

Franz Wirnsperger

Laserstrahl-tiefschweißen hochfester Feinkornbaustähle
in der Serienproduktion

**Wissenschaftliche Schriftenreihe
CHEMNITZER FÜGETECHNIK**

Band 7

Prof. Dr. Peter Mayr (Hrsg.)

Franz Wirnsperger

Laserstrahltiefschweißen
hochfester Feinkornbaustähle
in der Serienproduktion

Experimentelle Bewertung
werkstoffbedingter und fertigungstechnischer Einflüsse
auf die Prozess- und Verbindungsstabilität



TECHNISCHE UNIVERSITÄT
CHEMNITZ

Universitätsverlag Chemnitz
2020

Impressum

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

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



Das Werk - ausgenommen Zitate, Cover, Logo TU Chemnitz und Bildmaterial im Text - steht unter der Creative-Commons-Lizenz Namensnennung 4.0 International (CC BY 4.0)
<https://creativecommons.org/licences/by/4.0/deed.de>

Titelgrafik: Franz Wirnsperger
Satz/Layout: Franz Wirnsperger

Technische Universität Chemnitz/Universitätsbibliothek
Universitätsverlag Chemnitz
09107 Chemnitz
<https://www.tu-chemnitz.de/ub/univerlag>

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

ISSN 2198-6797 (Druck) - ISSN 2198-6789 (Online)

ISBN 978-3-96100-123-1

<http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa2-717218>

Laserstrahltiefschweißen hochfester Feinkornbaustähle in der Serienproduktion

Experimentelle Bewertung werkstoffbedingter und fertigungstechnischer Einflüsse auf die
Prozess- und Verbindungsstabilität

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur

(Dr.-Ing.)

vorgelegt

der Fakultät für Maschinenbau der
Technischen Universität Chemnitz

begutachtet von

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.tech. Peter Mayr

Assoc. Prof. Dipl.-Ing. Dr.tech. Norbert Enzinger

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Lampke

verfasst von

von Dipl.-Ing. Franz Wirnsperger IWE

geboren am 31.10.1982 in Tamsweg

Einreichung: Chemnitz, am 17.06.2020

Verteidigung: München, am 24.07.2020

Kurzfassung

In der serienmäßigen Verarbeitung von hochfesten Feinkornbaustählen zeigte sich, dass verschiedene Stähle gleicher Festigkeitsklasse zu stark unterschiedlichen Schweißergebnissen beim Laserstrahltiefschweißprozess führen können. Die werkstoffbedingten Einflüsse auf das Schmelzbadverhalten sind bisher in keiner bekannten Forschungsarbeit untersucht worden. Diese Arbeit erweitert die bisherige Forschung mit neuen Erkenntnissen aus umfangreichen Werkstoffanalysen und Schweißversuchen. Dadurch wurde es möglich, ein ganzheitliches Erklärungsmodell der werkstoffbedingten Einflüsse beim Laserstrahltiefschweißprozess zu beschreiben.

Diese Arbeit fokussierte sich einerseits auf die Analyse der chemischen Zusammensetzung der Grundwerkstoffen und die Auswirkungen der Legierungselemente auf die Schweißnahtvorbereitung in Kombination mit dem Vorprozess Laserstrahlbrennschneiden. Andererseits wurde gezielt die Auswirkung der chemischen Grundwerkstoffzusammensetzung auf das Schmelzbadverhalten im Laserstrahltiefschweißprozess untersucht. Dabei wurden die Blechstärken so variiert, dass durchgeschweißte und nicht-durchgeschweißte I-Naht-Verbindungen, geschweißt unter konstanten Schweißbedingungen, analysiert werden konnten. Die Schweißparameter und der Hilfsstoffeinsatz wurden dabei konstant gehalten, sodass Vergleichsanalysen der Schweißergebnisse möglich waren. Bei durchgeschweißten Stößen wurde die Schmelzbadoberfläche, aber auch die Schmelzbadunterseite per Hochgeschwindigkeitskamera inkl. Laserlichtfilter analysiert. Bei nicht durchgeschweißten Stößen wurde die Wirkung der verschiedenen Schnittkantenzustände auf das Einschweißverhalten und die Einbrandgeometrie an mehr als 100 Makroschliffen untersucht.

Die Untersuchungen zeigten, dass die Art der Schnittkantenbehandlung nach dem Laserstrahlbrennschneidprozess werkstoffbedingt zu unterschiedlichen Schnittkantenzuständen führt. Diese können in weiterer Folge die Schweißergebnisse stark beeinflussen. Auch bei mechanisch bearbeiteten Schweißnahtvorbereitungen wurden grundwerkstoffbedingte Unterschiede in der Einbrandform und im Erstarrungsgefüge nachgewiesen. Unbehandelte und somit schnittoxidbehaftete Schnittkanten bzw. auch Schweißnahtvorbereitungen mit manuell aufgetragenem SiO_2 führen zu einer Stabilisierung der Dampfkapillare und erhöhen die Einschweißtiefe signifikant. Die positive Wirkung von Oxiden, welche direkt in der

Schweißfuge dem Schmelzbad zugeführt werden, wurden mit den experimentellen Versuchen in dieser Arbeit erstmals nachgewiesen. Bei den gewählten Schweißparametersätzen stellen die Oxide in der Schweißfuge die dominierende Einflussmöglichkeit beim Laserstrahltiefschweißprozess dar. Vergleiche der mechanisch-technologischen Verbindungseigenschaften bei unterschiedlichen Schnittkantenzuständen und Schweißversuche mit unterschiedlichen Schutzgaszusammensetzungen zeigten die Auswirkungen der verschiedenen Fugenvorbereitungen auf die Schweißergebnisse.

Durch die Kombination der bisherigen Erkenntnisse aus der Forschung mit den neu gewonnenen Erkenntnissen aus dieser Arbeit, konnte ein ganzheitliches Erklärungsmodell aufgestellt werden, das die Einflüsse der Grundwerkstoffzusammensetzung entlang der Prozesskette beschreibt und die werkstoffabhängigen Unterschiede der Schweißergebnisse aus dem Laserstrahltiefschweißprozess nachvollziehbar macht.

Die Erkenntnisse dieser Arbeit ermöglichen ein erhöhtes Prozessverständnis und zeigen neue Möglichkeiten zur Effizienzsteigerung in der Blechverarbeitungsprozesskette mit Lasertechnologien.

Abstract

In the industrial series processing of high-strength fine grain steels, it was found that different steels of the same strength class can lead to different welding results by the laser beam keyhole welding process. The material-related influences on the molten pool behavior have not yet been investigated in any known research. This research work extends the state of knowledge with new findings from extensive material analysis and welding tests. This new findings made it possible to describe a holistic explanatory model of the material-related influences in the laser beam keyhole welding of high-strength fine grain steels.

On the one hand, this work focused on the analysis of the chemical composition of the base materials and the effects of the alloying elements on the weld preparation in combination with the laser cutting process. On the other hand, the effect of the chemical base material composition on the melt pool behavior during laser keyhole welding process was specifically investigated. The welding parameters and the use of filler material were kept constant so that comparative analysis of the welding results was possible. The sheet thicknesses were varied so that full penetration and partly penetration I-seam-butt-welds could be analyzed. While welding full penetration welds, the surface of the molten pool as well as the root of the melt pool was analyzed by a high-speed camera equipped with laser light filter. For the partly penetration welds, the effect of the different cutting edge conditions on the penetration depth and the weld penetration geometry was investigated on more than 100 macro sections.

The investigations have shown that the type of cut edge treatment after the laser beam cutting process leads to different cutting edge conditions depending on the material. These different conditions can subsequently strongly influence the welding results. Base-material-related differences in the penetration shape and in the solidification structure were detected in the cross sections even on seams welded on mechanically processed edge preparations. After laser beam cutting, untreated and thus cut-oxide-containing cut edges lead to a stabilization of the keyhole and increase the penetration depth significantly. This effect could also be observed with manually applied SiO_2 on the mechanically processed edge preparations before welding. The positive effects of oxides, which are existing directly in the weld preparation groove, were first detected with the experimental investigations during this work. With regard to the selected welding parameter sets, the oxides that are directly on the weld preparation edges are the dominant influence option in the laser beam keyhole welding

process. Comparisons of the mechanical-technological joint properties at different cutting edge conditions and welding tests with different protective gas compositions showed the impacts of various joint preparations on the final welding results.

By combining previous experience with the results of this work, a holistic explanatory model was developed, which describes the influence of the base material composition along the process chain and makes the material-dependent differences of the welding results of the laser beam keyhole welding process comprehensible.

The findings of this work enable a better understanding of the process and show new possibilities for increasing efficiency in the concerned sheet metal processing chain with laser technologies.

Inhalt

1	Einleitung	17
1.1	Fertigungsprozesseinflüsse.....	17
1.2	Prozesseinfluss Grundwerkstoff.....	21
1.3	Problemdarstellung.....	23
2	Zielsetzung	25
3	Stand der Technik.....	27
3.1	Hochfeste Feinkornbaustähle	27
3.1.1	Thermomechanisch gewalztes Warmband (TM)	30
3.1.2	Moderne höchstfeste Warmbandstähle (TM + DQ + T)	31
3.1.3	Flüssigkeitsvergütete Feinkornbaustähle (QT).....	32
3.2	Schweißtechnische Verarbeitung hochfester Feinkornbaustähle	33
3.3	Prozessgrundlagen: Laserstrahlschneiden als Vorprozess	39
3.3.1	Werkstoffbedingte Beeinflussung der Schnittqualität.....	43
3.3.2	Werkstoffbedingte Beeinflussung der Schnitzunderhaftung.....	45
3.4	Prozessgrundlagen: Laserkeyhole-Schweißprozess	46
3.4.1	Dynamisches Schmelzbadverhalten.....	48
3.5	Chemische Einflüsse auf das Schmelzbadverhalten	49
3.5.1	Allgemeine Wirkung von oberflächenaktiven Substanzen.....	49
3.5.2	Mechanismus des Marangoni-Effektes	51
3.5.3	Oberflächenaktive Elemente beim Laserstrahl-tiefschweißprozess.....	53
3.5.4	Schmelzbadbeeinflussung durch Schnittoxide	63
3.6	Prozesstechnische Beeinflussung des Schmelzbadverhaltens.....	65
3.7	Entstehung von Erstarrungsrissen	71
3.8	Einflüsse der Schnittkantengeometrie auf das Schmelzbadverhalten	74
3.9	Zusammenfassung der Literaturrecherche	76
4	Experimentelles	79
4.1	Bezeichnungssystem und Übersicht.....	79

