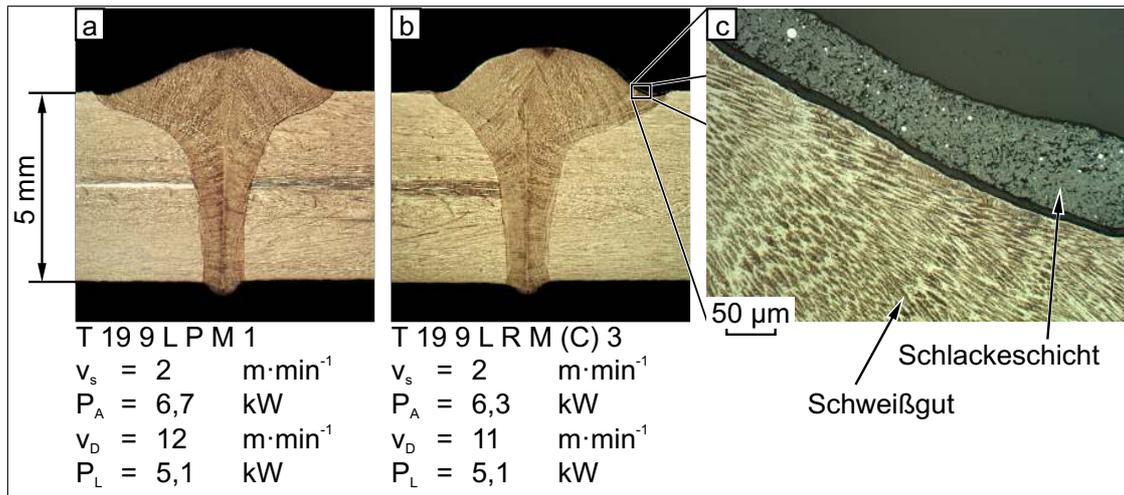


Abbildung 5.27: Querschliffe aus Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten an einem 5 mm starken Cr-Ni-Stahl, nachlaufende Laserstrahlposition, geschweißt mit: rutilen Fülldrahtelektroden mit a) schnell und b) langsam erstarrender Schlacke c) zurückbleibende Schlacke in Einbrandkerben

In den unterwölbten schmelzliniennahen Bereichen der Schweißgutoberfläche haftet teilweise Schlacke an, die sich durch anschließende mechanische Oberflächenbehandlung nicht vollständig entfernen lässt, wie in Abb. 5.27a und b anhand der Schweißungen mit rutilen Fülldrahttypen dargestellt ist. Die metallografische Präparation hat jedoch ein partielles Ablösen der Schlackeschicht zur Folge, wie aus Abb. 5.27c deutlich hervorgeht. Während das Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißen mit rutilen Fülldrahtelektroden zu Nahtgeometrien und -qualitäten führt, die nach DIN EN ISO 13919-1 und DIN EN 25817 der Bewertungsgruppe B zuzuordnen sind, resultieren beim Einsatz der Metallpulverfüll- sowie Massivdrahtelektroden deutliche Nahtüberhöhungen und Einbrandkerben, die der Bewertungsgruppe C und D entsprechen. Hinsichtlich der Verwendung dieser Drahtelektroden zeigt sich unter den vorliegenden Bedingungen in vorlaufender Laserstrahlposition bei stehender Brenneranordnung eine qualitativ hochwertige Ausbildung der Schweißnähte. Die geometrischen Kennwerte der Schweißnähte zur Beurteilung von Unregelmäßigkeiten sind in Tab. 6.5 (S. 211) aufgelistet.

***In Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuchen am CO<sub>2</sub>-Laser wurden mit allen verwendeten Zusatzwerkstoffen Ergebnisse erzielt, die der Bewertungsgruppe B der Normen DIN EN 25817 [244] und DIN EN ISO 13919-1 [243] entsprechen. Das Abschmelzen der Metallpulver- und Massivdrahtelektroden war in nachlaufender Laserstrahlposition (schleppende Brennerstellung) und bei einem Anstellwinkel von 30° zwischen Laserstrahl- und Brennerachse durch eine starke Nahtüberhöhung sowie Einbrandkerbenbildung auf der Schweißnahtkopffseite gekennzeichnet. Die rutilen Fülldrahtelektroden eignen sich für die vor- und nachlaufende Laserstrahlposition. In nachlaufender Laserstrahlposition werden jedoch leichte Nahtunterwölbungen an den Schmelzlinien beobachtet, welche das Entfernen von Schlackerückständen in diesem Bereich erschweren.***

### 5.1.5 Schlackeverhalten nach dem Abschmelzen rutiler Fülldrahtelektroden beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit CO<sub>2</sub>-Laser

Wie bereits im Kap. 2.4.1 (35) des Kenntnisstands erläutert, wird die Korrosionsbeständigkeit austenitischer Schweißgüter durch adhäsive Schlackerückstände auf der Schweißgutoberfläche herabgesetzt. Solche Schweißnahtinhomogenitäten zeigten sich beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen der rutilen Fülldrahtelektroden.

- nachlaufende Laserstrahlposition

Um den Einfluss des über die Brennerdüse zugeführten Schutzgases auf das Schlackeverhalten abgeschmolzener rutiler Fülldrahtelektroden an der Schweißgutoberfläche zu untersuchen, wurde das üblicherweise beim MSG-Schweißen verwendete Gasgemisch 18 % CO<sub>2</sub> in Argon eingesetzt. Zur Minimierung der damit verbundenen Bildung eines Metaldampfplasmas über der Metaldampfkapillare war eine Erhöhung des Prozessgasdrucks von 0,1 bar auf 0,3 bar erforderlich. Der Gasstrom aus dem MSG-Brenner wird dann durch den Prozessgasstrom verdrängt und ermöglicht ein Durchschweißen der Blechproben. Das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am CO<sub>2</sub>-Laser war beim Abschmelzen der rutilen Fülldrahtelektrodentypen bei hohen Stromstärken und großer Lichtbogenlänge durch adhäsive Schlackerückstände auf der Oberfläche der Schweißnahtkopfseite gekennzeichnet, siehe Abb. 5.28.

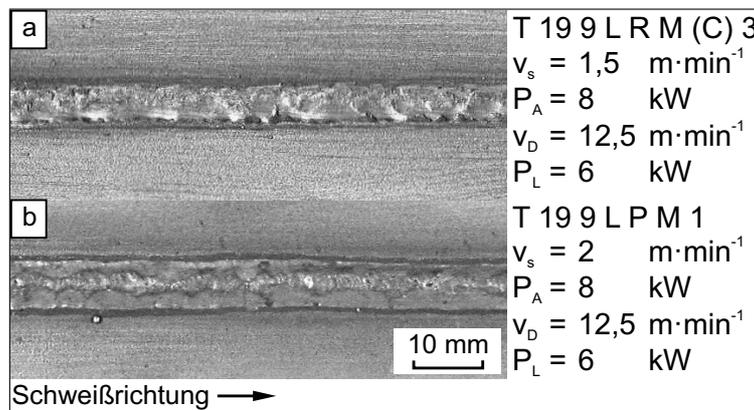


Abbildung 5.28: Nahtansichten auf Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen, nachlaufende Laserstrahlposition, Schutzgas: 18 % CO<sub>2</sub> in Argon geschweißt mit: rutilen Fülldrahtelektroden mit a) langsam und b) schnell erstarrender Schlacke, Abstand  $a_t$  für a) 10 mm und b) 2,5 mm

Das Ergebnis der Schweißungen mit rutilen Fülldrahtelektrodentypen in Abb. 5.28a weist nach der Reinigung eine partiell raue Struktur im mittleren Bereich des Schweißnahtkopfes und im Bereich des Übergangs zum Grundwerkstoff auf. Eine Variation des Abstands  $a_t$  zwischen Laserstrahlachse und Drahtelektroden spitze hat keine Veränderung der beobachteten adhäsiven Wirkung der Schlacke zur Folge.

Wie in Abb. 5.29a dargestellt, erstarrt das Schweißgut unterhalb der Schweißnahtoberfläche primär austenitisch. Weiterhin ist das Schweißgut durch einen rauen Übergang zur Schlacke charakterisiert, siehe Abb. 5.29b. Bereits auf Grundlage der optisch-mikroskopischen Auswertung ließen sich eine feinere Dendritenstruktur sowie die Entstehung neuer Verbindungen in der auf

dem austenitischen Schweißgut erstarrten Schlacke gegenüber den adhäsiven Schlackeschichten auf primär ferritisch erstarrtem Gefüge erkennen.

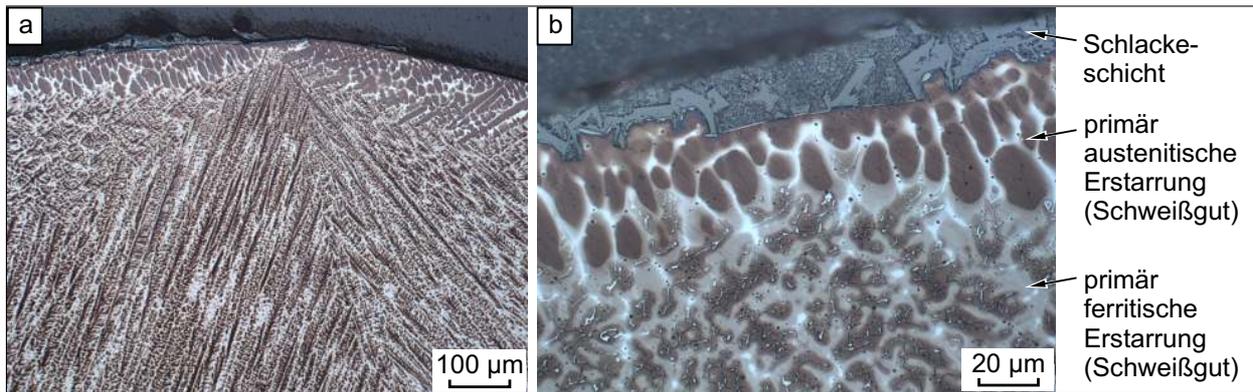


Abbildung 5.29: Mikroaufnahmen im Kopfbereich einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung, nachlaufende Laserstrahlposition, geschweißt mit rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke

Die Ergebnisse der Messungen am EBSD-Modul eines Rasterelektronenmikroskops sind in Abb. 5.30 in Form von Beugungsbildern (Kikuchi-Pattern) sowie Beugungsspektren dargestellt. Dem Sekundärelektronenkontrastbild sind Poren mit einem Durchmesser von wenigen  $\mu\text{m}$  im Schweißgut zu entnehmen, die teilweise Schlacke enthalten. Es konnte bestätigt werden, dass eine höhere Porenhäufigkeit vorliegt, als in Schweißgütern, zu deren Erzeugung Massivdrahtelektroden dienen. Vergleichbare Einschlussgrößen wurden an MSG-Schweißnähten von Liao & Chen [76] beobachtet.

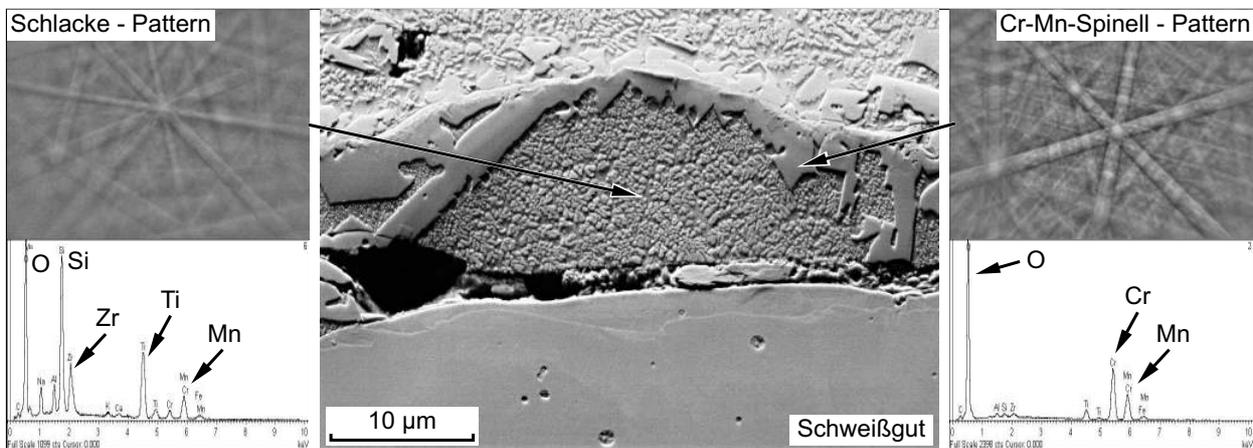


Abbildung 5.30: EBSD der Schlacke im Kopfbereich einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung, nachlaufende Laserstrahlposition, geschweißt mit rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke

In der Schlacke wurde eine einkristalline kubische Oxidverbindung aus Chrom und Mangan identifiziert. Diese auf der Schweißgutoberfläche adhäsiv wirkende Struktur bildet sich bei Anstieg des reaktionsfähigen Sauerstoffs in der Schlacke, wie du Toit und Pistorius [138] beim WIG-Schweißen an hochlegierten Stählen beobachtet haben. Die Bildung der beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit rutilen Fülldrähten hervorgerufenen Spinellverbindungen ist vornehmlich als Reaktionsprodukt der Umwandlungen in der rutilen Schlacke zu sehen. Die Struktur in der

angrenzend zu den Spinellkristallen feindendritisch erstarrten Schlacke enthält im Vergleich zu langsam erstarrten Schlackeschichten, die sich im Einbrandkerbenbereich befinden (siehe Abb. 5.27c, S. 127) keine chromreichen Partikel.

Zur Minimierung der Bildung adhäsiver Schlackerückstände bei nachlaufender Laserstrahlposition wurde der Prozessgasdruck sowie die Abschmelzleistung verringert. Eine Zuführung von Prozessgas bei 0,1 bar setzte dabei den Einsatz des Schutzgases 50 % Helium in Argon voraus, um die Ausbildung eines abschirmenden Metaldampfplasmas zu vermeiden. Für eine sichere Kopplung des Lichtbogens mit dem Laserstrahl wurde der Abstand  $a_t$  zwischen Laserstrahlachse und Drahtelektroden spitze auf 2 mm eingestellt. Die in Abb. 5.31 dargestellten Nahtansichten zeigen eine verminderte Bildung adhäsiver Schlackerückstände auf der Schweißnahtkopfoberfläche. Schweißstrom und -spannung wurden innerhalb der herstellerbezogenen Grenzangaben eingestellt, wie anhand der aufgelisteten geringen Lichtbogenleistung zu erkennen ist.

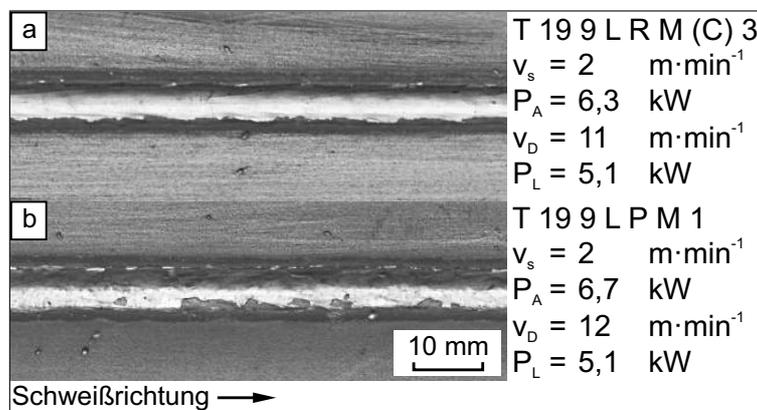


Abbildung 5.31: Nahtansichten auf Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen, nachlaufende Laserstrahlposition, Schutzgas: 50 % Helium in Argon, geschweißt mit: rutilen Fülldrahtelektroden mit a) langsam und b) schnell erstarrender Schlacke

Nach dem Abschmelzen der rutilen Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke ergab sich die Bildung einzelner Schlackeinseln, die analog beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am Faserlaser zu beobachten sind. Das Schweißgut erhält durch die schnell erstarrende Schlacke eine Oberfläche mit leichten vernachlässigbaren Unebenheiten. Nach der mechanischen Reinigung sind adhäsive Schlackerückstände auf den Nahtunterwölbungen an der Schmelzlinie zu erkennen, welche auf den konfigurationsbedingten Effekt der Einbrandkerbenbildung in schleppender Brennerstellung zurückzuführen sind, siehe Abb. 5.31b. Zur Minimierung dieses Effekts wurden weiterführende Versuche mit vorlaufender Laserstrahlposition durchgeführt, um mit der stechenden Brennerstellung einen kerb- und unterwölbungsfreien Übergang an den Schweißnahtflanken zu begünstigen.

- vorlaufende Laserstrahlposition

Bei einem Abstand zwischen Laserstrahlachse und Elektrodenspitze von 2 mm bis 3 mm wurden in stechender Brenneranordnung die Schweißgeschwindigkeit und Laserstrahlleistung konstant gehalten. Da sich die Einflüsse des Lichtbogenprozesses in vorlaufender Laserstrahlposition signifikant auf die Stabilität der Metaldampfkapillare auswirken können, wurde der Prozessgasdruck auf einen optimalen Wert von 0,3 bar für die vorliegenden Strömungsbedingungen eingestellt. Eine vollständige Durchzeichnung bei der High-Speed-Videoaufnahme des Prozessbereichs war aufgrund des hohen Kontrastverhältniss von der Schmelzbadumgebung zum überstrahlten Lichtbogenkern bei entsprechender Vergrößerung am Objektiv nicht gegeben. Deswegen ist im Folgenden das beim Schweißen beobachtete Schlacken- und Schmelzbadverhalten durch einen schematischen Linienverlauf hervorgehoben.

Wie anhand der in Abb. 5.32a und b dargestellten Bilder zu erkennen ist, verursachen die lokalen Druckverhältnisse ein Verdrängen der Schmelze aus der durch den Lichtbogen und Laserstrahl aufgeschmolzenen Einbrandmulde. Das flüssige Metall strömt in das Ende des Schmelzbad ab.

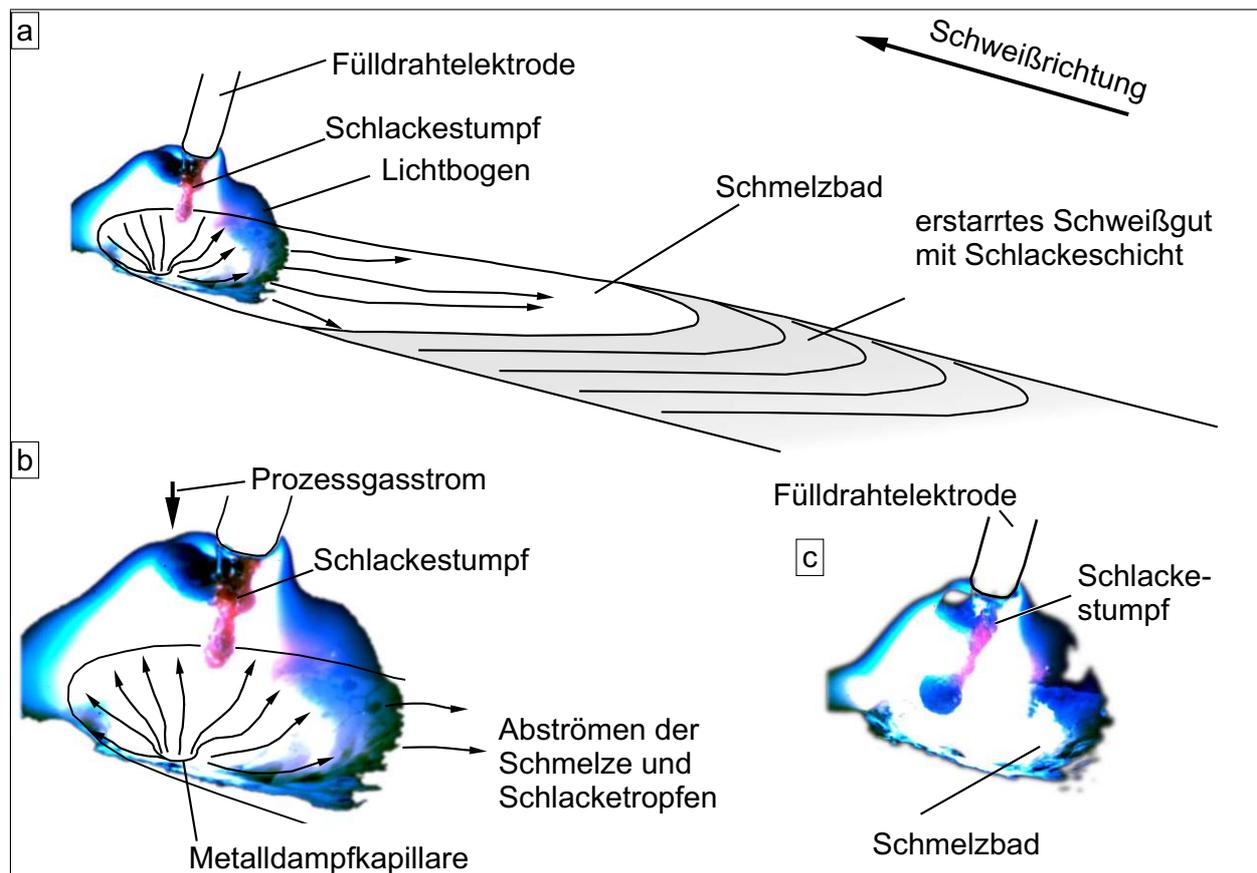


Abbildung 5.32: Modell zur Beschreibung des Schlackeverhaltens und Werkstoffübergangs anhand von Einzelaufnahmen aus einer High-Speed-Videoaufnahme beim Laserstrahl-MSG-Hybridsschweißen, Aufnahmen durch schematische Linienverläufe der Schmelzbadströmungen ergänzt, vorlaufende Laserstrahlposition, Schutzgas: 18 % CO<sub>2</sub> in Argon, rutile Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke

Der vergleichsweise hohe Prozessgasdruck ermöglichte eine wirksame Minimierung der abschirmenden Plasmabildung und somit den Einsatz von 18 % CO<sub>2</sub> in Argon als Schutzgas. Im Ge-

gensatz zum Schweißen in nachlaufender Laserstrahlposition geht aus der in Abb. 5.32b vergrößerten Darstellung der Prozesszone ein verkürzter Schlackestumpf hervor. Bei geringer Lichtbogenlänge sowie kleinem Abstand zur Laserstrahlachse schmilzt die Schlacke vollständig vor dem Übergang in das Schmelzbad, wie in Abb. 5.32c dargestellt ist. Dabei zeigt sich eine mit dem Verhalten in nachlaufender Laserstrahlposition vergleichbare Tropfenablösung, bei der das flüssige Metall entlang des Schlackestumpfes in das Schmelzbad übergeht. Diese Ausprägung des Materialverhaltens unterscheidet sich von der Grundform des Schweißens mit Fülldrahtelektroden dahingehend, dass der flüssige Metalltropfen nicht durch Scherkräfte vom Schlackestumpf getrennt wird, wie zum Beispiel Schellhase [143] für das MSG-Schweißen und Neuenhahn [4] für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen einer basischen Fülldrahtelektrode an niedriglegierten Stählen beschreiben. Die wirkenden Prozessgasströmungen hatten keinen signifikanten Einfluss auf den Werkstoffübergang, so dass bei einer vernachlässigbaren Spritzerbildung hohe Schweißnahtqualitäten erzielt wurden.

In der vorlaufenden Laserstrahlposition wird ein geringer Anteil an adhäsiver Schlacke auf der Schweißgutoberfläche beobachtet, siehe Abb. 5.33. Weiterhin ließ sich eine Abhängigkeit der Größe und Häufigkeit dieser anhaftenden Rückstände von der Lichtbogenlänge feststellen. So folgt ein höherer Anteil bei hohen Schweißspannungen, das heißt bei langem Lichtbogen, wie in Abb. 5.33 b und d anhand der schwarz hervorgehobenen Bereiche auf den gebürsteten Schweißnahtkopfoberflächen dargestellt ist. Ebenso lässt sich das mechanische Verhalten der Schlackeschicht nach dem Schweißen mit der Lichtbogenlänge korrelieren. Die Wahl eines längeren Lichtbogens hat dabei einen Zerfall der Schicht in einzelne kleinere Teile zur Folge, siehe Abb. 5.33 a. Wird der Abstand der abschmelzenden Elektrodenspitze durch einen kurzen Lichtbogen zum Schmelzbad verringert, erfolgt eine homogenere Schlackeabdeckung mit größeren zusammenhängenden Schichtbereichen. Die Schlacke lässt sich infolge der gleichmäßigen Filmbildung nahezu vollständig durch mechanische Reinigung entfernen, wie in Abb. 5.33c und e dargestellt ist.

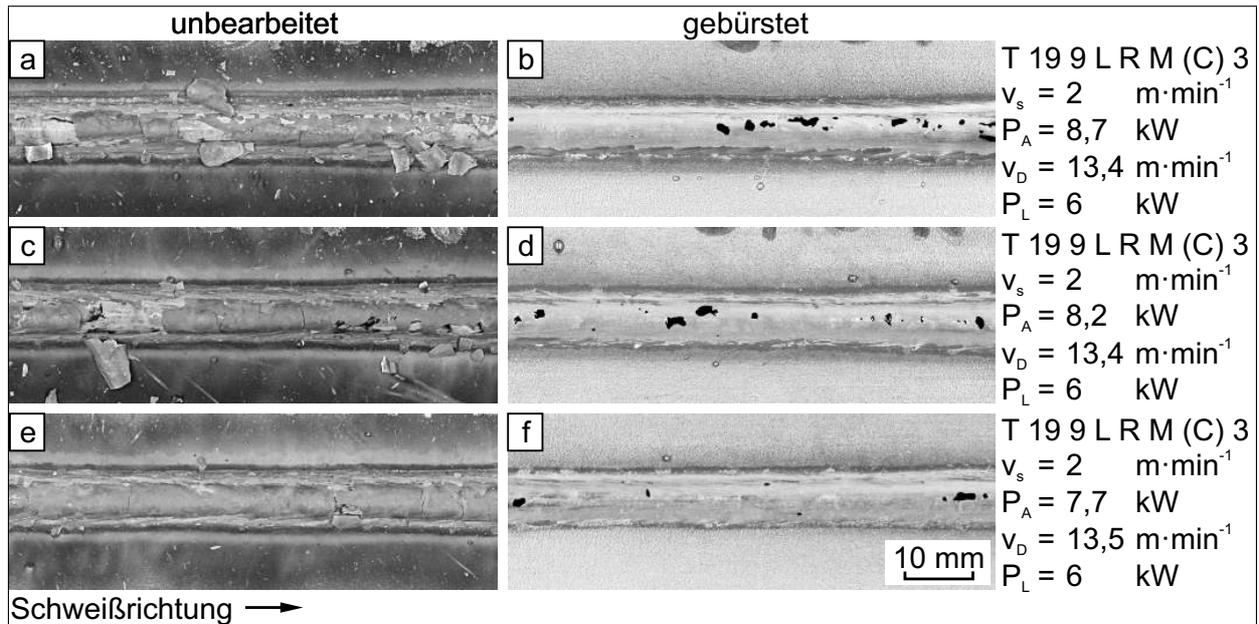


Abbildung 5.33: Nahtansichten von Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen für verschiedene Lichtbogenlängen, vorlaufende Laserstrahlposition, Schutzgas: 18 % CO<sub>2</sub> in Argon, geschweißt mit: rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke

Im Vergleich zur nachlaufenden Laserstrahlposition weisen die adhäsiven Schlackerückstände an der Schmelzlinie eine geringe Schichtdicke auf. Hier zeigt sich die Tendenz, dass die Haftwirkung in diesem Bereich sich mit kürzeren Lichtbogenlängen auf ein Minimum reduzieren lässt, siehe Abb. 5.33f. Ein dazu divergentes Fließverhalten wird von Vallant und Fiedler [133] auf Schmelzbädern beschrieben, die mit rutilhaltigen Fülldrähten beim MSG-Schweißen erzeugt wurden und durch eine unvollständige Bedeckung mit Schlacke in Schweißnahtmitte infolge eines geringen Gehalts an Schlackebildnern gekennzeichnet sind. In diesem Zusammenhang wirken sich die vom Schweißprozess abhängigen Schmelzbadformen sowie auch Strömungen signifikant auf die Schichtbildung aus.

Eine weiterer Faktor hinsichtlich der Schlackeschichtbildung ist das abgeschmolzene Schlackevolumen pro Flächeneinheit der Schweißnahtoberfläche in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit und der Abschmelzrate. Zur Abschätzung des für die Schweißgutoberfläche zur Verfügung stehenden Anteils an Schlackevolumen wurden die Schweißparameter einer MSG- sowie einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht gegenübergestellt und sind in Abb. 5.34 zusammenfassend dargestellt.

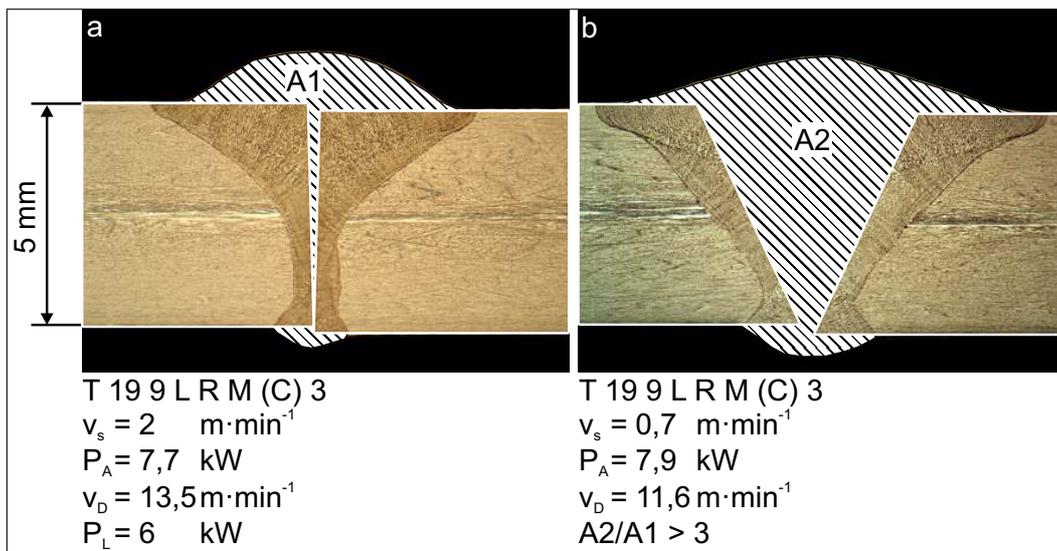


Abbildung 5.34: Anteile des eingebrachten Schweißguts aus dem Zusatzwerkstoff a) einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht für die vorlaufende Laserstrahlposition und b) MSG-Schweißung, Schutzgas: 18 %  $\text{CO}_2$  in Argon, geschweißt mit: rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke

Wie anhand der in Abb. 5.34 schraffiert markierten Flächen dargestellt, ist im Vergleich zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen für das MSG-Schweißen der aus dem Zusatzwerkstoff eingebrachte Anteil im Schweißgut über das Dreifache höher, weil eine entsprechende Vorbereitung mit größerem Nahtvolumen vorliegt. In Verbindung dieser Angaben mit der Schweiß- und Drahtvorschubgeschwindigkeit lässt sich eine Abschätzung des Streckenvolumens an eingebrachter Schlacke sowie eine Normierung auf die vorhandene vom Schweißverfahren abhängige Schweißnahtoberfläche durchführen. Das Ergebnis zeigt unter Berücksichtigung der spezifischen Einbrandbreiten an der Schweißnahtkopfseite ein mindestens 1,5fach höheres Schlackenvolumen für eine MSG-Schweißung für die genannten Bedingungen. Damit lässt sich gegenüber dem konventionell eingesetzten Schweißverfahren ein Defizit an Schlacke für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen verdeutlichen, welches unter anderem zur erläuterten dünnen Schlackeschicht im Bereich zwischen der Schmelzlinie und der Schweißnahtkopfüberwölbung beiträgt. Für eine vollständige Schlackeschichtbildung beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen ist eine Anpassung des Füllgrads der rutilen Fülldrahtelektroden erforderlich.

- Fazit zum Schlackeverhalten beim  $\text{CO}_2$ -Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen rutiler Fülldrahtelektroden

**Das Abschmelzen rutiler Fülldrahtelektroden in nachlaufender Laserstrahlposition unter Schutzgas mit 18%  $\text{CO}_2$  in Argon hat unabhängig vom eingesetzten Schlackentyp stark anhaftende Schlackerückstände auf der Schweißnahtkopfoberseite zur Folge. Einen Einfluss auf diesen Effekt haben lange Lichtbögen, hohe Schweißströme und Schmelzbadströmungen infolge des hohen Prozessgasdrucks zur Vermeidung eines abschirmenden Plasmas. Es wurde die Bildung von primär austenitisch erstarrtem Gefüge in der Mitte des Schweißnahtkopfs beobachtet. In den Schlackerückständen wurden Cr-Mn-Spinell-Verbindungen nachgewiesen. Durch den Einsatz von Schutzgas bestehend aus 50 % Helium in Argon**

**ließ sich der Prozessgasdruck auf 0,1 bar reduzieren und der Einfluss auf die Schmelzbadströmungen verringern. In Verbindung mit geringen Lichtbogenleistungen und -längen bildet sich eine glatte Schweißnahtoberfläche aus und die Schlacke lässt sich mit geringem Aufwand entfernen.**

**In vorlaufender Laserstrahlposition zeigt sich beim Einsatz rutiler Fülldrahtelektroden ein signifikanter Einfluss des Prozessgasstroms sowie der Lichtbogenparameter auf das Schlackeverhalten. So ließ sich die Schlacke bei kurzen Lichtbogenlängen und hohem Prozessgasdruck von der Schweißgutoberfläche entfernen. Durch den Prozessgasstrom werden Schmelze und geschmolzene Schlacketropfen aus dem Bereich der Metaldampfkapillare in das Schmelzbadende transportiert. Es entsteht ein muldenförmiges Schmelzbad mit tiefem Einbrand des lichtbogenbeeinflussten Bereichs. Bei einem Prozessgasdruck von 0,3 bar hat die Zuführung von Schutzgas mit 18% CO<sub>2</sub> in Argon keine Beeinflussung der Metaldampfkapillare zur Folge, da das Schutzgas durch Prozessgas verdrängt wurde. Bei sehr kurzen Lichtbogenlängen schmilzt die Spitze der Drahtelektrode angrenzend zur Laserstrahlachse. Infolge der hohen Temperaturen verflüssigt der im Vergleich zur nachlaufenden Laserstrahlposition kurze Schlackestumpf ohne den Laserstrahl zu beeinflussen. Herauszustellen sind die kerbfreien Übergänge in den Grundwerkstoff, die hohe Schweißnahtqualität und der spritzerarme Prozess bei hohen Abschmelzleistungen.**

### **5.1.6 Vergleichende Bewertung der durchgeführten MSG-Schweißungen**

Die zum Vergleich angefertigten MSG-Schweißnähte sind in Abb. 5.35 dargestellt. Aufgrund unterschiedlicher Einbrandeigenschaften der Zusatzwerkstoffe waren Modifikationen der Fugenspalte sowie -steghöhen erforderlich. So setzte das Abschmelzen der Metallpulverfülldrahtelektrode und der Massivdrahtelektrode eine Fugengeometrie mit Steghöhen von jeweils 2 mm und 1 mm bei einer Spaltbreite von 0,3 mm voraus, um die in Abb. 5.35a und b gezeigten Schweißnahtgeometrien zu erzielen. Durch den Einsatz des Schutzgases 2,5 % CO<sub>2</sub> in Argon erfolgte eine konzentrierte Wärmeeinbringung in die Schmelzbadmitte und führte zu einer sicheren Wurzeldurchschweißung. An allen durchgeführten Schweißungen wurde die Bewertungsgruppe B nach DIN EN 25817 [244] erzielt, wie anhand der geometrischen Kennwerte an Querschliffen aus Tab. 6.5 (S. 211) hervorgeht.

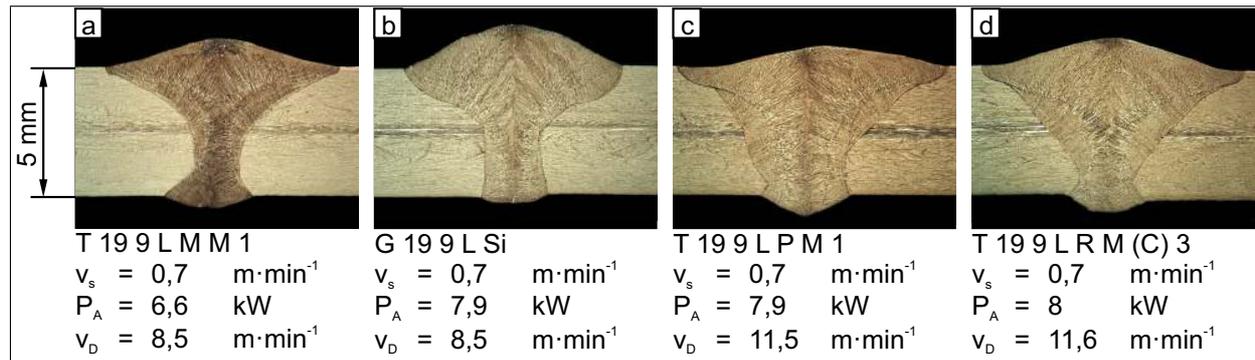


Abbildung 5.35: Querschliffe aus MSG-Schweißnähten an X2 Cr Ni 19 11, geschweißt mit: a) Metallpulverfülldrahtelektrode, b) Massivdrahtelektrode sowie rutilen Fülldrahtelektroden mit c) schnell und d) langsam erstarrender Schlacke

Für den Einsatz rutiler Fülldrahtelektroden wurden die Spaltbreiten erhöht und die Steghöhen minimiert, um angesichts des flachen Einbrands dieser Drahtelektrodentypen eine sichere Wurzel Ausbildung zu ermöglichen, siehe Abb. 5.35c und d. Zur Vermeidung vorlaufender Schlacke, die zu Einschlüssen und Poren führen kann, erfolgte das Schweißen der Fülldrahtelektroden in schleppender Brennerstellung. Durch die hohe Wärmeleitfähigkeit des Schutzgases 18 % CO<sub>2</sub> in Argon wird ein breiter Einbrand erreicht. Weitere Parameter des Schweißprozesses sowie der Fugenvorbereitung sind in Tab. 6.6 (S. 212) angegeben. Das Gefüge der MSG-Schweißungen besteht in allen Schweißgutbereichen vornehmlich aus vermikularem  $\delta$ -Ferrit, siehe Abb. 5.36c und d. In Studien von David [44] wurde diese Form des Gefüges in Wurzel- und Zwischenlagen beim Schweißen an dickwandigen Blechen (25 mm) beobachtet. Aus der optischen Auswertung anhand von Vergleichsbildern ist der Gehalt an  $\delta$ -Ferrit größer als 5 FN. Aufgrund einer durchgehenden Aufmischung des Zusatzwerkstoffs im Schweißgut, die zu einer vollständig ferritischen Primärkristallisation führte, konnten an keiner der untersuchten Proben Heißrisse identifiziert werden.