4.2	Grundwerkstoffanalyse	83
4.2.1	Werkstoffe und Probenbezeichnung.....	83
4.2.2	Probenentnahme und Analyse.....	83
4.2.3	Schmelzpunktbestimmung und dynamische Viskosität	84
4.2.4	Analyse der Stahlbegleiter	84
4.3	Schnittkantenzustandsanalyse	85
4.3.1	Werkstoffe und Probenbezeichnung.....	85
4.3.2	Herstellung der Proben.....	86
4.3.3	Analyse der Schnittzunderschicht	86
4.3.4	Vergleichsanalyse der Schnittkantenzustände SZ und GEB	90
4.4	Analyse der Schnittkantengeometrie und -rauheit.....	92
4.4.1	Ermittlung der Schnittkantenwinkelabweichung.....	93
4.4.2	Ermittlung der Oberflächenrauheit der Schnittkante	93
4.5	Schweißversuche am I-Stoß	94
4.5.1	Schweißausrüstung und allgemeiner Versuchsaufbau.....	94
4.5.2	Schweißparameter und Hilfsstoffe	95
4.6	Schweißversuche: Blechstärke $t = 7 \text{ mm}$ (I7).....	96
4.6.1	Übersicht und Probenzuordnung.....	96
4.6.2	Instrumentierte Schweißversuche.....	97
4.6.3	Verfahrensprüfung nach ISO 15614-11	101
4.7	Schweißversuche: Blechstärke $t = 10 \text{ mm}$ (I10).....	103
4.7.1	Schweißversuche zum Nachweis der Prozessstabilität.....	105
4.7.2	N ₂ -Schnittkanten als Schweißnahtvorbereitung	106
4.8	Schweißversuche: Blechstärke $t = 15 \text{ mm}$ (I15).....	107
4.8.1	Vergleich der Einschweißiefen und der Einbrandprofile	108
4.8.2	Schutzgasvergleiche.....	111
5	Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen	113
5.1	Grundwerkstoffanalyse	113
5.1.1	Ergebnisse der OES-Analyse verschiedener Grundwerkstoffe	113
5.1.2	Schmelzpunktbestimmung und dynamische Viskosität	116

5.1.3	Analyse der Stahlbegleitelemente mittels Trägergasheißextraktion.....	117
5.2	Ergebnisse der Schnitkantenzustandsanalyse.....	117
5.2.1	Schnittzunderanalyse	117
5.2.2	Ergebnisse der Analyse der Schnitkantenzustände SZ und GEB	123
5.3	Analyse der Schnitkantengeometrie und Rauheit	127
5.4	Zusammenfassung der Grundwerkstoff- und Schnitkantenzustandsanalyse	129
5.5	Ergebnisse der Schweißversuche mit Blechstärke $t = 7$ mm.....	130
5.5.1	Ergebnisse aus den instrumentierten Schweißversuchen	130
5.5.2	Ergebnisse aus Verfahrensprüfungen nach ISO 15614-11	142
5.6	Ergebnisse der Schweißversuche mit Blechstärke $t = 10$ mm.....	144
5.6.1	Ergebnisse der Auswertung der Prozessstabilität.....	144
5.6.2	Auswertung der Schweißungen mit N_2 -geschnittenen Schnitkanten	146
5.7	Ergebnisse der Schweißversuche mit Blechstärke $t = 15$ mm.....	150
5.7.1	Vergleich der Einschweißtiefen und Einbrandprofile	150
5.7.2	Schutzgasvergleiche.....	159
6	Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse.....	161
6.1	Wirkung der chem. Zusammensetzung des Grundwerkstoffes.....	161
6.2	Wirkung des Schnittzunders.....	168
7	Schlussfolgerungen und Ausblick	179
7.1	Schlussfolgerungen	179
7.2	Ausblick / Offene Fragen.....	181
	Literaturverzeichnis	183
	Abbildungsverzeichnis	190
	Tabellenverzeichnis	192
	Industrieprojekt.....	193
	Danksagung	193
	Bibliografische Beschreibung.....	194
Anhang I	Grundwerkstoffanalyse.....	I-195

Anhang II	Schweißversuche mit Blechstärke $t = 7 \text{ mm}$	II-199
Anhang III	Schweißversuche mit Blechstärke $t = 10 \text{ mm}$	III-205
Anhang IV	Schweißversuche mit Blechstärke $t = 15 \text{ mm}$	IV-208

Abkürzungen und Symbole

Abkürzung	Beschreibung
ACC	Accelerated cooling – beschleunigte Abkühlung
AHSS	Advanced High Strength Steels – Höherfeste Stähle
AL	Abkürzung für Alform-Stähle (voestalpine)
BL	Metallisch blanke Blechoberfläche
CET	Kohlenstoffäquivalent nach EN 1011
DQ	Direct quenched – Direktgehärtet
DDK	Dynamische Differenzkalorimetrie
EBM	Electron beam welding – Elektronenstrahlschweißen
EDX	Energy-dispersive X-ray spectroscopy
FK	Festigkeitsklasse
GEB	Gefürstete Schnittkante
GEF	Gefräste Schnittkante
GMA	Metall-Schutzgasschweißen (Gas-Metal-Arc-Welding)
HS-Kamera	Hochgeschwindigkeitskamera
HSLA	High strength low alloy – hochfeste niedriglegierte Stähle
HSS	High strength steels – hochfeste Stähle
I7	I-Naht-Stoß an der Blechstärke $t = 7 \text{ mm}$
I10	I-Naht-Stoß an der Blechstärke $t = 10 \text{ mm}$
I15	I-Naht-Stoß an der Blechstärke $t = 15 \text{ mm}$
LL	Laserleistung
MAG	Metall-Aktiv-Gas-Schweißverfahren
MIG	Metall-Inert-Gas-Schweißverfahren
MLE	Mikrolegierungselemente
+N	Normalisiert
N ₂	Stickstoff
-N ₂	Zusatz in der Probenbezeichnung für N ₂ -geschnittene Fugenkante
Nd:YAG	Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat-Laser
OZ	Blechoberfläche verzundert (Walzzunder)
QT	Quenched / Tempered – Vergütet
SG	Schweißgut
SiO ₂	Siliziumoxid
-SiO ₂	Zusatz in der Probenbezeichnung für mit SiO ₂ bestrichene Schweißnahtfuge
SS	Abkürzung für Strenx-Stähle (SSAB)
SZ	Schnittzunderbehaftete Fugenkante
SZW	Schweißzusatzwerkstoff
T	Temperatur
TM	Thermomechanisch gewalzt
TMCP	Thermomechanisch gewalzt und kontrolliert abgekühlt
UHSS	Ultra-High-Strength-Steels – höchstfeste Stähle
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inertgas-Schweißen
WWZ	Wechselwirkungszone Laserstrahl-Metall
YM	Abkürzung für Ympress-Stähle (TATA-Steel)

Symbole	Beschreibung	Einheit
A_{c1}	Austenit-Bildungstemperatur	[°C]
A_m	Bruchdehnung	[%]
b_M	Breite des Einbrandprofils mittlere Höhe der Einschweißtiefe	[mm]
b_O	Breite des Einbrandprofils an der Blechoberfläche	[mm]
b_U	Breite des Einbrandprofils unteres Viertel der Einschweißtiefe	[mm]
CET	Kohlenstoffäquivalent nach EN 1011	[Gew.-%]
D_D	Schweißzusatzdrahtdurchmesser	[mm]
D_f	Fokusbereich des Laserstrahls	[μm]
D_{LF}	Durchmesser der Laserfaser	[μm]
h_E	Einschweißtiefe	[mm]
M_S	Martensit-Start-Temperatur	[K]
p_{O_2}	Sauerstoff-Partialdruck	[N/m²]
P_{abl}	Rückstoßdruck durch Verdampfung im Keyhole-Inneren	[N/mm²]
P_{dyn}	Dynamischer Druck infolge Kapillarumströmung	[N/mm²]
ΔP_g	Überdruck im Inneren der Kapillare	[N/mm²]
P_h	Hydrostatische Druck	[N/mm²]
P_σ	Oberflächenspannungsdruck	[N/mm²]
R_n	Hauptkrümmungsradius an gekrümmten Flächen	[mm]
R_e	Streckgrenze	[MPa]
R_m	Zugfestigkeit	[MPa]
t	Blechstärke	[mm]
T	Temperatur	[°C]
$t_{8/5}$	Abkühlzeit von 800°C bis 500°C	[Sekunden]
V_S	Schweißgeschwindigkeit	[cm/min]
V_D	Drahtvorschubgeschwindigkeit	[m/min]
σ	Oberflächenspannung	[N/m]
$\Delta\sigma/\Delta T$	Oberflächenspannungs-Temperaturgradient	[N/m*K]

1 Einleitung

Das Laserstrahlschweißen ist ein hoch komplexer Prozess, der sich bisher hauptsächlich in der Großserienfertigung von dünnwandigen Bauteilen mehrheitlich durchgesetzt und etabliert hat. Dies ist einerseits dadurch begründet, dass ein prozesssicheres Fügen von geeigneten Bauteilen mit diesem Schweißprozess hohe Anforderungen an die Konstanz und Wiederholgenauigkeit der Vorprozesse stellt. Andererseits erfordert dieser Schweißprozess durch die Prozessausrüstung, die notwendigen Schutzeinrichtungen und durch die verhältnismäßig kurzen Prozesszeiten einen sehr hohen Automatisierungsgrad der gesamten Schweißanlage, was unweigerlich zu einem hohen Investitionsaufwand führt. Demgegenüber stehen erhebliche Vorteile des Schweißprozesses, die hauptsächlich aus der stark konzentrierten Wärmeeinbringung bzw. den hohen Bearbeitungsgeschwindigkeiten resultieren. Dabei führt die konzentrierte Energiezufuhr durch den Laserstrahl zu sehr schmalen Füge- und Wärmeeinflusszonen, was die Werkstoffbeeinflussung und den Verzug minimiert [1, 2]. Die hohen Bearbeitungsgeschwindigkeiten leiten sich bei dünnwandigen Fügestößen hauptsächlich aus der erreichbaren Schweißgeschwindigkeit ab. Bei dickwandigen Stößen ($t > 6 \text{ mm}$) resultieren diese hauptsächlich aus der erreichbaren Einschweißtiefe, sodass zusätzliche Bearbeitungsschritte, wie beispielsweise eine aufwendige Fugenvorbereitung von Blechen, eingespart werden können. Bei Vorherrschen der richtigen Fertigungsbedingungen (z.B. Laserschweißgerechte Konstruktionen, laserschweißgeeignete Werkstoffe, automatisierte Anlagenbestückung, ...) rechtfertigen diese Vorteile häufig den Einsatz dieser Fügetechnologie, welche sich immer öfter auch in der Kleinserienfertigung wirtschaftlich erfolgreich nutzen lässt.

1.1 Fertigungsprozesseinflüsse

Um das Laserstrahltiefschweißverfahren wirtschaftlich und prozesssicher nutzen zu können, müssen die zu verschweißenden Werkstoffe, die Hilfsstoffe, die Schweißausrüstung, die Spanntechnik, die Schweißnahtvorbereitung und die Schweißparameter exakt aufeinander abgestimmt werden. Jeder einzelne dieser Einflussfaktoren muss in der laufenden Serienfertigung so konstant als möglich gehalten werden, um eine prozesssichere Schweißqualität im industriellen Einsatz gewährleisten zu können.

Bei modernen Schweißanlagen mit einem hohen Automatisierungsgrad können die maschinenbedingten Einflussparameter, wie Spanntechnik, Zuführung von Hilfsstoffen und sämtliche Schweißparameter, im Fertigungsbetrieb wiederholgenau eingestellt, geregelt und überwacht werden. Die prozessbedingten Hilfsstoffe wie Schutzgas oder auch Schweißzusatzwerkstoffe unterliegen in ihrer Zusammensetzung herstellprozessbedingten Schwankungen, die meist in internationalen Regelwerken begrenzt sind [3, 4]. In der Regel wird beim Hilfsstoffeinsatz in Serienprozessen nicht ständig zwischen verschiedenen Lieferanten gewechselt, da zum einen ihr Anteil an den Gesamtprozesskosten eher gering ist, und zum anderen, eine Änderung der Hilfsstoffe mit einer aufwendigen Prozessanpassung einhergehen kann.

Im Vergleich dazu ist man in der Serienfertigung beim Grundwerkstoffeinsatz aus wirtschaftlich-strategischen Gründen angehalten, mehrere Lieferanten für ein und dieselbe Werkstoffgüten-Stärken-Kombination zuzulassen. Dies ist wichtig, um nachhaltig die Versorgungssicherheit zu erhöhen und die notwendige, wirtschaftliche Unabhängigkeit zu gewährleisten. Insbesondere beim Einsatz hochfester Feinkornbaustähle ist das entscheidend, da hier der Werkstoffkostenanteil an den Herstellkosten des Bauteils mit steigender Festigkeit rapide zunimmt. Tabelle 1-1 zeigt eine Auswahl an Herstellern hochfester Feinkornbaustähle und ihre Markenbezeichnungen.

Tabelle 1-1: Auswahl an Herstellern und ihre Markenbezeichnungen für hochfeste Feinkornbaustähle

Hersteller	Marken-Bezeichnungen	Mindeststreckgrenzen in MPa	Besonderheiten
voestalpine	AlformM-Reihe, Alform plate Alform X-treme, Alform plate X-treme	≤ 700 900, 960, 1100 900, 960, 1100	• Mikrolegiert und thermomechanisch gewalzt • X-treme - vorwiegend martensitisches Gefüge
SSAB	Strenx E	≤ 1300	• Mikrolegiert und wasservergütet
	Strenx MC Strenx Plus	900, 960, 1100 900, 960, 1100	• Mikrolegiert und thermomechanisch gewalzt • Plus – vorwiegend martensitisches Gefüge
TATA Steel	Ympress	≤ 700	• Mikrolegiert und thermomechanisch gewalzt
ArcelorMittal	Amstrong MC	355 - 500	• thermomechanisch gewalzt
	Amstrong Ultra MCL	700 - 960	• Mikrolegiert und thermomechanisch gewalzt • Ultra MCL – vorwiegend martensitisches Gefüge
Ruukki	S700ML Optim QC	700 900 - 1100	• ML - vergütet • Optim QC - Mikrolegiert und thermomechanisch gewalzt

Speziell bei ultrahochfesten Feinkornbaustählen mit Streckgrenzen von 960MPa (S960) und 1100MPa (S1100), sind derzeit noch immer nur sehr wenige Lieferanten in der Lage, die anwenderspezifischen Anforderungen an Schweißbarkeit und Umformbarkeit zu gewährleisten, was die Auswahlmöglichkeiten für ein verarbeitendes Unternehmen in diesem Festigkeitsbereich einschränkt.

Moderne hochfeste Feinkornbaustähle zeichnen sich durch Mindeststreckgrenzen bis zu 1300 MPa bei gleichzeitig relativ guter Kaltumformbarkeit und guter Schweißbeignung durch moderate Kohlenstoffäquivalente aus [5, 6, 7]. Diese Eigenschaften führen dazu, dass diese Stahlsorten in vielen Bereichen der Fahrzeugindustrie, oder auch im Maschinen- und im Kranbau mit wirtschaftlich vertretbaren Verarbeitungskosten eingesetzt werden können. Der Einsatz dieser hochfesten Stähle führt, durch die Möglichkeit der Wandstärkenreduktion, zur Minimierung der Bauteilgewichte, was beispielsweise im modernen Kran- und Fahrzeugbau unumgänglich ist.



Abbildung 1-1: Anwendungsbeispiele für den Einsatz hochfester Feinkornbaustähle (Quelle: PALFINGER AG)

Um die Vorteile der reduzierten Wandstärke in der Verarbeitung (höhere Schneidgeschwindigkeiten, weniger Fugenvorbereitung, kürzere Schweißzeiten) wirtschaftlich nachhaltig nutzen zu können, müssen die durch den Einsatz von komplexeren Werkstoffen zusätzlich entstehenden Aufwände mitbetrachtet werden. Bei Wirtschaftlichkeitsbetrachtungen und Gegenüberstellungen von unlegierten Strukturstählen (z.B. S235JR) mit den hochfesten Feinkorn-Alternativen werden diese Aufwände oft nicht berücksichtigt. Der Einsatz hochfester Feinkornbaustähle in vergleichsweise dünnen Wandstärken verursacht werkstoffbedingte Mehraufwände in der Werkstoffverarbeitung:

- Oberflächenbehandlungen nach Wärmebehandlungsprozessen in der Blechherstellung,
- Wartezeiten durch Einhaltung der Zwischenlagentemperaturen,
- geringere Abschmelzleistungen beim Schweißen, bedingt durch begrenzten Wärmeeintrag.

Dazu kommt, dass geringere Wandstärken auch zur lokalen Verminderung der Bauteilsteifigkeit führen können, sodass die Minimierung des schweißbedingten Verzugs zu einer vergleichsweise hohen Herausforderung in der bauteilspezifischen Fertigungsprozessentwicklung werden kann. Um etwaige zusätzliche Korrekturmaßnahmen nach dem Schweißen zu vermeiden, muss beim Einsatz von Lichtbogenschweißprozessen in der Einspannung

dünnwandiger Bauteile für den Schweißprozess meist ein wesentlich höherer Aufwand kalkuliert werden.

Der Laserstrahltiefschweißprozess zeichnet sich durch eine im Vergleich zu herkömmlichen industriell eingesetzten Lichtbogenschweißverfahren konzentrierte Wärmezufuhr aus. Durch den Tiefschweißeffekt beim Laserstrahlschweißen ist es möglich Vollanschlüsse im Stumpf- und T-Stoß ohne zusätzliche mechanische Fugenvorbereitung zu generieren. Dieser Tiefschweißeffekt ermöglicht in weiterer Folge, dass mittlerweile Wandstärken von $t > 28$ mm in einer Schweißlage ausgeführt werden können. Die obere Grenze bildet heutzutage nicht mehr die zur Verfügung stehende Laserleistung (>30 kW), sondern vielmehr die Prozessstabilisierung [8]. Die Möglichkeit der Vermeidung der mechanischen Fugenanarbeitung, die Reduzierung der Schweißlagen und die Minimierung des Verzugs führen speziell bei I-Naht-Stumpfstoßen zu einem enormen Einsparungspotential in der Werkstoffverarbeitung im Vergleich mit jener beim Einsatz von Lichtbogenschweißprozessen. Die bei Strahlschweißprozessen erzeugten Schmelzbäder weisen im Vergleich zu Lichtbogenschweißverfahren lediglich einen Bruchteil im Volumen auf. Dadurch wird auch die Wärmebeeinflussung des Grundwerkstoffes und der entstehende schweißbedingte Bauteil-Verzug gerade bei geringer Wandstärke minimiert. Diese Eigenschaften des Laserstrahltiefschweißprozesses führen dazu, dass die Mehraufwände für die Fertigung höherfester Feinkornbaustähle teilweise finanziell ausgeglichen werden können.

1.2 Prozesseinfluss Grundwerkstoff

Grundsätzlich sind die Anforderungen an laserstrahlgeschweißte Verbindungen in internationalen Normen [9] geregelt. Die praktische Erfahrung zeigt, dass das stabile Erreichen dieser Anforderungen beim Laserstrahltiefschweißen in Wannenlage (PA - senkrechte Strahlführung), abhängig von der Schweißausrüstung (Strahlquelle, -führung und Fokussiereinrichtung), bereits in Blechstärkenbereichen ab 6 mm zunehmend komplexer wird. Dies kann zum Einen auf die Tatsache zurückgeführt werden, dass hohe Laserleistungen bei gleichzeitig relativ langsamen Schweißgeschwindigkeiten zu verhältnismäßig großen Schmelzbädern führen. Die flüssige Schmelze wird beim Schweißen in senkrechter Strahlanordnung durch die Schwerkraft nach unten gezogen, was gerade im Durchschweißprozess decklagenseitig zu Unterwölbungen und wurzelseitig zu Durchhängen führen kann. Mit zunehmender Blechstärke steigen auch die erreichbaren Fertigungstoleranzen in den

Vorprozessen und trotzdem muss das Keyhole durch die gesamte Blechstärke stabil gehalten werden. Dies führt zu einer erschwerten Parametrisierung des Laserstrahltiefschweißprozesses und zu einem kleineren Prozessfenster.