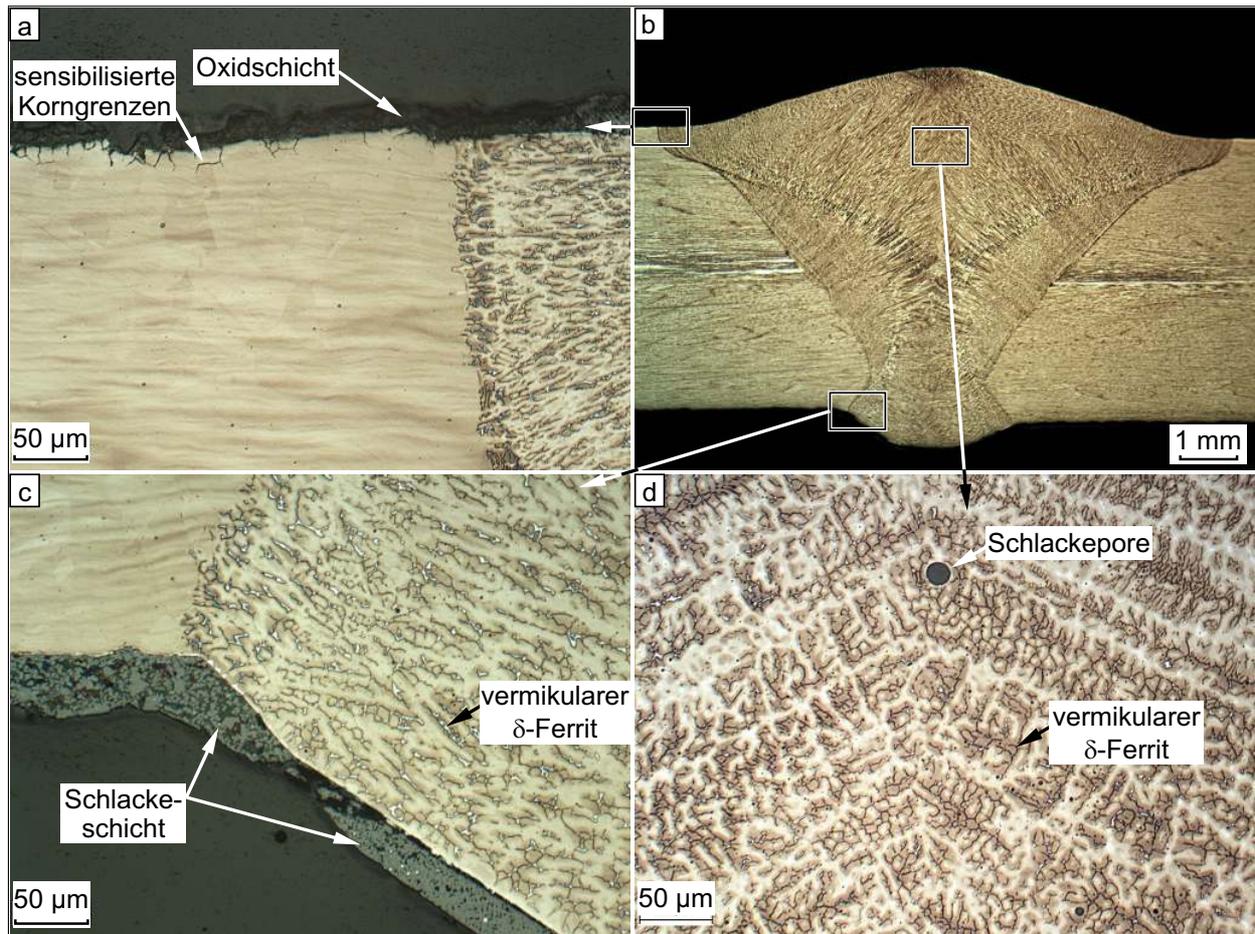


Abbildung 5.36: Übersicht und Mikraufnahmen aus einer MSG Schweißnaht, Zusatzwerkstoff: rutile Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke, Schweißparameter: siehe Abb. 5.35d

Die mittels rutiler Fülldrahtelektroden hergestellten Schweißgüter sind durch einen geringen Anteil an Schlackeporen mit einem Durchmesser unter  $50\ \mu\text{m}$  gekennzeichnet, wie in Abb. 5.36d dargestellt ist. Die Wachstumsrichtung der Dendriten ist in Schweißgutmitte zur Schweißgutoberfläche gerichtet und vergleichbar mit dem lichtbogenbeeinflussten Bereich der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähte. Im Vergleich zum Schweißgut der Hybridschweißnähte ist in den MSG-Schweißungen keine Mittellinie zu erkennen, die das Zusammentreffen der Dendriten in der Mitte des Schweißguts kennzeichnet. Dies ist infolge des großen Schmelzbadvolumens sowie der geringen Schweißgeschwindigkeit auf die ungerichtete Erstarrung zurückzuführen [22].

Der Einsatz rutiler Fülldrahtelektroden führt zu stark anhaftenden Schlackerückständen am Übergang von der Schweißgutwurzel zum Grundwerkstoff, siehe Abb. 5.36c. Obwohl diese Drahtelektrodentypen vornehmlich für das Schweißen von Füll- und Decklagen geeignet sind, wurden gute Ergebnisse hinsichtlich des Abfließens von Schlacke im Schweißnahtwurzelbereich erzielt. Alle untersuchten Schweißnähte, die mit den zugrundeliegenden Drahtelektroden hergestellt wurden, sind nach DIN EN 25817 der Bewertungsgruppe B zuzuordnen [244].

Wie in Abb. 5.36a dargestellt ist, weisen Korngrenzen an der Blechoberfläche der WEZ einen hohen Kohlenstoffgehalt auf, welcher aus dem verwendeten Schutzgas 18 %  $\text{CO}_2$  in Argon stammt. Durch das hohe Oxidationspotential des Schutzgases sowie den Einfluss des Lichtbogens bildet

sich in diesen Bereichen eine Oxidschicht. Unter Verwendung des Schutzgases 2,5 % CO<sub>2</sub> in Argon (Metallpulver- und Massivdrahtelektroden) ist weder eine Sensibilisierung der Korngrenzen noch eine ausgeprägte Oxidschichtbildung zu beobachten, da ein Abbrand von Legierungselementen sowie der Eintrag von Kohlenstoff vernachlässigbar ist.

***Einlagige MSG-Schweißversuche am 5 mm starken austenitischen Chrom-Nickel-Stahl führten zu einer primär ferritischen Erstarrung des Schweißguts mit vornehmlich vermikularem  $\delta$ -Ferrit. Im Vergleich dazu besteht das Gefüge in Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten aus vermikularem und lattenförmigen (lathy)  $\delta$ -Ferrit. Im laserstrahlbeeinflussten Bereich besitzen die Ferritkerne der Dendriten einen geringen Abstand zueinander und sind durch geringe Breiten gekennzeichnet.***

### **5.1.7 Vergleichende Auswertung des Festigkeits- und Zähigkeitsverhaltens an Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten sowie MSG-Schweißnähten**

- **Querzugversuche**

Zur Untersuchung der Festigkeits- sowie Verformungseigenschaften wurden Metallpulverfülldrahtgeschweißte Verbindungen eingesetzt, da sich mit dem Metallpulvertyp Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähte mit tiefem Einbrand des lichtbogenbeeinflussten Bereichs bis in die Schweißnahtwurzel erzeugen ließen, siehe Abb. 5.26 (S. 126).

Bei der Querzugprüfung an Flachzugproben zeigten sich sowohl an Laserstrahl-MSG-Hybrid- als auch an MSG-Schweißverbindungen hohe Festigkeiten und erfüllen die Mindestanforderungen an den Grundwerkstoff nach DIN EN 10088-2 [233]. Die Dehngrenzen  $R_{p0,2}$  liegen jeweils über 280 MPa und die Zugfestigkeiten  $R_m$  über 560 MPa.

Das eingesetzte Schweißverfahren wirkte sich deutlich auf die mittels digitaler Bildkorrelation (DIC) gemessenen Dehnungen an den Probenoberflächen aus. Nach Definition einer Anfangsmesslänge von 18,5 mm betragen die Bruchdehnungen  $A_{18,5\text{mm}}$  für Querzugproben, welche aus Laserstrahl-MSG-Hybridschweißproben gefertigt wurden, zwischen 65 % und 70 %, wie in Abb. 5.37 dargestellt ist. Die maximalen lokalen Dehnungen wurden im Schweißgut, im Bereich der Schmelzlinie sowie im Grundwerkstoff gemessen. So zeigen sich auf der Schweißnahtkopfseite lokale Dehnungskonzentrationen im Schmelzlinienbereich vor Erreichen der Gleichmaßdehnung  $A_{gt}$  von 51 %. Auf der Quer- und Wurzelseite wurden bis zum Versagen der Probe maximale Dehnungen im Schweißgut sowie im Grundwerkstoff gemessen. Der qualitative Verlauf der lokalen Dehnungen im Schweißgut ist bis zum Erreichen der Gleichmaßdehnung vergleichbar mit den Dehnungen im Grundwerkstoff. In diesem Bereich ist das Einsetzen der Einschnürung durch eine Erhöhung des Anstiegs der lokalen Dehnungen gekennzeichnet.

Die Bruchpositionen der aus Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverbindungen gefertigten Querzugproben befinden sich sowohl im Grundwerkstoff als auch im Schweißgut. Bei Versagen in der Schweißnaht verläuft der Bruch vollständig im Schweißgut und parallel zur Schmelzlinie. Das Minimum der lokalen Dehnungen auf der Schweißnahtkopfseite wurde in Schweißgutmitte gemessen.

sen. In Abb. 5.37 ist deshalb in diesem Bereich ebenfalls eine vergleichsweise geringe Dehnung der Schweißnahthöhe gegenüber dem stark verformten umliegenden Grundwerkstoff zu erkennen.

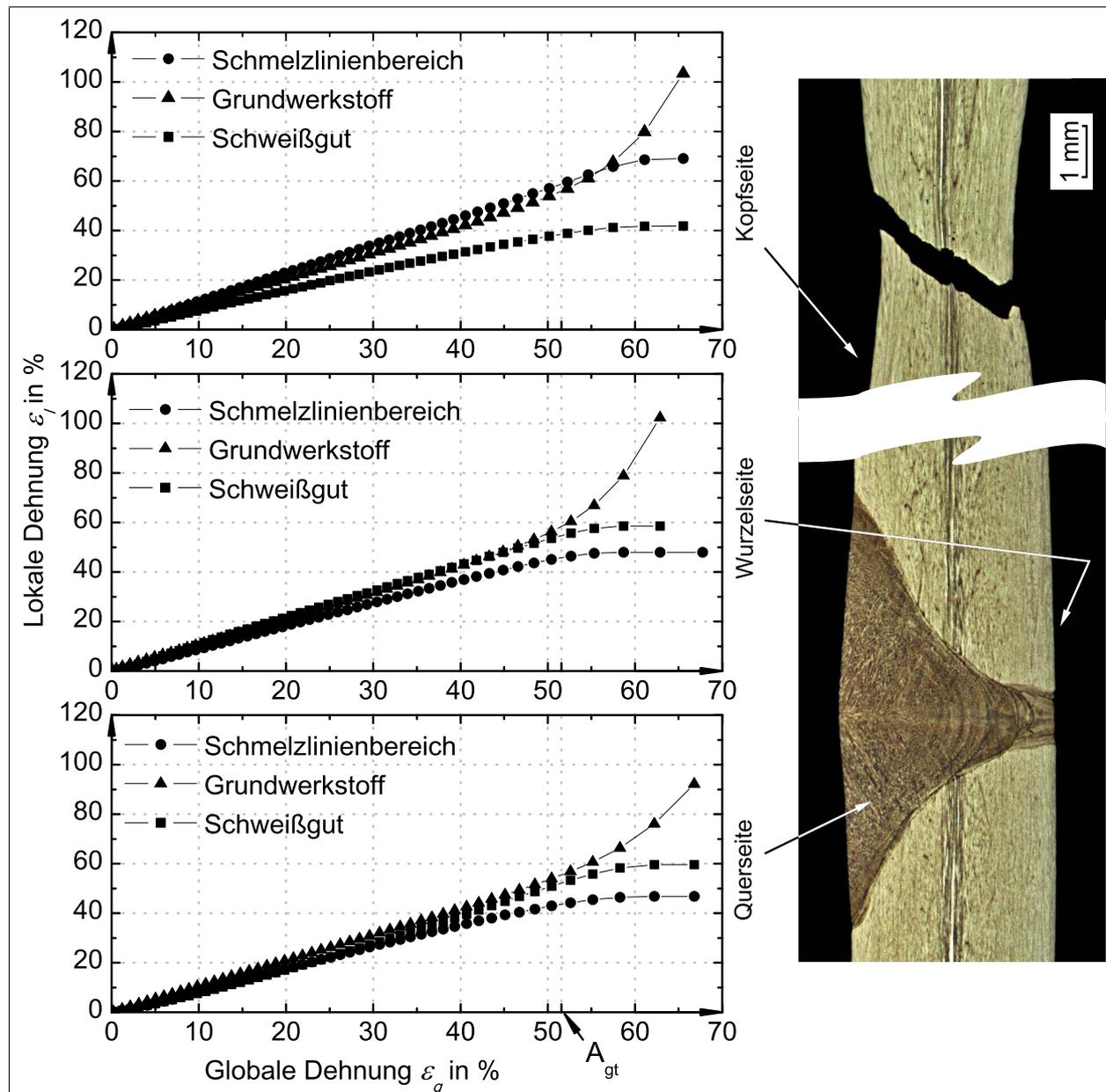


Abbildung 5.37: lokale Dehnungen in Abhängigkeit der globalen Dehnung auf der Kopf-, Quer- und Wurzelseite einer Querkzugprobe; hergestellt aus einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprobe

An allen Querkzugproben, die aus MSG-Schweißverbindungen gefertigt wurden, befinden sich die Bruchpositionen im Schweißgut. Im Vergleich zu den Hybridschweißungen liegt ein Schweißgut vor, das vollständig durch den Lichtbogenprozess beeinflusst wurde. Im gezeigten Querschliff in Abb. 5.38 ist der Bruchverlauf in einem Scherwinkel von  $45^\circ$  orientiert. Die Gleichmaßdehnung liegt bei  $A_{gt} = 38\%$  und die Bruchdehnung  $A_{18,5mm}$  zwischen  $45\%$  und  $50\%$ . Dies bedeutet gegenüber Hybridschweißverbindungen eine um etwa  $20\%$  geringere Verformungsfähigkeit der MSG-Verbindung. Die lokalen Dehnungen sind im Schmelzlinienbereich sowie zwischen Schweißgutmitte und Schmelzlinien höher als im Vergleich zum Grundwerkstoff. Ausschließlich

in der Schweißgutmitte der Schweißnahtkopfseite konnte ein deutliches Minimum der lokalen Dehnungen identifiziert werden. Dies kann unter anderem auf die Orientierung der Dendriten in diesem Bereich zurückgeführt werden, die in einem flachen Winkel zur Probenoberfläche ausgerichtet sind.

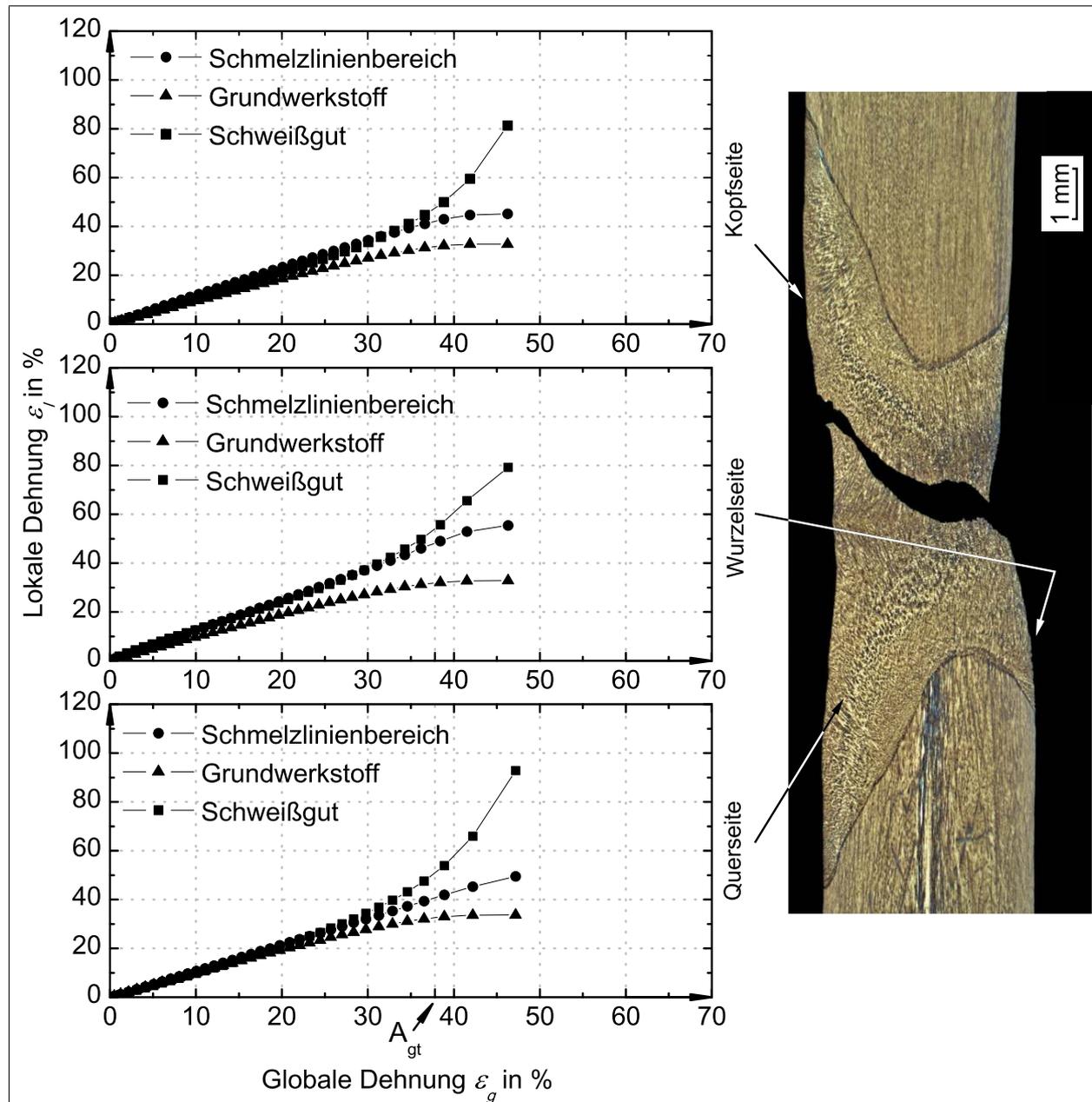


Abbildung 5.38: lokale Dehnungen in Abhängigkeit der globalen Dehnung auf der Kopf-, Quer- und Wurzelseite einer Quersugprobe; hergestellt aus einer MSG-Schweißverbindung

Da die lokalen Dehnungen im Schweißgut der Quersugproben aus MSG-Schweißnähten bereits zu Beginn der Zugprüfung höher als im Grundwerkstoff sind, sowie der Bruch auf der Kopfseite der Probe stets zwischen der Schweißgutmitte und den Schmelzlinien und in der Mitte der Schweißnahtwurzel verläuft, liegen metallurgische Einflussfaktoren als Bruchursache vor. So ermittelten Boyce et al. [72] für Laserstrahlschweißverbindungen der zugrundeliegenden Legierung zunächst geringe lokale Dehnungen im Schweißnahtbereich, da das Schweißgut eine höhere

Dehngrenze als der Grundwerkstoff besitzt. Dieser Mechanismus kann sich jedoch nur dann maßgeblich auf die Gesamtfestigkeit auswirken, wenn die Schweißnaht eine geringe Breite besitzt und die mittlere Korngröße gemäß der Hall-Petch-Beziehung um 14 % kleiner als im Grundwerkstoff ist [72]. Dagegen entstehen unter Verwendung von Lichtbogenprozessen ein breiterer Einbrand sowie größere Korndurchmesser als im Grundwerkstoff. Dadurch liegen bereits geringe Dehngrenzen im Schweißgut vor.

Zusätzlich sei erwähnt, dass die Festigkeit mit dem  $\delta$ -Ferritgehalt zunimmt [45, 68]. Demnach ist zu erwarten, dass die vorliegenden Schweißgüter höhere Festigkeiten aufweisen als der Grundwerkstoff, wie ebenfalls vom Hersteller der hier untersuchten Zusatzwerkstoffe für das reine Schweißgut angegeben ist [77]. Diese Angaben basieren jedoch vornehmlich auf Ergebnisse aus Längszugversuchen, die nicht direkt vergleichbar mit Querszugversuchen sind. Vergleichbare Versagensmechanismen an Querszugproben konnte auch von Goodwin et al. [70] in Zeitstandversuchen beobachtet werden. So zeigt sich auch in der zugrunde liegenden Arbeit, dass die feine Ferritstruktur im vornehmlich durch den Laserstrahl beeinflussten Wurzelbereich der Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißnähte eine Dehnungsbehinderung hervorruft.

Da die Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Querszugproben zum Teil im Schweißgut versagen, ist auch das Verfestigungsverhalten austenitischer Stähle als ein maßgeblicher Faktor einzubeziehen. So zeigten sich hier im Gegensatz zu Studien von Boyce et al. [72] vor dem Erreichen der Gleichmaßdehnung  $A_{gt}$  zunächst geringe Dehnungen im Grundwerkstoff, bevor die Verfestigung in der Schweißverbindung und dem Schmelzlinienbereich zunahm.

***Bei standardmäßig durchgeführten Querszugversuchen an Laserstrahl-MSG-Hybrid- sowie an MSG-Schweißverbindungen wurden Festigkeiten über den Mindestanforderungen für den Grundwerkstoff erzielt. Die durchgeführten Dehnungsfeldmessungen ergaben eine verminderte Verformungsfähigkeit der Querszugproben, die aus MSG-Schweißverbindungen gefertigt wurden. Dabei ließ sich erstmals das Dehnungsverhalten simultan an drei Querszugprobenseiten vergleichend nachweisen. In MSG-Schweißgütern sind die lokalen Dehnungen im Schweißgut bereits ab Einsetzen der Zugbeanspruchung signifikant höher als im Grundwerkstoff. In Abhängigkeit der Probenseite an hybridgeschweißten Verbindungen wurden unterschiedliche Dehnungsverhalten beobachtet. So wies die Schweißgutmitte auf der Kopfseite minimale Dehnungen auf, während sich in den Schmelzlinienbereichen beim Einsetzen der Einschnürung etwa gleiche lokale Dehnungen wie im Grundwerkstoff zeigten. Wesentliche Einflussfaktoren auf das Verformungsverhalten sind die Einbrandgeometrie und die Einbrandtiefe des Lichtbogens beim Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißen.***

- **Instrumentierte Härteeindringprüfung**

An beanspruchten Querszugproben wurden signifikante Änderungen der Härte sowie des E-Moduls und der Zugfestigkeit gemessen, wie in Abb. 5.39 dargestellt ist. Der von den Eigenspannungen unabhängige E-Modul erreicht in der Schweißnaht maximale Werte und sinkt in Richtung des Bruchs im Grundwerkstoff. Damit liegt im Schweißgut eine höhere Steifigkeit als im verform-

ten Grundwerkstoff vor, wo vergleichsweise hohe Dehnungen gemessen wurden, siehe Abb. 5.37 (S. 139).

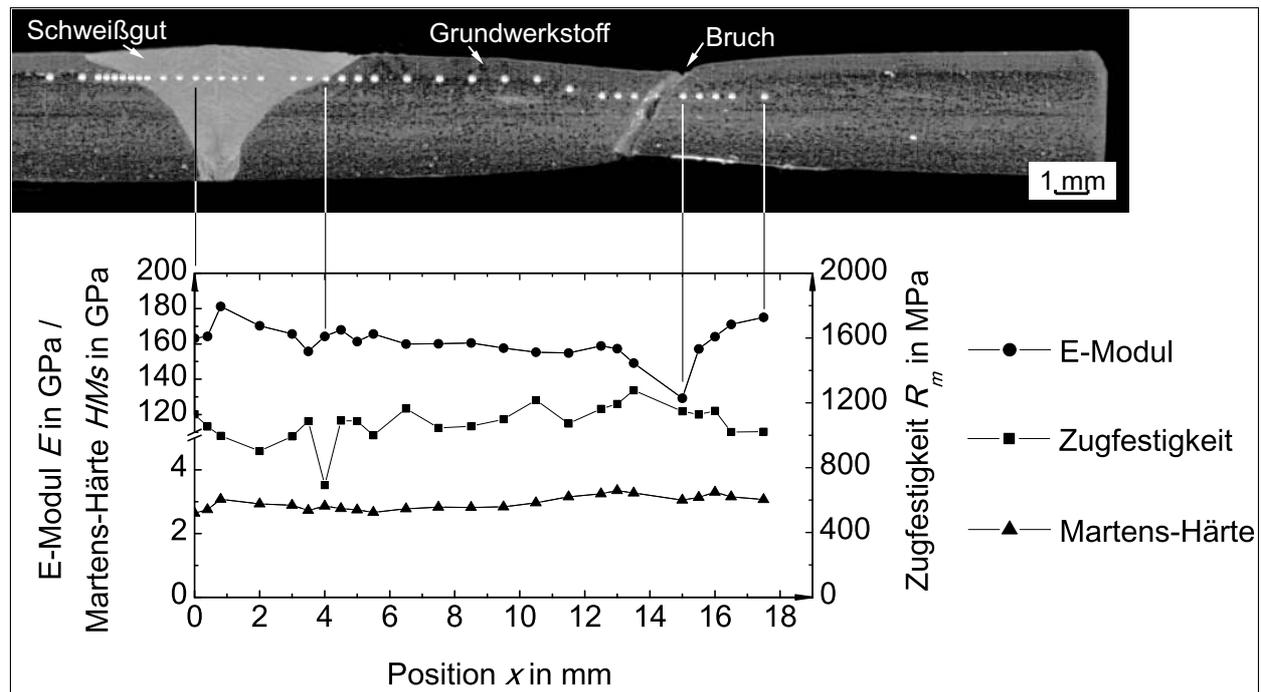


Abbildung 5.39: Makroskopische instrumentierte Härteeindringprüfung zur Bestimmung der lokalen Martens-Härten, Zugfestigkeiten und E-Module mittels neuronaler Netze an einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Querzugprobe nach dem Zugversuch

Die Martens-Härte weist in der Umgebung des Bruchs maximale Werte auf. Ebenfalls zeigt sich in dieser Zone ein Maximum bei der Zugfestigkeit. Innerhalb der Schweißnaht in Nähe zur Schmelzlinie sowie auf der Schmelzlinie sind die lokalen Zugfestigkeiten gering. In diesem Zusammenhang zeigten Boyce et al. [72], dass an laserstrahlgeschweißten Verbindungen die Verfestigungs-raten im Grundwerkstoff höher sind als im Schweißgut, wodurch die Verbindungen im Schweißgut versagten. Die Querzugproben der zugrunde liegenden Arbeit sind hingegen durch eine variierende Einbrandbreite sowie einer größeren Probenhöhe charakterisiert. Dies führte zu einem variierenden Dehnungsverhalten in Abhängigkeit der Position in der Schweißnaht. Signifikant ist der Anstieg der Zugfestigkeit in der Schweißnahtmitte, wo auch geringe Dehnungen gemessen wurden.

#### • Kerbschlagbiegeversuche

Für die Probenentnahme aus Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen mit einer Blechdicke von 10 mm und Kerblage in der Schweißnahtmitte ergab die Prüfung bereits ausreichende Kerbschlagarbeiten über 32 J für alle eingesetzten Drahtelectroden. Dieser Mindestwert gilt für Probenbreiten von 10 mm. In dieser Hinsicht war eine Umrechnung der Kerbschlagarbeit vom Untermaß auf das Normalmaß der Probenbreite um den Faktor 1,25 nicht erforderlich. Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißnähte, die mit Massivdrahtelektrode hergestellt wurden, besitzen mittlere Kerbschlagarbeiten von 79 J. Demgegenüber wird beim Abschmelzen der Metallpulverfülldrahtelektrode ein höherer Oxidgehalt in das Schweißgut eingebracht, der zu einer Mini-

mierung der Kerbschlagzähigkeit führt. Diesbezüglich betragen die Mittelwerte 42 J. Hierzu vergleichbare Ergebnisse finden sich in Studien von Kane et al. [79] für das MSG-Schweißverfahren wieder. Die Zähigkeit in Schweißgütern austenitischer Stähle nimmt mit verringerter Dichte der Oxideinschlüsse im Schweißgut ab. Dies lässt sich auf das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen übertragen, da der Zusatzwerkstoff und somit die Oxidpartikel bis in die Bereiche der Schweißnahtwurzel aufmischt, wie bereits im Rahmen der Ergebnisse sowie in der Literatur nachgewiesen wurde [218].

Der Einsatz rutiler Fülldrahtelektroden beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen hat mittlere Kerbschlagzähigkeiten im Bereich von 41 J zur Folge, weil im Vergleich zum Abschmelzen der Massivdrahtelektrode mikroskopische Schlackepartikel aus der rutilen Füllung der Drahtelektrode die Verformungsfähigkeit des Schweißguts herabsetzen. Die dennoch hohen Zähigkeiten belegen weiterhin, wie auch Liao und Chen [81] für das MSG-Schweißen nachgewiesen haben, den vernachlässigbaren Einfluss der Zusammensetzung des Schutzgases 18 % CO<sub>2</sub> in Argon. Diesbezüglich ist die desoxidierende Wirkung der Schlacke maßgeblich. So zeigte die optische Auswertung der Bruchflächen vereinzelt Einschlüsse mit Schlacke im vornehmlich vom Laserstrahl beeinflussten Bereich in der Mitte und der Wurzel des Schweißguts.

Die Ergebnisse zur Beurteilung des Zähigkeitsverhaltens an Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen an Blechen mit 5 mm Dicke sind in Abb. 5.40 dargestellt. Es zeigt sich auch hier eine deutliche Abhängigkeit der Kerbschlagarbeit vom eingesetzten Zusatzwerkstofftyp.

Dem Kraft-Durchbiegung-Diagramm lässt sich bei einer Prüftemperatur von 20 °C für den gesamten Probenumfang eine stabile Rissausbreitung und somit ein duktiler Bruchverhalten entnehmen. Die aus jeweils fünf Einzelmessungen gemittelten Kraftverläufe variieren quantitativ in Abhängigkeit der Durchbiegung. So zeigen Schweißgüter, die mit Metallpulverfülldrahtelektrode hergestellt wurden ein vergleichbares Bruchverhalten wie der Grundwerkstoff, siehe Abb. 5.40. Mit rutiler Fülldrahtelektroden Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißte Verbindungen weisen bereits bei geringeren Durchbiegungen einen Rückgang der Kraft auf, weil der Anteil an Oxideinschlüssen im Vergleich zu Schweißungen, die mit Massivdrahtelektrode hergestellt wurden, hoch ist. In Abb. 5.40a und b sind REM-Aufnahmen der Bruchflächen solcher Verbindungen dargestellt. Mit Massivdrahtelektrode hergestellte Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähte ließen sich maximale Zähigkeiten erzeugen, da das Schweißgut einen geringen Gehalt an Oxidpartikeln aufweist, siehe Abb. 5.40a. Dieser Trend wurde von Liao und Chen [81] für Schweißgüter, die mit dem MSG-Schweißverfahren hergestellt wurden, ebenfalls nachgewiesen. Die Kerbschlagarbeiten der mit diesem Drahtelektrodentyp hergestellten Verbindungen sind höher als an Grundwerkstoffproben, da die Bruchflächen aus einem hohen Anteil an Scherlippen bestehen. Nach der Risseinleitung führt dies bei fortgeschrittener Durchbiegung zu höheren Kräften.

***Zu den wesentlichen Ursachen des unterschiedlichen Dehnungs- und Bruchverhaltens im Querzugversuch zählt der Einfluss der lokalen Festigkeitseigenschaften des Gefüges im Schweißgut. Mit der instrumentierten Eindringprüfung wurde nachgewiesen, dass die lokalen Zugfestigkeiten in Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten variieren. In Verbindung mit der in Richtung der Schweißnahtwurzel abnehmenden Einbrandbreite ergeben sich so***

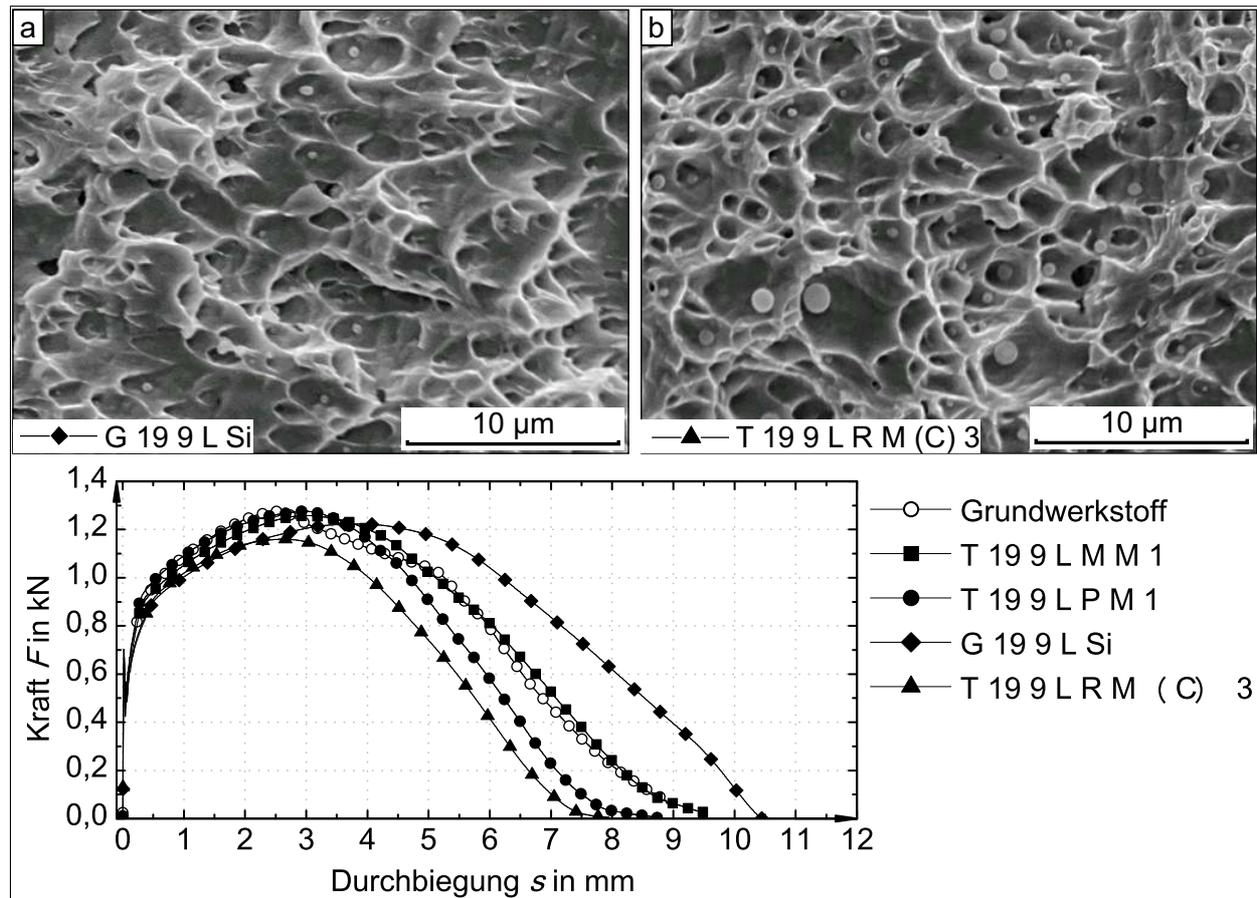


Abbildung 5.40: REM-Aufnahmen an Bruchoberflächen von Kleinstproben aus Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen, hergestellt mit a) Massivdrahtelektrode und b) rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke sowie Kraft-Durchbiegungs-Diagramm für den Einsatz verschiedener Zusatzwerkstoffe

**gegenüber MSG-Schweißnähten höhere Gesamtfestigkeiten der Schweißverbindung. Die gemessenen Zähigkeiten in Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißnähten erfüllen die Mindestanforderungen an den Grundwerkstoff sowie die Vorgaben der reinen Schweißgüter bei einer Prüftemperatur von  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Der Einfluss des Zusatzwerkstofftyps wirkt sich signifikant auf die Kerbschlagarbeit aus. So führten Rutilfülldrahtgeschweißte Hybridgeschweißverbindungen im Vergleich zu Schweißungen mit Massivdraht zu geringen Kerbschlagzähigkeiten, da ein hoher Oxidpartikelgehalt im Schweißgut nachgewiesen wurde.**

## 5.2 Zähigkeitsverhalten von Schweißverbindungen an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen

Die übergeordnete Zielstellung der Steigerung der Wirtschaftlichkeit bei der schweißtechnischen Verarbeitung von niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen wird durch eine Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit sowie der durchschweißbaren Blechdicke angestrebt. Diese prozess-technischen Kriterien lassen sich mit dem Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren bereits erfüllen, jedoch werden bislang die erforderlichen Zähigkeiten solcher Verbindungen bei hohen Blechdicken über 10 mm nicht erreicht. Vor diesem Hintergrund folgen in diesem Kapitel Ergebnisse zu Untersuchungen der Zähigkeit von Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverbindungen an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen der Güten S690QL und S1100QL.

### 5.2.1 Bewertung der Schweißnahtqualität Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißter Verbindungen an hochfesten Feinkornbaustählen

Beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen wurde ein ausreichender Einbrand des lichtbogenbeeinflussten Bereichs bei einer Schweißgeschwindigkeit von  $2 \text{ m min}^{-1}$  beobachtet. Die eingesetzten Massivdrahtelektroden wurden für einen spritzerarmen Werkstoffübergang bei mittleren Drahtfördergeschwindigkeiten von  $9 \text{ m min}^{-1}$  impulsgeschweißt. Da eine stechende Brennerstellung für den MSG-Prozess empfohlen ist, wurden erste Schweißversuche am 6 mm dicken S690QL mit vorlaufendem Laserstrahl durchgeführt. Bei einer Schweißgeschwindigkeit von  $1 \text{ m min}^{-1}$  zeigt sich eine Tropfenbildung an der Schweißnahtwurzelseite sowie tiefe Einbrandkerben an den Übergängen vom Schweißnahtkopf zum Grundwerkstoff. Diese Schweißverbindungen wurden der Bewertungsgruppe C nach DIN EN 25817 [244] zugeordnet. Bei höheren Schweißgeschwindigkeiten ab  $1,5 \text{ m min}^{-1}$  wurde ein Rückgang dieser Imperfektionen beobachtet. Hinsichtlich der Einbrandkerbenbildung sowie dem Porenaufkommen entsprechen die Schweißnähte der Bewertungsgruppe B. Diese Beobachtungen korrelieren mit den Berechnungen von Feng et al. [256], wonach die Einbrandkerbenbildung mit steigender Schmelzbadbreite zunimmt. Für einen geringen Abbrand von Legierungselementen sowie für einen reduzierten Wärmeeintrag wurde für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am 6 mm starken S690QL die stechend nachlaufende Brennerstellung angewandt.

Um die Spritzerbildung sowie das Risiko der Tropfenbildung an der Schweißnahtwurzelseite zu minimieren, wurden am 12 mm starken S1100QL Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche in nachlaufender Laserstrahlposition durchgeführt. Ein schleppend vor dem Laserstrahlprozess positionierter Brenner begünstigt zudem eine tiefe Aufmischung des eingebrachten Zusatzwerkstoffs [218, 220]. Die erzeugten Schweißnähte zeigten weder bei der Sichtprüfung noch nach der Röntgenprüfung signifikante Unregelmäßigkeiten und wurden der Bewertungsgruppe B nach DIN EN 25817 [244] als auch DIN EN ISO 13919-1 [243] zugeordnet. Diesbezüglich ist eine Auflistung der geometrischen Kennwerte von Laserstrahl-MSG-Hybrid- sowie von vergleichend hergestellten MSG-Schweißverbindungen aus Tab. 6.7 (S. 213) zu entnehmen.

### 5.2.2 Metallurgie, Härte und Zähigkeitsverhalten am hochfesten Feinkornbaustahl S690QL mit 6 mm Blechdicke für den Einsatz von artgleichem Zusatzwerkstoff

Da das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am 6 mm starken S690QL in vorlaufender Laserstrahlposition durchgeführt wurde, bildete sich ein breiter vom Lichtbogenprozess beeinflusster Schweißnahtkopf aus. In Abb. 5.41 sind die wesentlichen Ergebnisse aus der metallografischen Auswertung dargestellt.