Dazu kommt, dass die Anlieferqualität der Rohmaterialien, wie beispielsweise Bleche, herstellungsprozessbedingten Schwankungen unterliegt, welche sich

- im Oberflächenzustand,
- in der geometrischen Beschaffenheit (Ebenheit, Dicken-, Breiten- und Längentoleranzen),
- in den Festigkeitswerten,
- im Gefüge,
- in Bezug auf Gefüge-Inhomogenität bzw. Textureigenschaften
- und in der chemischen Zusammensetzung

für den Verarbeitungsbetrieb bemerkbar machen. Die Zulässigkeitsgrenzen für diese Schwankungen sind je nach Zusammensetzung, Herstellungsart und -route bzw. Lieferzustand in Erzeugnisspezifikationen festgelegt und vereinbart. Diese Spezifikationsdokumente sind meist international, beispielsweise in EN- oder ASME-Normen geregelt. Die in dieser Arbeit behandelten Grundwerkstoffe unterliegen den Normen EN10149-2 [10], EN10025-6 [11] und darüber hinausgehenden herstellerspezifischen Erzeugnisspezifikationen für nicht geregelte Festigkeitsklassen der gleichen Stahlsorten. Unter anderem ist es das Ziel der Erzeugnisspezifikationen, dass beispielsweise der Stahl S700MC $t = 7$ mm nach EN 10149-2 von verschiedenen Herstellern unter gleichen Fertigungsbedingungen verarbeitet werden kann. Die international gültigen Regelwerke in der schweißtechnischen Verarbeitung (EN ISO 15609 [12], ISO 15614 [13]) gehen davon aus, dass sich die Grundwerkstoffen, welche sich in eine Werkstoffgruppe nach EN ISO/TR 15608 [14] einteilen lassen, beim Schweißen auch zu vergleichbaren Ergebnissen führen.

Die Realität zeigt aber, dass beim Laserstrahltiefschweißen von hochfesten Feinkornbaustählen davon nicht mehr ausgegangen werden kann. So wurden im praktischen Einsatz Effekte beobachtet, welche bei dünneren Blechstärken (≤ 4 mm) wenig bis kaum beobachtet werden konnten. Beispielsweise zeigen sich bei konstanten Schweißbedingungen erhebliche Unterschiede in der Schmelzbadgröße, in der Einbrandgeometrie und im Abkühlverhalten

abhängig vom Blechlieferanten eines Stahls der gleichen Erzeugnisspezifikation bzw. Werkstoffgruppe.

Diese Unterschiede im Schweißverhalten der gleichen Stahlsorten unterschiedlicher Hersteller sind teilweise so ausgeprägt, dass blechherstellerbezogene Schweißparametersätze zu entwickeln sind. Bei weiterer Steigerung der Blechstärke scheiden Bleche mancher Hersteller früher aus, da die prozesssichere Erfüllung der geometrischen Schweißnahtanforderungen nicht mehr möglich ist.

1.3 Problemdarstellung

In der serienmäßigen Verarbeitung von höchstfesten Feinkornbaustählen mittels Laserstrahl-schweißen zeigt sich, dass sich die Stähle gleicher Werkstoffgruppen nach [14] sehr unterschiedlich verhalten können. Beispielsweise wurde beobachtet, dass der Laserstrahl-tiefschweißprozess bei unveränderten Maschinen- und Schweißparametern bei Stählen nach EN 10149-2 der Festigkeitsklasse S700MC in gleicher Blechstärke zu sehr unterschiedlichen Schweißergebnissen führen kann. Obwohl die chemischen Analysen der Werkstoffe auf den ersten Blick sehr ähnlich sind, zeigen die Schweißergebnisse abhängig vom jeweiligen Blechhersteller bei der Nahtgeometrie und beim Einbrandprofil sehr große Unterschiede.

Dieser werkstoffspezifische Einfluss ist teilweise so stark ausgeprägt, dass in bestimmten Blechstärkenbereichen (beispielsweise $t > 6$ mm; I-Stoß, geschweißt in PA-Position) ein prozesssicheres Fügen mit einem Laserstrahlschweißprozess nicht mehr möglich ist. Grund dafür ist, dass die geometrischen Anforderungen an die Naht mit der gleichen Anlagenaus-rüstung nicht mehr erreichbar sind. Dieser signifikante Einfluss des Grundwerkstoffs auf die Prozess- und Verbindungsstabilität beim Laserstrahl-tiefschweißen wurde bisher noch nicht wissenschaftlich vollumfänglich behandelt.

Die Erfahrung zeigt auch, dass sich die Schweißergebnisse bzw. die geometrische Nahtaus-bildung abhängig vom Fugenzustand verändern kann. Im Vorfeld dieser Arbeit wurde beobachtet, dass die Fugenvorbereitung im I-Stoß in Hinblick auf die Prozess- und Verbin-dungsstabilität eine zentrale Rolle spielen kann. So zeigt die Erfahrung, dass sich das Schweißverhalten der betroffenen Stahlsorten enorm verändern kann, je nachdem, wie die Schweißnahtfuge beschaffen ist. Bei gleichen Schweißbedingungen und beim selben Grund-werkstoff führen beispielsweise unbehandelte Schweißnahtfugen mit ihren oxidbehafteten,

rauen Fugenoberflächen direkt vom Vorprozess (O_2 -Laserstrahlschneiden) zu signifikant anderen Schweißergebnissen, als gebürstete oder gefräste Schweißnahtvorbereitungen. Die Kombination der Einflüsse des Grundwerkstoffs an sich und des jeweiligen Fugenzustands, können beim Laserstrahltiefschweißprozess also dazu führen, dass die Verbindung nicht mehr prozesssicher gefügt werden kann. Umso wichtiger ist es, die genauen Gründe für das unterschiedliche Verhalten zu kennen.

Mit der Weiterentwicklung der Multikilowatt-Laserquellen und der immer weitreichenderen Implementierung des Laserstrahltiefschweißprozesses in der Industrie, werden auch die Simulations- und Berechnungsmodelle immer genauer. Auch die Entwicklung im Bereich der Rechenleistung machen immer aufwendigere und genauere Rechenmodelle möglich. Der Laser-Keyhole-Prozess ist mit all seinen Einflüssen aber so komplex, dass auch heute keine Simulation ohne erhebliche Vereinfachungen möglich ist. So erklärt sich auch die Tatsache, dass praktisch keine Simulationen des Laserstrahltiefschweißprozesses inkl. Schweißdrahtzuführung und Schutzgasströmung, wie hier angewendet, zur Verfügung stehen. Jedoch zeigen einige Forschungsarbeiten [15] wie sich einzelne Effekte mehr oder weniger isoliert betrachtet auf das Schmelzbad bzw. das Schweißergebnis auswirken können. In Hinblick auf das geschilderte Problemverhalten, bezogen auf den Einfluss der Grundwerkstoffzusammensetzung und der Fugenvorbereitung auf das Schweißverhalten, liegen in der Literatur bisher keine ausreichend schlüssigen und ganzheitlichen Erklärungen vor.

Hier setzt diese Arbeit an und versucht, auf Basis experimenteller Untersuchungen und deren Analysen, mögliche Ursachen für die beschriebenen Effekte zu identifizieren. Durch umfangreiche Schweißversuche mit genau analysierten Grundwerkstoffzusammensetzungen sollen durch Variation der relevanten Einflussgrößen (z.B. Stahlhersteller, geometrische und chemische Schweißnahtvorbereitung, Schutzgas, ...) mögliche Unterschiede in den Schweißergebnissen provoziert werden. Dadurch soll ein ganzheitliches Erklärungsmodell für die beobachteten Effekte möglich werden. Für ein solches Erklärungsmodell ist ein Wissenszuwachs im Bereich des Grundwerkstoffeinflusses auf die Schweißnahtvorbereitung und direkt auf den Laserstrahltiefschweißprozess zu generieren. Dafür werden erstmals in dieser Arbeit die verschiedenen Einflussgrößen auf das Schmelzbadverhalten, wie direkt über die Schweißnahtfugenkante zugeführte oberflächenaktive Elemente (Oxide), Walzzunder oder Schutzgas bezüglich ihrer Wirkung auf die Einschweißtiefe und Erstarrungsstruktur gegenübergestellt und mögliche Auswirkungen auf die Verbindungsfestigkeit analysiert.

2 Zielsetzung

Ziel dieser Arbeit ist es also, ein gesamtheitliches Erklärungsmodell zu erarbeiten, anhand dessen die in der Problemdarstellung beschriebenen Unterschiede im Schmelzbadverhalten nachvollziehbar werden. Um dieses Ziel zu erreichen, müssen folgende Wissenslücken geschlossen werden:

1. Wird der Schnittkantenzustand bzw. das Schmelzbadverhalten im Laserstrahltiefschweißprozess von der chemischen Grundwerkstoffzusammensetzung beeinflusst?

Dabei muss geklärt werden, ob es signifikante Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung von Stählen der Werkstoffgruppe 2.1 nach [14] gibt. Es müssen die genauen Auswirkungen möglicher Unterschiede der chemischen Zusammensetzung auf das Schmelzbadverhalten beim Laserstrahltiefschweißprozess analysiert werden. Dabei müssen die in der Problemdarstellung beschriebenen Unterschiede im Schmelzbad- und Einbrandverhalten nachweisbar sein und ein gewisses Schmelzbadverhalten den Stahlmarken zugeordnet werden können. Es gilt zu klären, ob diese Werkstoffabhängigkeit auch in anderen Festigkeitsklassen auftritt. Die unterschiedlichen Gehalte an Legierungselementen müssen auf ihre Auswirkungen auf die Ergebnisse aus dem Laserstrahlbrennschneiden als Vorprozess analysiert werden. Dabei müssen insbesondere die Auswirkungen auf die Schnittzunderbeschaffenheit und in weiterer Folge auf die Wirkungsweise verschiedene Methoden der Schnittkantenbehandlung analysiert werden. Auch die Einflussmöglichkeit der aus der Legierungszusammensetzung resultierenden Schnittkantengeometrie und –rauheit muss bewertet und dem chemischen Einfluss gegenübergestellt werden. Dabei ist es wichtig herauszufinden, ob es durch den Einsatz einer bestimmten Schnittkantenbeschaffenheit (schnittoxidbehaftet, gebürstet, gestrahlt, gefräst) möglich ist, die Unterschiede im stahlmarken-spezifischen Schmelzbadverhalten zu eliminieren.

2. Wie wird das Schmelzbadverhalten genau beeinflusst und welche Wirkungsmechanismen spielen dabei eine Rolle?

Dazu muss geklärt werden, was sich im Schmelzbadverhalten ändert. Es gilt zu klären, ob sich diese Veränderung auf die Schmelzbadoberfläche beschränkt, oder ob sich mit der Schmelzbadoberfläche auch andere Schmelzbadmerkmale ändern. Dabei ist es entscheidend

zu analysieren, wie sich die Einschweißtiefe, die Einbrandform, die Form der Erstarrungs-isotherme und die daraus resultierende Erstarrungsstruktur mit der chemischen Grundwerkstoffzusammensetzung und / oder der Schnittkantenpräparation verändern. Es muss verstanden werden, welche Wirkungsmechanismen durch Geometrieabweichungen, Schnittoxide oder künstlich zugeführte Oxide in der Schweißnahtfuge bei Laserstrahl-tiefschweißen ausgelöst werden.

3. Welche Auswirkung haben direkt über die Schweißnahtfuge bzw. die Schnittkanten zugeführte oberflächenaktive Elemente auf die Verbindungseigenschaften?

Dazu muss die Wirkung der Schnittoxide anderen bekannten Methoden der Zuführung von oberflächenaktiven Elementen ins Schmelzbad (Beimengungen im Schutzgas, Auftragen auf der Oberfläche) gegenübergestellt werden. Dabei ist auch zu klären, welche Auswirkungen die gezielte Zuführung von Oxiden an den Fugenkanten beim Laserstrahl-tiefschweißen auf das Schmelzbadverhalten, auf das Einbrandverhalten und auf die Prozessstabilität hat. Wichtig ist auch zu analysieren, wie sich direkt in der Schweißfuge zugeführte Oxide auf die mechanisch-technologischen Verbindungsfestigkeitswerte auswirken und wie diese Art der Zuführung oberflächenaktiver Elemente den Stand der Technik verändert.

Die wissenschaftliche Aufarbeitung der wirkenden Mechanismen soll helfen, die Zusammenhänge und Auswirkung der Grundwerkstoffzusammensetzung und der Schweißnahtvorbereitung beim Laserstrahl-tiefschweißen besser zu verstehen, sodass in weiterer Folge die notwendige Prozesssicherheit beim Einsatz des Schweißverfahrens an hochfesten Feinkornbaustählen gewährleistet werden kann.

3 Stand der Technik

3.1 Hochfeste Feinkornbaustähle

In den letzten Jahrzehnten stieg die Nachfrage nach hochfesten Feinkornbaustählen sehr stark an. Nach [16] liegen die Gründe einerseits im sich stetig verbessernden Nutzlast zu Eigengewichtsverhältnis und der damit einhergehenden höheren Effizienz und Wirtschaftlichkeit. Andererseits erfordern schwindende Ressourcen und fortschreitende Industrialisierung hochfeste Baustähle unter gleichzeitiger Realisierung wirtschaftlicher Herstellungsverfahren [17]. Die Steigerung der Festigkeit geht aber in der Regel mit dem Verlust von Zähigkeit einher. Dadurch sind viele Stahlsorten entstanden, welche jeweils für ihr spezielles Einsatzgebiet optimiert wurden. Die verschiedenen Stahlsorten können in konventionelle, hochfeste, höherfeste und ultra-hochfeste Stähle eingeteilt werden.

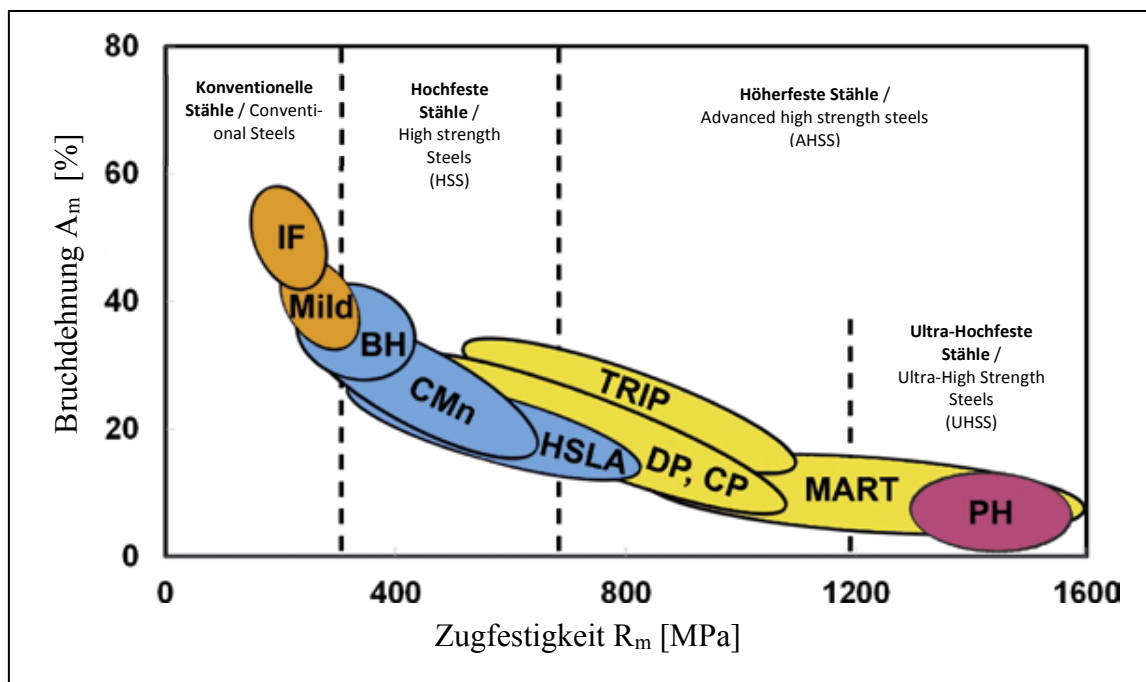


Abbildung 3-1: Darstellung von Zähigkeits-Festigkeits-Kombinationen verschiedener Stahlsorten nach [18]

Abbildung 3-1 zeigt die Bruchdehnungen verschiedener Stahlsorten in Abhängigkeit der Zugfestigkeit [18]. Darin werden konventionelle Stähle mit den Vertretern IF-Stähle (IF) und Baustähle (Mild) ganz links dargestellt, da diese eine hohe Dehnung, aber eine geringe Festigkeit aufweisen. Vertreter der hochfesten Stähle sind mit Bake-hardening-Stähle (BH), CMn und hochfeste niedriglegierte Stähle (HSLA) bis zu einer Zugfestigkeit R_m von ca. 800 MPa dargestellt. TRIP-Stähle (TRIP), Dualphasenstähle (DP) und Komplexphasenstähle

(CP) sind stellvertretend für höherfeste Stähle (AHSS), und schließlich martensitische und pressgehärtete Stähle (PH) als Vertreter der Gruppe der ultrahochfesten Stähle (UHSS) angeführt, welche die höchsten Festigkeitswerte bei verminderter Bruchdehnung aufweisen. Bei der Entwicklung hoch- bzw. höherfester Baustähle konnte insbesondere durch die Steigerung der Prozessreinheit im Bereich der Sekundärmetallurgie, durch Fortschritte beim Legieren und bei Verarbeitungsprozessen die Anfälligkeit für Sprödbüche gemindert werden [19].

Die mechanischen Eigenschaften von unlegierten Baustählen haben sich nach [20] durch den Einsatz von Mikrolegierungselementen wie Ti, V oder Nb stark verbessert. Diese Zusätze verfestigen das Ferritgitter durch semikohärente Karbonitridausscheidungen. Durch eine geeignete thermomechanische Behandlung wird eine weitere Verfeinerung des Ferritkorns erreicht. Diese Entwicklung hat zu einer allmählichen Reduzierung des Kohlenstoffgehalts und als Folge davon des Volumenanteils von Perlit in Baustählen mit ferritisch-perlitischem Gefüge geführt. Im selben Maße, wie der Kohlenstoffgehalt gesenkt wurde, wurde eine Erhöhung des Mn-Gehalts möglich gemacht. Dies führt zur Bildung des Bainit als neuen Gefügebestandteil. Bainit mit niedrigem Kohlenstoffgehalt wird als „nadeliger Ferrit“ oder Acicular Ferrit (AF) bezeichnet. Für die Einstellung eines bestimmten Gefüges leistet die beschleunigte Abkühlung in Walzstraßen einen weiteren wichtigen Beitrag. Die Merkmale moderner hochfester Baustähle sind das sehr hohe Mn/C-Verhältnis und, infolge der zahlreichen Legierungsmöglichkeiten, eine große Anzahl verschiedener Gefügetypen. Diese verschiedenen Gefüge können die unterschiedlichsten morphologischen Merkmale aufweisen, obwohl sie grundsätzlich alle aus den beiden Phasen Ferrit und Zementit aufgebaut sind.

Bei den konventionell gewalzten normalgeglühten Feinkornbaustählen wird durch die Ausscheidung von feindispersen Nitriden, Karbonitriden sowie Karbiden während der Luftabkühlung aus dem Austenitgebiet ein feinkörniges Ferrit-Perlit-Gefüge gebildet, welches Streckgrenzen bis 500 N/mm^2 erreichen kann.