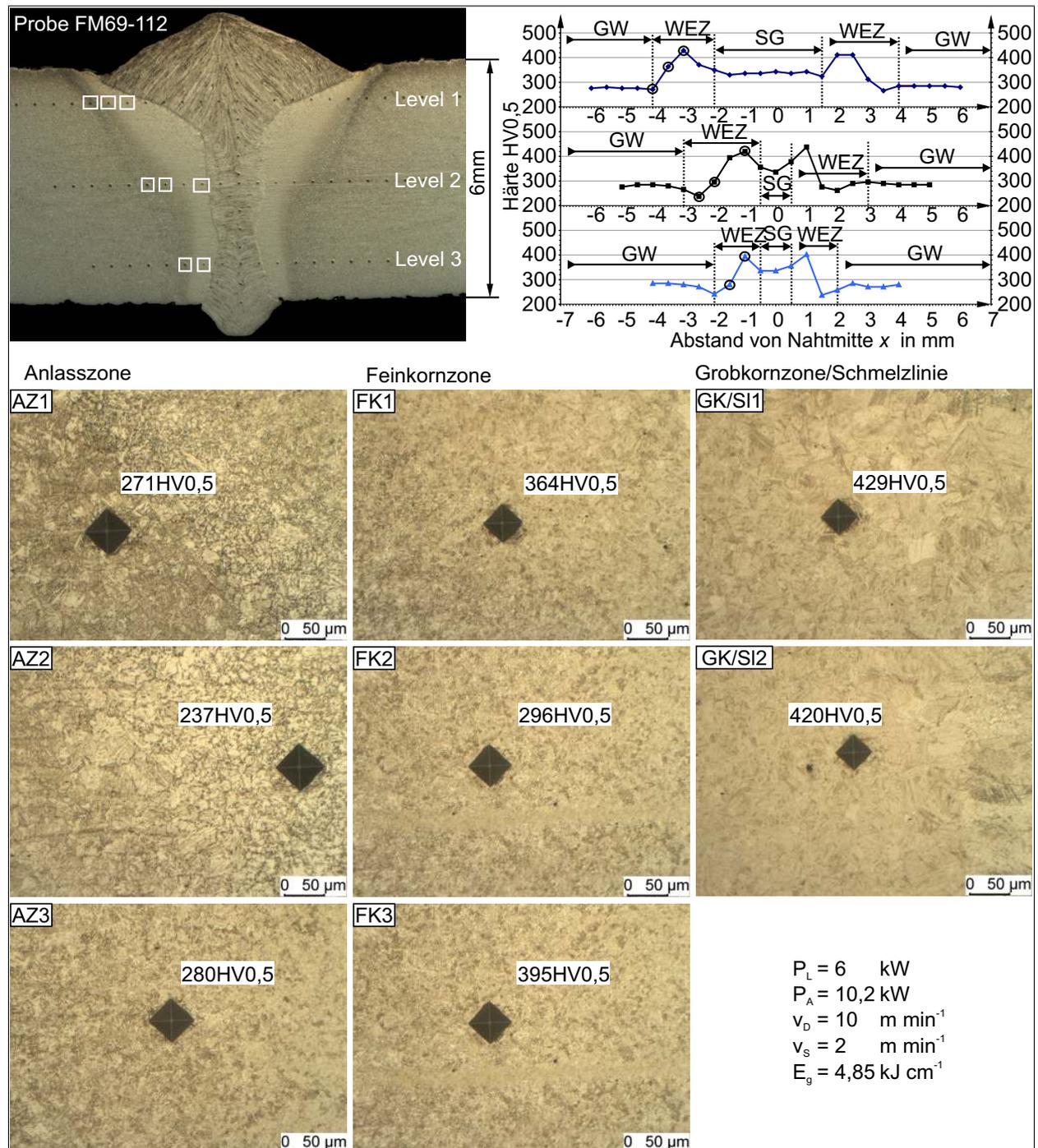


Abbildung 5.41: Härte und Mikrogefüge in einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht am 6 mm starken S690QL, geschweißt mit artgleichem Zusatzwerkstoff G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo

Zunächst zeigt sich, dass die Härte im Schweißgut mit etwa 340 HV<sub>0,5</sub> in allem Messebenen um 60 HV<sub>0,5</sub> höher liegt, als im Grundwerkstoff, weil der aus dem Grundwerkstoff aufgemischte Kohlenstoff im Martensit zwangsgelöst ist. Unter den vorliegenden Schweißparametern beträgt die  $t_{8/5}$ -Zeit in etwa 2 s, wodurch die Härte in der Grobkornzone der WEZ auf maximal 430 HV<sub>0,5</sub> ansteigt. Das Schweißgut besteht in diesem Bereich vornehmlich aus Martensit. Diese Eigenschaften korrelieren mit den Ausführungen von Schulze et al. [22], welche eine geringe Abkühlzeit im Bereich von 2 s bis 6 s für vergütete Feinkornbaustähle empfehlen. Das Gefüge in der WEZ besitzt dann zwar eine hohe Härte jedoch auch gute Zähigkeiten. Die hohen Härten in der Grobkornzone sind auf den hohen Kohlenstoffgehalt von 0,18 Gew.-% zurückzuführen. In dieser Hinsicht zeigte Neuenhahn [4] an S690QL, dass sich bei 0,16 Gew.-% in diesem Bereich geringe Härten von 360 HV<sub>0,5</sub> erzeugen lassen. Eine wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung wurde in den untersuchten Schweißverbindungen nicht beobachtet. Minimale Härten von 230 HV<sub>0,5</sub> weist die Anlasszone am Übergang zum Grundwerkstoff auf, siehe Teilbilder AZ1 bis AZ3. Die metallografischen Mikroaufnahmen lassen Umwandlungen in weichere Bainitphasen erkennen.

Im Schweißgut der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht, siehe Abb. 5.42, variieren die Härten zwischen 330 HV<sub>0,5</sub> und 350 HV<sub>0,5</sub> bei einem aus Martensit und Bainit bestehenden Gefüge. Im oberen Messpunkt des Schweißnahtkopfes werden Härten über 370 HV<sub>0,5</sub> gemessen. Die Zunahme der Härte im Schweißnahtkopf wird im Wesentlichen durch den Einfluss der Erstarrungs- und der Abkühlbedingungen in diesen Bereichen bestimmt. So ist in der Makroaufnahme zu erkennen, dass die Dendriten im Schweißnahtkopf aufgrund des breiten Einbrands in Richtung Schweißgutoberfläche wachsen. In mittlerer Höhe der Schweißnaht liegen Härten im Bereich von 330 HV<sub>0,5</sub> bis 340 HV<sub>0,5</sub> vor. Eine Abnahme der Härte wird auch in laserstrahlgeschweißten Verbindungen infolge der Einbringung von Zusatzwerkstoffen beobachtet [209]. In allen Gefügebereichen wird ein martensitisch-bainitisches Gefüge beobachtet, wie in Abb. 5.42a, b und c dargestellt ist.

Die Ergebnisse für das MSG-Schweißen am 6 mm starken S690QL sind in Abb. 5.43 dargestellt. Das zweilagige Schweißen verursacht in der WEZ der Wurzellage eine zweite Umwandlung bzw. Umkörnung des Gefüges. Dadurch wird die Kornneubildung in der Grobkornzone (GK/SI) und im Schweißgut auf Höhe der Blechmitte (Level 2) angeregt.

Die Auswertung der Kerbschlagbiegeprüfung ergab für die Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht eine unzureichende Zähigkeit bei einer Prüftemperatur von -40 °C. So ist nach Umrechnung der Kerbschlagarbeiten auf einen Probenquerschnitt mit Normalmaß ein Mittelwert von 22 J nicht ausreichend, um der Spezifikation des Grundwerkstoffs von mindestens 27 J zu entsprechen. Die aus MSG-Schweißverbindungen entnommenen Kerbschlagproben führten zu mittleren Kerbschlagarbeiten von umgerechnet 56 J bei -40 °C und 136 J bei 20 °C. Zur Untersuchung der Ursachen für das spröde Bruchverhalten der Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindung wurden fraktografische Analysen am REM durchgeführt. In Abb. 5.44a zeigt sich ein unstetiger Bruchverlauf. In Abb. 5.44c finden sich bei 200facher Auflösung vereinzelte Rissbereiche in der Oberfläche, die einen spröden Bruch kennzeichnen. Auch an weiteren Stellen der Bruchoberfläche wurden solche Ungängen identifiziert, siehe Abb. 5.44b und d. Vereinzelt treten duktile

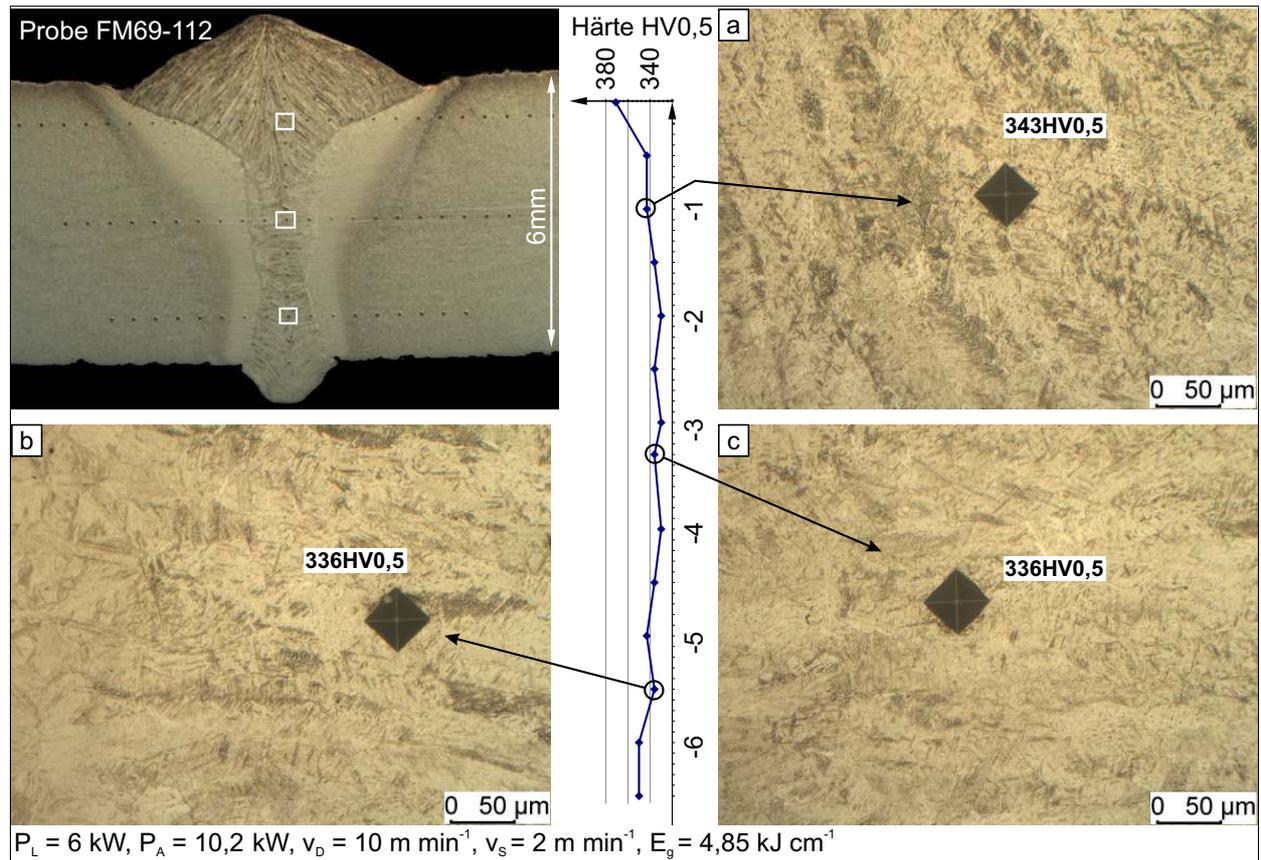


Abbildung 5.42: Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht am 6 mm starken S690QL in Abhängigkeit der Position relativ zur Blechoberfläche, geschweißt mit artgleichem Zusatzwerkstoff G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo

Bereiche mit wabenartigen Strukturen auf.

**Der Einsatz einer artgleichen Massivdrahtelektrode zum Schweißen eines 6 mm starken S690QL führt im Zusammenhang mit dem Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen zu einem martensitisch-bainitischen Gefüge. Die WEZ ist durch hohe Härten in der Grobkornzone von 430 HV0,5 gekennzeichnet. Die ermittelten Härten liegen innerhalb der vorgegebenen Spezifikationen nach DIN EN ISO 15607 [263]. In MSG-Schweißproben, die mit artgleichem Zusatzwerkstoff hergestellt wurden, beträgt die Härte maximal etwa 400 HV0,5 und minimal 230 HV0,5. Bei der Prüfung auf Sprödbrochsicherheit wurden unzureichende Kerbschlagarbeiten im Schweißgut von Hybridschweißnähten bei  $-40^\circ\text{C}$  ermittelt, weil die schnelle Abkühlung zu einem spröden Gefüge führt. Die Prüfung der Kerbschlagarbeiten an MSG-Schweißverbindungen ergab ausreichende Zähigkeiten bei dieser Temperatur.**

### 5.2.3 Metallurgie, Härte und Zähigkeitsverhalten am hochfesten Feinkornbaustahl S690QL mit 6 mm Blechdicke für den Einsatz von hochlegiertem Zusatzwerkstoff

Die wesentlichen Ergebnisse zum Einsatz des hochlegierten Zusatzwerkstoffes G 18 8 Mn beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am 6 mm dicken S690QL sind in Abb. 5.45 zusammenge-

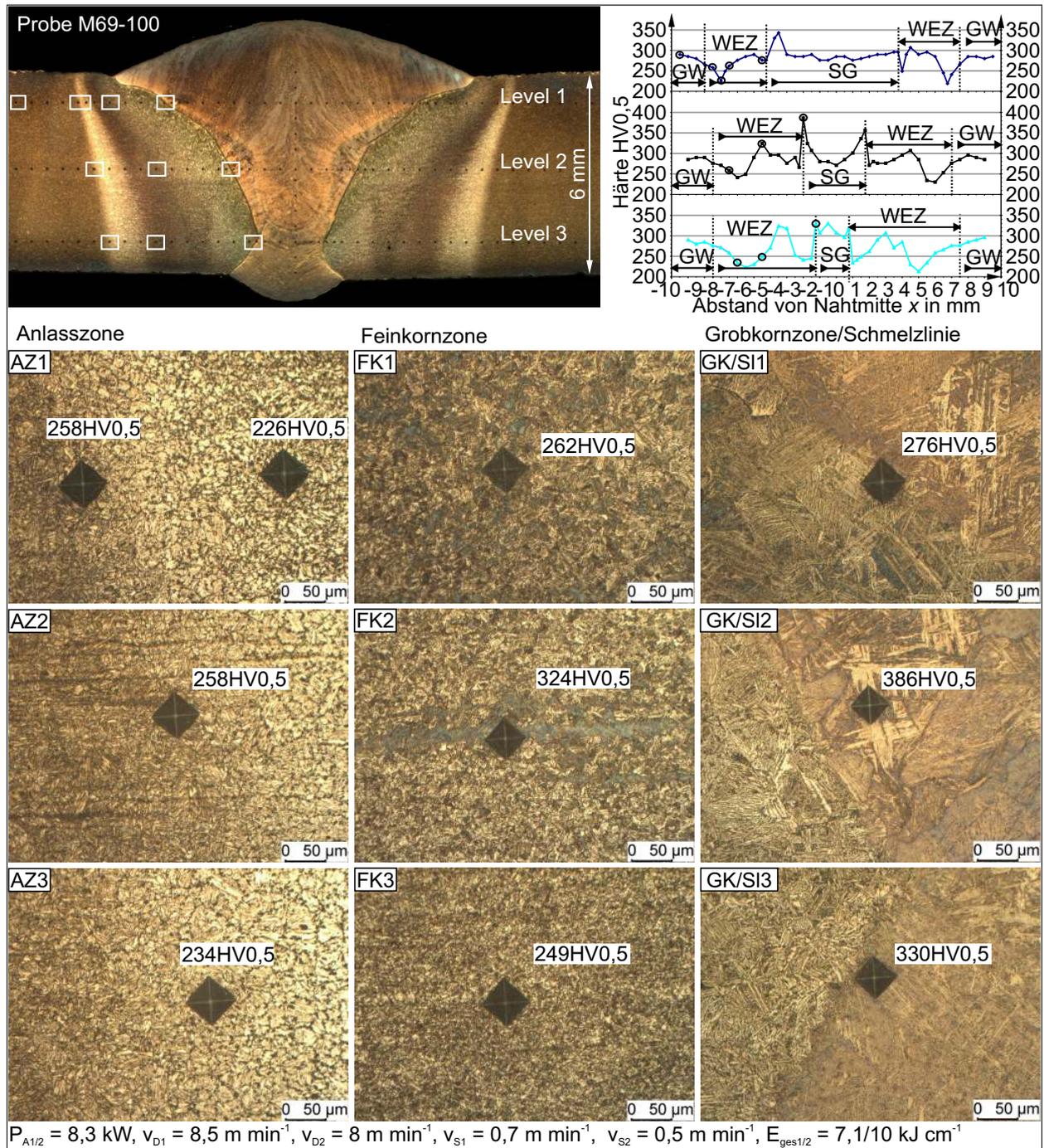


Abbildung 5.43: Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer MSG-Schweißnaht am 6 mm starken S690QL in Abhängigkeit der Position relativ zur Blechoberfläche, geschweißt mit artgleichem Zusatzwerkstoff G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo

tragen. Um die Streckenenergie im Vergleich zu Schweißversuchen mit niedriglegiertem Zusatzwerkstoff nahezu konstant zu halten, wurden lediglich die MSG-Schweißparameter für das Schweißen mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff adaptiert. Dem Schlibbild lässt sich anhand der Ätzfärbung eine ungleichmäßige Aufmischung mit dem hochlegierten Zusatzwerkstoff in Abhängigkeit der Schweißnahttiefe entnehmen. Das Gefüge in der WEZ ist durch das mehrmalige Ätzen dunkel gefärbt, da sich die unvollständig aufgelösten Karbide leichter anätzen lassen, als der angelassene Grundwerkstoff.

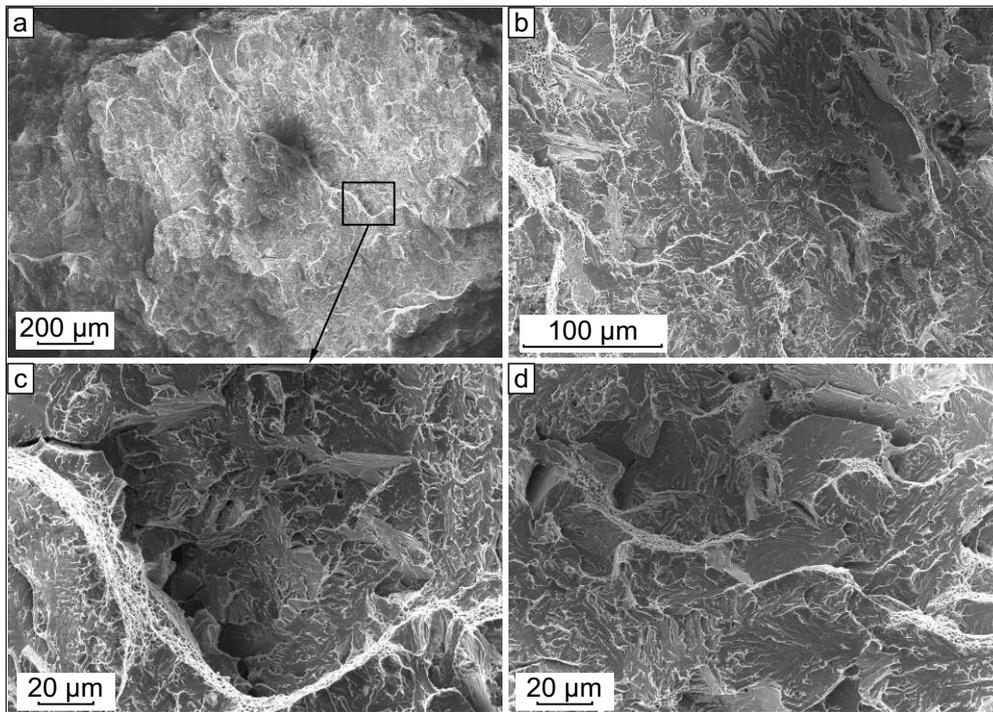


Abbildung 5.44: Bruchfläche einer Kerbschlagbiegeprobe aus dem Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht am 6 mm starken S690QL, geschweißt mit artgleichem Zusatzwerkstoff G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo

Im Vergleich zum Einsatz des niedriglegierten artgleichen Zusatzwerkstoff zeigen sich in den Härtemessreihen von Level 1 bis Level 3 bereits maximale Härten im Schweißgut etwa von 490 HV<sub>0,5</sub> bis 500 HV<sub>0,5</sub>. Diese fallen in der WEZ kontinuierlich bis unter das Niveau des Grundwerkstoffs in der Anlasszone (AZ). Im Schweißgut in Höhe der Blechmitte (Level 2) variiert die Härte, da ein primär austenitisch erstarrtes Gefüge mit verschiedenen Anteilen an Restaustenit vorliegt. So weisen Bereiche mit hohem Restaustenitanteil eine geringere Härte als das grobkörnige Gefüge in der angrenzenden WEZ auf, wie in Abb. 5.45GK/SI2 dargestellt ist.

In der Mitte des Schweißguts wurden durchgehend Härten über 460 HV<sub>0,5</sub> gemessen, da das hochlegierte Schweißgut weitestgehend aus Martensit mit einem höheren Kohlenstoffgehalt besteht. Der hochlegierte Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn ist mit einem höheren Kohlenstoffgehalt von 0,1 Gew.-% als der Niedriglegierte (0,08 Gew.-%) angegeben. Wie der Mikroaufnahme in Abb. 5.46a weiterhin entnommen werden kann, ist der lichtbogenbeeinflusste Kopfbereich des Schweißguts durch eine primär ferritische Erstarrung gekennzeichnet, da die Aufmischung mit dem Grundwerkstoff in diesem Bereich hoch ist, siehe Abb. 6.6 (S. 214). Die Chrom- und Nickelkonzentrationen sind in diesem Bereich geringer als in der vom Laserstrahl beeinflussten Bereich in der Schweißnahtmitte und -wurzel, deren Gefüge primär austenitisch erstarrt und in Martensit umgewandelt ist, wie aus Abb. 5.46b und c hervorgeht. Im Schweißgut liegt ein geringer Anteil an interdendritischem Restaustenit vor.

Das MSG-Schweißen mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff ist durch einen geringen Aufmischungsgrad mit dem Grundwerkstoff gekennzeichnet. Das Schweißgut erstarrt deshalb primär ferritisch mit hohen Anteilen an Austenit. So zeigen sich im Schweißgut deutlich geringere Härten bei et-

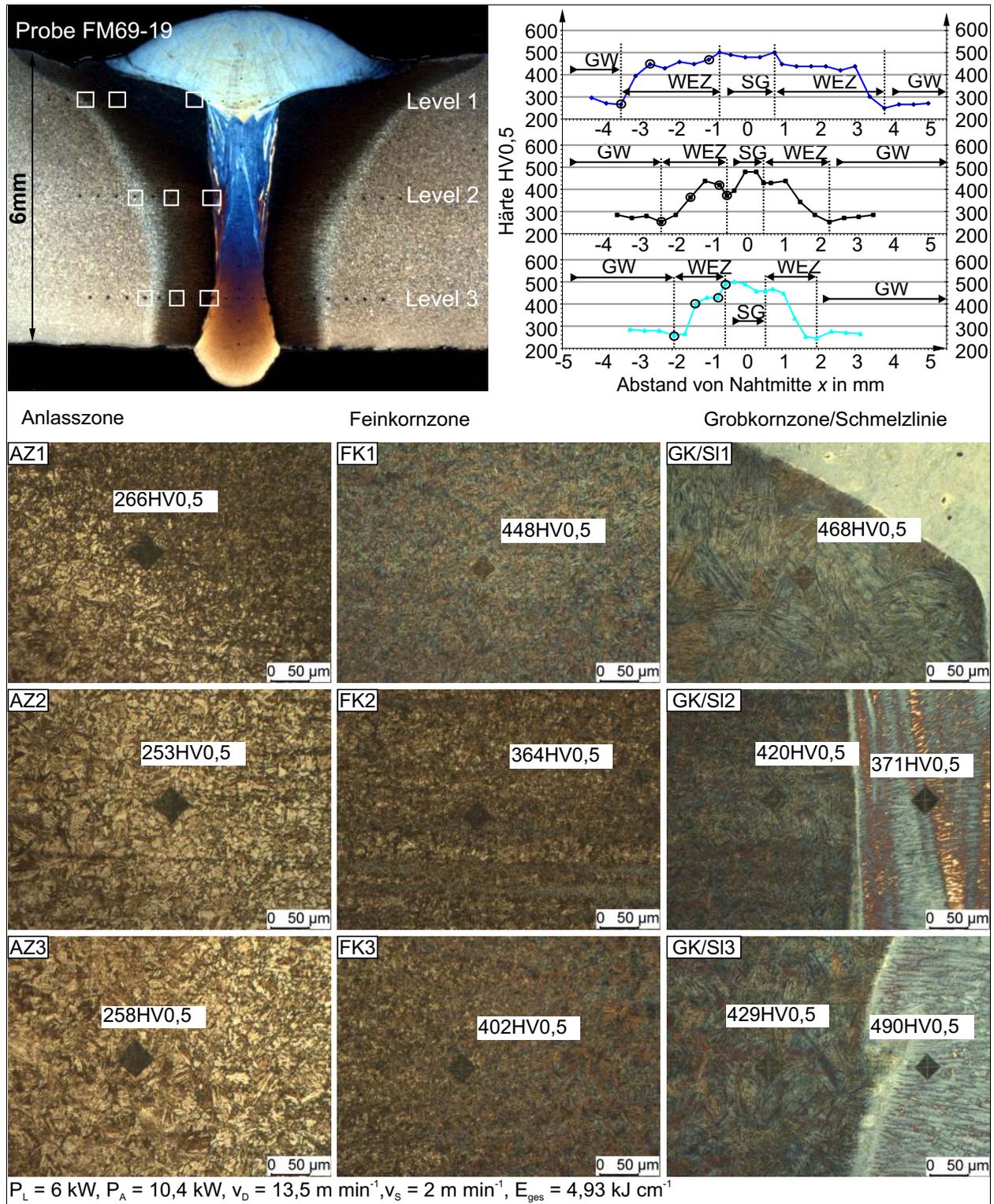


Abbildung 5.45: Härte und Mikrogefüge in einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht am 6 mm starken S690QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn

wa 200 HV<sub>0,5</sub> als im Vergleich zum niedriglegierten ferritischen Grundwerkstoff, wie in Abb. 5.47 dargestellt ist. Vergleichbare Härten zeigten sich in Schweißgütern metastabiler austenitischer Grundwerkstoffe, die Stelling [217] untersuchte.

Das Härtediagramm in Abb. 5.47 zeigt weiterhin einen signifikanten Einfluss aufgemischter Gefügebereiche des Schweißguts nahe der WEZ. In diesen schmalen Gebieten steigen die Härten teil-

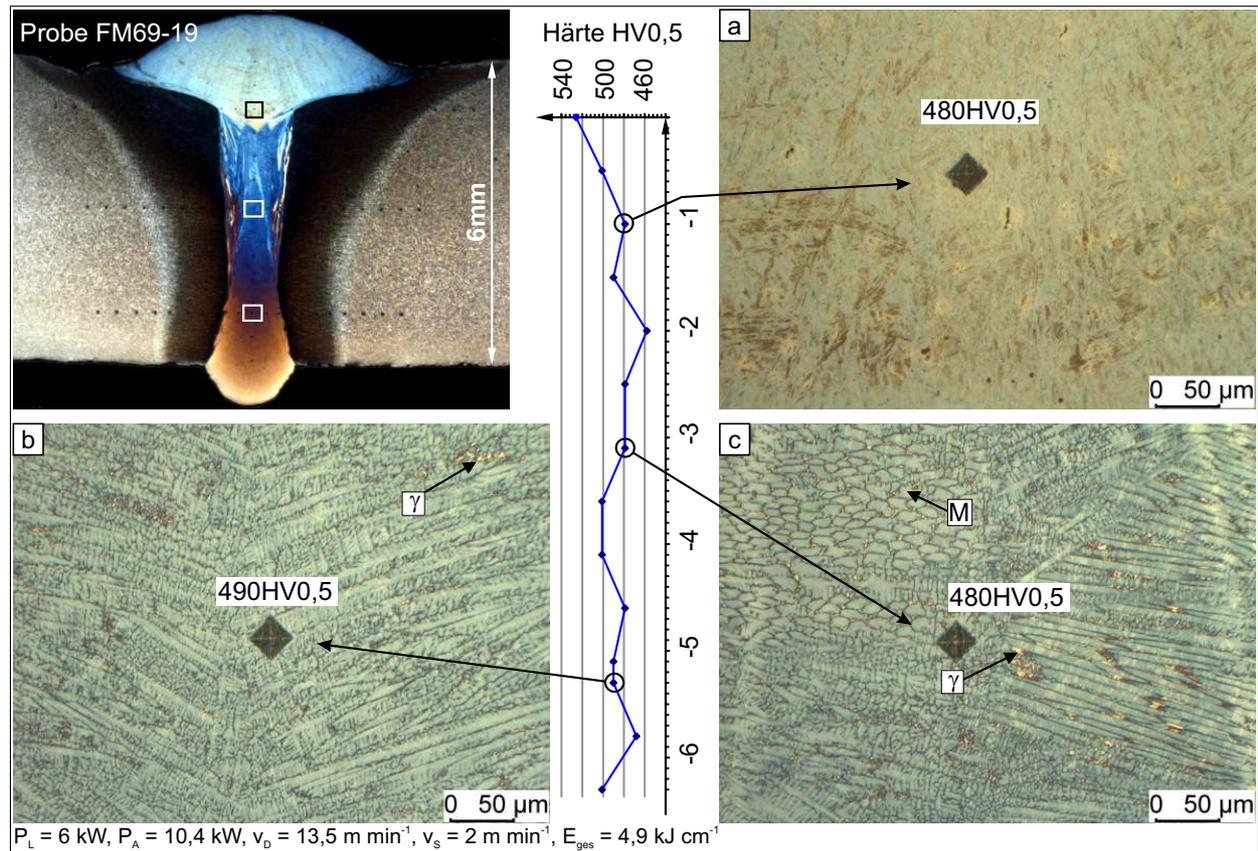


Abbildung 5.46: Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht am 6 mm starken S690QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn

weise auf über 400 HV0,5 an, da sich der Grundwerkstoff mit dem hochlegierten Zusatzwerkstoff aufmischt. Diesen Bereichen liegt partiell eine martensitische Umwandlung zugrunde. Liegen solche Zonen lokal begrenzt an der Schmelzlinie vor, ist von einer vernachlässigbaren Wirkung auf die Zähigkeit der Schweißverbindung auszugehen, wie auch Pohle [107] an MSG-geschweißten Mischverbindungen zeigte. Die Härteverteilung in der WEZ ist im Level 3 der Schweißnahtwurzel durch geringe Werte unter 250 HV0,5 gekennzeichnet. In der Messebene auf Level 2 wurde die Härte im äußeren Grobkornbereich der WEZ (siehe GK/SI2), welcher vom Schweißen der Wurzellage stammt, dagegen durch die Schweißwärme nur geringfügig beeinflusst, so dass ein schmaler Bereich zwar etwas höhere aber unkritische Werte über 350 HV0,5 aufweist. In den Anlasszonen der WEZ von Level 1 und Level 2 fällt die Härte wie auch in Level 3 auf unter 250 HV0,5. Diese sind jedoch gegenüber der WEZ im Bereich der Schweißnahtwurzel durch eine deutlich geringere Breite gekennzeichnet.

Die an Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverbindungen ermittelten Kerbschlagarbeiten sind bei Verwendung des hochlegierten Zusatzwerkstoffs G 18 8 Mn unzureichend. Bei  $-40 \text{ }^\circ\text{C}$  wurde ein Mittelwert von 10 J und bei  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  ein Mittelwert von 18 J gemessen. Nach Umrechnung der Kerbschlagarbeit auf Normalmaßproben wird das für den Grundwerkstoff geforderte Minimum von 27 J bei  $-40 \text{ }^\circ\text{C}$  nicht erreicht. Dagegen führte der Einsatz des hochlegierten Zusatzwerkstoffs beim MSG-Schweißen zu einem zähen primär ferritisch erstarrtem und austenitisch umgewandeltem Gefüge mit einem geringen Anteil an  $\delta$ -Ferrit. Die bereits an Untermaßproben ermittelten Kerb-

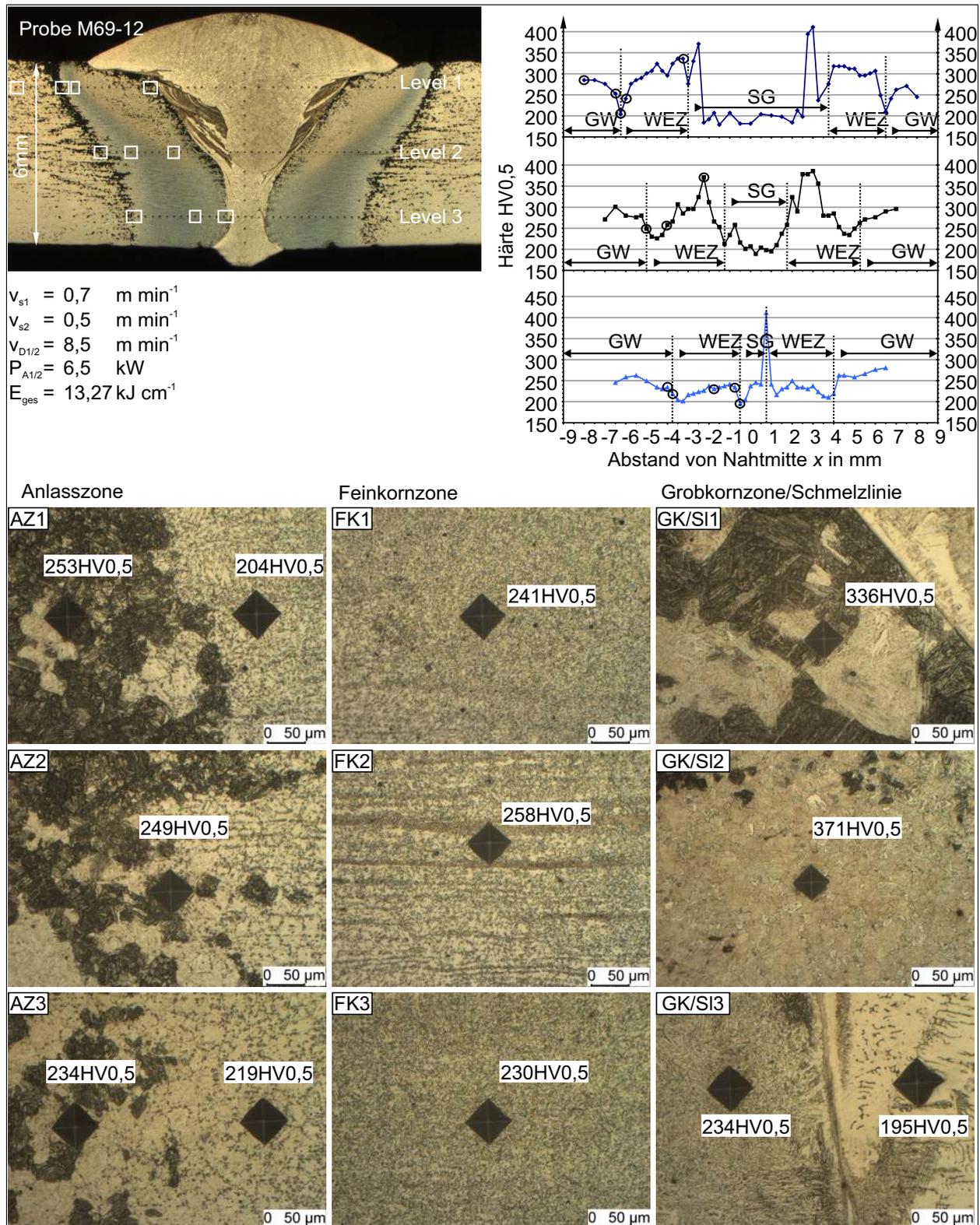


Abbildung 5.47: Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer MSG-Schweißung an S690QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn

schlagarbeiten genügen bei  $-40 \text{ }^{\circ}\text{C}$  mit 39 J sowie bei  $20 \text{ }^{\circ}\text{C}$  mit 47 J den Anforderungen. In den Bruchbereichen der MSG-geschweißten Kerbschlagproben wurde eine höhere laterale Breitung identifiziert als an Proben aus Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen.

**Der Einsatz des hochlegierten Zusatzwerkstoffs G 18 8 Mn beim Laserstrahl-MSG-Hybrid-**

*schweißen hat im Schweißgut eine primär austenitische Erstarrung mit anschließender Umwandlung in Martensit mit geringen Anteilen an interdendritischem Restaustenit unter 10 % zur Folge. Da die Härte weitgehend über 460 HV<sub>0,5</sub> beträgt, werden im Kerbschlagbiegeversuch bei -40 °C geringe Kerbschlagarbeiten ermittelt, die nach Umrechnung auf Probenquerschnitte mit Normalmaß den Mindestanforderungen für den Grundwerkstoff nicht entsprechen. An MSG-Schweißverbindungen konnten die geforderten Kerbschlagarbeiten gemessen werden, weil das Schweißgut vorrangig aus weichem Austenit besteht, der im Vergleich zu Martensit eine höhere Verformungsfähigkeit besitzt.*

#### **5.2.4 Metallurgie, Härte und Zähigkeitsverhalten am hochfesten Feinkornbaustahl S1100QL mit 12 mm Blechdicke für den Einsatz von niedriglegiertem artähnlichem Zusatzwerkstoff**

Laserstrahl-MSG-Schweißversuche am hochfesten Feinkornbaustahl S1100QL in nachlaufender Laserstrahlposition führten zu einer geringen Einbrandbreite des durch den Lichtbogen beeinflussten Bereichs. In Verbindung mit der geringen Streckenenergie ist die Breite der WEZ gegenüber den mehrlagigen MSG-Schweißungen deutlich geringer. Durch die kurzen Aufheiz- und Abkühlzyklen in der Mitte sowie in der Wurzel des Blechs findet keine ausgeprägte Kornfeinung statt, siehe z.B. Bild FK3 in Abb. 5.48.

Den Bildern GK/SI1 bis GK/SI2 ist weiterhin zu entnehmen, dass sich aufgrund der kurzen Temperaturzyklen im laserstrahlbeeinflussten Schweißnahtwurzelbereich auch keine Grobkornzone identifizieren lässt. Dagegen liegt im lichtbogenbeeinflussten Schweißnahtkopfbereich eine Grobkornbildung vor, da aufgrund des lokal größeren Schmelzbads hier der Wärmeeintrag in den Grundwerkstoff maximal ist. Die maximalen Härten in der WEZ befinden sich in der Grob- und Feinkornzone auf dem Niveau von etwa 450 HV<sub>0,5</sub> und sind vergleichbar mit den gemessenen Härten im Grundwerkstoff. Wie anhand der Härteverläufe in Abb. 5.48 dargestellt ist, sinken in allen Messebenen der Probe die Härtewerte in den Anlasszonen (AZ1-AZ3) signifikant auf etwa 350 HV<sub>0,5</sub>. Vergleichbare Ergebnisse wurden an geringeren Blechstärken des hochfesten Feinkornbaustahls S1100QL für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen von Jahn et al. [24] und Boese [25] erzielt. Da das Niveau der Härten beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen somit offensichtlich unabhängig von der Blechdicke ist, kann geschlossen werden, dass die Gefügestände in der WEZ sich durch definierte Anlass- und Umwandlungseigenschaften des Stahls einstellen. Diese sind, wie Boese [25] gezeigt hat, weitestgehend unabhängig von den  $t_{8/5}$ -Zeiten von etwa 2 s bis 6 s, die kennzeichnend für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen sind. Die Bildung von Anlasszonen, welche einen Bereich der Entfestigung darstellen, kann somit nicht vermieden werden. Es ist jedoch möglich, deren räumliche Ausbildung durch geringe Streckenenergien zu begrenzen.