Bei den flüssigkeitsvergüteten Feinkornbaustählen wird durch Wasservergütung feinstes Korn erzielt. Von entscheidender Bedeutung sind hier auch Mikrolegierungselemente, wie z.B. B, V, Nb und Ti, aber auch teilweise Legierungselemente wie Cr und Ni. Dabei werden Streckgrenzen zwischen 450 und 1300 N/mm^2 erreicht. Die Eigenschaften der normalgeglühten und flüssigkeitsvergüteten Werkstoffe werden durch eine Wärmebehandlung erst

nach dem Walzen erreicht. Im Unterschied dazu, wird bei den thermomechanisch behandelten Stählen eine gezielte Wärmebehandlung in Form einer geregelten Temperaturführung in den Walzvorgang miteinbezogen. In Verbindung mit Mikrolegierungselementen können dadurch hochfeste Stähle mit sehr niedrigen Kohlenstoffgehalten erzeugt werden. Diese Stahlsorten werden grundsätzlich in den international homogenisierten Erzeugnisspezifikationen [10, 11] geregelt. Dabei regelt jeder Normteil die Stahlsorten derselben Herstellroute. Die Stahlgüten werden dabei anhand ihrer Mindeststreckgrenze in Festigkeitsklassen eingeteilt und so in ihren mechanischen Gütewerten für den Verarbeiter vergleichbar gemacht. Nach [21] werden die mechanischen Eigenschaften zum Teil durch Kornfeinung und zum Teil durch Ausscheidung von Nitriden, Karbiden und Karbonitriden erreicht. Bei den herkömmlichen hochfesten und niedriglegierten Baustählen (high-strength-low-alloy, kurz HSLA) werden die Eigenschaften überwiegend von Ausscheidungen bestimmt, welche die Versetzungsbewegung behindern und dadurch zu höherer Härte und Festigkeit führen.

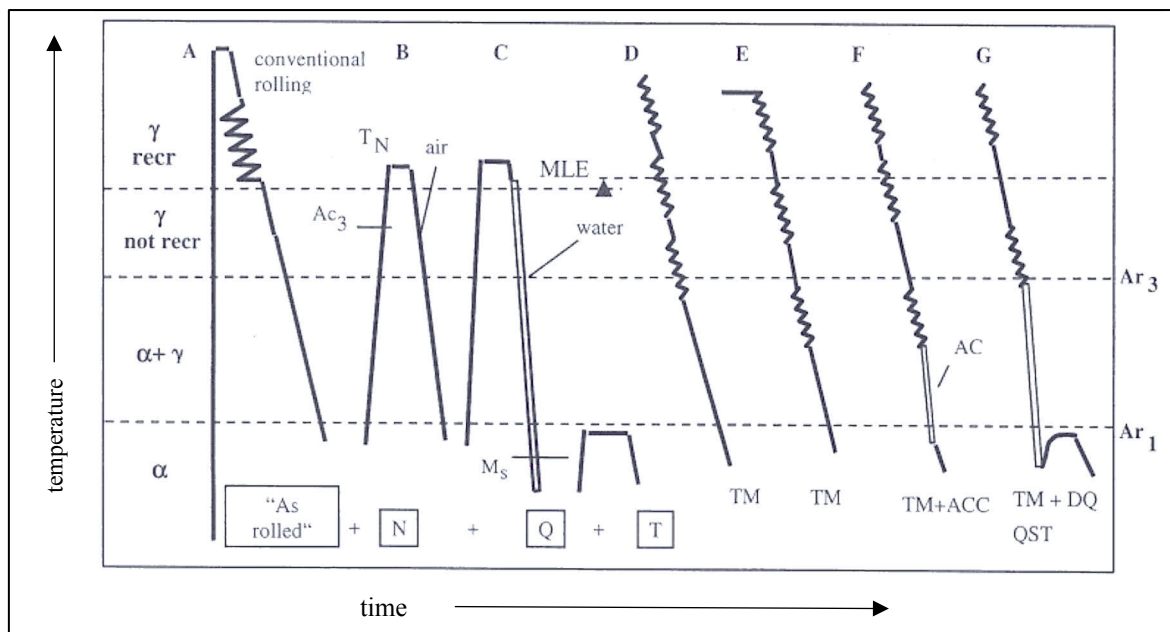


Abbildung 3-2: Herstellrouten für verschiedene Stahlsorten im Vergleich nach [22]

In Abbildung 3-2 sind verschiedene Möglichkeiten an Temperatur-Zeit-Verläufen (Herstell- oder Prozessrouten) von un- und mikrolegierten Baustählen dargestellt. Dabei stellen die gewellten Linienabschnitte jeweils den Walzvorgang dar und die doppelten Linien eine Abschreckbehandlung. Hierin wird ein normalisiertes Gefüge mit +N, ein vergütetes Gefüge mit +QT (engl. Quenched, tempered), ein thermomechanisch gewalztes Gefüge mit +TM bezeichnet. Bei TM-Gefügen werden mögliche zusätzliche Gefügebehandlungen entweder mit +ACC für beschleunigte Abkühlung (accelerated cooling) oder ein direktgehärtetes,

thermomechanisch gewalztes Gefüge mit anschließender Anlassglühung durch die Band-Eigenwärme (als Coil) mit TM + DQ + QST bezeichnet. DQ ist hierbei die Abkürzung für „direct quenched“ und QST beschreibt den Anlassvorgang des Werkstoffes aus der Eigenwärme nach dem Haspeln.

Das jeweilige Legierungskonzept einzelner Hersteller muss dabei auch auf die jeweilige Walzanlagenbeschaffenheit abgestimmt werden. Die in dieser Arbeit beschriebenen Werkstoffe können nach Abbildung 3-2 wie folgt eingeteilt werden:

Tabelle 3-1: Zuordnung der Herstellroute nach Abbildung 3-2 zu Erzeugnisspezifikation und Markenbezeichnung

Herstellroute	Erzeugnisspezifikation	Markenbezeichnung [Referenz]	Mindeststreckgrenze R_e [MPa]
TM Route „D“ (Bei Alform + T)	Thermomechanisch gewalztes Warmband nach EN 10149-2	Alform 700ME / M [23]	690
		Strenx700 MC E [24]	
		Ympress S700MC [7]	
TM+DQ+T Route „G“	Direktgehärtetes, thermomechanisch gewalztes Warmband nach Hersteller	Alform 900X-treme [5]	890
		Alform 1100X-treme [5]	1100
QT Route „C“	Vergütetes Tafelblech nach EN 10025-6	Strenx 700 E [25]	690
		Strenx 900 E [6]	890
		Strenx 1100 E [26]	1100

3.1.1 Thermomechanisch gewalztes Warmband (TM)

Bei thermomechanisch hergestellten Stählen können bei gleicher Festigkeit die C-Gehalte stark abgesenkt werden. Zusätzlich sind weniger Legierungselemente wie Mo, Ni, Cr und Vanadium erforderlich. Dies war auch ein wesentlicher Anstoß für die Entwicklung der TM-Stähle. Somit sind auch die für die Schweißbarkeit relevanten Kohlenstoffäquivalente niedriger als bei vergleichbaren Vergütungsstählen. Grundsätzlich bieten in der Festigkeitsklasse S690 viele Stahlblechhersteller bereits TM-Stähle an, welche nach dem Warmwalzen in der Walzstraße aufgehaspelt an der Luft abkühlen. Danach werden diese kundenspezifisch abgetafelt und als warmgewalztes Tafelblech an den Kunden ausgeliefert. Stahlsorten von drei verschiedenen Herstellern dieser Herstellungsweise werden in dieser Arbeit verglichen, wobei alle die Anforderungen der Erzeugnisspezifikation EN 10149-2 erfüllen und alle der

gleichen Werkstoffgruppe 2.1 nach ISO/TR 15608 zugeteilt werden. *Sonnleitner M.* zufolge (persönliche Kommunikation, 28.05.2019) folgt bei ungebeizten und hochfesten Tafelblechen (Mindeststreckgrenze $R_e \geq 700$ MPa) der Marke Alform (voestalpine) nach dem Richten und Tafelschneiden immer eine Anlassbehandlung, um die mechanischen Eigenschaften einzustellen und vorhandene Eigenspannungen zu einem Großteil abzubauen. In Abbildung 3-3 ist dieses Produktionsschema dargestellt. Die Anlassglühung wird bei den Vergleichswerkstoffen von TATA Steel und SSAB nicht durchgeführt.

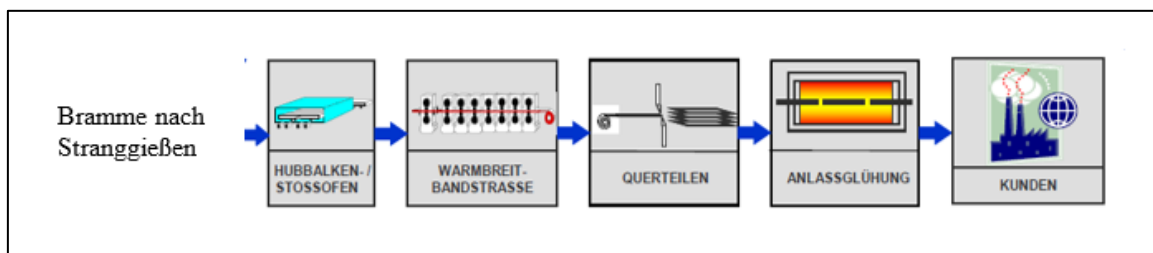


Abbildung 3-3: Herstellungsschema des thermomechanisch gewalzten Alform 700ME-Tafelbleches nach [27]

Somit ist die Produktionsroute des Alform700ME / M genau genommen mit TM + T (Thermomechanisch gewalzt und angelassen) und die Alform X-treme-Güten mit TM + DQ + T (Thermomechanisch gewalzt + direktgehärtet + angelassen) zu bezeichnen. Der in dieser Arbeit untersuchte Stahl Alform700M ist in [28] mit seinem Legierungskonzept bzw. den dabei wirkenden Härtungsmechanismen beschrieben.

Ympress S700MC und Strenx700MC E sind ferritische Warmbandstahlsorten, welche bei ca. 600°C gehaselt werden. Nach dem Querteilen und Tafelrichten wird keine Anlassglühung durchgeführt.