Im Schweißgut der am 12 mm starken artgleich Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen wurden Härten im Bereich zwischen 420 HV<sub>0,5</sub> und 460 HV<sub>0,5</sub> gemessen, wie in Abb. 5.49 gezeigt ist. Im Schweißnahtkopf und -wurzelbereich sowie im Grundwerkstoff beträgt die

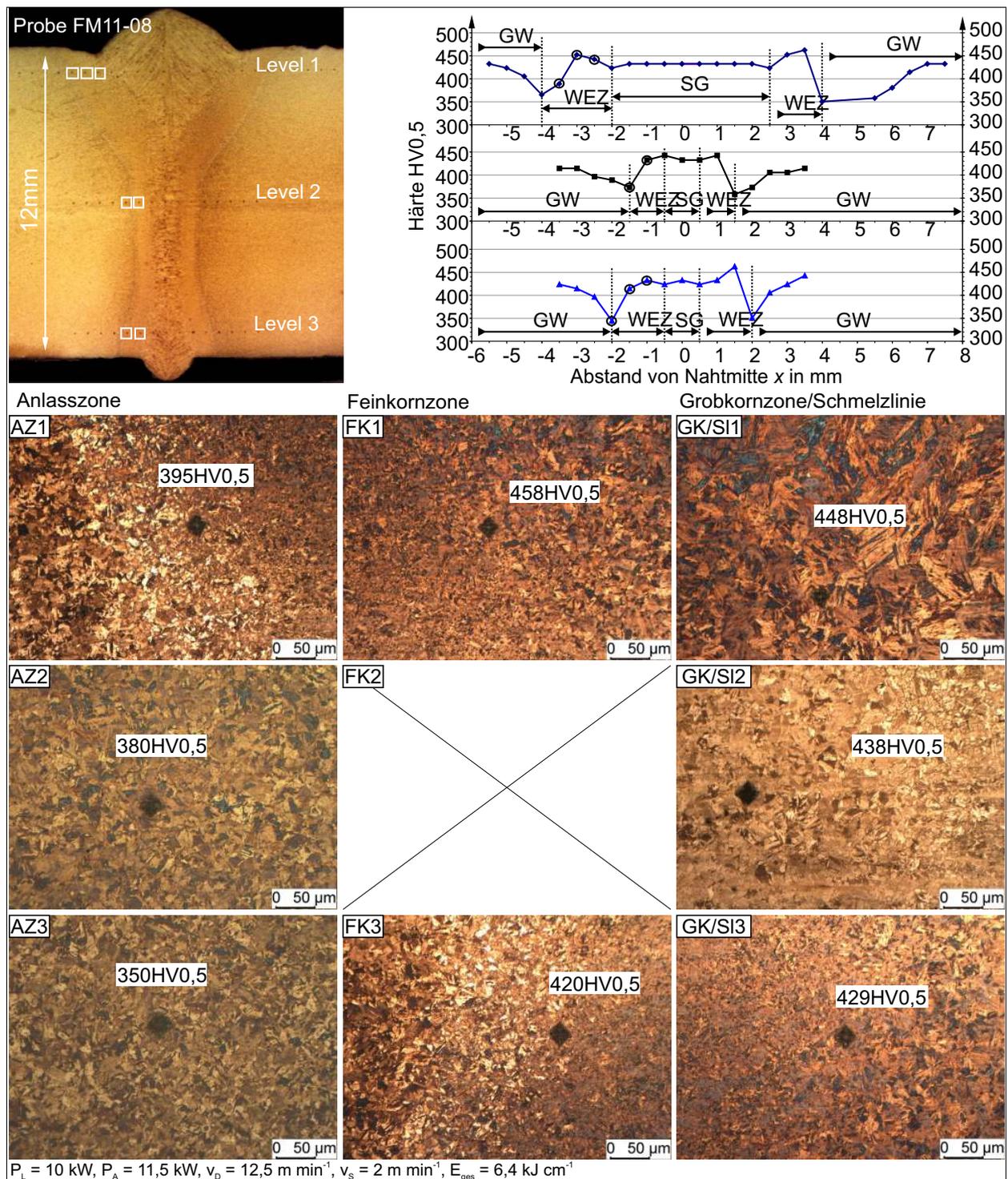


Abbildung 5.48: Härte und Mikrogefüge in der WEZ einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung an S1100QL, geschweißt mit niedriglegiertem artähnlichen Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo

Härte im Mittel 440 HV<sub>0,5</sub>. Im mittleren vom Laserstrahl beeinflussten Bereich steigen die Werte auf etwa 450 HV<sub>0,5</sub> bis 460 HV<sub>0,5</sub>, da dort die Abkühlgradienten hoch sind, wie anhand des schmalen Einbrands sowie der WEZ mit geringer Breite zu erkennen ist. In den Mikroaufnahmen zeigt sich ein weitestgehend martensitisches Gefüge mit teilweise nadelförmigen Substrukturen, die kennzeichnend für Massivmartensit sind [86]. Im Vergleich zum Schweißgut am 6 mm dicken S690QL ist keine signifikante Steigerung der Härte im Schweißnahtkopf sowie in

der Schweißnahtwurzel zu erkennen. Zu begründen ist dies durch die hohe Härte im Schweißgut des S1100QL, die um etwa 100 HV<sub>0,5</sub> höher ist als im artgleich geschweißten Schweißgut des S690QL, siehe Abb. 5.42 (S. 148).

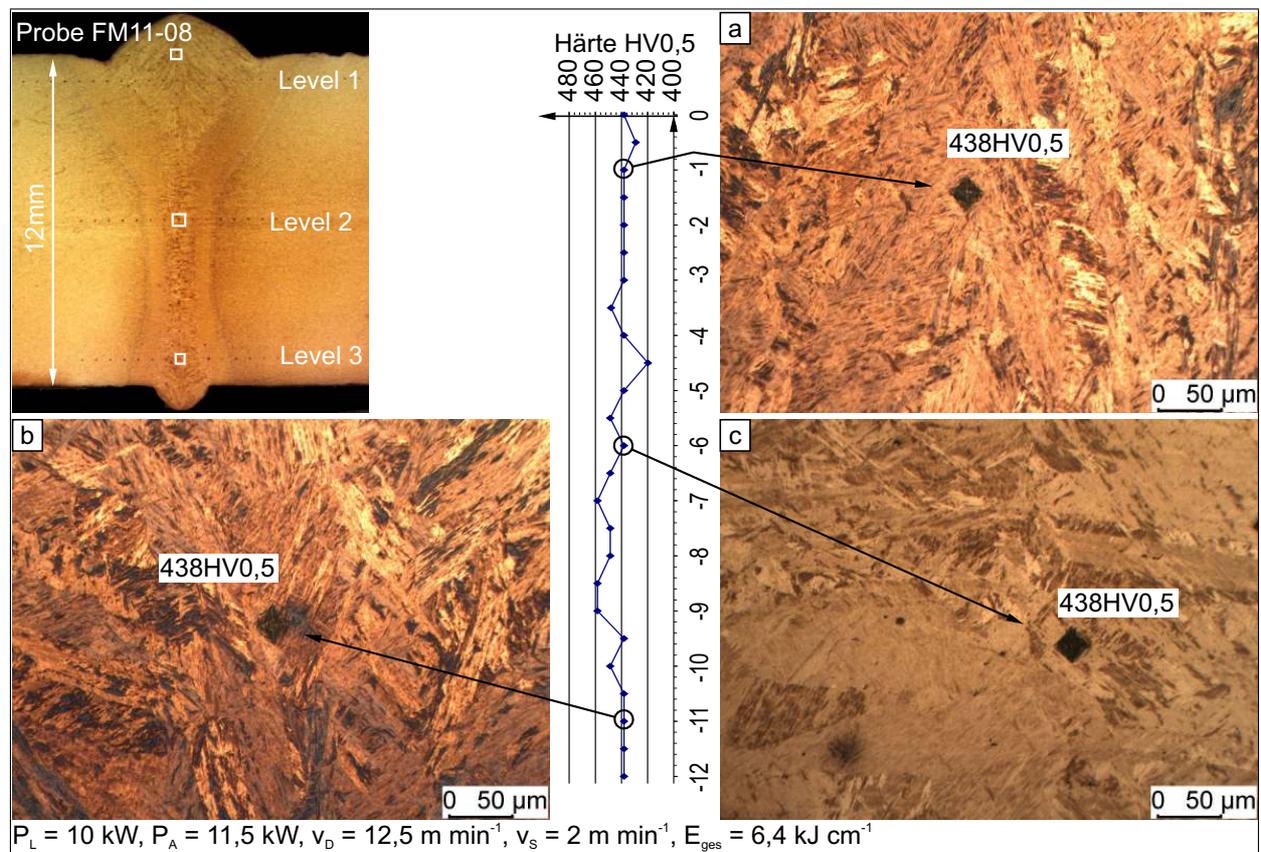


Abbildung 5.49: Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung an S1100QL, geschweißt mit niedriglegiertem artähnlichem Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo

Eine vergleichende Zusammenstellung der Eigenschaften in der WEZ einer mehrlagigen MSG-Schweißverbindung, die mit artähnlichem Zusatzwerkstoff am S1100QL hergestellt wurde, zeigt Abb. 5.50. Insbesondere in den Zwischen- und Decklagen variieren die Härten durch die parallele Anordnung der Schweißraupen, wie sich in den Messreihen von Level 1 und Level 2 widerspiegelt. Maximale Härten von etwa 450 HV<sub>0,5</sub> wurden infolge der dreidimensionalen Wärmeableitung in der oberen Lage gemessen.

Zur Bestimmung der Kerbschlagzähigkeit der Schweißverbindungen am S1100QL standen Proben mit Standardabmessungen zur Verfügung, weil die Blechstärke des Grundwerkstoffs von 12 mm ausreichend Bearbeitungsvolumen für die Fertigung einer Probenbreite von 10 mm zuließ. Die Ergebnisse können somit direkt mit den Mindestanforderungen für den Grundwerkstoff verglichen werden. Es zeigte sich an Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverbindungen eine mittlere Kerbschlagarbeit von 18 J bei -40 °C. Mit einem gemessenen Maximalwert von 21 J wurden die Mindestanforderungen an den Grundwerkstoff von mindestens 27 J nicht erfüllt. Bei 20 °C erhöht sich der duktile Bruchanteil an den Bruchflächen der Kerbschlagproben und führten zu mittleren Kerbschlagarbeiten von 38 J, siehe Abb. 6.7 (S. 215). In Abb. 5.51 sind REM-Aufnahmen der Bruchflächen einer Probe gezeigt, die bei -40 °C geprüft wurde. Der gesamte Bruchbereich ist

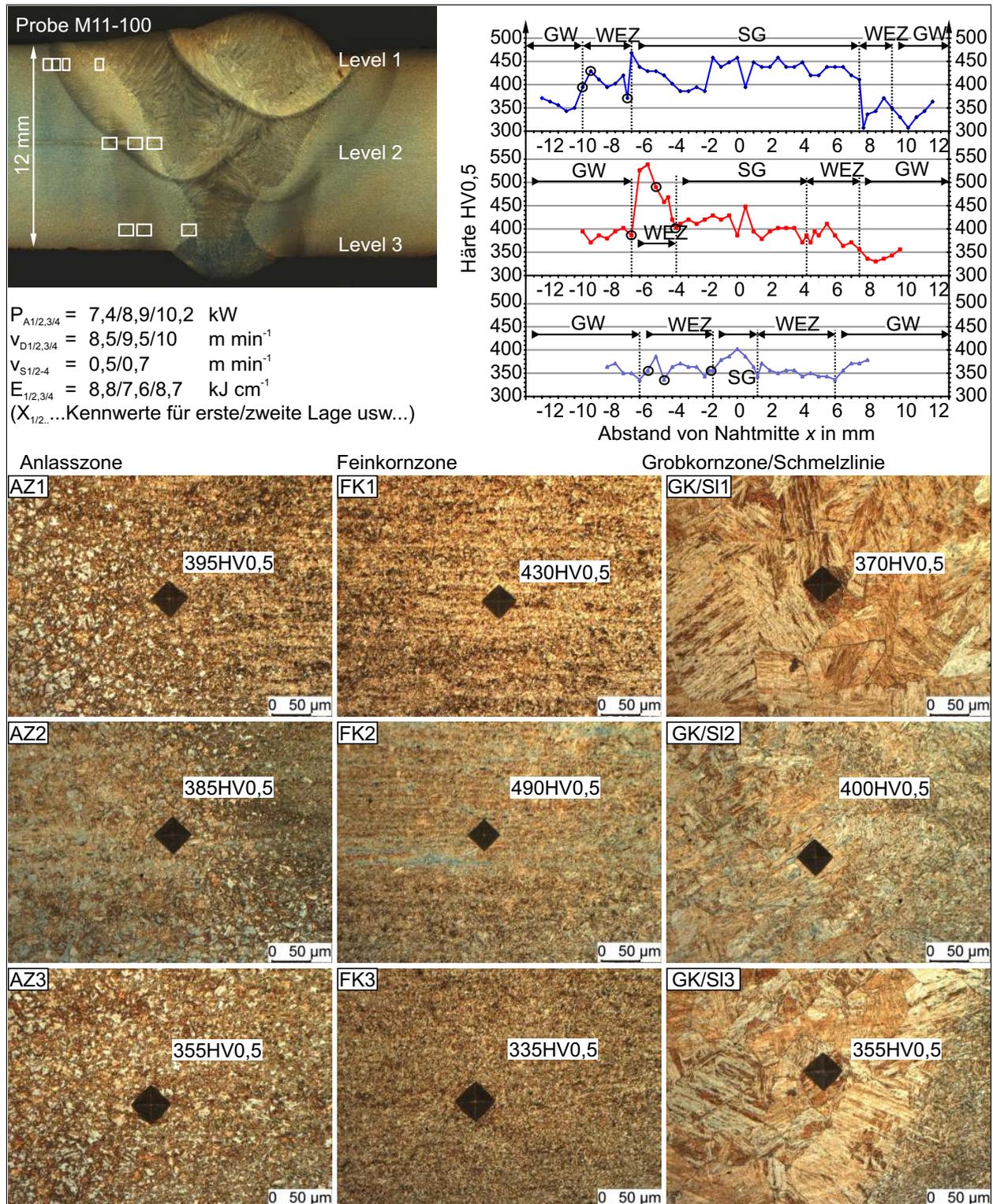


Abbildung 5.50: Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer mehrlagigen MSG-Schweißung an S1100QL, geschweißt mit niedriglegiertem artähnlichen Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo

aufgrund der geringen lateralen Verformungen kennzeichnend für einen Spaltbruch, wie in Abb. 5.51a dargestellt ist. Auf der Bruchoberfläche wurden Mikrorisse identifiziert, siehe Abb. 5.51b. Schulze et al. [22] beobachteten vergleichbare Befunde an vergüteten Stählen bei kryogenen Temperaturen. Der als Quasispaltbruch charakterisierte spröde Versagensmechanismus führt zu

einer teils variierenden Oberflächentopografie, die im mikroskopischen Bereich eine verminderte Verformbarkeit erkennen lässt [86, 107], siehe Abb. 5.51. Ein duktiles Verformungsverhalten kennzeichnende wabenförmige Strukturen sind in geringem Anteil vorhanden. Diese wirken sich jedoch nicht maßgeblich auf die Kerbschlagarbeit aus.

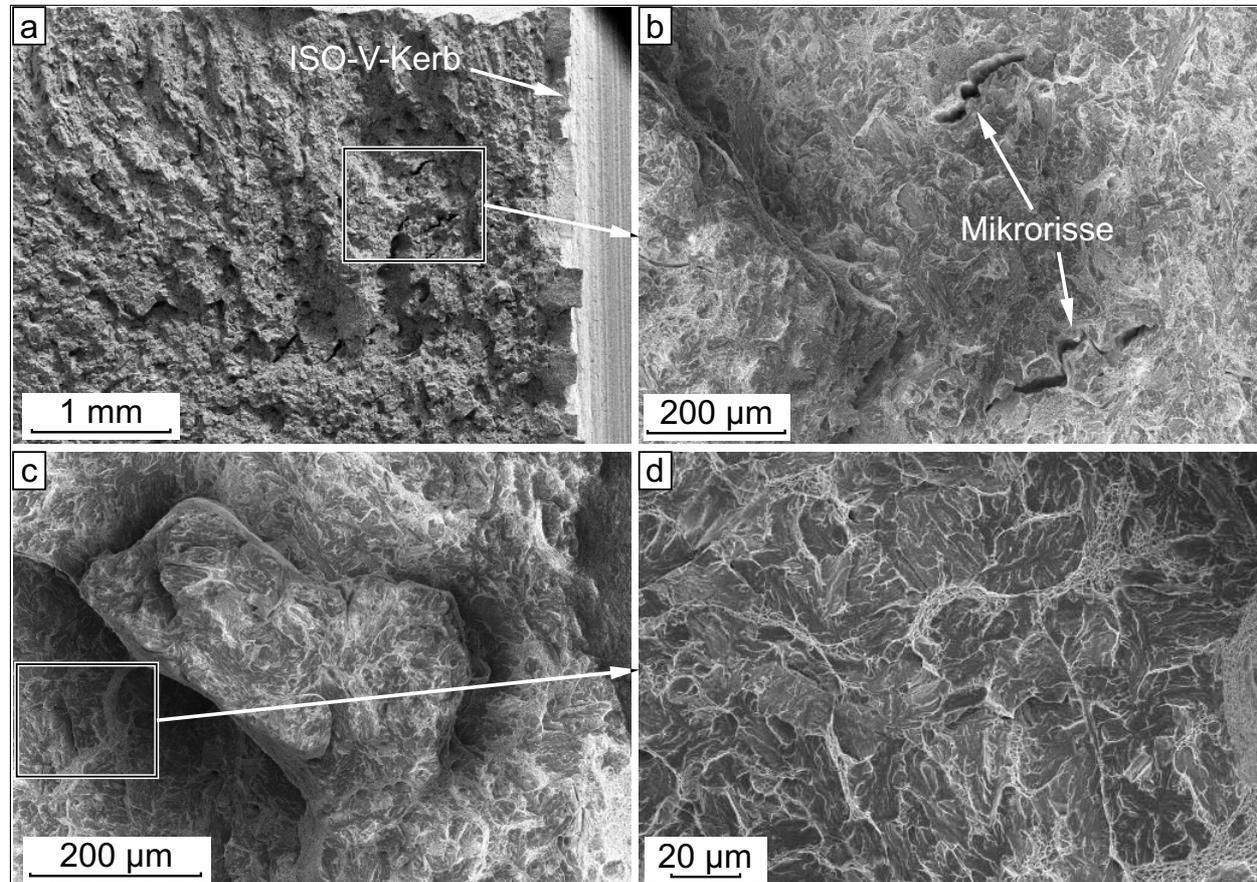


Abbildung 5.51: Bruchfläche einer Kerbschlagbiegeprobe aus einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht an S1100QL, geschweißt mit niedriglegiertem artähnlichen Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo

An mehrlagig MSG-geschweißten Proben führt die Verwendung des niedriglegierten Zusatzwerkstoffs zu ausreichend hohen Kerbschlagzähigkeiten. Im Vergleich zu 45 J bei 20 °C nahm die mittlere Kerbschlagarbeit bei -40 °C mit 34 J nur geringfügig ab. Die minimale Anforderung an den Grundwerkstoff von 27 J wurde bei -40 °C Prüftemperatur an keiner der Kerbschlagbiegeproben unterschritten.

**Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen, die durch den Einsatz des artähnlichen Zusatzwerkstoffs G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo erzeugt wurden, weisen weitestgehend ein martensitisches Gefüge vor. In diesem Zusammenhang wurden Härtenwerte im Schweißgut und der WEZ am 12 mm dicken Grundwerkstoff S1100QL ermittelt, die mit den bisherigen Ergebnissen der Literatur für Laserstrahl-MSG-Schweißungen an 6 mm dicken Blechen quantitativ vergleichbar sind. Die Härte im Schweißgut ist vergleichbar mit den ermittelten Werten des Grundwerkstoffs. Mit dem Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren konnten jedoch unter den gegebenen Bedingungen keine ausreichenden Zähigkeiten hergestellt werden, da das Gefüge des Schweißguts eine um 30 % verminderte Verformungsfähigkeit**

*bei -40 °C besitzt. In vergleichend hergestellten mehrlagigen MSG-Schweißungen wurde eine geringere Härte im Bereich der Schweißnahtwurzel und -mitte nachgewiesen, die auf Anlasseffekte durch das Mehrlagenschweißen zurückzuführen ist. Bei -40 °C wurden mittlere Kerbschlagarbeiten von 34 J gemessen.*

### **5.2.5 Metallurgie, Härte und Zähigkeitsverhalten am hochfesten Feinkornbaustahl S1100QL mit 12 mm Blechdicke für den Einsatz von hochlegiertem artfremden Zusatzwerkstoff**

Bei der Verwendung des hochlegierten Zusatzwerkstoffs G 18 8 Mn für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen sind die Härtewerte in der WEZ aufgrund der nahezu unveränderten Streckenenergie quantitativ vergleichbar mit den mit niedriglegiertem Zusatzwerkstoff erzielten Ergebnissen, siehe Diagramm in Abb. 5.52. Es zeigen sich in den Grobkorn- sowie Feinkornzonen konstante Härten von maximal 450 HV<sub>0,5</sub>. In den Anlasszonen wurden im Übergang zum weitestgehend unbeeinflussten Grundwerkstoff minimale Werte von etwa 350 HV<sub>0,5</sub> gemessen.

Angrenzend zur Schmelzlinie wurden im Schweißgut martensitische Übergänge mit Härtewerten bis etwa 500 HV<sub>0,5</sub> beobachtet, wie anhand Abb. 5.52 in Teilbild GK/SI3 dargestellt ist. Nach Pohle [107] entstehen solche Gefüge durch die Aufmischung von hochlegiertem Zusatzwerkstoff mit umgeschmolzenen Bereichen des Grundwerkstoffs. Die gemessenen Härten sind im Schweißgut der Blechmitte höher als im Schweißnahtkopf und in der Schweißnahtwurzel. Da der Aufmischungsgrad im Schweißnahtkopf geringer als in der Schweißnahtwurzel ist, erstarrt das Gefüge aufgrund der eingebrachten Legierungsanteile an Chrom und Nickel primär austenitisch. Das Schweißgut weist eine martensitische Umwandlung mit einem geringen Anteil Restaustenit auf, wie Abb. 5.53a zu entnehmen ist. Wie in Abb. 5.53b dargestellt, besteht das Schweißgut in der Blechmitte lokal aus primär ferritisch sowie primär austenitisch erstarrten Bereichen, die bei Raumtemperatur vollständig zu Martensit umgewandelt sind.

In der Schweißnahtwurzel (siehe Abb. 5.53c) ist die Mikrostruktur durch eine weitestgehend ferritische Erstarrung gekennzeichnet. Im Vergleich zu den martensitischen Gefügeanteilen in der Mitte der Schweißnaht zeigt sich eine feinere Verteilung der Subkörner des Massivmartensits, die zu geringeren Härten unter 460 HV<sub>0,5</sub> führt. Demgegenüber sind die hohen Härten im Übergangsbereich der Aufmischung auf eine geringe Martensitstarttemperatur infolge höherer Legierungsanteile aus dem Zusatzwerkstoff zurückzuführen. Dies basiert auf eine Abnahme der Diffusionsfähigkeit von Kohlenstoff sowie der Umwandlungsfähigkeit im Austenitgitter [22].

Die Messwerte der Härteprüfung in der WEZ mehrlagiger MSG-Schweißverbindungen sind vergleichbar mit den Ergebnissen aus artähnlich geschweißten Verbindungen, wie in Abb. 5.54 gekennzeichnet ist. Die Härten in der WEZ in Level 1 und Level 2 sind durch maximale Werte von 450 HV<sub>0,5</sub> gekennzeichnet. Das Schweißgut weist eine primär ferritische Erstarrung mit hohen Anteilen an Austenit auf, deren Härtewerte etwa im Bereich von 200 HV<sub>0,5</sub> bis 250 HV<sub>0,5</sub> liegt. Aufgrund der geringen Aufmischung des Schweißguts mit Grundwerkstoff wird eine Erstarrung gemäß der chemischen Zusammensetzung des hochlegierten Zusatzwerkstoffs beobachtet.

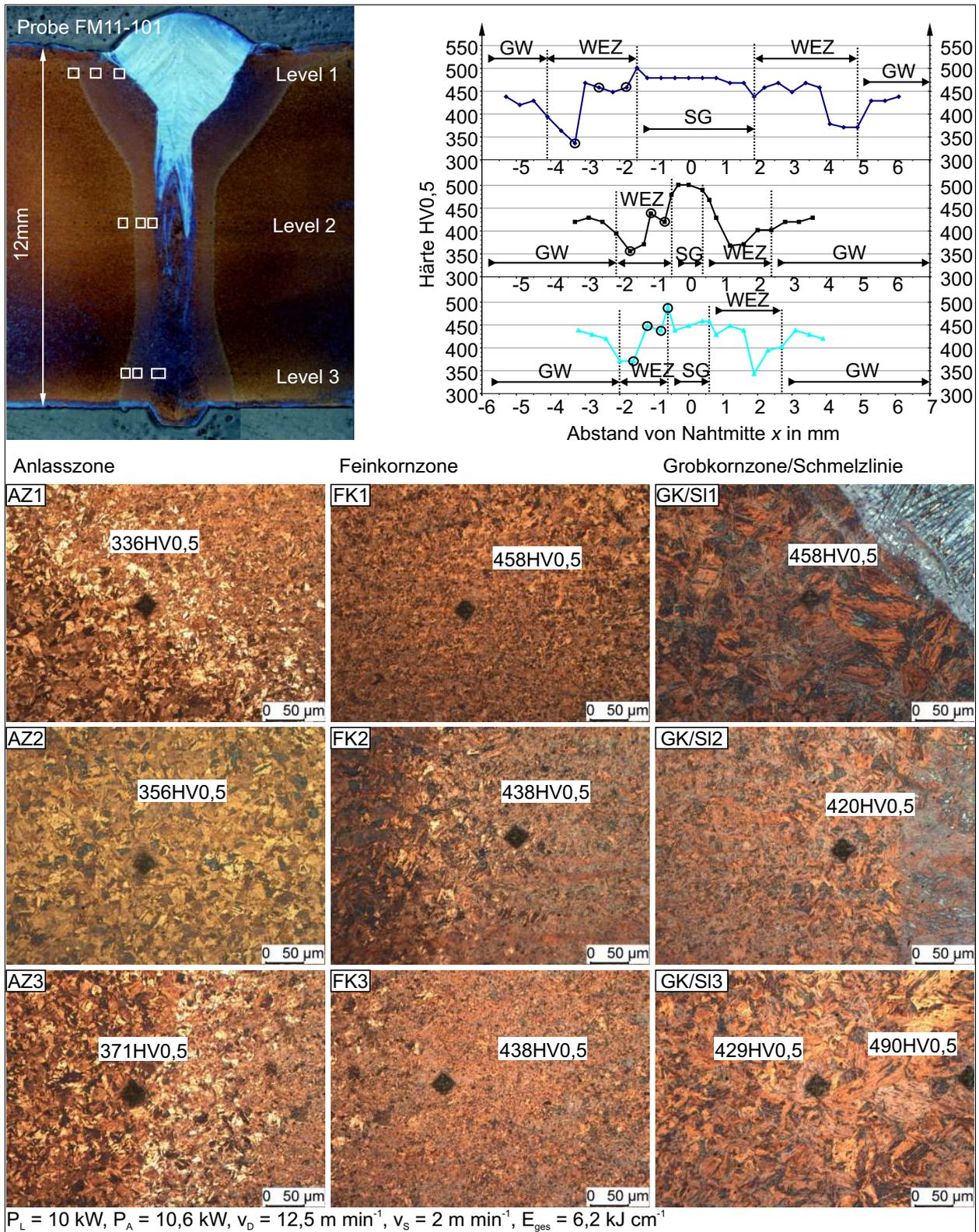


Abbildung 5.52: Härte und Mikrogefüge in der WEZ einer Laserstrahl-MSG-Hybriderschweißung an S1100QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn

Bei der Überprüfung der Sprödebruchsicherheit an Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Proben wurden mittlere Kerbschlagarbeiten von 14 J bei  $-40 \text{ }^\circ\text{C}$  sowie 25 J bei  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  gemessen. Die Ursache der geringen Werte unter dem Niveau der Mindestanforderungen für den Grundwerkstoff ist auf die spröden martensitischen Phasen im Schweißgut zurückzuführen. Die Bruchoberfläche

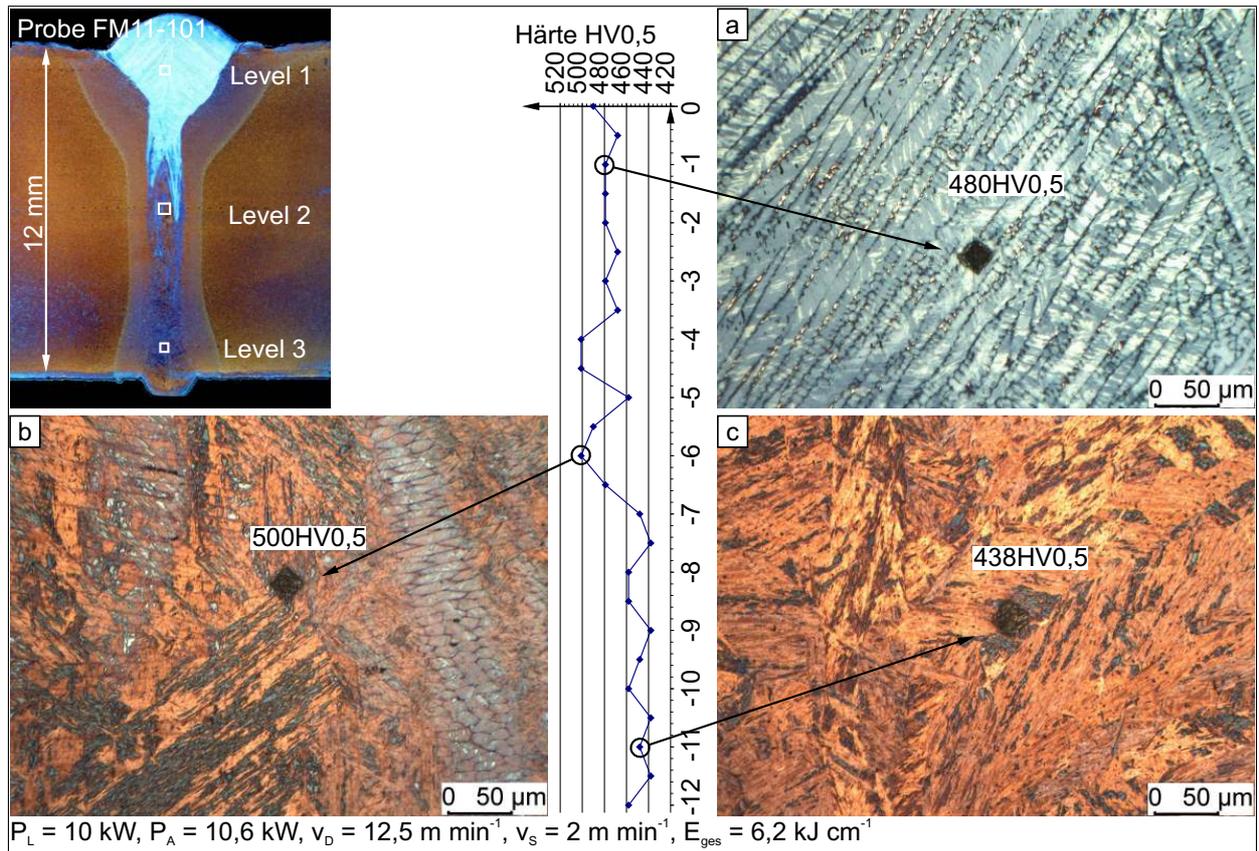


Abbildung 5.53: Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung an S1100QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn

wurde als Quasispaltbruch identifiziert, siehe Abb. 5.55a und b. Es zeigten sich Mikrorisse sowie glatte Spaltflächen, die von duktilen Verformungslinien umgeben sind. Parallel zur Oberfläche des Schweißnahtkopfs liegt ein schmaler Duktilbruchbereich bis etwa  $200 \mu\text{m}$  Tiefe vor. Durch die hohe Festigkeit des umgebenden Werkstoffs weisen die Proben kaum eine laterale Breitung auf, die sonst zu einer Erhöhung der Kerbschlagarbeit beiträgt.

MSG-Schweißungen, an denen hochlegierter Zusatzwerkstoff eingesetzt wurde, besitzen bei  $-40 \text{ }^\circ\text{C}$  mittlere Kerbschlagarbeiten von  $95 \text{ J}$ . Bei  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  wurde ein Mittelwert von  $114 \text{ J}$  gemessen, da das Schweißgut zu  $80 \%$  bis  $90 \%$  aus duktiler austenitischer Phase besteht, siehe Abb. 6.8 (S. 215).

**Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche an 12 mm dickem S1100QL zeigen, dass der Einsatz von artfremdem hochlegiertem Zusatzwerkstoff zu einer Aufhärtung im Schweißgut deutlich über das Niveau des Grundwerkstoffs führt. Insbesondere an Übergängen der Aufmischung des hochlegierten Zusatzwerkstoffs mit dem Grundwerkstoff liegen parallel primär austenitisch sowie primär ferritisch erstarrte Phasenbereiche vor, die zu Härtewerten bis  $500 \text{ HV}_{0,5}$  führen. Im Nachweis für Sprödbruchsicherheit wurden deshalb geringe Kerbschlagarbeiten deutlich unter der Mindestanforderung für den Grundwerkstoff ( $27 \text{ J}$ ) gemessen. Fraktografische Befunde lassen hierzu auf Quasispaltbruch schließen, da sich teilweise Mikrorisse zeigen und die Bruchoberfläche größtenteils aus charakteristisch glatten Anteilen mit teils duktilen Verformungslinien besteht. An vergleichend geschweiß-**

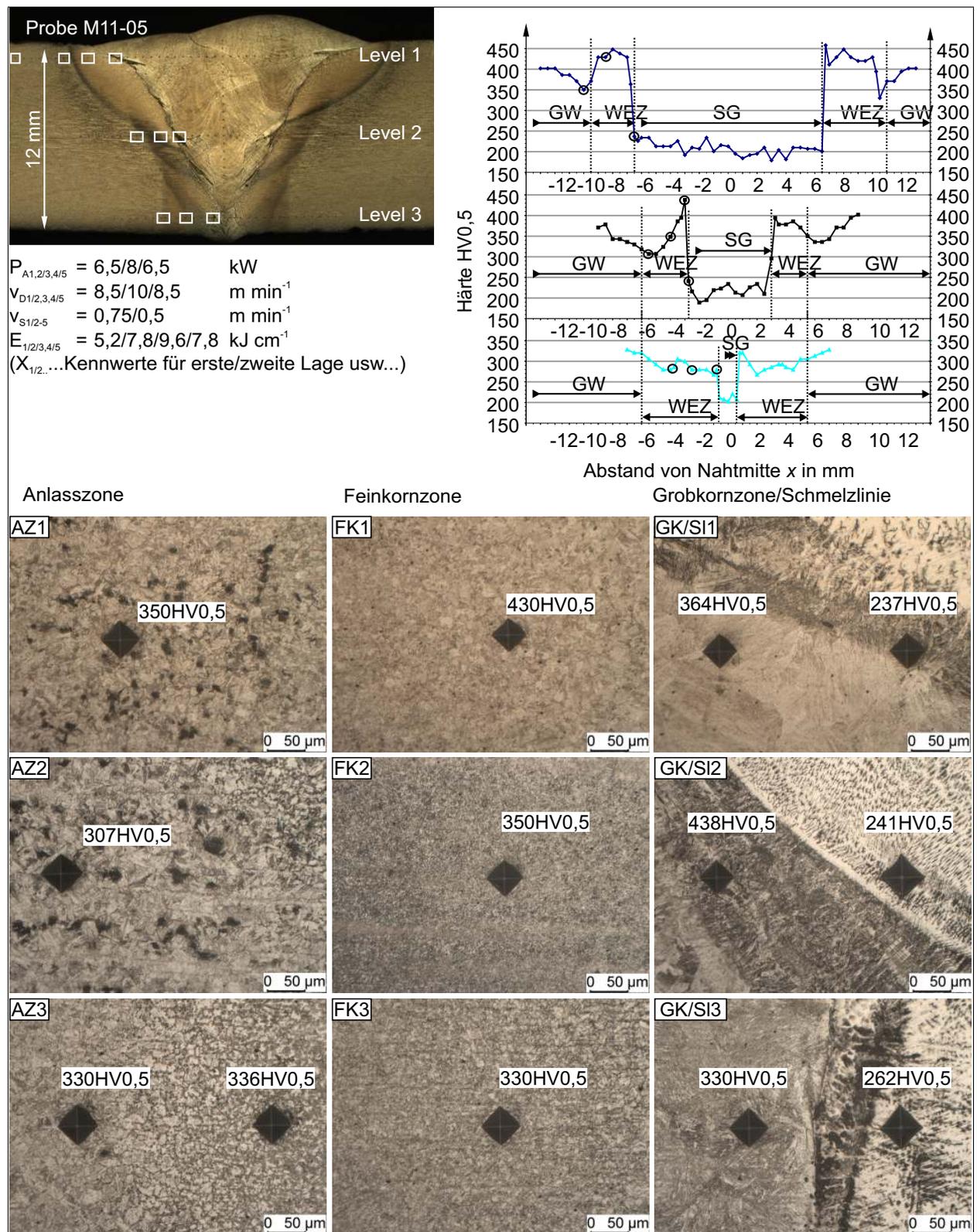


Abbildung 5.54: Härte und Mikrogefüge einer mehrlagigen MSG-Schweißverbindung an S1100QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn

**te MSG-Verbindungen, deren Gefüge durch hohe Anteile an Austenit gekennzeichnet ist, genügen bei -40 °C Prüftemperatur die ermittelten Kerbschlagzähigkeiten den Anforderungen.**