3.1.2 Moderne höchstfeste Warmbandstähle (TM + DQ + T)

Wie auch oberhalb erwähnt, werden nach [29] die Festigkeitsklassen bis 700 MPa Mindeststreckgrenze (S690) in den Blechstärken $t \geq 4$ mm überwiegend als thermomechanisches Warmband hergestellt, Stähle mit Mindeststreckgrenzen darüber, wie von 900 bis 1100 MPa (S890 bis S1100), üblicherweise als flüssigkeitsvergüteter Feinkornstahl. In den letzten Jahren wurden Stahlsorten entwickelt, die aufgrund neuer technischer Möglichkeiten in den Walzanlagen und neuer Legierungskonzepte, insbesondere bei Festigkeitslevels über S690, die beschriebenen Herstellrouten thermomechanisches Walzen und Vergüten kombinieren. So ist es mittlerweile möglich, höchstfeste Feinkornbaustähle mit Mindeststreckgrenzen bis 1100 MPa als thermomechanisch gewalztes Warmband mit vorwiegend martensitischer

Mikrostruktur zu erzeugen. Dabei ist die Legierungszusammensetzung so konzipiert, dass neben dem Kohlenstoff, der grundsätzlich das Festigkeitsniveau im abgeschreckten Zustand definiert, Mn, Ni, Cr, und Mo eine Phasenumwandlung über der Martensit-Starttemperatur verhindern. Molybdän, Chrom und / oder Vanadium sind als Karbidformer bekannt. Die Generierung von feinen Ausscheidungen ist notwendig, um einen Härteabfall aufgrund einer nachgeschalteten Anlassbehandlung zu minimieren. Um diese Festigkeitslevels zu erreichen, wird lt. [30, 31] nach dem traditionellen Herstellungsprozess des Warmwalzens in der Warmbandstraße ein Vergütungsvorgang mit Wiedererwärmung, Abschreckung und Anlassglühung nachgeschaltet, sodass die gewünschte Kombination aus Festigkeit und Verformungsvermögen gewährleistet werden kann. Neben den mechanischen Eigenschaften, sind die dabei erzielbaren Fertigungstoleranzen in Bezug auf die Blechdicke und die erreichbare Oberflächengüte Gründe für diese Entwicklungen. Die AlformX-treme-Stahlgüten werden auf diese Weise hergestellt und aufgrund ihrer Herstellroute bzw. ihrer Eigenschaften nicht als eine der Normstahlsorten nach EN10149-2 oder EN10025-6 eingestuft. Der Lieferzustand dieser Bleche wird im jeweiligen Datenblatt der Stahlsorte herstellerspezifisch geregelt [5].

3.1.3 Flüssigkeitsvergütete Feinkornbaustähle (QT)

Nach [32] ist die konventionelle Walztechnik in erster Linie auf das Erreichen der geforderten Produktabmessungen abgestimmt und erfolgt im Gegensatz zum TM-Fertigwalzen (ca. 830°C) bei relativ hohen Temperaturen (1300°C). Im sogenannten Walzzustand liegt ein grobes Ferrit/Perlitgefüge vor. Eine nachfolgende Wärmebehandlung ist notwendig, um ein feinkörniges und relativ zähes Gefüge zu erreichen. Dies wird durch Normalglühung oder Vergütung erreicht. Hauptursache für die Festigkeitssteigerung bei Vergütungsstählen ist die Umwandlung in die Bainit- bzw. Martensitstufe. Die notwendige Zähigkeit wird durch die Feinkörnigkeit gewährleistet. Bei diesen Stählen können die ursprünglichen Eigenschaften nach einer Warmumformung durch eine nachgeschaltete Wärmebehandlung jederzeit wieder eingestellt werden. Die in dieser Arbeit verwendeten Vergütungsstähle Strenx700E und Strenx900E des Herstellers SSAB können eindeutig der Erzeugnisspezifikation EN10025-6 zugeordnet werden. Der Lieferzustand des Werkstoffes Strenx1100E wird in einem SSAB-spezifischen Datenblatt geregelt. Die vergüteten Stahlsorten Strenx700E, Strenx900E und Strenx1100E haben eine vorwiegend martensitische Gefügestruktur. Ob bei der Stahlsorte

Strenx1100E eine Anlassglühung durchgeführt wird, kann dem Herstellerdatenblatt [26] nicht entnommen werden.

Ultra-Hochfeste QT-Stähle werden in der Regel nur sehr niedrig angelassen geliefert. Bei Zuführung einer Schweißwärme tritt sofort ein Anlasseffekt ein. Eine Erweichung im Anlassbereich der Wärmeeinflusszone ist auch bei geringster Wärmezufuhr, beispielsweise auch bei Laserstrahlschweißprozessen, die Folge.

In den weiteren Abschnitten dieser Arbeit werden die verschiedenen hoch-, höher- und ultra-hochfesten Grundwerkstoffe der Einfachheit halber als „hochfeste Feinkornbaustähle“ bezeichnet.

3.2 Schweißtechnische Verarbeitung hochfester Feinkornbaustähle

Die Verarbeitung hochfester Feinkornbaustähle erfordert besondere Vorsichtsmaßnahmen, um fehlerfreie Verbindungen mit ausreichenden Zähigkeitseigenschaften zu realisieren. Die wichtigsten Einflussfaktoren und deren Zusammenwirken sind für das Lichtbogenschweißen in [33] beschrieben. Hierbei handelt es sich um Kenngrößen, wie auch in [34] unter anderem beschrieben:

- Zusammensetzung des Grundwerkstoffes - Kohlenstoffäquivalent (CET nach [33])
- Streckenenergie und geometrische Fugenbedingungen (Abkühlzeit $t_{8/5}$)
- Temperatur im Schweißbereich (Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen)
- Chemische Zusammensetzung der Schweißzusätze und des Schutzgases

Die in dieser Arbeit beschriebenen hochfesten Feinkornbaustähle sind aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzung prinzipiell als gut schweißbar einzuordnen, da die Kohlenstoffäquivalente bewusst gering gehalten werden. Beispielsweise werden typische Werte für das CET mit 0,25-0,30 Gew.-% für TM-Stähle der Festigkeitsklasse S700 angegeben. Die Alform Xtreme-Stahlgüten weisen demnach typische CET-Werte von 0,31 Gew.-% bei Alform900x-treme bis 0,43 Gew.-% bei Alform1100x-treme auf. Diese CET-Werte sind auch für QT-Stähle der Marke Strenx in diesen Festigkeitsklassen typisch.

Das CET ist ein Maß für die Aufhärtungsneigung des Werkstoffes in der Wärmeeinflusszone (WEZ bzw. engl. HAZ). Beim Lichtbogenschweißen dieser hochfesten Feinkornbaustähle

sind dabei auch die CET-Werte des Schweißzusatzes zu beachten, da diese die Aufhärtungsneigung des Schweißgutes entscheidend mitbestimmen. Wie hoch die Aufhärtung in der Schweißverbindung tatsächlich ausfällt, wird zudem von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ entscheidend mitbestimmt. Diese gibt die Zeit in Sekunden an, in welcher die Schweißverbindung von 800°C auf 500°C abkühlt. Die Abkühlzeit einer Schweißverbindung ist einerseits von der Schweißnahtanarbeitung (Stoßgeometrie, Blechstärken) und von der Werkstücktemperatur im Schweißbereich abhängig und andererseits von der tatsächlich eingebrachten Energie pro Längeneinheit, der sogenannten Streckenenergie. Abhängig von der Herstellroute bildet sich die WEZ aber bei den Stahlsorten unterschiedlich aus. Abbildung 3-4 zeigt den schematischen Vergleich der Härteverläufe quer zur Schweißrichtung eines QT-Stahls und eines thermomechanisch gewalzten Stahls mit kontrollierter Abkühlung (TMCP – engl. thermo-mechanical controlled processed). Dabei muss beachtet werden, dass der Verlauf bei modernen QT-Stählen qualitativ gleich aussieht, aber durch Mikrolegierungselemente weniger stark ausgeprägt ist [35].

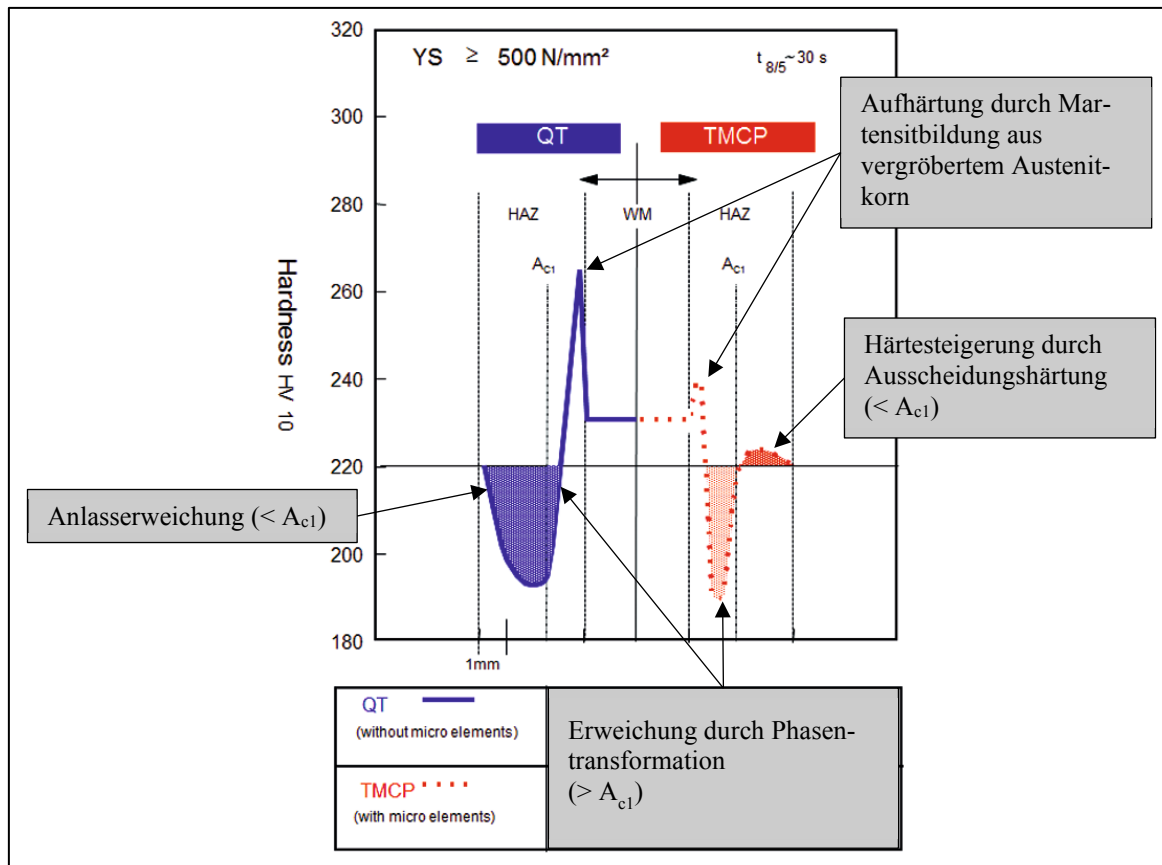


Abbildung 3-4: Schematischer Vergleich der Wärmeeinflusszonen (QT vs. TMCP) nach [35]