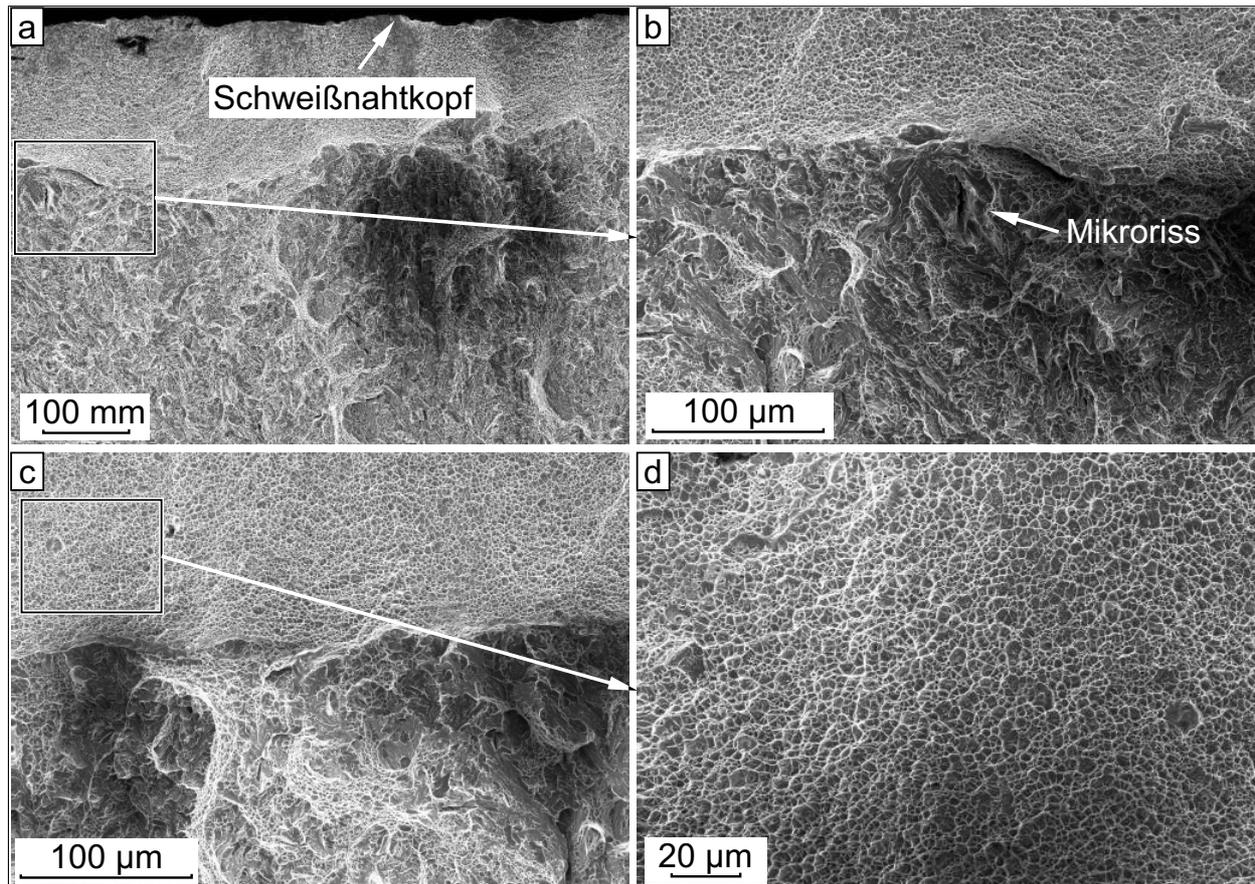


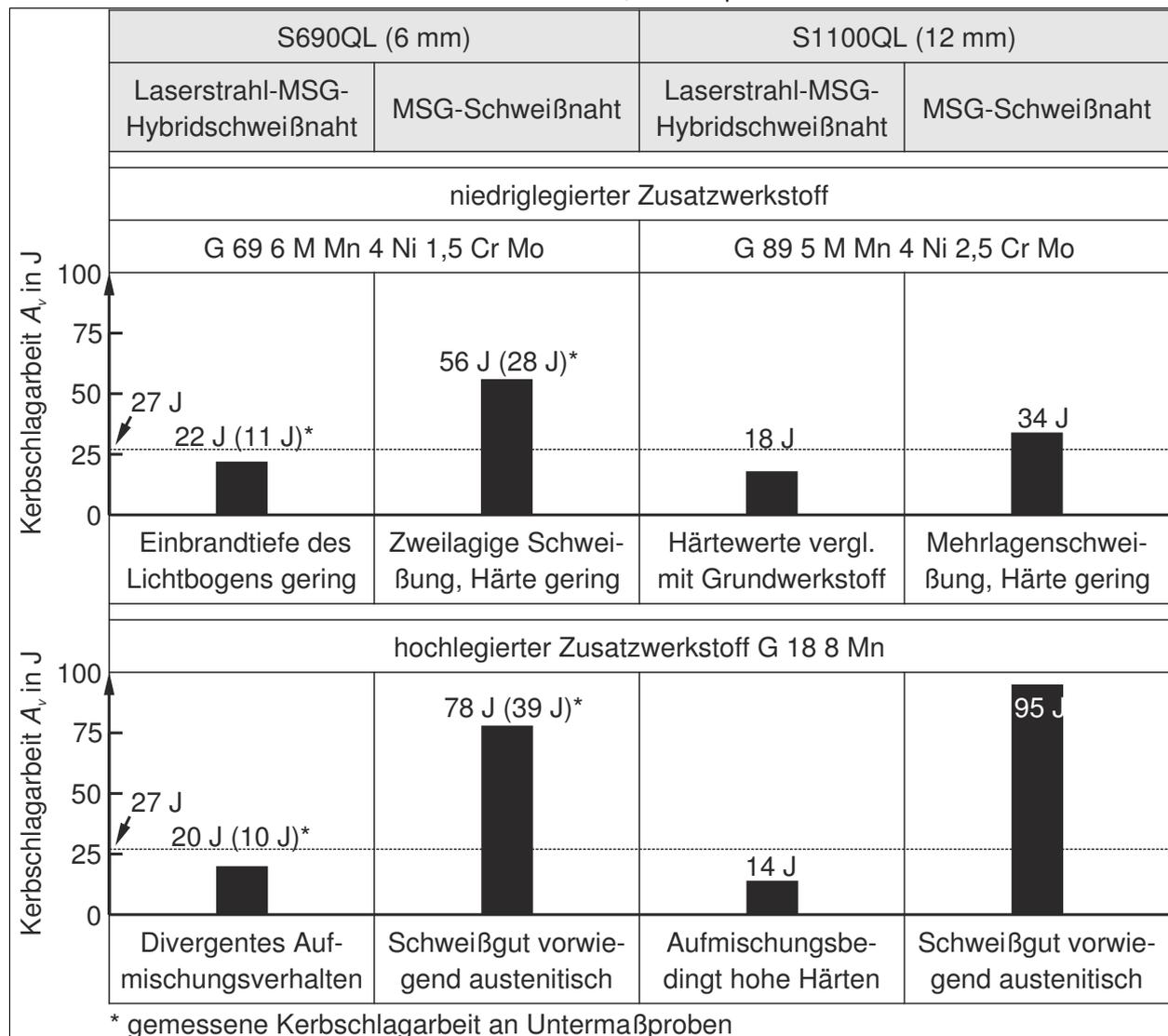
Abbildung 5.55: Aufnahmen der Bruchflächen einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindung an S1100QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn

### 5.2.6 Vergleichende Bewertung des Zähigkeitsverhaltens in Schweißverbindungen an S690QL und S1100QL

Die Ergebnisse zur Bestimmung der Härte und der Kerbschlagzähigkeit an Schweißverbindungen zeigen einen deutlichen Einfluss des Gefüges im Schweißgut. Während mehrlagige MSG-Schweißverbindungen im Kerbschlagbiegeversuch einen hohen Anteil an duktilen Bruchbereichen aufweisen und bei  $-40\text{ °C}$  Prüftemperatur zu hohen Kerbschlagzähigkeiten führen, ist die Bruchoberfläche an Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißverbindungen durch einen Quasispaltbruch gekennzeichnet. Hierzu sind die wesentlichen Ergebnisse und Besonderheiten in Tab. 5.1 aufgelistet. Eine Übertragbarkeit vom MSG-Schweißen auf das Laserstrahl-MSG-Schweißen in Hinblick auf die Mindestanforderungen der Kerbschlagzähigkeit des Grundwerkstoffs ließ sich nicht erreichen.

Zu den maßgeblichen Einflussfaktoren auf die Zähigkeit des Schweißguts zählen das Aufmischungsverhalten sowie der Aufmischungsgrad zwischen Grund- und Zusatzwerkstoff. Die in einlagig geschweißten Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißnähten vorliegenden Erstarrungsbedingungen führten zu Bildung von martensitischem Gefüge mit geringer Zähigkeit. Die teilweise bereits in metallographischen Schliiffbildern beobachteten Mikrorisse gehen auf eine verminderte Verformbarkeit zurück. Diese Beobachtungen korrelieren mit den Ausführungen von Dilthey et al. [91]. Demnach wirkt die Martensitumwandlung begünstigend auf die Rissbildung, da während

Tabelle 5.1: Kerbschlagzähigkeiten an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen in Abhängigkeit vom Schweißverfahren und Zusatzwerkstoff, Prüftemperatur = -40 °C



der Volumenexpansion ein Abbau von rissbegünstigenden Eigenspannungen in nicht umgewandelten Körnern stattfindet.

Der Tab. 5.1 ist ebenfalls zu entnehmen, dass der Einsatz von hochlegiertem Zusatzwerkstoff einem komplexen Aufmischungs- und Erstarrungsverhalten unterliegt. So wurden in Verbindung mit den angewandten Schweiß- und Fugengeometrieparametern Gefügeeigenschaften hergestellt, die zu einem spröden Bruchverlauf an Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten führten. Die geringen Gehalte an Restaustenit in primär austenitisch erstarrtem Gefüge haben dabei kaum einen Effekt auf die Zähigkeit. Es zeigte sich insbesondere in Bereichen von Aufmischungsübergängen eine erhöhte Rissempfindlichkeit, welche auf ein sprödes Martensitgefüge zurückzuführen ist. In diesem Zusammenhang wurden von Bystram [106] an mehrlagigen Schweißnähten vergleichbare Befunde beobachtet.

Das Ziel dieser Arbeit, ausreichende Zähigkeiten in Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten dickwandiger hochfester Feinkornbaustähle herzustellen, wurde aufgrund der vorliegenden hohen

Schweißgeschwindigkeiten sowie dem vergleichsweise hohen Aufmischungsgrad nicht erreicht. Somit sind die an S1100QL mit einer Wandstärke von 6 mm erzielten Ergebnisse [24, 25] unter Verwendung eines artähnlichen Zusatzwerkstoffs sowie bei den zugrunde liegenden Schweißparametern nicht auf eine Blechdicke von 12 mm übertragbar. Der Einsatz einer hochlegierten Drahtelektrode führte zwar nach der primär austenitischen Erstarrung und Umwandlung in Martensit zu einem Anteil von max. 10 % Restaustenit im Schweißgut. Diese interdendritische Phase hatte jedoch keine signifikante Erhöhung der Zähigkeit zur Folge.



# 6 Zusammenfassung

## 6.1 Ergebnisse zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11

Zur Qualifikation moderner Zusatzwerkstoffe für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 wurden artgleiche hochlegierte Fülldrahtelektroden sowie vergleichend eine artgleiche Massivdrahtelektrode eingesetzt. An 5 mm Wanddicke wurden Versuche mit einem 6-kW-CO<sub>2</sub>-Laser durchgeführt. Außerdem diente an 10 mm Wanddicken ein 20-kW-Faserlaser zum Herstellen der Verbindungen. Erstmals wurden hochlegierte Fülldrahtelektroden beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen eingesetzt und die Schweißnähte hinsichtlich der Metallurgie, der Schweißprozesseignung, der Zwangslagenschweißseignung, der Festigkeit und der Zähigkeit untersucht. Die erzielten Ergebnisse sind im Folgenden zusammengefasst.

1. Wie die Literatur zeigt, werden beim Einsatz von Strahlschweißverfahren ohne Zusatzwerkstoff [47, 59–65] am Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 Heißrisse beobachtet. Dagegen konnte in der zugrunde liegenden Arbeit nachgewiesen werden, dass sich beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit modernen hochlegierten Zusatzwerkstoffen im untersuchten Blechdickenbereich von 5 mm bis 10 mm Schweißverbindungen herstellen lassen, die frei von Heißrissebefunden sind. In den Schweißnähten zeigen sich im vornehmlich durch den Laserstrahl beeinflussten Bereich der Schweißnahtwurzel eine gerichtete Erstarrung der Dendriten sowie in der Schweißnahtmitte deutlich aufeinandertreffende Erstarrungsfronten. Diese heißrissebegünstigenden Faktoren wurden durch eine weitestgehend primär ferritische Erstarrung im gesamten Schweißgut minimiert. Hierzu liegen metallografische Nachweise vor, welche die bisher existierenden Ursachen der erhöhten Heißrisse-sicherheit bei diesem Erstarrungstyp (z.B. nach Lippold und Kotecki [45]) stützen. Dabei führt die ferritische Substruktur zu einer un stetigen Erstarrungsfront, in der ein höherer Widerstand zur Rissbildung und -ausbreitung vorliegt, als an Korngrenzen primär austenitisch erstarrten Gefüges.
2. Ferner ließ sich die Erstarrungsrichtung im Bereich des vom Lichtbogen beeinflussten Schweißguts durch den Typ des abgeschmolzenen Zusatzwerkstoffs steuern, vergl. Abb. 5.5 (S.102). Beim Einsatz von rutilen Fülldrahtelektroden wurde unabhängig von der Position des Laserstrahls ein flacher sowie breiterer Einbrand gegenüber dem Abschmelzen der Massivdrahtelektrode erzielt. Dagegen hatte das Abschmelzverhalten der Metallpulver- sowie Massivdrahtelektrode in nachlaufender Laserstrahlposition einen schmalen tieferen

- Einbrand des Lichtbogens zur Folge, mit dem eine metallurgische Beeinflussung in tieferen Bereichen der Schweißnaht ermöglicht wird.
3. Ein direkter Zusammenhang zwischen der vom eingesetzten Drahtelektrodentyp abhängigen Einbrandgeometrie und der Heißrissneigung konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht hergeleitet werden. In diesem Zusammenhang wies das Schweißgut an der Schmelzlinie im Bereich der Blechmittenseigerung partiell ein primär austenitisch erstarrtes Gefüge auf. Dieser Erstarrungstyp, der in sämtlichen metallografischen Schliffauswertungen beobachtet wurde, ist auf etwa eine Korngröße begrenzt. Das umliegende Gefüge erstarrt primär ferritisch und wirkt der Entstehung von Heißrissen entgegen. Korngrenzen, die in der WEZ der Blechmittenseigerung in Nähe der Schmelzlinie teilweise aufgeschmolzen sind, zeigten keine Heißrisse.
  4. Vergleichende Untersuchungen zum Verformungsverhalten mittels erweiterter Dehnungsfeldmessungen an Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten sowie an MSG-Schweißnähten am 5 mm dicken Grundwerkstoff führten zu einem unterschiedlichen Dehnungsverhalten. Während die von Boyce [72] durchgeführten Querkzugversuche an Laserstrahlschweißnähten aufgrund der nahezu parallelen Einbrandgeometrie zu einem Versagen im Schweißgut führten, wurde erstmals an Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten nachgewiesen, dass die Festigkeit des Schweißguts durch das Einbrandverhalten beeinflusst werden kann. Am Beispiel von Verbindungen, die mit Metallpulverfülldrahtelektrode hergestellt wurden, zeigen sich hohe Bruchdehnungen. MSG-Schweißungen sind durch geringere Dehnungen charakterisiert, da bereits zu Versuchsbeginn die Dehnungen im Schweißgut höher waren als im Grundwerkstoff. Ferner konnte durch eine eigens entwickelte erweiterte Messmethodik zur simultanen Aufnahme der Dehnungen auf drei Probenseiten nachgewiesen werden, dass insbesondere die für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen kennzeichnende V-förmige Einbrandgeometrie zu Stützeffekten vor allem auf der Querseite der Proben führt. Ausgehend vom Grundwerkstoff wurden die Mindestanforderungen an die Festigkeit sowie Bruchdehnung an jeder Verbindung unabhängig vom Schweißverfahren erreicht. Ein signifikanter Einfluss des Schweißverfahrens auf die Dehngrenzen und Zugfestigkeiten wurde nicht nachgewiesen.
  5. Beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit rutilen Fülldrahtelektroden werden bei  $-196\text{ °C}$  Prüftemperatur Kerbschlagzähigkeiten erreicht, welche die Mindestanforderungen an den Grundwerkstoff erfüllen. In instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen an Kleinstproben wurde bei Raumtemperatur ein duktiles Bruchverhalten nachgewiesen. Die Kraft-Durchbiegung-Kurven zeigen bei fülldrahtgeschweißten Verbindungen geringere Kräfte bei hoher Durchbiegung. Maximale Zähigkeiten werden durch den Einsatz der Massivdrahtelektrode erreicht. Im Vergleich zu Schweißgütern, die mit Metallpulverfülldrahtelektrode erzeugt wurden, liegen die Kerbschlagzähigkeiten aufgrund des geringen Anteils an Oxydpartikeln im Schweißgut etwa um das Zweifache höher.
  6. Der in der Prozesszone beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an der Elektrodenspitze rutiler Fülldrahtelektroden verzögert abschmelzende Pulverstumpf der Elektrodenfüllung

hatte bei hohen Abschmelzleistungen und großen Lichtbogenlängen ein starkes Anhaften von Schlackerückständen auf der Schweißgutoberfläche zur Folge. Am Faserlaser trat dieses Phänomen beim Abschmelzen der rutilen Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke auf. Wurde hingegen der rutil Fülldraht mit schnell erstarrender Schlacke eingesetzt, ließ sich die Schlacke weitestgehend ohne hohen Aufwand entfernen. Da die schnell erstarrende Schlacke durch einen kurzen Erstarrungsintervall sowie einer hohen Erstarrungstemperatur gekennzeichnet ist, liegt eine verminderte Reaktionsfähigkeit vor, wie aus Untersuchungen von Vallant et al. [133] hervorgeht.

7. Wie weiterhin gezeigt wurde, kann auch in Bezug auf das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen am CO<sub>2</sub>-Laser der Einsatz rutiler Fülldrahtelektroden die Bildung von Rückständen auf dem Schweißgut nach sich ziehen. Um den nachteiligen Einfluss solcher Ungängen auf die Korrosionseigenschaften zu minimieren, wurde zunächst die Wirkung der Prozessparameter untersucht. Ein wesentlicher Einflussfaktor ist die Lichtbogenlänge. Bei zu langem Lichtbogen erfolgt eine teilweise primär austenitische Erstarrung an der Schweißgutoberfläche mit stark anhaftenden Schlackerückständen. Optimale Ergebnisse hinsichtlich der Entfernbarkeit der Schlacke können in vor- und nachlaufender Laserstrahlposition bei Drahtvorschubgeschwindigkeiten unter 12 m min<sup>-1</sup> erzielt werden. Die Verwendung von 50 % Helium in Argon als Prozess- und Schutzgas führte zu einem Schweißprozess mit geringer Spritzerbildung. Mittels High-Speed-Video-Aufzeichnungen ließ sich der Abschmelzprozess bei hohen Drahtvorschubgeschwindigkeiten von 13,5 m min<sup>-1</sup> soweit optimieren, dass eine hohe Einbrandtiefe des lichtbogenbeeinflussten Bereichs sowie eine leicht entfernbare Schlackeabdeckung des Schmelzbades erreicht werden kann. Dazu ist die Erhöhung des Prozessgasdrucks erforderlich, um das Abfließen der Schmelze sowie der Schlacke aus dem Bereich der Metaldampfkapillare in das Ende des Schmelzbads zu begünstigen. Bei gleichzeitig kurzer Lichtbogenlänge kann der Schlackestumpf am Ende der Fülldrahtelektrode nahe an den Laserstrahl herangeführt werden. Dadurch ergibt sich ein effizientes Abschmelzen des Schlackestumpfs ohne nachteilige Reaktionen beim Abtropfen, im Übergang in das Schmelzbad und beim Abfließen.
8. Die untersuchten Fülldrahtelektroden konnten erstmalig für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in 45° fallender Position qualifiziert werden. Hierzu wurde die Metallpulverfülldrahtelektrode mit Impulslichtbogen geschweißt, da sich der Einbrand sowie das Schmelzbadverhalten im Lichtbogenbereich besser kontrollieren ließ als mit Sprühlichtbogen. Die speziell für das Schweißen in Zwangsposition geeignete rutil Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke hat einen flachen Einbrand in lichtbogenbeeinflussten Schweißnahtkopf zur Folge. Dadurch ist die Schweißnahtunterwölbung im Vergleich zum Abschmelzen der Metallpulver- sowie Massivdrahtelektrode gering. Durch den flachen Einbrand des lichtbogenbeeinflussten Bereichs ist beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Zwangspositionen kaum noch die Möglichkeit zur Beeinflussung der Schmelzbadmetallurgie durch den Zusatzwerkstoff bis in die Schweißnahtwurzel gegeben. Die Stützwirkung der schnell erstarrenden Schlacke auf das Schmelzbad, welche für die Bedingungen des MSG-Schweißens

gültig ist, kann nicht auf das Laserstrahl-MSG-Schweißen übertragen werden, weil die Schweißgeschwindigkeit sowie die Dynamik des Schmelzbads hoch sind. Es zeigte sich, dass die Schlacke bereits während des Schweißens das Schmelzbadende nicht einheitlich abdeckt, da gegenüber dem MSG-Schweißprozess ein längeres Schmelzbad vorliegt.

9. Das Impulslichtbogenschweißen mit Massivdrahtelektrode in vorlaufender Laserstrahlposition bei Drahtvorschubgeschwindigkeiten von  $15 \text{ m min}^{-1}$  führte zu einem Schweißprozess mit hohem Spritzeraufkommen. Das Abschmelzen der Metallpulver- und rutilen Fülldrahtelektroden mit Sprühlichtbogen ist dagegen durch einen stabilen Schweißprozess mit geringer Spritzerbildung gekennzeichnet, da die durch den Lichtbogen wirkenden Kräfte gleichmäßiger auf das Schmelzbad verteilt sind.

### **6.2 Ergebnisse zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen**

10. Das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen wurde zur Minimierung der Wärmeeinbringung an hochfesten Feinkornbaustählen eingesetzt. Die vergleichend durchgeführte Pendelraupentechnik beim mehrlagigen Lichtbogenschweißen hochfester Stähle haben eine breite WEZ sowie eine Reduzierung der Härte im Grundwerkstoff durch Anlasseffekte zur Folge. Dies wurde insbesondere am S1100QL mit einer Wanddicke von 12 mm beobachtet. Hier werden geringe Härten noch deutlich unter dem Niveau des Grundwerkstoffs bis über die metallografisch sichtbare WEZ hinaus gemessen. Durch den geringen Wärmeeintrag beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren sind diese Bereiche schmaler.
11. Für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an S1100QL bis maximal 6 mm Wanddicke wurde bisher die artähnliche Massivdrahtelektrode G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo eingesetzt und führte zu ausreichend hohen Zähigkeiten [24, 25]. In der vorliegenden Studie zeigte sich keine Übertragbarkeit auf 12 mm Blechdicke infolge der hohen Wärmeabführung. Obwohl die gemessenen Härten in allen Bereichen vergleichbar mit den Ergebnissen in der Literatur [24, 25] sind, lagen die ermittelten Zähigkeiten unter den Mindestanforderungen. Fraktografische Befunde belegen an allen bei  $-40 \text{ °C}$  geprüften Proben einen Quasispaltbruch mit vernachlässigbaren Anteilen duktiler Verformungsbereiche.
12. Mit dem Einsatz einer hochlegierten Massivdrahtelektrode (G 18 8 Mn) an S1100QL wurden erstmals metallurgische Untersuchungen im Zusammenhang mit dem Aufmischungsverhalten beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen an dickwandigen hochfesten Feinkornbaustählen der Güten S690QL und S1100QL durchgeführt. So zeigte sich bei vorlaufendem Laserstrahl am 6 mm dicken S690QL ein hoher Aufmischungsgrad mit dem Grundwerkstoff im lichtbogenbeeinflussten Schweißnahtkopf der Hybridschweißnähte, in dem das Gefüge primär ferritisch erstarrt. Unterhalb dieser Zone erstarrt das Schweißgut primär austenitisch und wandelt dann in Martensit um. Die damit verbundene hohe Härte führt im Kerbschlagbiegeversuch zu unzureichenden Kerbschlagarbeiten. Am 12 mm dicken S1100QL

- bildet sich beim Schweißen in nachlaufender Laserstrahlposition im lichtbogenbeeinflussten Schweißnahtkopf aufgrund eines geringen Aufmischungsgrads ein primär austenitisch erstarrtes Gefüge aus. In der Schweißnahtwurzel verringert sich die Aufmischung und es entsteht ein primär ferritisch erstarrtes Gefüge, das zu Martensit umwandelt und geringere Härten als im Schweißnahtkopf besitzt.
13. Die Aufmischungstiefe des eingebrachten Zusatzwerkstoffes mit dem Grundwerkstoff beträgt etwa 70 % der Blechdicke. Im Aufmischungsübergang vom hochlegierten, lichtbogenbeeinflussten Bereich zur vorwiegend durch den Laserstrahl umgeschmolzenen Schweißnahtwurzel wurden Härtewerte über 460 HV<sub>0,5</sub> gemessen, weil das Gefüge aus sprödem Martensit besteht.
  14. In der vorliegenden Arbeit wurden geringe Streckenenergien durch die Anwendung des Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahrens realisiert. Es konnte für eine Blechdicke von 12 mm gezeigt werden, dass der geringe Wärmeeintrag eine Verminderung der Zähigkeit im Schweißgut verursacht. An keiner der erzeugten Hybridschweißverbindungen wurden Zähigkeiten erreicht, die den Mindestanforderungen an den Grundwerkstoff bei Temperaturen von -40 °C entsprechen. Dem Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf das Erstarrungsverhalten und die mechanischen Eigenschaften im Schweißgut ist deshalb eine hohe Bedeutung beizumessen. Die Schweißgeschwindigkeit wurde in allen Versuchen konstant auf 2 m min<sup>-1</sup> festgelegt. Wie jedoch Jahn et al. [24] und Boese [25] an geringen Wanddicken bis 6 mm und Neumann [232] an dickwandigen Bauteilen von 10 mm Wanddicke der Güte S1100QL nachwiesen, können mit dem artgleichen Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo, der eigens für das Schweißen an S960QL entwickelt wurde, ausreichend hohe Kerbschlagzähigkeiten sowie Festigkeiten bei einer Schweißgeschwindigkeit vom maximal 1,5 m min<sup>-1</sup> erreicht werden.
  15. Der Einsatz des hochlegierten Zusatzwerkstoffs G 18 8 Mn beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen der Güte S1100QL führt zwar zu einem Anteil von maximal 10 % an Restaustenit im Schweißgut. Diese weiche Phase ruft jedoch im Vergleich zum ferritisch erstarrten und martensitisch umgewandelten Gefüge bei Verwendung einer artähnlichen Drahtelektrode keinen signifikanten Anstieg der Zähigkeit hervor. Die Härte der primär austenitisch erstarrten und martensitisch umgewandelten Dendritenkerne bewirkt maßgeblich geringe Kerbschlagarbeiten. Es ist andererseits fraglich, ob sich durch eine geringe Aufmischung höhere Anteile an Restaustenit und damit eine Steigerung der Zähigkeit herbeiführen lassen, zum Beispiel durch eine V-förmige Fugenvorbereitung mit größerem Öffnungswinkel, und gleichzeitig hohe Festigkeiten erreicht werden können.
  16. In weiteren Untersuchungen an S1100QL mit einer Wanddicke von 12 mm sollte auch der artgleiche Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo an Schweißnahtfugen mit Fugenöffnungswinkeln größer als 5° Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißt werden. Dadurch ließen sich die Aufmischung mit dem Kohlenstoffreichen Grundwerkstoff minimieren und die t<sub>8/5</sub>-Zeiten erhöhen. Durch eine Absenkung des Kohlenstoffgehalts im Schweißgut ist ein feinkörniges martensitisch-bainitisches Gefüge mit verminderter Härte zu erwarten.



# Literaturverzeichnis

- [1] STEEN, W. M.: Arc augmented laser processing of materials. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 51 (1980), 11, S. 5636–5641
- [2] DILTHEY, U. ; LUEDER, F. ; WIESCHEMANN, A.: Technical and economical advantages by synergies in laser arc hybrid welding. In: *Welding in the World* 43 (1999), 7/8, S. 141 – 152
- [3] MATSUDA, J. ; UTSUMI, A. ; KATSUMURA, M. ; HAMASAKI, M. ; NAGATA, S.: TIG or MIG arc augmented laser welding of thick mild steel plate. In: *Joining & Materials* 1 (1988), 7, S. 31 – 34
- [4] NEUENHAHN, J. C.: *Hybridschweißen als Kopplung von CO<sub>2</sub>-Hochleistungslasern mit Lichtbogenschweißverfahren*, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Dissertation, 1999. – 176 S
- [5] KELLER, H.: *CO<sub>2</sub>-Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen von Baustählen im Blechdickenbereich von 12 bis 25mm*, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Diss., 2003. – 213 S
- [6] WIESCHEMANN, A.: *Entwicklung des Hybrid- und Hydraschweißverfahrens am Beispiel des Schiffbaus*, Technische Hochschule Aachen, Dissertation, 2001. – 175 S
- [7] BEYER, E. ; CLEEMANN, L. (Hrsg.): *Schweißen mit CO<sub>2</sub>-Hochleistungslasern*. VDI-Verlag, 1987. – ISBN 3–18–160004–0. – Technologie aktuell - Reports - Analysen - Prognosen Nr. 4, Ergebnisse eines vom Bundesminister für Forschung und Technologie - BMBF- geförderten Verbundprojektes
- [8] ROLAND, F. ; REINERT, T. ; PETHAN, G.: Laser welding in shipbuilding - An overview of the activities at Meyer Werft International Conference: Advanced Processes and Technologies in Welding and Allied Processes, 2002, S. 103–115. – 24-25
- [9] POPRAWA, R.: Development of new beam sources - fiber, slab, disc and rod. In: GEIGER, M. (Hrsg.) ; OTTO, A. (Hrsg.): *Laser Assisted Net Shape Engineering 4*. Erlangen (DE), 21.-24. Sept. 2004, S. 47 – 54
- [10] GRUPP, M. ; WESTPHÄLING, T.: Faserlaser - Das energieeffiziente Werkzeug - Verschiedene industrielle Anwendungen im Überblick. In: *Laser Technik Journal* 6 (2009), 3, Nr. 2, S. 38–41
- [11] COSTE, F. ; SABATIER, L. ; DUBET, O. ; AUBERT, P. ; JONES, L.: 20 mm thickness Nd-YAG Laser Welding of 316 L stainless steel with long focal length. In: *Laser Materials Processing*

- Conference ICALEO* Bd. 20. Jacksonville, Florida (US), 15.-18. Okt. 2001
- [12] JOKINEN, T. ; KUJANPÄÄ, V.: Multi-pass Nd-YAG Laser Welding of thick section austenitic stainless steels. In: *Laser Materials Processing Conference ICALEO* Bd. 20. Jacksonville, Florida (US), 15.-18. Okt. 2001
- [13] JOKINEN, T. ; KUJANPÄÄ, V.: High power Nd:YAG laser welding in manufacturing of vacuum vessel of fusion reactor. In: *Fusion Engineering and Design* 69 (2003), 9, S. 349 – 353
- [14] GRUPP, M.: Der Faserlaser als Werkzeug in der Materialbearbeitung - Effizient, brillant und wirtschaftlich. In: *Laser Technik Journal* 3 (2006), 3, Nr. 2, S. 41–44
- [15] SCHMID, C. ; JASNAU, U.: Mobile Anwendungen mit Faserlasern - So kommt das Laserwerkzeug zum Werkstück. In: *Laser Technik Journal* 3 (2006), 3, Nr. 2, S. 45–47
- [16] HOFFMANN, H. D. ; LOOSEN, P. ; SCHNITZLER, K. ; WISSENBACH, K.: Innovative Entwicklungen bei Lasern für die Laserstrahlreinigung. In: *Photonik* (2003), 4, S. 2–5
- [17] PETRING, D. ; FUHRMANN, C. ; WOLF, N. ; POPRAWA, R.: Investigations and applications of laser-arc hybrid welding from thin sheets up to heavy section components. In: *ICALEO, Laser Materials Processing Conference* Bd. 22. Jacksonville, Florida (US), 13.-16. Okt. 2003
- [18] MEYER, G. ; WINKEL, G.: Profile nach Maß. Laserstrahl- und Laser-MSG-Hybridschweißen von Profilen aus Baustahl und CrNi-Stahl. In: *Laser Technik Journal* 5 (2008), 5, S. 31 – 35
- [19] THOMY, C. ; WAGNER, F. ; VOLLERTSEN, F. ; WIRTH, A. ; KREIMEYER, M.: Laser-MIG-Hybridfügen von Aluminium-Stahl Leichtbaustrukturen. In: *Laser Technik Journal* 4 (2007), 4, S. 36–40
- [20] MIDDELDORF, K. ; HOFE, D. von: Trends in Joining Technology. In: MAYR, P. (Hrsg.) ; POSCH, G. (Hrsg.) ; CERJAK, H. (Hrsg.): *IIW International Conference Safety and Reliability of Welded Components in Energy and Processing Industry* Bd. 52 IIW, Verlag der Technischen Universität Graz, 7 2008, S. 29 – 36. – 10-11
- [21] HOLLOWAY, G. ; MARSHALL, A.: Is welding stainless steel for LNG applications easy? In: *Stainless Steel World* Bd. 2, 2005, S. 421 – 427. – 8. - 10.
- [22] SCHULZE, G. ; KRAFKA, H. ; NEUMANN, P. ; SCHULZE, G. (Hrsg.): *Schweisstechnik: Werkstoffe - Konstruieren - Prüfen*. VDI-Verlag, 1992. – ISBN 3–18–401007–4
- [23] HAMME, U. ; HAUSER, J. ; KERN, A. ; SCHRIEVER, U.: Einsatz hochfester Feinkornbaustähle im Mobilkranbau. In: *Stahlbau* 69 (2000), 4, S. 295–305
- [24] JAHN, A. ; WINDERLICH, B. ; ZWICK, A. ; IMHOFF, R. ; BRENNER, B. ; TRÜMPER, S.: Laserstrahl-Hybridschweißen schwingend belasteter Bauteile aus dem hochfesten Feinkornbaustahl S1100QL. 2004. – Forschungsbericht. – 283 – 288 S.
- [25] BOESE, B.: *Laser-MSG-Hybridschweißen von höchstfesten Feinkornbaustählen*, PZH Produktionstechnisches Zentrum, Diss., 2008. – ISBN: 3939026824

- [26] ENGINDENIZ, E. ; WÜRMELL, W. ; HANUS, F.: MAG-Schweißen hochfester Sonderbaustähle mit Fülldrähten. 2005. – Forschungsbericht. – 187 – 193 S.
- [27] STRIDH, L. E.: Laser hybrid welding in stainless steels and in high strength steels. In: *Materials Science Forum* 539-543 (2007), S. 3991–3995
- [28] KURZ, W. ; FISHER, D.J.: *Fundamentals of Solidification*. 1. Trans Tech Publications Ltd, 1984. – 240 S. – ISBN: 0-87849-522-3
- [29] FUHRMANN, C.: *Laser-Lichtbogen-Hybridschweißen bis zu Blechdicken von 20 mm*, RWTH Aachen, Diss., 2007. – ISBN 978-3-8322-6236-5
- [30] *Kapitel 24*. In: SCHOBBER, H. ; BÖLLINGHAUS, Th. ; WOLF, M.: *Metastable Primary Solidification Modes in the Fe-er-Ni System During Laser Welding*. Solidification and Crystallization. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2004, S. 213–226. – ISBN 3-527-31011-8
- [31] DAVID, S. A. ; VITEK, J. M.: Correlation between solidification parameters and weld microstructures. In: *International Materials Reviews* 34 (1989), 5, S. 213–243
- [32] *Kapitel* Simulationsmethoden zur Gefügemodellierung bei schneller Erstarrung. In: NESTLER, B. ; LUDWIG, A. ; SAHM, P. R. ; PAVLYK, V. ; DILTHEY, U.: *Kurzzeitmetallurgie - Handbuch zum DFG-Schwerpunkt*. Universität Bayreuth, Lehrstuhl für metallische Werkstoffe, 1999, S. 225–240. – ISBN 3-00-005280-1
- [33] COATES, G. ; CUTLER, P.: Nickel-containing stainless steels. In: *Advanced Materials & Processes* 167 (2009), 4, S. 29–32
- [34] BERTINELLI, F. ; POLLMANN, J. ; ROMMERSKIRCHEN, I. ; TRACHEZ, G. ; WILDNER, E.: Fabrication of AISI 316LN half-shells for the superconducting dipoles of the large hadron collider. In: *European Stainless Steel Science and Market Congress* Bd. 6, 2008, S. 407–413
- [35] SCHUSTER, J.: *Schweißen von Eisen-, Stahl- und Nickelwerkstoffen. Leitfaden für die schweißmetallurgische Praxis..* Bd. 130. DVS-Verlag, 1997. – 1–266 S. – ISBN 3–87155–167–8
- [36] BÄUMEL, A. ; BÜHLER, H.-E. ; SCHÜLLER, H.-J. ; SCHWAAB, P. ; SCHWENK, W. ; TERNES, H. ; ZITTER, H.: Deutung der Ursachen der Interkristallinen Korrosion von nichtrostenden Stählen in Zusammenhang mit der Chromverarmungstheorie. In: *Corrosion Science* 4 (1964), S. 89–103
- [37] SCHUMANN, H.: *Metallographie*. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie GmbH, 1990. – ISBN 3–342–00431–2. – Mb 502:13a
- [38] FARRAR, J. C. M.: *The Alloy Tree: A Guide to Low-alloy Steels, Stainless Steels and Nickel-base Alloys*. Woodhead Publishing Ltd, 2004. – ISBN 1855737663
- [39] STRASSBURG, F.W. ; WEHNER, H.: *Schweißen nichtrostender Stähle*. Bd. 67. DVS-Verlag, 2000. – 1–266 S. – ISBN 3–87155–180–5
- [40] MICHLER, T.: Formation of martensite in 304 grade stainless steels and their welds. In:

*Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 38 (2007), 1, S. 32–35

- [41] KATAYAMA, S. ; FUJIMOTO, T. ; MATSUNAWA, A.: Correlation among Solidification Process, Microstructure, Microsegregation and Solidification Cracking Susceptibility in Stainless Steel Weld Metals. In: *Transactions of Japan Welding Research Institute* 14 (1985), 1, S. 123–138
- [42] BILMES, P. ; GONZALEZ, A. ; LLORENTE, C. ; SOLARI, M.: Effect of stainless steel weld metal on properties of welded joints. In: *Welding International* 10 (1996), 10, S. 797 – 808
- [43] DAVID, S. A. ; GOODWIN, G. M. ; BRASKI, D. N.: Solidification behavior of austenitic stainless steel filler metals. In: *Welding Journal* 58 (1979), 11, S. 330–s–336–s
- [44] DAVID, S. A.: Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds. In: *Welding Journal* 60 (1981), 4, S. 63–s–71–s
- [45] LIPPOLD, J. C. ; KOTECKI, D. J.: *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Wiley & Sons, 2005. – 376 S. – ISBN 0471473790
- [46] BROOKS, J. A. ; WILLIAMS, J. C. ; THOMPSON, A. W.: Microstructural origin of the skeletal ferrite morphology of austenitic stainless steel welds. In: *Metallurgical Transactions A* 14A (1983), 7, S. 1271–1281
- [47] LIPPOLD, J. C.: Solidification behavior and cracking susceptibility of pulsed-laser welds in austenitic stainless steels. In: *Welding Journal* 73 (1994), 6, S. 129–s–139–s
- [48] FOLKHARD, E.: *Die Metallurgie der Schweißung nicht rostender Stähle*. ©Springer Verlag, 1988. – ISBN 3211818030
- [49] PUZAK, P. P. ; APBLETT, W. R. ; PELLIN, W. S.: Hot Cracking of Stainless Steel Weldments. In: *Welding Journal* 35 (1956), 1, S. 9–s–17–s
- [50] BORLAND, J. C. ; YOUNGER, R. N.: Some Aspects of Cracking in Welded Cr-Ni Austenitic Steels. In: *British Welding Journal* 7 (1960), 1, S. 22–59
- [51] LIPPOLD, J. C.: Weld cracking mechanisms in austenitic stainless steels. In: *Trends in Welding Research in the US. Conference of the American Society for Metals*, 1981, S. 209 – 241. – 16 -18
- [52] *Schweißzusätze - Fülldrahtelektroden und Füllstäbe zum Metall-Lichtbogenschweißen mit und ohne Gasschutz von korrosionsbeständigen und hitzebeständigen Stählen - Einteilung, Deutsche Fassung prEN ISO 17633:2009*. 5 2009. – Welding consumables - Tubular cored electrodes and rods for gas shielded and non-gas shielded metal arc welding of stainless and heat-resisting steels - Classification, German version prEN ISO 17633:2009
- [53] LIPPOLD, J. C.: *persönliche Mitteilung zur Wirkung von  $\delta$ -Ferrit bei hohen Temperaturen auf die Vermeidung von Heißrissen in austenitischen Schweißgütern*. 2009
- [54] HAMMAR, O. ; SVENSSON, U.: *Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels*. 1979

- [55] 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 (Research Supplement)* 71 (1992), 5, S. 171s–178s
- [56] PERTENEDER, E. ; TÖSCH, J.: Zur Beeinflussung des Ferritgehaltes im Schweißgut austenitischer nichtrostender Stähle. In: *Schweißtechnik (Wien)* 42 (1988), 7, S. 136 – 141
- [57] ARATA, Y. ; MATSUDA, F. ; KATAYAMA, S.: Solidification crack susceptibility in metals of fully austenitic stainless steels - Fundamental investigation on solidification behavior of fully austenitic and duplex microstructures and effect of ferrite on microsegregation -. In: *Transactions of JWRI* 5 (1976), 2, S. 35–51
- [58] KUJANPÄÄ, V. ; SUUTALA, N. ; TAKALO, T. ; MOISIO, T.: Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. In: *Welding Research International* 9 (1979), Nr. 2, S. 55–76
- [59] DAVID, S. A. ; VITEK, J. M. ; HEBBLE, T. L.: Effect of rapid solidification on stainless steel weld metal microstructures and its implications on the schaeffler diagram. In: *Welding Journal* 66 (1987), 10, S. 289–s–300s
- [60] 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 (Research Supplement)* 82 (2003), 3, S. 51–S–64–S
- [61] LIPPOLD, J. C.: Centerline cracking in deep penetration electron beam welds in type 304L stainless steel. In: *Welding Journal (NY)* 64 (1985), 5, S. 127 – 136
- [62] SCHOBBER, H.: *Zusammenhänge zwischen Erstarrungsmorphologien und Heißrissentstehung beim Laserschweißen von vornehmlich austenitischen Werkstoffen*. 2000
- [63] GOODWIN, G. M.: The effects of heat input and weld process on hot cracking in stainless steel. In: *Welding Journal* 67 (1988), 4, S. 88–s–94–s
- [64] SCHOBBER, H. ; RICHTER, K. ; LIEBENAU, J.: Neue Verfahrensvariante des Laserstrahlschweißens. In: *Schweißen und Schneiden* 46 (1994), 5, S. 207–210
- [65] SCHULTZ, H.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik*. Bd. 93: *Elektronenstrahlschweißen*. DVS Verlag, 2000. – ISBN 3–87155–192–9
- [66] STEFFENS, H. D. ; SIEVERS, E. R.: Heißrissgefahr beim Elektronenstrahl-Schweißen metastabiler austenitischer Werkstoffe. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 21 (1990), S. 235–241
- [67] ZINKE, M.: *Untersuchungen zum Einsatz der MSG-Impulslichtbogentechnik für das Schweißen von hochlegierten Werkstoffen*, Universität Magdeburg, Diss., 1996. – 133 S. – ISBN
- [68] HAUSER, D. ; VANECHO, J. A.: Effects of ferrite content in austenitic stainless steel welds. In: *Welding Journal* 61 (1982), 2, S. 37–s–44–s

- [69] THOMAS, R. G.: The effect of  $\delta$ -ferrite on the creep rupture properties of austenitic weld metals. In: *Welding Journal* 57 (1978), 3, S. 81–s–86–s
- [70] GOODWIN, G. M. ; COLE, N. C. ; SLAUGHTER, G. M.: A study of ferrite morphology in austenitic stainless steel weldments. In: *Welding Research - Supplement to Welding Journal* 51 (1972), 9, S. 425–429
- [71] DAVID, S. A. ; VITEK, J. M. ; KEISER, J. R. ; OLIVER, W. C.: Nanoindentation Microhardness Study of Low-Temperature Ferrite Decomposition in Austenitic Stainless Steel Welds. In: *Welding Journal* 66 (1987), 8, S. 235–s–240–s
- [72] BOYCE, B. L. ; REU, P. L. ; ROBINO, C. V.: The constitutive behavior of laser welds in 304L stainless steel determined by digital image correlation. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 37 (2006), 8, S. 2481–2492
- [73] HARJO, S. ; TOMOTA, Y. ; LUKAS, P. ; NEOV, D. ; VRANA, M. ; MIKULA, P. ; ONO, M.: In Situ Neutron Diffraction Study of  $\alpha$ - $\gamma$  Fe-Cr-Ni Alloys under Tensile Deformation. In: *Acta Materialia* 49 (2001), S. 2471–2479
- [74] SZUMACHOWSKI, E. R. ; REID, H. F.: Cryogenic toughness of SMA austenitic stainless steel weld metals: Part 1 - Role of ferrite. In: *Welding Journal (Welding Research Supplement)* 57 (1978), 11, S. 325 – 333
- [75] READ, D. T. ; MCHENRY, H. I. ; STEINMEYER, P. A. ; THOMAS, R. D.: Metallurgical Factors Affecting the Toughness of 316L SMA Weldments at Cryogenic Temperatures. In: *Welding Journal* 59 (1980), 4, S. 104–s–113–s
- [76] LIAO, M. T. ; CHEN, W. J.: A Comparison of Gas Metal Arc Welding with Flux-Cored Wires and Solid Wires Using Shielding Gas. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 15 (1999), 1, S. 49 – 53
- [77] N.N.: *Wissenswertes für den Schweißer*. 1. Böhler Schweißtechnik Austria GmbH, 2008. – Handbuch der Böhler Schweißtechnik Austria GmbH
- [78] POSCH, G. ; BAUMGARTNER, S. ; FIEDLER, M.: GMA-Welding of creep resistant steels with flux cored wires (FCAW): perspectives and limitations. In: MAYR, P. (Hrsg.) ; POSCH, G. (Hrsg.) ; CERJAK, H. (Hrsg.): *IIV International Conference Safety and Reliability of Welded Components in Energy and Processing Industry* Bd. 52 IIV, Verlag der Technischen Universität Graz, 7 2008, S. 619–624. – 10-11
- [79] KANE, S. F. ; FARLAND, A. L. ; SIEWERT, T. A. ; MCCOWAN, C. N.: Welding Consumable Development for a Cryogenic (4 K) Application. In: *Welding Journal* 78 (1999), 8, S. 292–s–300–s
- [80] HOLLOWAY, G. ; ZHANG, Z. ; MARSHALL, A.: Stainless Steel Arc Welding Consumables for Cryogenic Applications. In: *Stainless Steel World*. Houston, Texas (US), 20.-22. Okt. 2004
- [81] LIAO, M. T. ; CHEN, W. J.: The Influence of Shielding Gas on Notch Toughness of Stainless Steel Weld Metals. In: *Materials and Manufacturing Processes* 13 (1998), 7, Nr. 4, S. 565

– 573

- [82] SCHOLZ, E.: Schutzgasschweißen hochlegierter CrNi-Stähle. 1989. – Forschungsbericht. – 46–54 S.
- [83] SCHMIDT, K. P. ; RUTHENBERG, R.: Neuheiten für das Schweißen mit Fülldrahtelektroden - Impulslichtbogen ideal für Schweißen in Zwangspositionen. In: *Der Praktiker* 53 (2001), 3, S. 99 – 101
- [84] WILLMS, R. ; SCHRÖTER, F.: Hochfeste Stahlbleche - Hochleistungswerkstoffe im konstruktiven Stahlbau. In: *Deutsches Ingenieur Blatt* (2007), 10, S. 66–73
- [85] SCHRÖTER, F.: *Konstruktive Lösungen mit Feinkornbaustählen im schweren Stahlbau*. 2004
- [86] BERGMANN, W.: *Werkstofftechnik 1: Struktureller Aufbau von Werkstoffen - Metallische Werkstoffe - Polymerwerkstoffe - Nichtmetallisch-anorganische Werkstoffe*. Carl Hanser Verlag München Wien, 2003. – ISBN 3–446–22576–5
- [87] MORICH, F. W.: *Beitrag zur Wärmeführung beim Schweißen mit mechanisierten Lichtbogenverfahren*, Dissertation der RWTH Aachen, Diss., 1969
- [88] ORLICH, J. ; ROSE, A. ; WIEST, P.: *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle Band 3: Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubilder*. Bd. 3. 1973. – ISBN: 3514001332; zitiert aus: Huchtemann, B. AND Schüler, V.: Beitrag zur Beeinflussung der Austenitkorngröße von Edelbaustählen, Thyssen Technische Berichte, 1993, Nr. 1, S. 97-106
- [89] ZEMAN, M.: Properties of welded joints made of weldox 1100 steel. In: *Buletyn Institutu Spawalnictwa* (2008), 2, S. 35–40. – zitiert aus: *Welding International*, Bd.23, 2009, Nr.2, S.83-90
- [90] SEYFFARTH, P. ; HOFFMANN, J.: Umwandlungsverhalten un- und niedriglegierter Stähle unter besonderer Berücksichtigung der für das Laserstrahlschweißen typischen Temperatur-Zeit-Zyklen. 1999. – Forschungsbericht. – 9 – 13 S.
- [91] DILTHEY, U.: *Laserstrahlschweißen - Prozesse, Werkstoffe, Fertigung und Prüfung*. DVS-Verlag Düsseldorf, 2000. – 201 S. – Handbuch zum BMBF-Projektverband "Qualifizierung von Laserverfahren im Rahmen des Förderkonzepts Laser 2000, ISBN 3-87155-906-7
- [92] UWER, D. ; HÖHNE, H.: Charakterisierung des Kaltrißverhaltens von Stählen beim Schweißen. In: *Schweißen und Schneiden* 43 (1991), 4, S. 195 – 199
- [93] WALZ, C. ; SCHUBERT, E. ; SEPOLD, G.: Grundlegende schweißmetallurgische Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen unlegierter Stähle. 1999. – Forschungsbericht. – 25–28 S.
- [94] SUMPTER, J. D. G.: Fracture Toughness Evaluation of Laser Welds in Ship Steels. In: *European Symposium on Assessment of Power Beam Welds*. GKSS Research Center, Geesthacht (DE), 4.-5. Februar 1999

- [95] RUSSELL, J. D.: Laser Weldability of C-Mn Steels. In: *European Symposium on Assessment of Power Beam Welds*. GKSS Research Center, Geesthacht (DE), 4.-5. Februar 1999
- [96] METZBOWER, E. A. ; BHADESHIA, H. K. D. H. ; PHILLIPS, R. H.: Microstructures in hot wire laser beam welding of HY 80 steel. In: *Journal of Materials Science and Technology* 10 (1994), 1, S. 56–59
- [97] KANNENGIESSER, Th. ; LAUSCH, Th. ; KROMM, A.: Effects of Heat Control on the Stress Build Up during High-Strength Steel Welding under Defined Restraint Conditions. In: *I/W Document IX-2316-09 (IX-L-1055-09)* (2009)
- [98] ATKINS, G. ; THIESSEN, D. ; NISSLEY, N. ; ADONYI, Y.: Welding Process Effects in Weldability Testing of Steels. In: *Welding Journal* 81 (2002), 4, S. 61–s–68–s
- [99] ROSERT, R. ; WINKELMANN, R. ; HOLZNER, A. ; TESSIN, F.: Schweißen mit Fülldraht - Entwicklung und Perspektiven in der Anwendung. 2003. – Forschungsbericht. – 99 – 104 S.
- [100] MOORE, P. L.: Microstructural investigation of laser/arc hybrid welds in pipeline steel. In: *9th NOLAMP Conference, Conference on Laser Materials Processing in the Nordic Countries* Bd. 9. Trondheim, (NO), 4.-6. Aug. 2003, S. 25–35
- [101] MOORE, P. L. ; HOWSE, D. S. ; WALLACH, E. R.: Microstructures and properties of laser/arc hybrid welds and autogenous laser welds in pipeline steels. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 9 (2004), 4, S. 314 – 322
- [102] DILTHEY, U. ; BIESENBACH, M.: Untersuchungen der Randbedingungen für die Bildung von Nadelferrit in Schweißgütern bei schneller Abkühlung. In: *Schweissen & Schneiden* 53 (2001), 7, S. 416–419
- [103] GERSTER, P.: *MAG-Schweißen hochfester Feinkornstähle im Fahrzeugbau*. 2000
- [104] WEGMANN, H.: Laserstrahlschweißen hochfester Baustähle mit Streckgrenzen zwischen 690 N/mm<sup>2</sup> und 1100 N/mm<sup>2</sup>. In: *Forschungskolleg Stahlanwendung '99, Innovative Füge-techniken für Stahl*. Düsseldorf (DE) : Düsseldorf: Verlag und Vertriebsgesellschaft, 21. Apr. 1999, S. 3.1–3.21. – Tagungsband, Studienges. Stahlanwendung 726, ISBN 3-934238-03-3
- [105] BAUMGARDT, H. ; STRASSBURGER, C.: Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften in der Wärmeeinflußzone von Schweißverbindungen aus Feinkornbaustählen. In: *Thyssen Technische Berichte* 17 (1985), 1, S. 42–49
- [106] BYSTRAM, M. A.: Some aspects of stainless alloy metallurgy and their application to welding problems. In: *British Welding Journal* (1956), 2, S. 41–46
- [107] POHLE, C.: *Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen*. Bd. 121. DVS-Verlag, 1994. – 1–197 S. – ISBN 3–87155–139–2
- [108] MEYER, B. ; NOLDE, P. ; DIERS, G. ; SARHIL, Y. ; ROSERT, R.: Entwicklung neuer und

- Optimierung vorhandener MSG-Fülldrähte für das Schweißen hochfester Feinkornstähle. 2003. – Forschungsbericht. – 443 – 451 S.
- [109] LIU, Z. ; KUTSUNA, M. ; SUN, L.: CO<sub>2</sub> Laser-MAG Hybrid Welding of 590 MPa High Strength Steel - Study on laser-Arc hybrid welding of high strength steel (Report 1). In: *Quarterly Journal of Japan Welding Society* 24 (2006), 1, Nr. 1, S. 17 – 25
- [110] LIU, Z. ; KUTSUNA, M. ; XU, G.: Microstructure and Mechanical Properties of CO<sub>2</sub> Laser-MAG Hybrid Weld of High Strength Steel - Study on laser-arc hybrid welding of high strength steel (Report 2) -. In: *Quarterly Journal of the Japan Welding Society* 24 (2006), 4, S. 344–349
- [111] YAPP, D. ; BLACKMAN, S. A.: Recent developments in high productivity pipeline welding. In: *11th International Conference on the Joining of Materials (JOM)* Bd. 11. Helsingor, (DK), 25.-28. Mai 2003, S. Session 3.3.1 – Session 3.3.21
- [112] YAPP, D. ; KONG, Chang-Jing: Hybrid laser-arc pipeline welding. In: *Welding and Cutting* 7 (2008), 6, S. 16–19
- [113] LANGENBERG, P. ; ANDRICH, M. ; WEISSENBERG, M. ; HEYER, J. ; HARRISON, P. ; WEBSTER, S. ; BANNISTER, A. ; WEGMANN, H.: Vereinfachte Qualifizierung von Laser-Schweißverbindungen an Baustählen mit Festigkeiten bis 890 MPA und Dicken bis 15 mm. 2004. – Forschungsbericht. – 301 – 310 S.
- [114] ROEPKE, C. ; LIU, S.: Hybrid laser arc welding of HY-80 steel. In: *Welding Journal* 88 (2009), 8, S. 159–s–167–s
- [115] HILL, M. ; MEGAW, J. H. P. C. ; AUBREY, J. H.: 10kW CO<sub>2</sub> laser welding of a high yield strength steel. In: *2nd International Conference on Power Beam Technology*. Stratford-upon-Avon (UK), 23.-26. Sept. 1990, S. 108–118
- [116] SOHN, J. S.: The Gas Shielded Metal Arc-Welding Process. In: *Welding Journal of Applied Mechanics* 27 (1948), 11, S. 913–915
- [117] CARY, H. B.: Fülldrahtelektroden - neue Entwicklungen und Anwendungen in den USA und in Europa. 1969. – Forschungsbericht. – 193 – 229 S.
- [118] ROB, C. de ; SCHMIDT-BACH, H.: Automatisches Lichtbogenschweißen unter Kohlensäure und Schlackenabdeckung. In: *Schweißen und Schneiden* 9 (1957), 4, S. 146–150
- [119] WIDGERY, D.: *Tubular wire welding*. Woodhead Publishing Ltd, 1994. – 145 S. – ISBN 1–85573–088–X
- [120] ROSERT, R. ; ALIMOV, A.: Entwicklung, Produktion und Anwendung von Fülldrähten in der Ukraine. 2005. – Forschungsbericht. – 75 – 80 S.
- [121] WU, L. ; INOUE, K.: Welding situation and development in china. In: *Transactions of JWRI* 27 (1998), 1, S. 11 – 14
- [122] AIHARA, T.: MAG welding stainless steels with flux-cored wire. In: *Welding International* 7

- (1993), 4, S. 269 – 272
- [123] CRAMER, H. ; POMMER, S. ; ROSENFELD, W.: Neue Verfahrensvarianten beim MSG-Lichtbogenschweißen - Möglichkeiten für den Behälterbau? 2008. – Forschungsbericht. – 54 – 57 S.
- [124] AICHELE, G.: Für Dick und Dünn - Neue Schweißtechnologien zum Fügen von Aluminium. 2006. – Forschungsbericht. – 42–44 S.
- [125] GOECKE, S.-F. ; DORN, L.: MAG-ChopArc-Schweißen für Feinstblech  $\leq 0,2$  mm. In: *DVS-Berichte* Bd. 209 Die Verbindungs Spezialisten 2000 - Große Schweißtechnische Tagung, 2000, S. 163–168. – 27.-29.
- [126] GOECKE, S.-F.: Energiereduziertes Lichtbogen-Fügeverfahren für wärmeempfindliche Werkstoffe. In: *DVS-Berichte* Bd. 237 Schweißen und Schneiden 2005, Große Schweißtechnische Tagung des DVS, 2005, S. 44–48. – 12.-14.
- [127] BERGER, H. ; KRAUS, W.: *Für welche Schweißaufgaben ist das MAG-Fülldrahtschweißen wirtschaftlich einsetzbar?* DVS Media GmbH, 1994. – 200–210 S. – ISBN 3871557331. – Jahrbuch Schweißtechnik '95
- [128] JÁRMAI, K.: Design, Fabrication and Economy. In: *European Integration Studies* 1 (2002), 2, S. 91 – 107
- [129] ENGINDEZ, E. ; BERG, B. ; LINDEN, W.: Großrohrfertigung für Sauer gasleitungen aus schweißtechnischer Sicht. 2005. – Forschungsbericht. – 539 – 544 S.
- [130] ALIMOV, A. ; ROSERT, R. ; RYBAK, A.: UP-Schweißen von Großrohren mit Fülldraht und Schmelzschweißpulver. 2005. – Forschungsbericht. – 545 – 548 S.
- [131] METLITSKII, V.A.: Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron. In: *Svarochnoe Proizvodstvo* 60 (2007), 11, S. 20–25. – zitiert in: *Welding International*, Vol. 22, 2008 ,Nr. 2, November, S. 796-800
- [132] KILLING, R. ; SCHWEISSTECHNIK E.V., Deutscher V. (Hrsg.): *Schweißen mit Fülldrahtelektrode - Neueste Erkenntnisse und Erfahrungen*. DVS-Verlag, 1994. – 91 – 101 S. – ISBN 3–87155–729–3. – Jahrbuch der Schweißtechnik
- [133] VALLANT, R. ; FIEDLER, M.: Die Rolle der Schlacke beim MAG-Schweißen. In: *Moderne Trends beim MAG-Schweißen, Tagungsband der 7. Werkstofftagung* Bd. 7. TU Graz (AT), 24. April 2001, S. 128–138
- [134] IWAMOTO, N.: Structure of Slag - Role of TiO<sub>2</sub> in Slag -. In: *Transactions of JWRI* 12 (1983), 1, S. 131–141
- [135] ÖDEGGARD, L: Welding of Stainless Steels - Corrosion in Welds - Effects of Oxides, Slag and Weld defects on the Pitting Resistance. In: *Svetsen* (1995), 6, S. 112–116
- [136] DAVIS, J. R.: *Corrosion of Weldments*. ASM Intl, 2006. – 236 S. – ISBN: 0871708418
- [137] OLADIPUPO, A. O.: Slag detachability from submerged arc welds. In: *Welding Research*

- Council (Progress Reports) 42 (1987), 1/2, S. 23 – 24*
- [138] TOIT, M. du ; PISTORIUS, P. C.: *Shielding gas oxygen additions as a means of curbing nitrogen degassing during the autogenous arc welding of nitrogen-alloyed stainless steel.* 2008
- [139] KILLING, R.: *Angewandte Schweißmetallurgie - Anleitung für die Praxis.* Bd. 113. Dt. Verl. für Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH, 1996. – ISBN 3–87155–130–9
- [140] POLLARD, B.: The Effect of Minor Elements on the Welding Characteristics of Stainless Steel. In: *Welding Journal* 67 (1988), 9, S. 202–s–213–s
- [141] TANAHASHI, M. ; FURUTA, N. ; YAMAUCHI, C. ; FUJISAWA, T.: Phase equilibria of the MnO-SiO<sub>2</sub>-CrO<sub>x</sub> System at 1873 K under controlled oxygen partial pressure. In: *ISIJ International* 41 (2001), 11, S. 1309–1315
- [142] JUNG, I.-H.: Critical evaluation and thermodynamic modeling of the Mn-Cr-O system for the oxidation of SOFC interconnect. In: *Solid State Ionics* 177 (2006), S. 765–777
- [143] SCHELLHASE, M.: *Der Schweisslichtbogen - ein technologisches Werkzeug.* Berlin (Ost): VEB Verl. Technik, 1985. – 236 S. – ISBN 3 87155 100 7
- [144] MATSUDA, F. ; USHIO, M. ; TSUJI, T. u.: Arc characteristics and metal transfer for flux-cored electrode in GMA welding (Report II). In: *Transactions of the Japan Welding Research Institute* 9 (1980), 1, S. 39 – 46
- [145] SAMSONOV, I. G. ; KORELEV, N. V.: Elektrosoprotivlenie i nagrev poroskovoj provoloki (Elektrischer Widerstand und die Erwärmung des Fülldrahtes). In: *Svarochnoe Proizvodstvo* (1981), 11, S. 7–9. – zitiert aus: Schellhase, M.; *Der Schweisslichtbogen - ein technologisches Werkzeug*, Berlin (Ost): VEB Verl. Technik, 1985, 236 Seiten
- [146] MATSUDA, F. ; USHIO, M. ; TSUJI, T. ; MIZUTA, T.: Arc characteristics and metal transfer with flux-cored electrode in CO<sub>2</sub> shielding (Report I) - effect of geometrical shape in wire cross-section on metal transfer in stainless steel wire -. In: *Transactions of the Japan Welding Research Institute* 8 (1979), 2, S. 27 – 32
- [147] PALANI, P. K. ; MURUGAN, N.: Modeling and simulation of wire feed rate for steady current and pulsed current gas metal arc welding using 317L flux cored wire. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 34 (2007), 11-12, S. 1111–1119
- [148] OTTERSBUCH, O. ; RUTHENBERG, R.: Revolution beim Fülldrahtschweißen - Pulslichtbogen ideal für das Zwangslagenschweißen. In: *Industriebedarf* (2000), 11/12, S. 432–434
- [149] WANG, W. ; LIU, S. ; JONES, J. E.: Flux Cored Arc Welding: Arc Signals, Processing and Metal Transfer Characterization. In: *Welding Journal* 74 (1995), 11, S. 369–s–377–s
- [150] USHIO, M. ; FAN, D. ; MURATA, Y. ; MATSUDA, F.: Melting Phenomena of Flux Cored Wire. In: *Transactions of the Japan Welding Research Institute* 14 (1985), 2, S. 9 – 16
- [151] CONN, W. M.: *Die technische Physik der Lichtbogenschweißung einschliesslich der*

- Schweissmittel*. Springer (1959), 1959. – 386 S. – ASIN: B0000BH7B7
- [152] LESNEWICH, A.: Control of melting rate and metal transfer in gas-shielded metal-arc welding part 1 - Control of electrode melting rate. In: *Welding Journal* 37 (1958), 8, S. 343–s–353–s
- [153] HALMOY, E.: Wire melting rate droplet temperature and effective anode melting potential. In: *International Conference on Arc Physics and Weld Pool Behaviour*. London (GB), 8.-10. Mai 1979, S. 47–57
- [154] HEUVEL, G. J. P. M. d. ; WASZINK, J. H.: Thermische Prozesse in einem abschmelzenden Schweißdraht. 1982. – Forschungsbericht. – 321–325 S.
- [155] WASZINK, J. H. ; HEUVEL, G. J. P. M. d.: Measurements and calculations of the resistance of the wire extension in arc welding. In: *Arc physics and weld pool behaviour* Bd. 1. London (GB), 8.-10. Mai 1979, S. 227–239
- [156] HEUVEL, G. J. P. M. d. ; JELMORINI, G. ; TICHELAAR, G. W.: Messung der Tropfentemperatur im Schweisslichtbogen und ihre Bedeutung in der Praxis. 1978. – Forschungsbericht. – 165–171 S.
- [157] BAUM, L. ; FICHTER, V.: *Der Schutzgasschweißer, Teil 2: MIG/MAG-Schweißen*. DVS - Verlag, 1982. – ISBN: 3871555177
- [158] MODENESI, P.J. ; REIS, R.I.: A model for melting rate phenomena in GMA welding. In: *Journal of Materials Processing Technology* 189 (2007), 7, Nr. 1-3, S. 199–205
- [159] DILTHEY, U.: Einfluß von Schutzgasen auf den Werkstoffübergang beim Metall-Schutzgasschweißverfahren. 1976. – Forschungsbericht. – 145–194 S.
- [160] LANCASTER, J. F.: Metal transfer in fusion welding. In: *International Conference on Arc Physics and Weld Pool Behaviour*. London (GB), 8.-10. Mai 1979, S. 135–146
- [161] N.N.: *Grundlagen des MSG-Hochleistungsschweißens mit Massivdrahtelektroden - Definitionen und Begriffe*. 9 2000
- [162] N.N.: *Grundlagen des MSG-Hochleistungsschweißens mit Massivdrahtelektroden - Definitionen und Begriffe*. 6 2003
- [163] DILTHEY, U. ; BORNER, A. ; REISGEN, U.: Metall-Aktivgasschweißen im Hochleistungsbe- reich mit Fülldrahtelektroden. In: *Schweissen und Schneiden* 48 (1996), 3, S. 200–208
- [164] DILTHEY, U.: Zur Deutung des unterschiedlichen Schweißverhaltens beim Schutzgas- schweißen unter Argon und Kohlendioxid. In: *Schweißen und Schneiden* 26 (1974), 7, S. 254–258
- [165] MATZNER, H. R.: *Qualitätssteigerung beim spritzerarmen MAGM- Impulslichtbogenschweissen durch Regelung der Prozessgrößen*, RWTH Aachen, Dissertation, 1991. – ISBN 3871558990
- [166] MAECKER, H.: Plasmaströmungen in Lichtbögen infolge eigenmagnetischer Kompression. In: *Zeitschrift für Physik* 141 (1955), S. 198–216

- [167] DEFIZE, L. F. ; WILLINGEN, P. C. d.: Droplet transfer during arc welding in various shielding gases. In: *British Welding Journal* 7 (1960), 5, S. 297–305
- [168] STEENBECK, M.: Energetik der Gasentladungen. In: *Physikalische Zeitschrift* 33 (1932), S. 809–815
- [169] KING, L. A.: The positive column of high- and low-current arcs. In: *Applied Scientific Research* 5 (1956), 12, Nr. 1, S. 189–195
- [170] EICHHORN, F. ; DREWS, P. ; HANTSCH, H. ; HIRSCH, P.s: Werkstoffübergang beim Impulslichtbogenschweißen von Stahl unter besonderer Berücksichtigung des Schutzgases Kohlendioxid. In: *Schweissen und Schneiden* 26 (1974), 6, S. 217–220
- [171] WASZINK, J. H. ; GRAAT, L. H. J.: Experimental Investigation of the Forces Acting on a Drop of Weld Metal. In: *Welding Journal* 62 (1983), 4, S. 108–s–116–s
- [172] KIM, Y. S. ; EAGAR, T. W.: Analysis of Metal Transfer in Gas Metal Arc Welding. In: *Welding Journal* 72 (1993), 6, S. 269–s–278–s
- [173] KIM, Y.-S. ; EAGAR, T. W.: Metal transfer in pulsed current gas metal arc welding. In: *Welding Journal* 72 (1993), 7, S. 279–s–287–s
- [174] CHOI, S. K. ; YOO, C. D. ; KIM, Y. S.: Dynamic Simulation of Metal Transfer in GMAW, Part 1: Global and Spray Transfer Modes. In: *Welding Journal* 77 (1998), 1, S. 38–s–44–s
- [175] CHOI, S. K. ; KO, S. H. ; YOO, C. D. ; KIM, Y.-S.: Dynamic Simulation of Metal Transfer in GMAW - Part 2 : Short-Circuit Transfer Mode. In: *Welding Journal* 77 (1998), 1, S. 45–s–51–s
- [176] CHOI, S. K. ; YOO, C. D. ; KIM, Y. S.: The dynamic analysis of metal transfer in pulsed current gas metal arc welding. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 31 (1998), S. 207–215
- [177] HAIDAR, J.: An analysis of the formation of metal droplets in arc welding. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 31 (1998), Nr. 10, S. 1233–1244
- [178] JONES, L. A. ; EAGAR, T. W. ; LANG, J. H.: Magnetic forces acting on molten drops in gas metal arc welding. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 31 (1998), Nr. 1, S. 93–106
- [179] JONES, L. A. ; EAGAR, T. W. ; LANG, J. H.: A dynamic model of drops detaching from a gas metal arc welding electrode. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 31 (1998), Nr. 1, S. 107–123
- [180] ARIF, N. ; LEE, J. H. ; YOO, C. D.: Modelling of globular transfer considering momentum flux in GMAW. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 41 (2008), Nr. 19, S. 1–6
- [181] ARIF, N. ; LEE, J. H. ; YOO, C. D.: Force-displacement model for analysis of pulsed-GMAW. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 42 (2009), 1, S. 1–7
- [182] GRUPP, M.: Neue Schweißanwendungen mit dem Faserlaser. In: *LAF'06 - 5. Laser-Anwenderforum* Bd. 5. Bremen (DE), 13.-14. Sept. 2006, S. 81–87

- [183] EICHLER, J. ; DÜNKEL, L. ; EPPICH, B.: Die Strahlqualität von Lasern. In: *Laser Journal 2* (2004), 10, S. 63 – 66
- [184] N.N.: *Laser und Laseranlagen - Prüfverfahren für Laserstrahlmessungen, Divergenzwinkel und Beugungsmaßzahlen - Teil 1: Stigmatische und einfach astigmatische Strahlen*. 4 2005
- [185] ANDREWS, J. G. ; ATTHEY, D. R.: Hydrodynamic limit to penetration of a material by a high-power beam. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 9 (1976), 10, Nr. 15, S. 2181–2194
- [186] DOWDEN, J. ; POSTACIOGLU, N. ; DAVIS, M. ; KAPADIA, P.: A keyhole model in penetration welding with a laser. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 20 (1987), 1, Nr. 1, S. 36–44
- [187] SEMAK, V. V. ; HOPKINS, J. A. ; MCCAY, M. H. ; MCCAY, T. D.: Melt pool dynamics during laser welding. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 28 (1995), 12, S. 2443–2450
- [188] MATSUNAWA, A. ; SEMAK, V.: The simulation of front keyhole wall dynamics during laser welding. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 30 (1997), 5, S. 798 – 809
- [189] SEMAK, V. ; MATSUNAWA, A.: The role of recoil pressure in energy balance during laser materials processing. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 30 (1997), 18, S. 2541 – 2552
- [190] RAI, R. ; ELMER, J. W. ; PALMER, T. A. ; DEBROY, T.: Heat transfer and fluid flow during keyhole mode laser welding of tantalum, Ti-6Al-4V, 304L stainless steel and vanadium. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 40 (2007), 8, S. 5753–5766
- [191] KAPLAN, A. ; WIKLUND, G.: Advanced welding analysis methods applied to heavy section welding with a 15 kW fibre laser. In: *62<sup>th</sup> International Conference on Welding of the IIW*. Singapore (SG), 12. - 17. Juli 2009, S. 295–300
- [192] KAWAHITO, Y. ; MIZUTANI, M. ; KATAYAMA, S.: Investigation of high-power fiber laser welding phenomena of stainless steel. In: *Transactions of JWRI (Japan Welding Research Institute)* 36 (2006), 2, S. 11 – 15
- [193] GREZEV, A. N.: Formation of the vapour-gas channel in the weld pool in laser welding. In: *Svarochnoe Proizvodstvo* 58 (2005), 6, S. 13–17. – zitiert aus: *Welding International*, Vol. 19, 2005, Nr. 11, S. 906-910
- [194] OTTO, A.: *Transiente Prozesse beim Laserstrahlschweißen*, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Dissertation, 1997. – ISBN 3-87525-089-3
- [195] BEYER, E. ; HERZIGER, G. (Hrsg.) ; WERBER, H. (Hrsg.): *Schweißen mit Laser. Grundlagen*. Springer Verlag Berlin, 1995. – ISBN: 3540526749
- [196] FUNK, M.: *Absorption von CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung beim Laserstrahlschweißen von Grobblechen*, RWTH Aachen, Diss., 1994. – ISBN 3-8265-0390-2
- [197] SCHNEEGANS, J.: *Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen mit Zusatzdrahtzuführung an un- und niedriglegierten Stählen*, Fakultät für Maschinenwesen, RWTH Aachen, Diss.,

1993. – 140 S. – ISBN 3-86111-442-9
- [198] SOKOLOWSKI, W.: *Diagnostik des laserinduzierten Plasmas beim Schweißen mit CO<sub>2</sub>-Lasern*, RWTH Aachen, Diss., 1991. – ISBN: 3860730010
- [199] BECK, M. ; BERGER, P. ; HÜGEL, H.: Basis of deep penetration welding - models as tools for process optimization. In: KAPLAN, A. (Hrsg.) ; SCHUÖCKER, D. (Hrsg.): *Modelling of laser material processing* Bd. 10. Innsbruck (AT), 26.-27. Januar 1995
- [200] ARATA, Y. ; ODA, T. ; NISHIO, R.: Effect of Assist Gas on Bead Formation in High Power Laser Welding. In: *Transactions of JWRI* 12 (1983), 2, S. 1–6
- [201] YAMAZAKI, K. ; YAMAMOTO, E. ; SUZUKI, K. ; KOSHIISHI, F. ; WAKI, K. ; TASHIRO, S. ; TANAKA, M. ; NAKATA, K.: The measurement of metal droplet temperature in GMA welding by infrared two-colour pyrometry. In: *Welding International* 24 (2010), 2, S. 81–87
- [202] LI, G. ; CAI, Y. ; JIA, S. ; STEYER, D. ; BILLINGHAM, J. ; WU, Y.: The influence of different He-Ar ratios on high power CO<sub>2</sub> laser welding process and weld formation. In: MAYR, P. (Hrsg.) ; POSCH, G. (Hrsg.) ; CERJAK, H. (Hrsg.): *Safety and Reliability of Welded Components in Energy and Processing Industry - 61st Annual Assembly of the International Institute of Welding (IIW)* Bd. Proceedings of the IIW International Conference, Verlag der Technischen Universität Graz, 7 2008, S. 265–269. – 10.-11.
- [203] HENDRICKS, M.: *Qualitätsuntersuchungen an Laserschweißverbindungen un-, niedrig- und hochlegierter Stähle*, RWTH Aachen, Dissertation, 1991. – 117 S. – ISBN 3-87155-930-X
- [204] RYKALIN, N. N.: *Berechnung der Wärmevorgänge beim Schweißen*. Verlag Technik (Berlin), 1957. – 326 S. – Übersetzung aus dem Russischen, OCLC: 9155924
- [205] SHELYAGIN, V. D. ; KHASKIN, V. Y. ; SIORA, A. V. ; SAKHARNOW, A.V. ; GONCHARENKO, E. I.: Laser welding of thin-sheet steels using special approaches. In: *Paton Welding Journal* (2003), 1, S. 39 – 42
- [206] PETRING, D. ; HÖPPE, N. ; POPRAWE, R.: Beeinflussung der Nahtmetallurgie und -eigenschaften beim Laserstrahlschweißen von höherfesten Stählen mit Zusatzwerkstoff. 1999. – Forschungsbericht. – 29 – 34 S.
- [207] MALY, H.: *Laserstrahlschweißen mit Zusatzwerkstoff - Untersuchungen zur Beeinflussung der Nahteigenschaften von Grobblechen*, RWTH Aachen, Diss., 1998
- [208] WEISE, S.: *Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Baustählen*, Universität Bremen, Diss., 1998
- [209] THIER, H. ; WINKLER, R. ; HOLTHAUS, M.: Verfahrensbedingte Modifikation von Schweißdrähten sowie Untersuchungen zur Wechselwirkung der Zusatzstoffe mit der Gasatmosphäre. 1999. – Forschungsbericht. – 35 – 40 S.
- [210] COUTOULY, J. F. ; DEPRez, P. ; DEMONCHAUX, J. ; KORUK, A. I.: The Optimisation of Laser Welding and MIG/MAG - Laser Hybrid Welding of Thick Steel Sheets. In: *Lasers in*

*Engineering* 16 (2006), S. 399 – 411

- [211] LIU, Z. ; XU, G. ; KUTSUNA, M.: Laser and laser-MAG hybrid welding of high strength steel using fiber laser and CO<sub>2</sub> laser. In: *Quarterly Journal of the Japan Welding Society* 25 (2007), 2, S. 254–260
- [212] CIU, H. ; DECKER, I. ; RUGE, J.: Interaction between a TIG welding arc and a focused laser beam. In: *Laser 89 Optoelektronik*. München (DE), 1989, S. 577–581
- [213] DEVLETIAN, J. H.: Arc-Augmented Laser Welding of Aluminum. In: *Welding Research Council* (1988), 1/2, S. 74–84
- [214] AVILOV, V. V. ; DECKER, I. ; PURSCH, H. ; WENDELSTORF, J.: Study of a Laser-enhanced welding arc using advanced split anode technique. In: *XXI. International Conference on Phenomena in Ionized Gases*. Ruhr - Universität Bochum (DE) : Arbeitsgemeinschaft Plasmaphysik, 19. - 24. Sept. 1993, S. 36–37
- [215] SCHILF, M. ; THOMY, C. ; SEEFELD, T. ; VOLLERSTEN, F.: Some aspects of arc stability in GMA-Laser-Hybrid welding. In: *Proceedings of the Second International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing* Bd. 2. München (DE), 24.-26. Juni 2003, S. 171–175
- [216] KATAYAMA, S. ; UCHIUMI, S. ; MIZUTANI, M. ; WANG, J. ; FUJII, K.: Penetration and porosity prevention mechanism in YAG laser-MIG hybrid welding. In: *Journal of Light Metal Welding & Construction* 44 (2006), 3, S. 99–109. – zitiert aus: *Welding International*, Vol. 21, 2007, Nr. 1, S. 25-31
- [217] STELLING, K.: *Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen austenitischer Stähle*, Diss., 2008. – 139 S
- [218] DILTHEY, U. ; WOESTE, K. ; OLSCHOK, S. ; SHA, P.: Hydrodynamische Prozessanalyse beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen - Teil 2: Aufmischung. In: *Schweißen und Schneiden* 59 (2007), 9, S. 492 – 498
- [219] DILTHEY, U. ; WOESTE, K. ; OLSCHOK, S.: Hydrodynamische Prozessanalyse beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen - Teil 1: Nahtgeometrie. In: *Schweißen und Schneiden* 59 (2007), 5, S. 270 – 278
- [220] DILTHEY, U. ; GUMENYUK, A. ; OLSCHOK, S.: Hydrodynamische Prozessanalyse beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißverfahren - Teil 3: Prozesssimulation und Vergleich mit Schweißversuchen. In: *Schweißen und Schneiden* 60 (2008), 3, S. 151 – 155
- [221] HAKANSSON, K.: *High-power laser beam welding of different steels*. 1984
- [222] STRASSBURGER, C. ; SCHAUWINHOLD, D.: Einfluss der Probenbreite auf die Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuchen an weichen Stählen. In: *Archiv des Eisenhüttenwesens* 35 (1964), 5, S. 427–435
- [223] N.N.: *Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißverfahren*. 1 2005. – Merkblatt
- [224] CAMPANA, G. ; FORTUNATO, A. ; ASCARI, A. ; TANI, G. ; TOMESANI, L.: The influence of arc

- transfer mode in hybrid laser-mig welding. In: *Journal of Materials Processing Technology* 191 (2007), 1 - 3, S. 111 – 113
- [225] SEYFFARTH, P. ; KRIVTSUN, I. V. ; SEYFFARTH, P. (Hrsg.) ; KRIVTSUN, I. V. (Hrsg.): *Laser-Arc Processes and their Applications in Welding and Material Treatment*. Taylor & Francis, 2002. – ISBN 0–415–26961–X
- [226] OLSCHOK, S.: *Laserstrahl-Lichtbogen Hybridschweißen von Stahl im Dickblechbereich*, Dissertation Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Diss., 2008. – ISBN 3-8322-7289-5
- [227] STEFFENS, H.-D. ; TULP, E.: Einfluß von Eisenbegleitelementen auf das Einbrandverhalten beim WIG-Schweißen von austenitischen Stählen. In: *1 GTE/DVS - Gemeinschaftstagung - Neuzeitliche Lichtbogenschweißtechnologien*, 1988, S. 133 – 147
- [228] GOOK, S ; GUMENYUK, A. ; STELLING, K. ; LAMMERS, M. ; RETHMEIER, M.: Schweißen im Dickblechbereich mit einem 20-kW-Faserlaser. In: *Die Verbindungs Spezialisten 2008 - Große Schweißtechnische Tagung* Bd. 250. Dresden (DE), 17. bis 19. Sept. 2008, S. 264 – 270
- [229] BOELLINGHAUS, Th. ; HOLLER, K. ; KANNENGIESSER, Th. ; SCHOBBER, H.: Nd:YAG Laser Plasma Powder Hybrid Welding of Austenitic Stainless Steels. In: *Proceedings of the Finnish-German-Japanese Joint International Seminar in Mechanical and Metallurgical Approaches to New Joining Process*. Awaji Island (JP), 20.-21. Juli 2004, S. 140–146
- [230] STELLING, K. ; SCHOBBER, H. ; KANNENGIESSER, Th. ; BÖLLINGHAUS, Th.: Vertical-up and -down laser plasma powder hybrid welding of a high nitrogen austenitic stainless steel. In: *Welding in the World* 49 (2005), 5/6, S. 45 – 49
- [231] N.N.: *Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe - Teil 2 Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen*. 2 2000
- [232] NEUMANN, M. ; WINKEL, G. ; SUMPFF, A. ; KAHNFELD, M.: *MSG-Schweißen und Laser-MSG-Hybridschweißen für Bleche und Profile aus hoch- und höchstfesten Stählen*. 2008
- [233] N.N.: *Nichtrostende Stähle - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für Blech und Band aus korrosionsbeständigen Stählen für allgemeine Verwendung*. 9 2005
- [234] SCHOBBER, H. ; BOELLINGHAUS, Th. ; WOLF, M.: Hot cracking resistance of laser and hybrid welded austenitic stainless steels. In: *6th International Conference: Trends in Welding Research* Bd. 6. Pine Mountain, Georgia (US), 15. - 19. April 2002, S. 76 – 81
- [235] SRINIVASAN, G. ; BHADURI, A. K. ; SHANKAR, V. ; RAJ, B.: Evaluation of hot cracking susceptibility of some austenitic stainless steels and a nickel-base alloy. In: *Welding in the World* 52 (2008), 7/8, S. 4–17
- [236] N.N.: *Schweißzusätze - Drahtelektroden, Drähte und Stäbe zum Lichtbogenschweißen von nichtrostenden und hitzebeständigen Stählen - Einteilung; Deutsche Fassung EN12072:1999*. 1 2000

- [237] N.N.: *Schweißzusätze - Drahtelektroden und Schweißgut zum Metall-Schutzgasschweißen von unlegierten Stählen und Feinkornstählen - Einteilung.* 8 2008. – Deutsche Fassung EN ISO 14341:2008
- [238] LICHTENEGGER, B. ; BLÖCH, R.: Beitrag zur Farbätzung hochlegierter Stähle. In: JEG-LITSCH, F. (Hrsg.) ; PETZOW, G. (Hrsg.): *Fortschritte in der Metallographie, Berichte der IV. Internationalen Metallographie-Tagung* Bd. 4. Leoben (AT), 16.-18. Okt. 1974, S. 47–49
- [239] N.N.: *Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy -Teil 1: Prüfverfahren.* 2 2006
- [240] N.N.: *Prüfung metallischer Werkstoffe; Kerbschlagbiegeversuch; Besondere Probenform und Auswerteverfahren.* 4 1991. – Notched bar impact testing of metallic materials using test pieces other than ISO test pieces
- [241] *Schweißzusätze - Gase und Mischgase für das Lichtbogenschweißen und verwandte Prozesse (ISO 14175:2008); Deutsche Fassung EN ISO 14175:2008.* 6 2008. – (ISO 14175:2008); Deutsche Fassung EN ISO 14175:2008
- [242] LARSON, N. E.: Influence of Shielding Gases on the Quality of Welds. In: *2nd International Symposium on Orbital Welding in High Purity Industries.* La Baule (FR), 8.-9. Okt. 1998
- [243] N.N.: *Elektronen- und Laserstrahl-Schweißverbindungen - Leitfaden für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten.* 9 1996. – Teil1: Stahl
- [244] N.N.: *Lichtbogenschweißverbindungen an Stahl - Richtlinie für die Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten.* 9 1992. – Deutsche Fassung EN 25817:1992
- [245] N.N.: *Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen - Teil 1: Bewertung von Schweißverbindungen in Stahl, Nickel, Titan und ihren Legierungen mit Durchstrahlung - Zulässigkeitsgrenzen.* 6 2006. – Deutsche Fassung EN 12517-1:2006; Non-destructive testing of welds - Part 1: Evaluation of welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys by radiography - Acceptance levels
- [246] N.N.: *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren.* 3 2006. – (ISO 6507-1:2005); Deutsche Fassung EN ISO 6507-1:2005
- [247] N.N.: *Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Querzugversuch.* 5 1999. – Destructive tests on welds in metallic materials - Transverse tensile test
- [248] N.N.: *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur.* 12 2001. – Metallic materials - Tensile testing - Part 1: Method of testing at ambient temperature
- [249] GÖHRING, D.: *Digitalkameratechnologien - Eine vergleichende Betrachtung - CCD kontra CMOS / Humboldt Universität zu Berlin.* 2002. – Forschungsbericht. – 38 S. – <http://www2.informatik.hu-berlin.de/goehring/papers/ccd-vs-cmos.pdf>

- [250] N.N.: *Metallische Werkstoffe - Umwertung von Härtewerten*. 2 2004
- [251] N.N.: *Schweißen - Bestimmung der Ferrit-Nummer (FN) in austenitischem und ferritisch-austenitischem (Duplex-)Schweißgut von Cr-Ni-Stählen*. 10 2000
- [252] OTT, A.: Beitrag zum magnetischen Messen des Ferritgehaltes in austenitischem Stahl. In: *Schweißen und Schneiden* 25 (1973), 12, S. 556–560
- [253] WEBER, H.: Einfluß der Abkühlgeschwindigkeit auf die  $\delta$ -Ferrit-Ausscheidung im austenitischen Schweißgut. In: *Zeitschrift für Werkstofftechnik* 10 (1979), 7, S. 221–229
- [254] N.N.: *Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy (V-Kerb) - Instrumentiertes Prüfverfahren*. 9 2000
- [255] HEUSER, H. ; KOCH, H.-J. ; SANDNER, G.: Schweißen von niedrig- und hochlegierten Stählen - Fülldraht oder Massivdraht? In: *Stahl* (2001), 5, S. 45 – 50
- [256] FENG, L. ; CHEN, S. ; LI, L. ; YIN, S.: Static equilibrium model for the bead formation in high speed gas metal arc welding. In: *China Welding* 7 (1998), 5, Nr. 1, S. 22 – 27
- [257] SAVAGE, W. F. ; NIPPES, E. F. ; SZEKERES: A Study of Weld Interface Phenomena in a Low Alloy Steel. In: *Welding Research Supplement to Welding Journal* 55 (1976), 9, S. 260s–268s
- [258] BAESLACK, W. A. ; LIPPOLD, J. C. ; SAVAGE, W. F.: Unmixed zone formation in austenitic stainless steel weldments. In: *Welding Research Supplement to Welding Journal* 58 (1979), 6, S. 168s–176s
- [259] KARLSSON, L. ; ARCINI, H.: Formation of unmixed zones in stainless steel welds. In: *European Stainless Steel Conference*. Florence (IT), 11. - 14. Okt. 1993, S. 3.273–3.278
- [260] NEUMAIER, P.: Praxisgerechte Vor-Ort-Ermittlung des Ferritgehaltes an Anlagenteilen aus austenitischen oder Duplex-Stählen. In: *Schweißtechnik* 39 (1989), 12, S. 545 – 548
- [261] N.N.: *Technisches Datenblatt: Axiale Einpolmesssonde mit federbelastetem Messelement, Sondenmodell EGAB1.3-Fe*. HELMUT FISCHER GMBH. – Messung des Deltaferritgehaltes in Ferrit-Prozent oder Ferritnummern in Schweißnähten und Plattierungen aus austenitischem oder Duplex-Material. Bestimmung des Anteils von Verformungsmartensit in austenitischem Werkstoff.
- [262] SROKA, U. ; WINKLER, R.: Auswahl der Schutzgase für mechanisierte Schweißverfahren. 1994. – Forschungsbericht. – 138 – 149 S.
- [263] N.N.: *Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe - Allgemeine Regeln*. 3 2004



# Abbildungsverzeichnis

Abb. 1.1:	Entwicklung verfügbarer Laserstrahlleistungen und -qualitäten in Anlehnung an Hoffmann [16] ergänzt . . . . .	2
Abb. 2.1:	Konstitutionelle Unterkühlung nach [28] . . . . .	6
Abb. 2.2:	Erstarrungsmechanismen in austenitischen Chrom-Nickel-Stählen nach [41, 45]	9
Abb. 2.3:	WRC 1992 Diagramm nach [55] . . . . .	13
Abb. 2.4:	Erstarrungsverhalten als Funktion der Erstarrungsgeschwindigkeit und der chemischen Zusammensetzung nach Studien in [59] und [47], Gültigkeit bisheriger Zustandsdiagramme ist auf das Laserstrahlschweißen nicht übertragbar . . . . .	14
Abb. 2.5:	a) nominelle Erstarrungsgeschwindigkeit senkrecht zur Schmelzlinie mit deutlichem Maximum in der Schweißnahtmitte, b) beobachtete variierende Erstarrungsrichtungen und -geschwindigkeiten durch epitaktisches Aufwachsen und kristallographische Vorzugsrichtungen, in Anlehnung an [47, 61, 62] . . . . .	15
Abb. 2.6:	Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild für kontinuierliche Erwärmung des hochfesten Vergütungsstahls 34 CrMo 4 nach [88] . . . . .	21
Abb. 2.7:	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild eines S690QL bei unterschiedlichen Aufheizraten nach [90] . . . . .	22
Abb. 2.8:	Gefügediagramme zur Darstellung a) der Gefügeanteile als Funktion der Abkühlzeit und b) des Martensitanteils in Abhängigkeit des Schweißverfahrens, nach [90] . . . . .	23
Abb. 2.9:	Schweißbereichsdiagramm für S690QL und S960QL nach [23, 85] . . . . .	25
Abb. 2.10:	Härteverläufe an Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten und MSG-geschweißten Verbindungen am hochfesten Feinkornbaustahl S1100QL, 6 mm Wanddicke, nach [24] . . . . .	28
Abb. 2.11:	Ergänzt Schaeffler-Diagramm, 20 %-ige Aufmischung des Zusatzwerkstoffes (Z) mit dem Grundwerkstoff (G) führt zu einem martensitisch-austenitischem Gefüge (P), nach [106] . . . . .	30
Abb. 2.12:	Nominelle $t_{8/5}$ -Zeit als Funktion der Blechdicke beim Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißen an niedriglegierten Feinkornbaustählen, berechnet nach Angaben aus [25] . . . . .	32
Abb. 2.13:	zeitliche Entwicklung der geschätzten Anteile an verbrauchtem Zusatzwerkstoff in Europa für das Lichtbogenhandschweißen (MMA), das MSG-Schweißen (MIG/MAG), das Fülldrahtschweißen (FCW) und das Unterpulverschweißen (SAW) nach [20] . . . . .	34

Abb. 2.14:	Schlackencharakteristik von Nickelbasisfülldrahtelektroden mit a)/b) kurze Schlacke und c) lange Schlacke, nach [133] . . . . .	36
Abb. 2.15:	Bereiche des Werkstoffübergangs beim Schweißen einer Fülldrahtelektrode unter CO <sub>2</sub> -Schutzgas nach [146] . . . . .	38
Abb. 2.16:	Berechnete Temperaturverteilung bei verschiedenen Stromstärken an einer Drahtelektrode mit 1,0 mm Durchmesser nach [158] . . . . .	43
Abb. 2.17:	Strom- und Spannungskennlinie einer MSG-Schweißstromquelle beim Einsatz einer Standardmassivdrahtelektrode SG2 (∅ 1,2 mm) sowie Bereiche des Werkstoffübergangs, Schutzgas: ≤5 % O <sub>2</sub> Rest Argon, nach [4] . . . . .	44
Abb. 2.18:	Wirkung der Pinch-Kräfte bei Argon- und CO <sub>2</sub> -Schutzgas nach [164] . . . . .	46
Abb. 2.19:	Wärmeleitfähigkeit verschiedener Schweißschutzgase nach [169] . . . . .	47
Abb. 2.20:	Absorptionsgrad von Eisen, Aluminium und Stahl in Abhängigkeit der Wellenlänge bei 300 K nach [7] . . . . .	53
Abb. 2.21:	Ausbildung des Schmelzbades bei getrennten Prozesszonen zwischen Laserstrahl und MSG-Lichtbogen nach [4] . . . . .	59
Abb. 2.22:	Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprozess, Schnittdarstellung längs zur Schweißrichtung . . . . .	60
Abb. 2.23:	Wirkung des Lichtbogenprozesses auf das Schmelzbad zur Vermeidung von Poren beim Laserstrahl-MIG-Hybridschweißprozess bei a) geringer und b) hoher Stromstärke, nach [216] . . . . .	62
Abb. 2.24:	Einbrandgeometrien für das fallende und steigende Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen mit und ohne pulverförmigem Zusatzwerkstoff nach [229, 230], 4 mm Blechdicke . . . . .	64
Abb. 2.25:	Berechnung der nominellen Streckenenergie E <sub>s</sub> eines Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprozesses nach [6] . . . . .	66
Abb. 4.1:	Gefüge des hochlegierten Grundwerkstoffes 1.4306 (X2 Cr Ni 19 11) mit zeilenförmigem δ-Ferrit . . . . .	75
Abb. 4.2:	Querschnitte der hochlegierten Drahtelektroden, a) Metallpulverfülldraht T 19 9 L M M 1, b) rutile Fülldrahtelektroden T 19 9 L R M (C) 3, c) Massivdrahtelektrode G 19 9 L Si (Ätzung: Königswasser) . . . . .	77
Abb. 4.3:	Gefügeaufnahmen der niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustähle S690QL und S1100QL . . . . .	78
Abb. 4.4:	Probenentnahme für die metallografische Auswertung und Kerbschlagbiegeprüfung . . . . .	81
Abb. 4.5:	Versuchsaufbau für Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche am 20 kW - Yb-Faserlaser . . . . .	82
Abb. 4.6:	Laserstrahl-MSG-Hybridschweißkopf am CO <sub>2</sub> -Laserstrahl-Portal . . . . .	83
Abb. 4.7:	Prozessgaszufuhr am CO <sub>2</sub> -Laserstrahl-Schweißkopf . . . . .	84
Abb. 4.8:	Geometrische Parameter der Laserstrahl-MSG-Hybridschweißversuche . . . . .	84

Abb. 4.9:	Positionen der Gefügeauswertung an Schweißungen der niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustähle . . . . .	88
Abb. 4.10:	Positionen der Gefügeauswertung an Schweißungen der niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustähle . . . . .	89
Abb. 4.11:	Probenvorbereitung für Querkzugversuche: a) Probenzuschnitt, b) Spezifikation der Probengeometrie, c) Aufbringen eines stochastischen Musters, d) Definition der Messpunktpositionen für die DIC-Auswertung . . . . .	90
Abb. 4.12:	Draufsicht auf das 3D-Verformungsmesssystem mit Anordnung der Spiegel zur indirekten Reflektion der Breitenseiten der Querkzugproben . . . . .	92
Abb. 4.13:	a) virtueller Versuchsaufbau zur Erfassung dreidimensionaler Verformungen, b) Seitenansicht der Versuchsanordnung sowie Abstandparameter . . . . .	92
Abb. 4.14:	Messpunktpositionen für die Messung der Ferritnummer am hochlegierten Werkstoff X2 Cr Ni 19 11 mit 10 mm Wanddicke . . . . .	94
Abb. 5.1:	Tropfenbildung beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen einer rutilen Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke ( $\varnothing = 1,2$ mm), a) Tropfen nach dem Übergang in das Schmelzbad vor der Metaldampfkapillare, b) und c) Herausschleudern des Tropfens, Zeitabstand zwischen den Bildern: 0,006 s, d) bis f) schematischer Ablauf der Spritzerbildung . . . . .	98
Abb. 5.2:	Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen in vorlaufender Laserstrahlposition für a) Metallpulverfülldrahtelektrode, sowie für rutilen Fülldrahtelektroden mit (b) schnell und (c) langsam erstarrender Schlacke . . . . .	99
Abb. 5.3:	Tropfenbildung an der Schweißnahtwurzel als Funktion der Schweißgeschwindigkeit und der Laserstrahlleistung . . . . .	100
Abb. 5.4:	Porosität einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindung in vorlaufender Laserstrahlposition, a) Querschliff, b) Längsschliff der computergestützten Auswertung zur Porosität, c) Rückstrahlelektronenbild einer Schlacke enthaltenden Pore . . . . .	101
Abb. 5.5:	Querschliffe Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißter Verbindungen in Wannensposition für die nachlaufende Laserstrahlposition unter Verwendung verschiedener hochlegierter Zusatzwerkstofftypen . . . . .	102
Abb. 5.6:	Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißte Verbindung für die nachlaufende Laserstrahlposition unter Verwendung der hochlegierten Metallpulverfülldrahtelektrode, Parameter siehe Abb. 5.5a . . . . .	104
Abb. 5.7:	Erstarrungsbereiche an der Blechmittenseigerung im Gefüge einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindung, a) Ätzbild nach LB I, b) Helligkeitsbild aus a zur Differenzierung von Desoxidationspartikeln im Schweißgut, c) aufgeschmolzene Korngrenze in der WEZ, d) Schmelzlinie . . . . .	105
Abb. 5.8:	Aufmischung einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindung, nachlaufende Laserstrahlposition . . . . .	106

Abb. 5.9:	Schweißgut an der Schmelzlinie im Kopfbereich einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindung, nachlaufende Laserstrahlposition, Phasengrenzenätzung mit Kohlenstoff bedampft . . . . .	107
Abb. 5.10:	Makro- und Mikrostruktur einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht für das Abschmelzen einer rutilen Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke in nachlaufender Laserstrahlposition . . . . .	108
Abb. 5.11:	gemessene Ferritnummer auf der Mittellinie von Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten nach dem Einsatz unterschiedlicher Drahtelektrodentypen . . .	110
Abb. 5.12:	Einfluss des Messfeldes, sowie der Schweißnahtgeometrie auf den Messfehler bei der magnetisch-induktiven Erfassung der Ferritnummer mittels Einpolsonde	111
Abb. 5.13:	geometrische Anordnung und Konzeption der Versuchsabfolge (a bis d) für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Position . . . . .	113
Abb. 5.14:	Querschliffe für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in 45° fallender Position mit vorlaufendem Laserstrahl, a) Metallpulverfülldraht, b) Massivdraht, rutiler Fülldrähte mit c) schnell und d) langsam erstarrender Schlacke . . . . .	114
Abb. 5.15:	Nahtansichten für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in 45° fallender Position mit vorlaufendem Laserstrahl, a) Metallpulverfülldraht, b) Massivdraht, rutiler Fülldrähte mit c) schnell und d) langsam erstarrender Schlacke . . . . .	115
Abb. 5.16:	Nahtansichten und Querschliffe für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in 45° steigender Position mit vorlaufendem Laserstrahl am Beispiel von Schweißungen, die mittels rutiler Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke hergestellt wurden . . . . .	116
Abb. 5.17:	Querschliffe für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in 45° fallender Position mit nachlaufendem Laserstrahl aus Schweißungen, die mit a) Metallpulverfülldrahtelektrode b) Massivdrahtelektrode und c) rutiler Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke, erzielt wurden . . . . .	118
Abb. 5.18:	Nahtansichten für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in 45° fallender Position mit nachlaufendem Laserstrahl, Schweißungen mit a) Metallpulverfülldrahtelektrode b) Massivdrahtelektrode und c) rutiler Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke hergestellt . . . . .	118
Abb. 5.19:	Nahtansichten für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Wannenposition mit vorlaufendem Laserstrahl, Schweißungen mit rutilen Fülldrahtelektroden mit a)+b) langsam und c)+d) schnell erstarrender Schlacke hergestellt . . . . .	120
Abb. 5.20:	a) metallographische Ätzung und b) Rückstreuелектроненконтрастbild aus einem Längsschliff für das Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen in Wannenposition mit vorlaufendem Laserstrahl, Schweißung mit rutiler Fülldrahtelektrode des langsam erstarrenden Schlacketyps . . . . .	121
Abb. 5.21:	a) Bildung einer Übergangsschicht zwischen Schweißgut und Schlackeschicht, Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung mit rutiler Fülldrahtelektrode des langsam erstarrenden Schlacketyps . . . . .	121

Abb. 5.22: Mapping der Hauptelemente am Übergang zwischen Schweißgut und adhäsiver Schlacke, Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung mit rutiler Fülldrahtelektrode des langsam erstarrenden Schlacketyps . . . . .	122
Abb. 5.23: Mapping der Elemente Zirkonium, Mangan, Titan und Sauerstoff am Übergang zwischen Schweißgut und adhäsiver Schlacke, Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung mit rutiler Fülldrahtelektrode des langsam erstarrenden Schlacketyps . . . . .	123
Abb. 5.24: Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprozess in nachlaufender Laserstrahlposition, Prozessgasdruck: 0,1 bar, rutile Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke ( $\varnothing = 1,2$ mm), Schutzgas besteht aus: a) 18 % CO <sub>2</sub> in Argon (Metalldampfplasmabildung), b) 50 % Helium in Argon . . . . .	124
Abb. 5.25: Werkstoffübergang beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit rutiler Fülldrahtelektrode des langsam erstarrenden Schlacketyps T 19 9 L R M (C) 3 . . . . .	125
Abb. 5.26: Querschliffe aus Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten an einem 5 mm starken Cr-Ni-Stahl, geschweißt mit: a) Metallpulverfülldrahtelektrode, b) Massivdrahtelektrode sowie rutilen Fülldrahtelektroden mit c) schnell und d) langsam erstarrender Schlacke . . . . .	126
Abb. 5.27: Querschliffe aus Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten an einem 5 mm starken Cr-Ni-Stahl, nachlaufende Laserstrahlposition, geschweißt mit: rutilen Fülldrahtelektroden mit a) schnell und b) langsam erstarrender Schlacke c) zurückbleibende Schlacke in Einbrandkerben . . . . .	127
Abb. 5.28: Nahtansichten auf Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen, nachlaufende Laserstrahlposition, Schutzgas: 18 % CO <sub>2</sub> in Argon geschweißt mit: rutilen Fülldrahtelektroden mit a) langsam und b) schnell erstarrender Schlacke, Abstand $a_t$ für a) 10 mm und b) 2,5 mm . . . . .	128
Abb. 5.29: Mikroaufnahmen im Kopfbereich einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung, nachlaufende Laserstrahlposition, geschweißt mit rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke . . . . .	129
Abb. 5.30: EBSD der Schlacke im Kopfbereich einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung, nachlaufende Laserstrahlposition, geschweißt mit rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke . . . . .	129
Abb. 5.31: Nahtansichten auf Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen, nachlaufende Laserstrahlposition, Schutzgas: 50 % Helium in Argon, geschweißt mit: rutilen Fülldrahtelektroden mit a) langsam und b) schnell erstarrender Schlacke . . . . .	130
Abb. 5.32: Modell zur Beschreibung des Schlackeverhaltens und Werkstoffübergangs anhand von Einzelaufnahmen aus einer High-Speed-Videoaufnahme beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen, Aufnahmen durch schematische Linienverläufe der Schmelzbadströmungen ergänzt, vorlaufende Laserstrahlposition, Schutzgas: 18 % CO <sub>2</sub> in Argon, rutile Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke . . . . .	131

Abb. 5.33: Nahtansichten von Laserstrahl-MSG-Hybridschweißungen für verschiedene Lichtbogenlängen, vorlaufende Laserstrahlposition, Schutzgas: 18 % CO <sub>2</sub> in Argon, geschweißt mit: rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke . . . . .	133
Abb. 5.34: Anteile des eingebrachten Schweißguts aus dem Zusatzwerkstoff a) einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht für die vorlaufende Laserstrahlposition und b) MSG-Schweißung, Schutzgas: 18 % CO <sub>2</sub> in Argon, geschweißt mit: rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke . . . . .	134
Abb. 5.35: Querschliffe aus MSG-Schweißnähten an X2 Cr Ni 19 11, geschweißt mit: a) Metallpulverfülldrahtelektrode, b) Massivdrahtelektrode sowie rutilen Fülldrahtelektroden mit c) schnell und d) langsam erstarrender Schlacke . . . . .	136
Abb. 5.36: Übersicht und Mikroaufnahmen aus einer MSG Schweißnaht, Zusatzwerkstoff: rutiler Fülldrahtelektrode mit schnell erstarrender Schlacke, Schweißparameter: siehe Abb. 5.35d . . . . .	137
Abb. 5.37: lokale Dehnungen in Abhängigkeit der globalen Dehnung auf der Kopf-, Quer- und Wurzelseite einer Querkzugprobe; hergestellt aus einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißprobe . . . . .	139
Abb. 5.38: lokale Dehnungen in Abhängigkeit der globalen Dehnung auf der Kopf-, Quer- und Wurzelseite einer Querkzugprobe; hergestellt aus einer MSG-Schweißverbindung . . . . .	140
Abb. 5.39: Makroskopische instrumentierte Härteeindringprüfung zur Bestimmung der lokalen Martens-Härten, Zugfestigkeiten und E-Module mittels neuronaler Netze an einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Querkzugprobe nach dem Zugversuch . . . . .	142
Abb. 5.40: REM-Aufnahmen an Bruchoberflächen von Kleinstproben aus Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindungen, hergestellt mit a) Massivdrahtelektrode und b) rutiler Fülldrahtelektrode mit langsam erstarrender Schlacke sowie Kraft-Durchbiegung-Diagramm für den Einsatz verschiedener Zusatzwerkstoffe	144
Abb. 5.41: Härte und Mikrogefüge in einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht am 6 mm starken S690QL, geschweißt mit artgleichem Zusatzwerkstoff G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo . . . . .	146
Abb. 5.42: Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht am 6 mm starken S690QL in Abhängigkeit der Position relativ zur Blechoberfläche, geschweißt mit artgleichem Zusatzwerkstoff G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo . . . . .	148
Abb. 5.43: Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer MSG-Schweißnaht am 6 mm starken S690QL in Abhängigkeit der Position relativ zur Blechoberfläche, geschweißt mit artgleichem Zusatzwerkstoff G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo . . . . .	149
Abb. 5.44: Bruchfläche einer Kerbschlagbiegeprobe aus dem Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht am 6 mm starken S690QL, geschweißt mit artgleichem Zusatzwerkstoff G 69 6 M Mn 4 Ni 1,5 Cr Mo . . . . .	150

Abb. 5.45:	Härte und Mikrogefüge in einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht am 6 mm starken S690QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn . . .	151
Abb. 5.46:	Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht am 6 mm starken S690QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn . . . . .	152
Abb. 5.47:	Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer MSG-Schweißung an S690QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn . . . . .	153
Abb. 5.48:	Härte und Mikrogefüge in der WEZ einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung an S1100QL, geschweißt mit niedriglegiertem artähnlichen Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo . . . . .	155
Abb. 5.49:	Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung an S1100QL, geschweißt mit niedriglegiertem artähnlichen Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo . . . . .	156
Abb. 5.50:	Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer mehrlagigen MSG-Schweißung an S1100QL, geschweißt mit niedriglegiertem artähnlichen Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo . . . . .	157
Abb. 5.51:	Bruchfläche einer Kerbschlagbiegeprobe aus einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht an S1100QL, geschweißt mit niedriglegiertem artähnlichen Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo . . . . .	158
Abb. 5.52:	Härte und Mikrogefüge in der WEZ einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung an S1100QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn . . . . .	160
Abb. 5.53:	Härte und Mikrogefüge im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißung an S1100QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn . . . . .	161
Abb. 5.54:	Härte und Mikrogefüge einer mehrlagigen MSG-Schweißverbindung an S1100QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn . . . . .	162
Abb. 5.55:	Aufnahmen der Bruchflächen einer Laserstrahl-MSG-Hybridgeschweißten Verbindung an S1100QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn	163
Abb. 6.1:	Rückstrahlelektronenbild der Schlackefüllung des hochlegierten rutilen Fülldrahtes mit langsam erstarrender Schlacke, Messung der Elementkonzentrationen in den Schlackepartikeln mittels ESMA, Angaben in Gew.-% . . . . .	206
Abb. 6.2:	Rückstrahlelektronenbild einer fest anhaftenden Schlackeschicht auf der Schweißgutoberfläche einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht, Messung der Elementkonzentrationen mittels ESMA, Angaben in Gew.-% . . . . .	207
Abb. 6.3:	Rückstrahlelektronenbild eines porenförmigen Schlackeeinschlusses im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht, Messung der Elementkonzentrationen mittels ESMA, Angaben in Gew.-% . . . . .	207
Abb. 6.4:	Mapping der Elemente Zr, Mn, Ti und O an einer Schlackepore, keine Schlackerückstände innerhalb des Gefüges im umgebenden Schweißgut nachweisbar, Versuchsparameter und Werkstoffe nach Abb. 5.2c (S. 99) . . . . .	208

Abb. 6.5:	Gefüge aus Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten unter Verwendung verschiedener Zusatzwerkstofftypen am austenitischen Chrom-Nickel-Stahl X2 Cr Ni 19 11 mit einer Wandstärke von 10 mm . . . . .	209
Abb. 6.6:	ESMA-Analyse zur Untersuchung der Aufmischung im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht an S690QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn, Angaben in Gew.-% . . . . .	214
Abb. 6.7:	Bruchfläche einer Kerbschlagbiegeprobe aus einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht an S1100QL, geschweißt mit niedriglegiertem artähnlichem Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo, Prüftemperatur: 20 °C, a) duktiles Bruchverhalten im Schweißnahtkopfbereich sowie Mischbruch in der Schweißnahttiefe, b) Übergang dieser Bereiche, c) Wabenstruktur mit Oxideinschlüssen sowie Spaltbruchbereiche . . . . .	215
Abb. 6.8:	Gefüge in der Mitte einer MSG-Schweißverbindung an S1100QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn, $\delta$ -Ferritanteil von etwa 11 % (optisch ausgewertet) . . . . .	215

# Tabellenverzeichnis

Tab. 2.1:	Werkstoffübergänge beim MSG-Schweißen mit Massivdrahtelektroden und Fülldrahtelektroden, nach [132, 143] . . . . .	45
Tab. 2.2:	Modelle und Simulationen zum Tropfenübergang beim MSG-Schweißen sowie Erkenntnisse aus experimentellen Studien . . . . .	49
Tab. 2.3:	Bedeutende Merkmale zur Spezifikation von Laserstrahlquellen nach [7, 182, 183]	50
Tab. 2.4:	Theoretische und experimentelle Analyse des Laserstrahltiefschweißeffektes .	51
Tab. 2.5:	Eigenschaften und Effekte beim Laserstrahlschweißen mit Zusatzwerkstoff und Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißen . . . . .	57
Tab. 3.1:	Überblick über Schweißverfahren, Zusatzwerkstoffe und Zielstellungen für Versuche an hochlegierten sowie niedriglegierten hochfesten Stählen . . . . .	74
Tab. 4.1:	Chemische Zusammensetzung und Cr <sub>äq</sub> /Ni <sub>äq</sub> -Verhältnisse der hochlegierten Grundwerkstoffe, Angaben in Gew.-% . . . . .	76
Tab. 4.2:	Chemische Zusammensetzung sowie Spezifikation der hochlegierten Zusatzwerkstoffe nach Herstellerangaben in Gew.-% . . . . .	77
Tab. 4.3:	Chemische Zusammensetzung der hochfesten Grundwerkstoffe S690QL und S1100QL, Angaben in Gew.-%, Messungen mittels OES . . . . .	79
Tab. 4.4:	Chemische Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe für Schweißversuche an S690QL und S1100QL, Angaben nach Richtanalysen des Herstellers in Gew.-%	79
Tab. 4.5:	Technische Daten der 6-kW-CO <sub>2</sub> -Laserstrahlquelle . . . . .	83
Tab. 4.6:	Zuordnung der eingesetzten Gase und Gasgemische zu Grund- und Zusatzwerkstoffen . . . . .	85
Tab. 5.1:	Kerbschlagzähigkeiten an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen in Abhängigkeit vom Schweißverfahren und Zusatzwerkstoff, Prüftemperatur = -40 °C . . . . .	164
Tab. 6.1:	Chemische Zusammensetzung der verwendeten Ätzungen für die metallographische Auswertung . . . . .	203
Tab. 6.2:	Ätzungen für die metallographische Auswertung an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen . . . . .	204
Tab. 6.3:	geometrische Parameter der Einbrandformen für Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißversuche am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 mit verschiedenen Drahtelektrodentypen, 10 mm Wandstärke . . . . .	205

Tab. 6.4:	geometrische Parameter der Einbrandformen für Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißversuche in Zwangspositionen, hochlegierter Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11, 10 mm Wandstärke . . . . .	210
Tab. 6.5:	geometrische Parameter der Einbrandformen für Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißversuche am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 mit verschiedenen Drahtelektrodentypen, 5 mm Wandstärke . . . . .	211
Tab. 6.6:	Parameter für das MSG-Schweißen am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 mit verschiedenen Drahtelektrodentypen . . . . .	212
Tab. 6.7:	geometrische Parameter der Einbrandformen für Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißversuche an niedriglegierten hochfesten Grundwerkstoffen S690QL und S1100QL mit verschiedenen Drahtelektrodentypen . . . . .	213

# Anhang

Tabelle 6.1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Ätzungen für die metallographische Auswertung

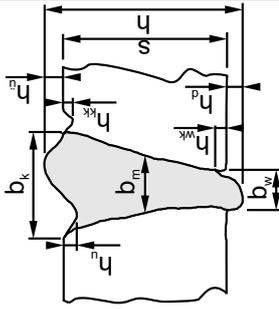
Bezeichnung	Ätzlösung
Lichtenegger & Bloech I: LB I	20 g Ammoniumbifluorid 100 ml H <sub>2</sub> O 0,5 g Kaliumdisulfit
Lichtenegger & Bloech II: LB II	20 g Ammoniumbifluorid 100 ml H <sub>2</sub> O 1 g Kaliumdisulfit
Lichtenegger & Bloech III: LB III	10 g Ammoniumbifluorid 100 ml H <sub>2</sub> O 1 g Kaliumdisulfit
Adler	A: 3 g Ammoniumchlorocuprat (II) [(NH <sub>4</sub> ) <sub>2</sub> CuCl <sub>4</sub> x 2H <sub>2</sub> O] in 25 ml H <sub>2</sub> O  B: 15 g Eisen (III) -chlorid (FeCl <sub>3</sub> ) in 50 ml Salzsäure (HCl)  B zu A hinzugeben  Adle: H <sub>2</sub> O = 1:1
Beraha I: B I	Stammlösung: 24 g Ammoniumbifluorid 1000 ml H <sub>2</sub> O 200 ml Salzsäure (HCl)  100 ml Stammlösung 1 g Kaliumdisulfid
Cu Cl <sub>2</sub> – Lösung:	100 ml H <sub>2</sub> O 100 ml Ethylalkohol (Ethanol) 100 ml HCl 5 g Cu Cl <sub>2</sub> ( Kupfer (II)-chlorid)  ( Ätzung haltbar ca. 2 h, ätzen bei RT 10 sec - min)

Tabelle 6.2: Ätzungen für die metallographische Auswertung an niedriglegierten hochfesten Feinkornbaustählen

Probe	Teilnummer	Werkstoffkombination	Ätzungen
M - 69	06 07 / 08	S690QL + hochlegierter Zusatzwerkstoff (1.4370)	Makro: BI abpoliert / 2% Nital / Adler (1:1)
F-M-69	7 bis 16	S690QL + hochlegierter Zusatzwerkstoff (1.4370)	Makro: BI abpoliert / 2% Nital / Adler (1:1)
F-M-11	03 07 08 09	S1100QL + niedriglegierter Zusatzwerkstoff (Union X96)	Makro: Adler Mikro: LB III F-M-11-03: CuCl <sub>2</sub> -Lösung
F-M-11	100 101 102	S1100QL + hochlegierter Zusatzwerkstoff (1.4370)	LBI
F-M-69	104 105	S690QL + hochlegierter Zusatzwerkstoff (1.4370)	LBII
F-M-69	17 19	S690QL + hochlegierter Zusatzwerkstoff (1.4370)	LBII
F-L-11	13 14.1 14.2	S1100QL	LBI
F-L-69	109 110	S690QL	LBI
M-11	01 03		LBI
G 18 8 Mn		reine Schweißgutanalyse	LBI

Tabelle 6.3: geometrische Parameter der Einbrandformen für Laserstrahl-MSG-Hybridverschweißversuche am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 mit verschiedenen Drahtelektroden, 10 mm Wandstärke

Proben-Nr.	s	$b_k$	$b_m$	$b_w$	h	$h_{kk}$	$h_{kkmax}$	$h_u$	$h_{umax}$	$h_d$	$h_{dmax}$	$h_{wvk}$	$h_{wvkmax}$
1FM15	10	7,15	1,46	2,11	12,4	0	0,5	0	0,5	1,03	1,71	0	1
1FM48	10	7,65	1,19	1,59	11,3	0	0,5	0	0,5	0,78	1,77	0	1
1FM40	10	7,88	1,34	2,12	12	0	0,5	0,07	0,5	0,86	1,79	0	1
1FM19	10	5,89	1,41	2,00	12	0	0,5	0,16	0,5	1,11	1,59	0	1
1FM26	10	6,62	1,19	1,85	11,7	0	0,5	0	0,5	1,18	1,66	0	1
1FM21	10	7,11	1,14	1,65	11,7	0	0,5	0,09	0,5	0,92	1,71	0	1
1FM41	10	7,18	1,26	1,97	11,8	0	0,5	0,2	0,5	1,16	1,72	0	1



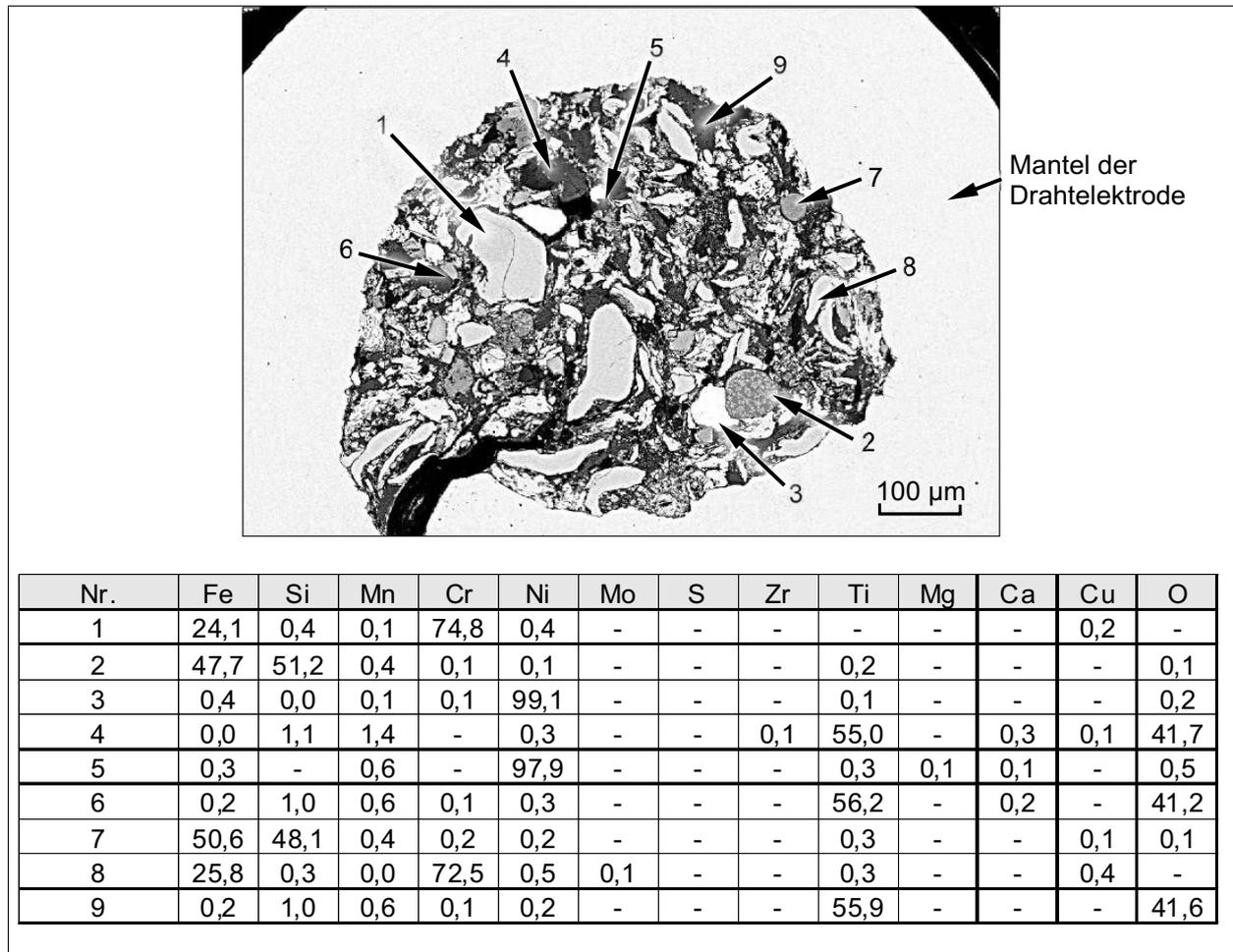


Abbildung 6.1: Rückstrahlelektronenbild der Schlackefüllung des hochlegierten rutilen Fülldrahtes mit langsam erstarrender Schlacke, Messung der Elementkonzentrationen in den Schlackepartikeln mittels ESMA, Angaben in Gew.-%

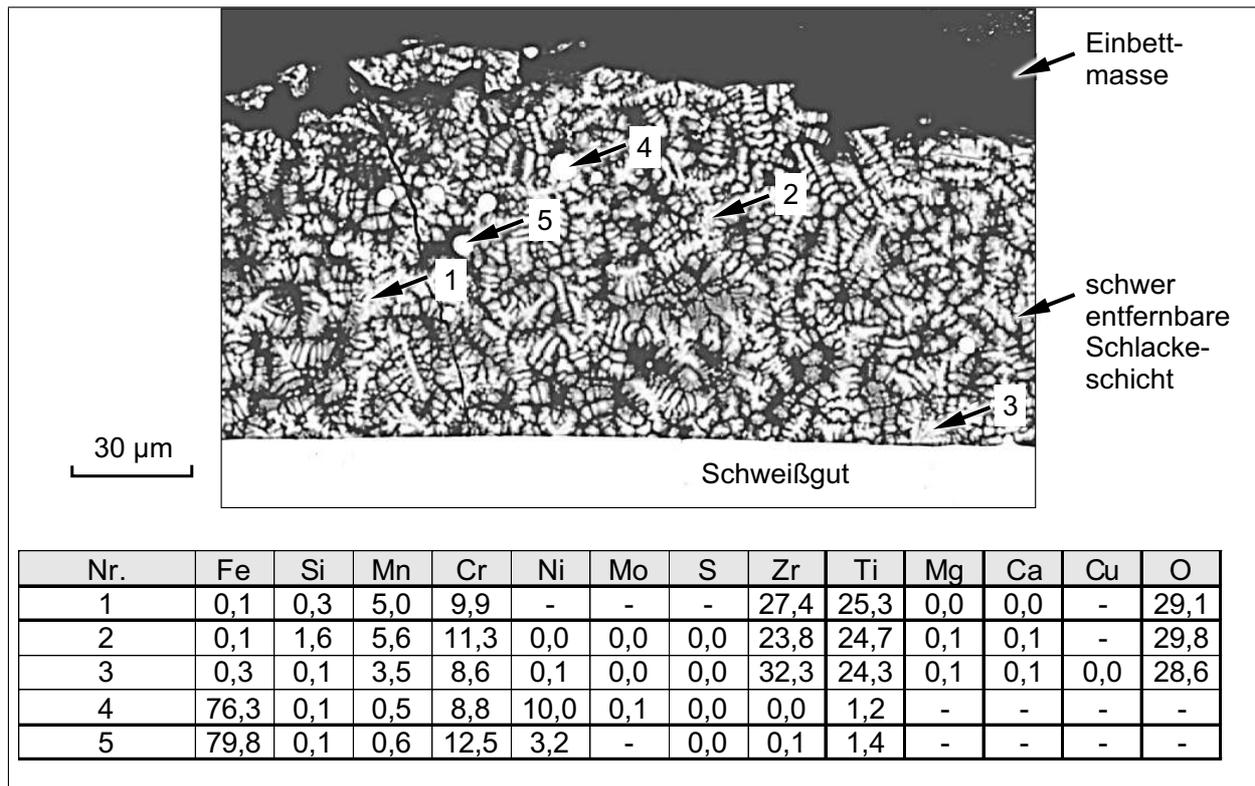


Abbildung 6.2: Rückstrahlelektronenbild einer fest anhaftenden Schlackeschicht auf der Schweißgutoberfläche einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht, Messung der Elementkonzentrationen mittels ESMA, Angaben in Gew.-%

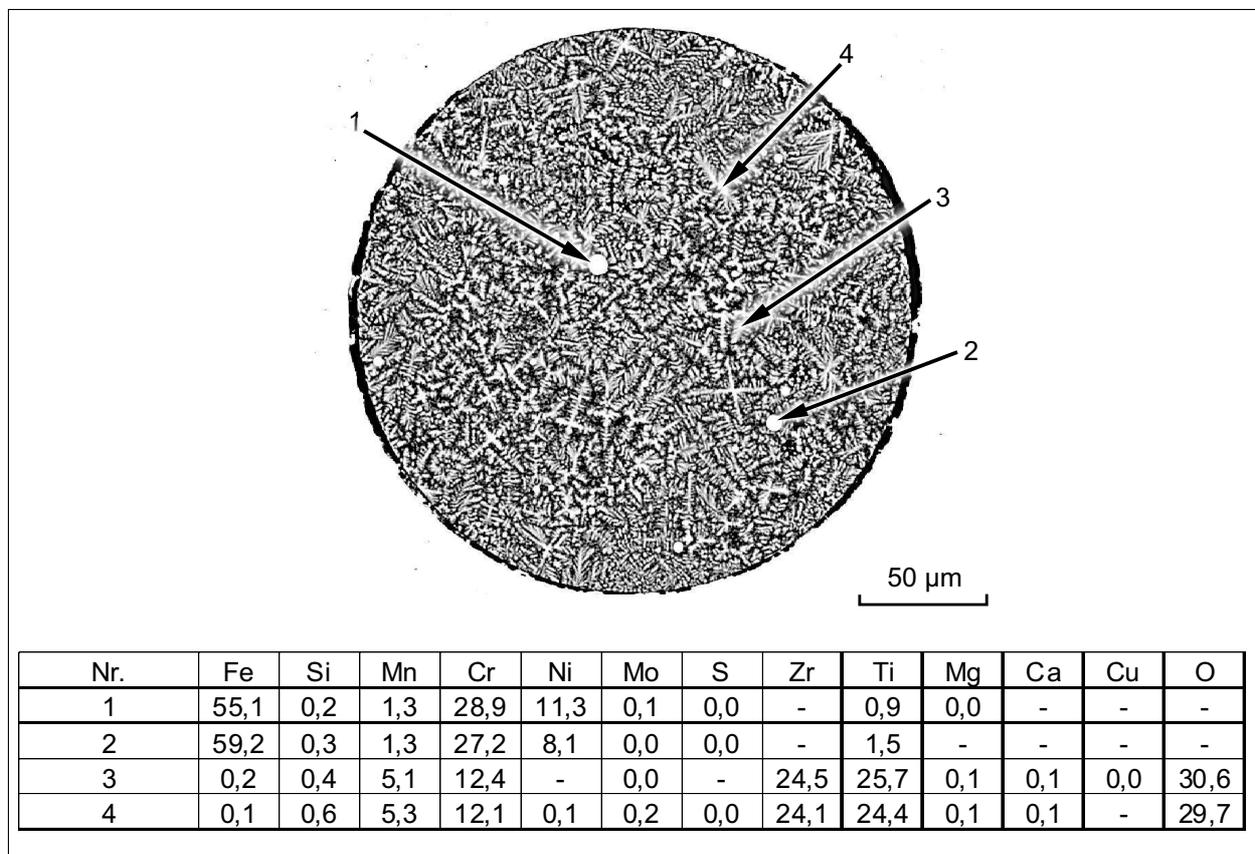


Abbildung 6.3: Rückstrahlelektronenbild eines porenförmigen Schlackeeinschlusses im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht, Messung der Elementkonzentrationen mittels ESMA, Angaben in Gew.-%

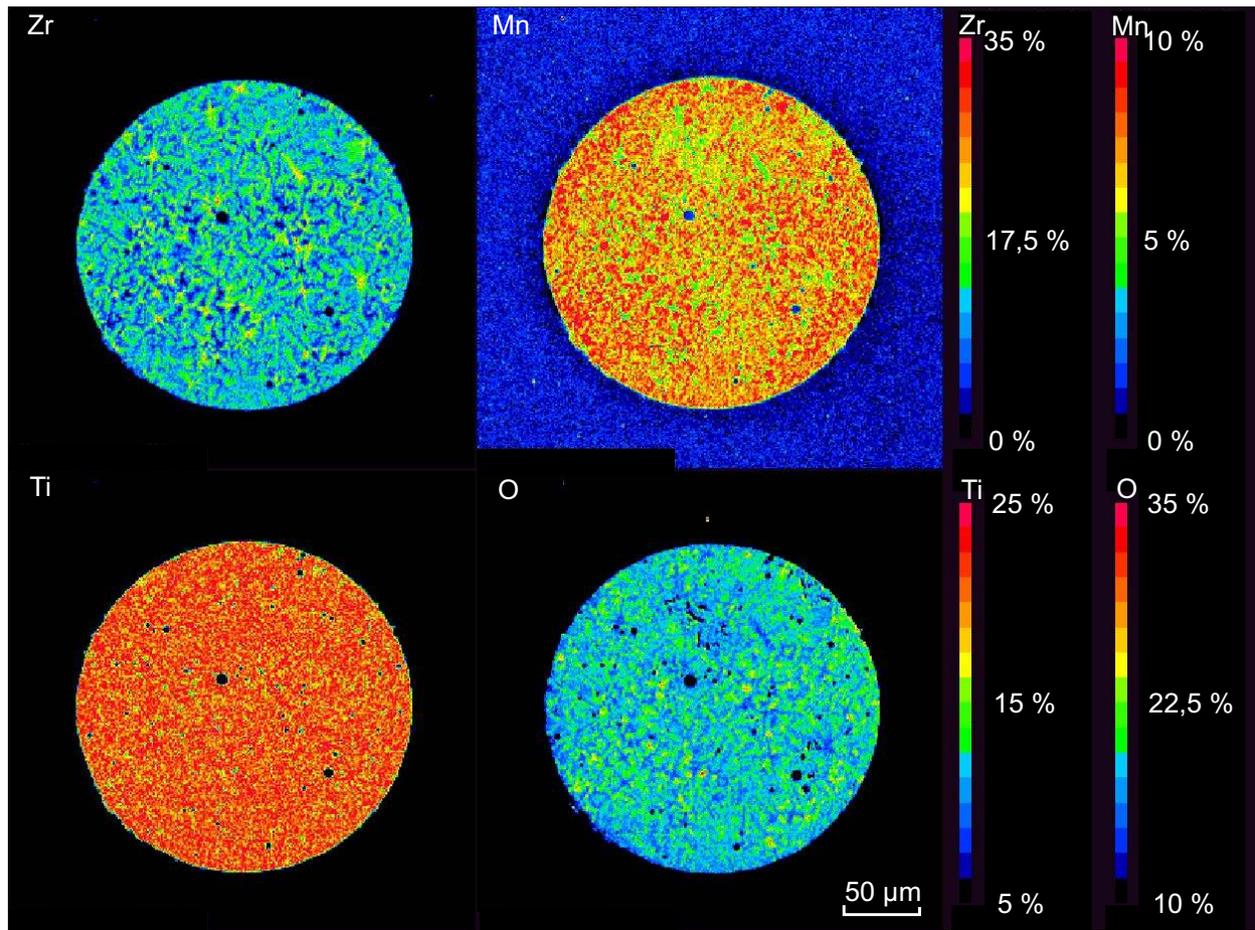


Abbildung 6.4: Mapping der Elemente Zr, Mn, Ti und O an einer Schlackepore, keine Schlackerückstände innerhalb des Gefüges im umgebenden Schweißgut nachweisbar, Versuchsparameter und Werkstoffe nach Abb. 5.2c (S. 99)

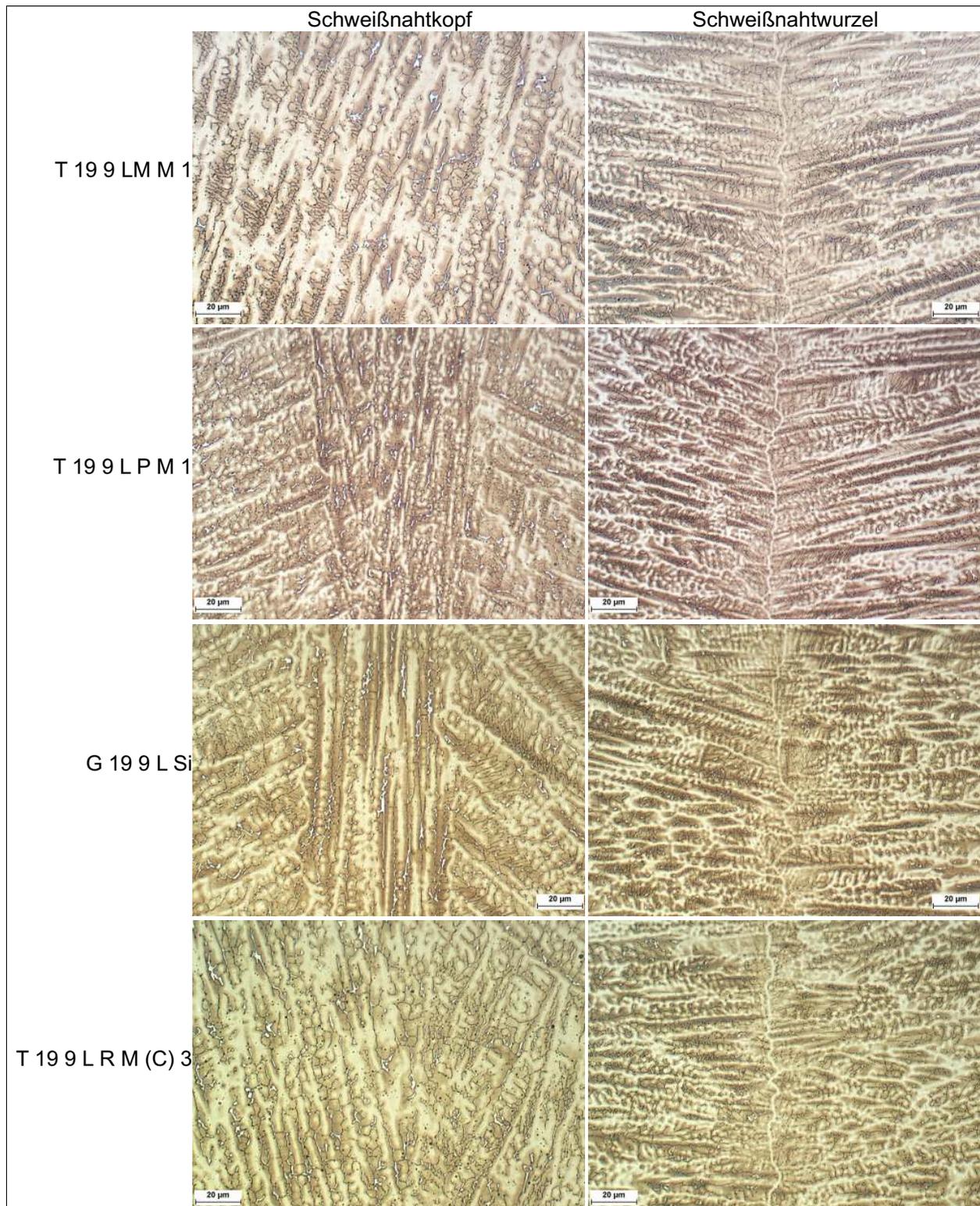
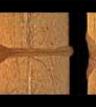


Abbildung 6.5: Gefüge aus Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnähten unter Verwendung verschiedener Zusatzwerkstofftypen am austenitischen Chrom-Nickel-Stahl X2 Cr Ni 19 11 mit einer Wandstärke von 10 mm

Tabelle 6.4: geometrische Parameter der Einbrandformen für Laserstrahl-MSG-HybridSchweißversuche in Zwangspositionen, hochlegierter Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11, 10 mm Wandstärke

Proben -Nr.	s	b <sub>k</sub>	b <sub>m</sub>	b <sub>w</sub>	h	h <sub>kk</sub>	h <sub>kkmax</sub>	h <sub>u</sub>	h <sub>umax</sub>	h <sub>u</sub>	h <sub>umax</sub>	h <sub>d</sub>	h <sub>dmax</sub>	h <sub>wk</sub>	h <sub>wkmax</sub>
	10	4,5	1,1	2,4	11,5	0,0	0,5	0,0	0,5	0,4	1,4	1,1	1,7	0	1
	10	5,2	1,0	1,9	11,0	0,0	1,5	0,0	0,5	0,2	1,5	0,9	1,7	0	1
	10	8,8	1,4	2,3	10,9	0,0	2,5	0,3	0,5	0,1	1,9	0,8	1,7	0	1
	10	6,6	0,9	2,0	10,5	0,0	3,5	0,1	0,5	0,1	1,7	0,5	1,7	0	1
	10	5,6	1,1	1,6	11,1	0,0	4,5	0,0	0,5	0,5	1,6	0,7	1,7	0	1
	10	6,5	1,1	1,8	11,0	0,0	5,5	0,2	0,5	0,2	1,6	0,8	1,7	0	1
	10	7,4	1,2	1,8	10,9	0,0	6,5	0,2	0,5	0,3	1,7	0,6	1,7	0	1
	10	4,7	1,1	1,4	11,0	0,0	7,5	0,1	0,5	0,7	1,5	0,3	1,7	0	1

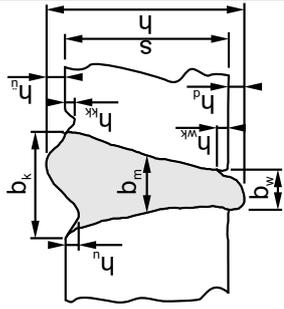


Tabelle 6.5: geometrische Parameter der Einbrandformen für Laserstrahl-MMSG-Hybridsschweißversuche am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 mit verschiedenen Drahtelektroden, 5 mm Wandstärke

Proben-Nr.	s	$b_k$	$b_m$	$b_w$	h	$h_{kk}$	$h_{kkmax}$	$h_u$	$h_{umax}$	$h_l$	$h_{lmax}$	$h_d$	$h_{dmax}$	$h_{wk}$	$h_{wkmax}$
	5	6,0	2,4	1,7	7,1	0,0	0,5	0,0	0,25	1,5	1,6	0,6	1,0	0	0,5
	5	5,9	1,8	1,5	6,8	0,1	0,5	0,0	0,25	1,4	1,6	0,5	1,0	0	0,5
	5	6,9	1,4	1,5	6,3	0,0	0,5	0,0	0,25	1,0	1,7	0,3	1,0	0	0,5
	5	6,5	1,6	1,8	6,9	0,0	0,5	0,0	0,25	1,5	1,6	0,4	1,0	0	0,5
	5	6,3	1,5	1,1	6,6	0,0	0,5	0,1	0,25	1,2	1,6	0,4	1,0	0	0,5
	5	6,2	1,6	1,2	6,5	0,0	0,5	0,2	0,25	1,2	1,6	0,3	1,0	0	0,5
	5	9,0	2,3	3,4	6,6	0,0	0,5	0,0	0,25	1,1	1,9	0,5	2,0	0	0,5
	5	8,5	2,2	2,6	7,0	0,0	0,5	0,0	0,25	1,7	1,8	0,3	1,8	0	0,5
	5	10,5	4,7	3,4	6,6	0,0	0,5	0,1	0,25	0,8	2,1	0,8	2,0	0	0,5
	5	10,1	4,9	2,9	6,8	0,0	0,5	0,0	0,25	1,2	2,0	0,6	1,9	0	0,5

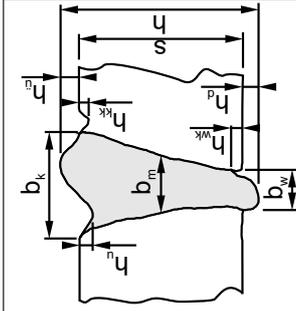
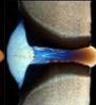
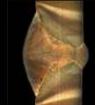
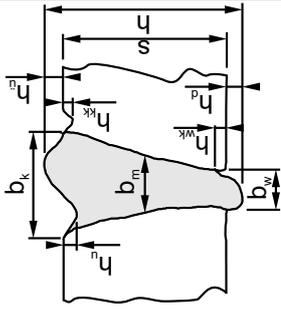


Tabelle 6.6: Parameter für das MSG-Schweißen am hochlegierten Grundwerkstoff X2 Cr Ni 19 11 mit verschiedenen Drahtelektrodentypen

Grundwerkstoff: 1.4306		Fugenvorbereitung:							
Schweißposition: PA									
Nahtlänge: 240 mm									
Kontaktrohrabstand: 15 mm									
Zusatzwerkstoff ø 1,2 mm	Schweißparameter		Messwerte		Brennerstellung	Fugenvorbereitung			
	$V_s$ in m/min	$V_{\text{Draht}}$ in m/min	I in A	U in V	$\xi_B$ in °	Steg c in mm	Spalt- Anfang b1 in mm	Spalt- Mitte b2 in mm	Spalt- Ende b3 in mm
T 19 9 L M M 1	70	8,5	257	25,8	10	2	0,1	0,3	0,1
G 19 9 L Si	70	8,5	306	25,7	20	1	0,1	0,3	0,1
T 19 9 L P M 1	70	11,5	263	29,9	-20	0,5	0,9	0,7	0,6
T 19 9 L R M (C) 3	70	11,6	265	30	-20	0	0,5	0,4	0,3

Tabelle 6.7: geometrische Parameter der Einbrandformen für Laserstrahl-MSG-Hybridweißversuche an niedriglegierten hochfesten Grundwerkstoffen S690QL und S1100QL mit verschiedenen Drahtelektrodentypen

Proben-Nr.	s	$b_k$	$b_m$	$b_w$	h	$h_{kk}$	$h_{kkmax}$	$h_u$	$h_{umax}$	$h_o$	$h_{umax}$	$h_d$	$h_{dmax}$	$h_{wk}$	$h_{wkmax}$
 FM11-101	12	5,1	1,4	2,0	13,7	0,3	0,5	0,0	0,6	1,0	1,5	0,7	2,0	0,11	1,2
 FM11-08	12	5,8	1,4	2,1	14,3	0,3	0,5	0,0	0,6	1,4	1,6	0,9	2,0	0	1,2
 FM69-19	6	6,5	1,2	1,8	7,7	0,4	0,5	0,2	0,3	0,9	1,7	0,8	1,1	0	0,6
 FM69-112	6	6,4	1,5	2,0	8,2	0,3	0,5	0,3	0,3	1,3	1,6	0,9	1,1	0,04	0,6
 M11-05	12	17,1	6,6	2,9	14,5	0,2	0,5	0,0	0,6	1,6	2,7	0,7	1,9	0	0,5
 M11-100	12	15,7	8,6	6,0	15,9	0,4	0,5	0,3	0,6	2,2	2,6	1,8	2,8	0	0,5
 M69-12	6	10,1	3,0	2,4	8,4	0,0	0,5	0,0	0,3	1,6	2,0	0,6	1,7	0	0,5
 M69-100	6	10,7	3,8	3,4	8,5	0,1	0,5	0,0	0,3	1,7	2,1	0,8	2,0	0	0,5



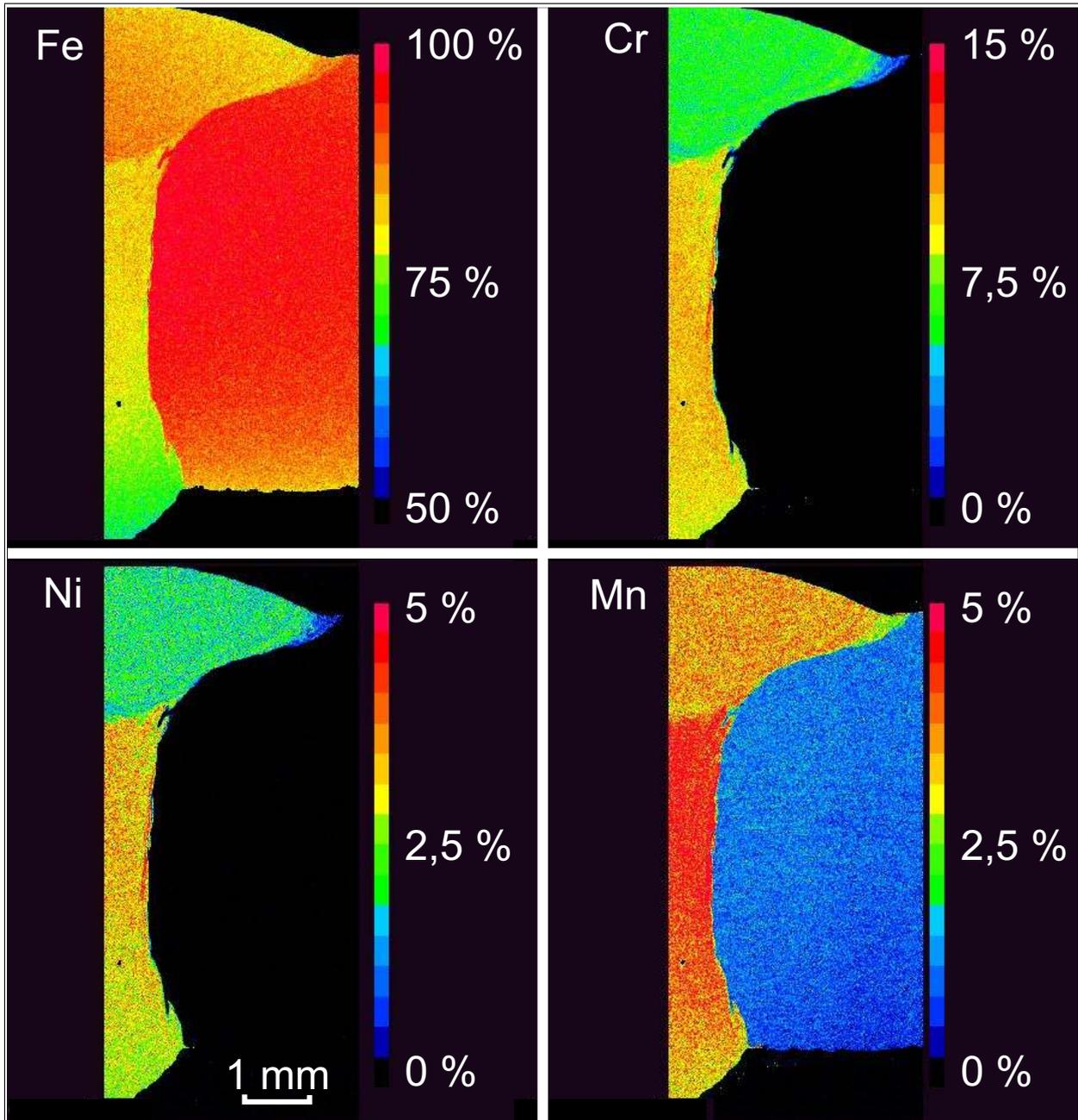


Abbildung 6.6: ESMA-Analyse zur Untersuchung der Aufmischung im Schweißgut einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht an S690QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn, Angaben in Gew.-%

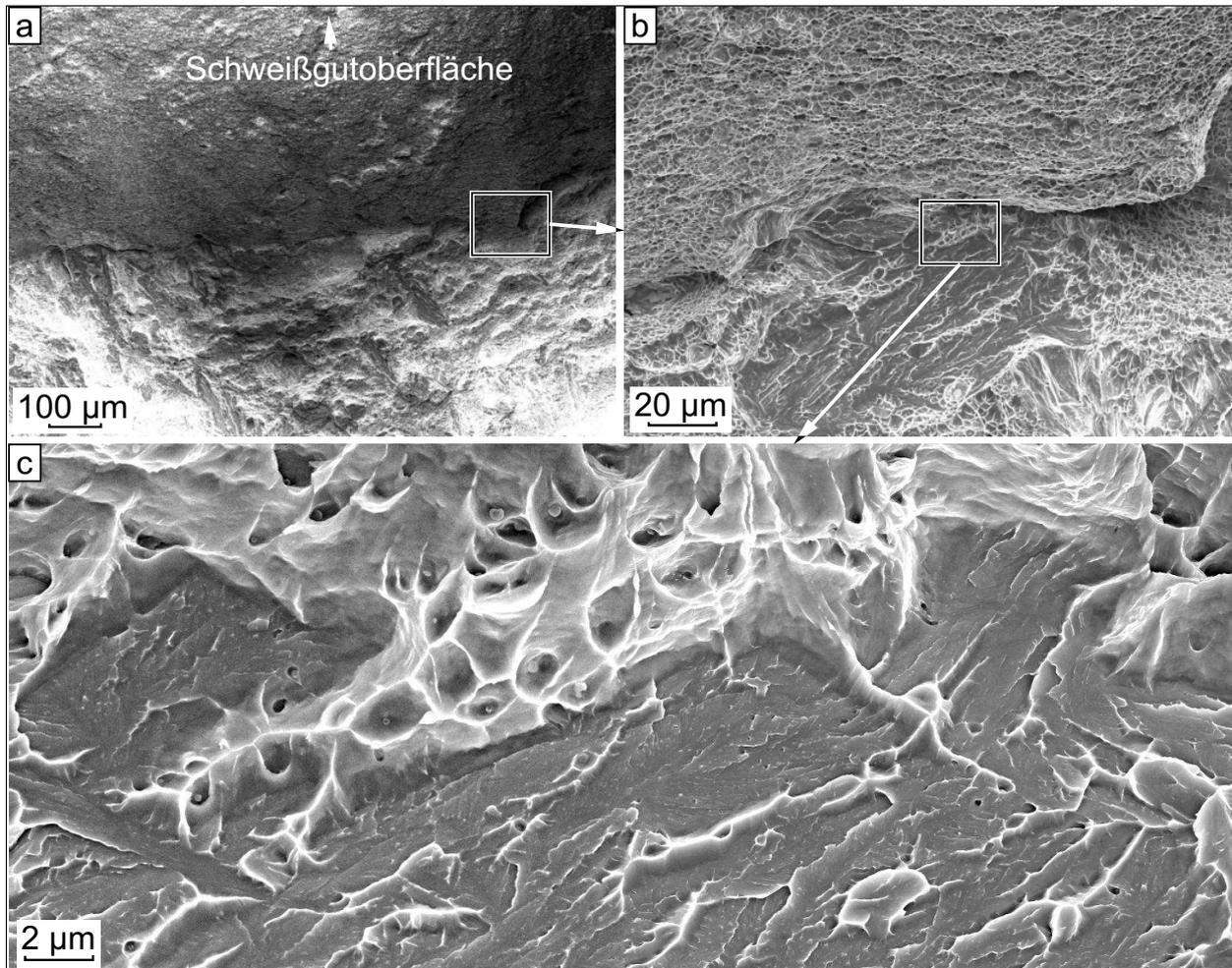


Abbildung 6.7: Bruchfläche einer Kerbschlagbiegeprobe aus einer Laserstrahl-MSG-Hybridschweißnaht an S1100QL, geschweißt mit niedriglegiertem artähnlichem Zusatzwerkstoff G 89 5 M Mn 4 Ni 2,5 Cr Mo, Prüftemperatur: 20 °C, a) duktiles Bruchverhalten im Schweißnahtkopfbereich sowie Mischbruch in der Schweißnahttiefe, b) Übergang dieser Bereiche, c) Wabenstruktur mit Oxideinschlüssen sowie Spaltbruchbereiche

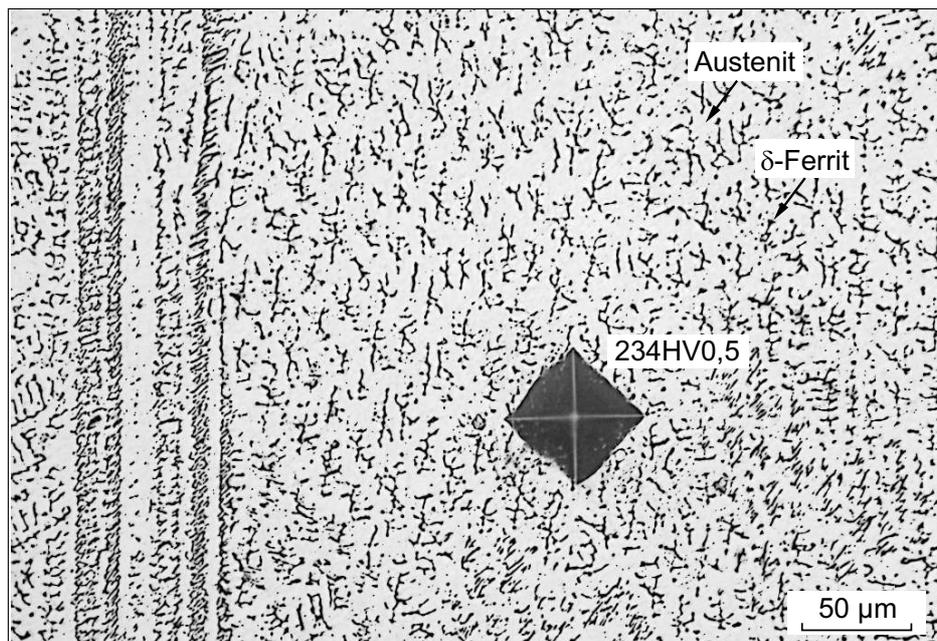


Abbildung 6.8: Gefüge in der Mitte einer MSG-Schweißverbindung an S1100QL, geschweißt mit hochlegiertem Zusatzwerkstoff G 18 8 Mn,  $\delta$ -Ferritanteil von etwa 11 % (optisch ausgewertet)



# Publikationen

LORENZ, S., TH. KANNENGIESSER, H. HEROLD und G. POSCH: Laser-MSG hybrid welding with high alloyed cored wire electrodes. In: Stainless Steel World Conference., Maastricht (NL), KCI Publishing B.V., 6. - 8. Nov. 2007.

LORENZ, S., T. KANNENGIESSER und G. POSCH: Solid wire vs. flux cored wire - comparing investigations for GMA-laser-hybrid welding. In: JARMAI, K. und FARKAS, J. (Herausgeber): DESIGN, FABRICATION AND ECONOMY OF WELDED STRUCTURES - International Conference Proceedings 2008, Seiten 477-484, Miskolc (HU), 24.-26. April 2008. Horwood Publishing Ltd. ISBN 978-1-904275-28-2.

LORENZ, S., T. KANNENGIESSER, H. HEROLD und G. POSCH: Aspects of positional laser-GMA-hybrid welding using high alloyed tubular cored wire electrodes. In: MAYR, P., G. POSCH und H. CERJAK (Herausgeber): IIW International Conference - Safety and Reliability of Welded Components in Energy and Processing Industry, Graz (AT), Band 52, Seiten 479-484. IIW, Verlag der Technischen Universität Graz, 10. - 11. Juli 2008. ISBN 978-3-85125-019-0.

LORENZ, S. und T. KANNENGIESSER: Strain field measurement on laser-GMA-hybrid welded joints. In: JOM-15 Fifteenth International Conference on the Joining of Materials and The 6th International Conference on Education in Welding ICEW-6 -CONFERENCE and EXHIBITION, Helsingor (DK), 3. - 6. May 2009. JOM-Institute. ISBN 87-89582-17-9.

LORENZ, S., T. KANNENGIESSER, T. MICHAEL, A. GUMENYUK, M. RETHMEIER und G. POSCH: Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen mit hochlegierten Massiv- und Fülldrahtelektroden. In: Die Verbindungs Spezialisten 2009 - Große Schweißtechnische Tagung Essen, Essen (DE), 14. - 19. Sept. 2009. DVS Berichte, Bd. 258, S. 75-80, ISBN 978-3-87155-584-8.

BRAUSER, S., S. LORENZ und T. KANNENGIESSER: Untersuchung des lokalen Dehnungsverhaltens von Schweißverbindungen mittels optischer Dehnungsfeldanalyse. In: Tagung Werkstoffprüfung 2009, Seiten 239-246, Bad Neuenahr (DE), 3. - 4. Dez. 2009. Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V., Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V., Stahlinstitut VDEh. ISBN 978-3-514-00769-7.

LORENZ, S., T. KANNENGIESSER und G. POSCH: Eignung hochlegierter Fülldrahtelektroden zum Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen. Schweißen und Schneiden, 2011, Bd. 63, Heft 5, S. 222-228