Wie auch in [36] beschrieben, unterscheiden sich Härteverläufe grundsätzlich darin, dass beim QT-Stahl die Erweichung in der Anlasszone maßgeblich ist. Diese ist je nach Wärmebehandlung des Bleches nach dem Walzen meist sehr stark ausgeprägt, da je nach zu erreichendem Festigkeitsniveau die Schweißwärme zu einer weiteren Entspannung des abgeschreckten, martensitischen Gefüges führt. TM-Stähle hingegen erweichen prinzipiell aufgrund der Phasenumwandlung in WEZ-Bereichen, die während des Schweißens einer Spitzentemperatur oberhalb der A_{c1} ausgesetzt waren. Das durch das thermomechanische Walzen entstandene Versetzungsgefüge, welches erheblich die mechanischen Eigenschaften dieser Stahlsorte bestimmt, rekristallisiert und ein Härteabfall ist die Folge. Anlasseffekte können bei mikrolegierten TM-Stählen zu einer Steigerung der Härte durch Ausscheidungseffekte führen. Die Grobkornbildung ist durch kornfeinende Legierungselemente meist unterdrückt, sodass die resultierende Aufhärtung hauptsächlich durch das CET bestimmt ist.

Aufgrund dieser nicht vermeidbaren Festigkeitsverluste bei der schweißtechnischen Verarbeitung der Feinkornbaustähle in der Wärmeeinflusszone ist es wichtig, die Wärmeeinbringung auf ein Minimum zu begrenzen. Maurer et al. beschreiben in [37] Untersuchungen, in denen die wichtigsten Einflussfaktoren auf die statische

Verbindungsfestigkeit an einem S700MC nach EN 10149-2 im Querkzugversuch bewertet wurden. Demnach ist die relative Dicke der erweichten Zone bezogen auf die Blechstärke hauptauschlaggebend für die statische Festigkeit der gesamten Schweißverbindung. Der Härteverlust bezogen auf die ursprüngliche Grundwerkstoffhärte (Softening ratio) wird als zweitrangig bewertet. Die Verbindungsfestigkeit ist durch die Erhöhung der Schweißzusatzfestigkeit (Matching ratio) auch gering beeinflussbar und die Variation der Stoßgeometrie zeigte vernachlässigbare Einflussmöglichkeiten.

In [1] wurden die Auswirkungen des Elektronenstrahlschweißprozesses (EBW) auf die Wärmeeinflusszone eines S700MC-Stahls in $t = 6$ mm Blechstärke untersucht. Bei typischen EBW-Parametern wurden Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von unter 0,5 Sekunden berechnet. Dabei zeigt sich, dass die Erweichungseffekte in der WEZ vollkommen vermieden werden können und die Bruchlage bei Querkzugversuchen in den Grundwerkstoff verschoben wird. Wird kein Schweißzusatz verwendet, erweicht das Schweißgut bereits bei Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von > 2 Sekunden. Bei kürzeren Abkühlzeiten werden die Festigkeitswerte des ursprünglichen Grundwerkstoffes übertroffen. Bei teilweise extrem kurzen Abkühlzeiten, welche durch die bei Strahlschweißprozessen auftretenden Leistungsintensitäten auftreten können, ist zu beachten, dass im Schweißgut und in der Grobkornzone martensitisches Gefüge entsteht, dass sehr spröde sein kann.

Für Strahlschweißprozesse werden derzeit keine gesonderten Schweißzusätze für das Verbindungsschweißen von hochfesten Feinkornbaustählen angeboten. Deshalb werden artgleiche Schweißzusätze verwendet, welche meist für Lichtbogenschweißprozesse entwickelt worden sind. Schweißzusätze der gleichen Festigkeitsklasse (sog. Matching), sind demnach so legiert, dass das Schweißgut für Abkühlraten, welche für das Lichtbogenschweißen üblich sind ($t_{8/5} = 5$ bis 15 Sekunden) die statischen Festigkeitswerte des Grundwerkstoffes erreichen. In [2] wurde unter anderem auch der Einsatz von Schweißzusätzen mit niedrigeren Festigkeitsniveaus (engl. Undermatching) für verschiedene Schweißprozesse bei 8 mm dicken S960MC-Stahlblechen untersucht. Darin wird berichtet, dass auch der Aufmischungsgrad des jeweiligen Schweißprozesses eine gewichtige Rolle bei der Schweißzusatzwahl spielt. Grundwerkstofffestigkeiten von $R_e > 900$ MPa werden im Schweißgut nur dann erreicht, wenn ausreichend Legierungselemente, wie Cr, Ni, Mo, im erstarrenden Schweißgut für die Martensitbildung vorhanden sind. Trotzdem empfiehlt es sich beim Laserstrahl-tiefschweißprozess von hochfesten Feinkornbaustählen, aufgrund der

hohen Abkühlraten, einen Schweißzusatz einer niedrigeren Festigkeitsklasse (sog. Undermatching) auszuwählen, der auch bei Abkühlraten von $t_{8/5} < 3$ Sekunden legierungstechnisch nicht zu Versprödungen im Schweißgut neigt.

Wie man auch in [38] zusammenfasst, ist es bei richtiger Kombination der Einflussgrößen, mit dem Laserstrahltiefschweißprozess möglich, die Auswirkungen auf die WEZ und das Schweißgut so gering zu halten, dass die Schweißverbindung die ursprünglichen Grundwerkstoffanforderungen erfüllt.

Die Verbindungsqualität wird aber auch maßgeblich durch die geometrische Nahtausbildung bestimmt. Dabei spielen beim Laserstrahltiefschweißprozess mit Kaltdrahtzufuhr hauptsächlich Fehler wie eine übermäßige Nahtüberhöhung bzw. wurzelseitig ein übermäßiger Schweißnahtdurchhang insbesondere in Kombination mit schroffen Nahtübergängen eine entscheidende Rolle. In [9, 39] sind die häufigsten Fehlerarten bildlich dargestellt.

In Tabelle 3-2 sind beispielsweise Unregelmäßigkeiten für Schweißnähte dargestellt, welche beim Laserstrahltiefschweißprozess auftreten können. Dargestellt werden hier nur die Fehlerarten, welche in dieser Arbeit aufgrund der untersuchten Grundwerkstoffeinflüsse relevant sind und welche in den Schweißversuchen detektiert wurden. Die möglichen Ursachen für die dargestellten Fehlerarten bei Strahlschweißprozessen sind auch in der Tabelle angeführt. Die Zulässigkeitsgrenzen für die jeweilige Unregelmäßigkeit sind nach [9], abhängig von den definierten Anforderungen an die Verbindung, für einzelne Bewertungsgruppen definiert.

Tabelle 3-2: Mögliche Unregelmäßigkeiten beim Laserstrahl-tiefschweißprozess nach [9, 39]

Unregelmäßigkeit	Bildliche Darstellung	Mögliche Gründe
Ungenügender Einbrand für voll durchgeschweißte Stumpfstöße h_1 = Bindefehlerhöhe t = Blechstärke bzw. Solleinbrandhöhe		• Zu geringe Laserleistung • Schlechte Fugenflächen-vorbereitung
Unterwölbung und übermäßiger Wurzeldurchhang h_2 = Tiefe der Unterwölbung h_3 = Höhe des Wurzeldurchhangs		• Zu hohe Laserleistung • Zu langsame Schweißgeschwindigkeit • Prozess- bzw. Keyhole-Instabilitäten
Porosität und Gasporen h_4 = Durchmesser der Oberflächenpore		• Unvollständige Säuberung der Fugenfläche • hohe Gassättigung des Metalls • Zu hohe Schweißgeschwindigkeit
Erstarrungsrisse bzw. Heißrisse im Schweißgut	Erstarrungsrisse	• Keyhole-Instabilitäten • Unreinheiten im Schmelzbad • Hohe Eigenspannungen

Um Unregelmäßigkeiten, wie übermäßige Unterwölbungen oder Einbrandkerben zu vermeiden, wird der Laserstrahl-tiefschweißprozess meist mit einer Kaltdrahtzuführung eingesetzt. Die Praxis zeigt, dass es durch die Materialverdampfung, durch den prozessbedingten Materialauswurf in Form von Spritzern und durch das Vorhandensein eines gewissen

Fügespaltes nicht möglich ist, ohne Schweißzusatzwerkstoff die geometrischen Anforderungen für hoch-dynamisch beanspruchte Schweißverbindungen zu erreichen.

Die Verarbeitung von hochfesten Feinkornbaustählen mittels Strahlprozessen und den daraus resultierenden hohen Abkühlraten wurde, wie auch in [1] dargestellt, vielfach untersucht und ist auch immer öfter Thema von Forschungsarbeiten. Dabei ist, abhängig von der Festigkeitsklasse der verwendeten Werkstoffe, die Erweichung in der Wärmeeinflusszone stark minimiert bzw. eliminiert, welche bei den Lichtbogenschweißprozessen meist die Schwachstelle der Schweißverbindung darstellt. Mit steigender Abkühlrate steigt jedoch die Aufhärtung im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone, welche somit bei den Strahlschweißprozessen einen entscheidenden und limitierenden Faktor in der Parameterwahl darstellt.

3.3 Prozessgrundlagen: Laserstrahlschneiden als Vorprozess

Das Laserstrahlschneiden ist in der metallverarbeitenden Industrie in Blechstärkenbereichen bis ca. 25 mm der am meist verbreitete Trennprozess. Nach [40] liegen die Vorteile gegenüber anderen thermischen Trennverfahren in der sehr viel höheren Schneidgeschwindigkeit, der größeren Maßhaltigkeit und Formtreue und in der geringeren Abmessung von Wärmeeinflusszonen (WEZ), in welchen chemische und metallurgische Veränderungen auftreten.

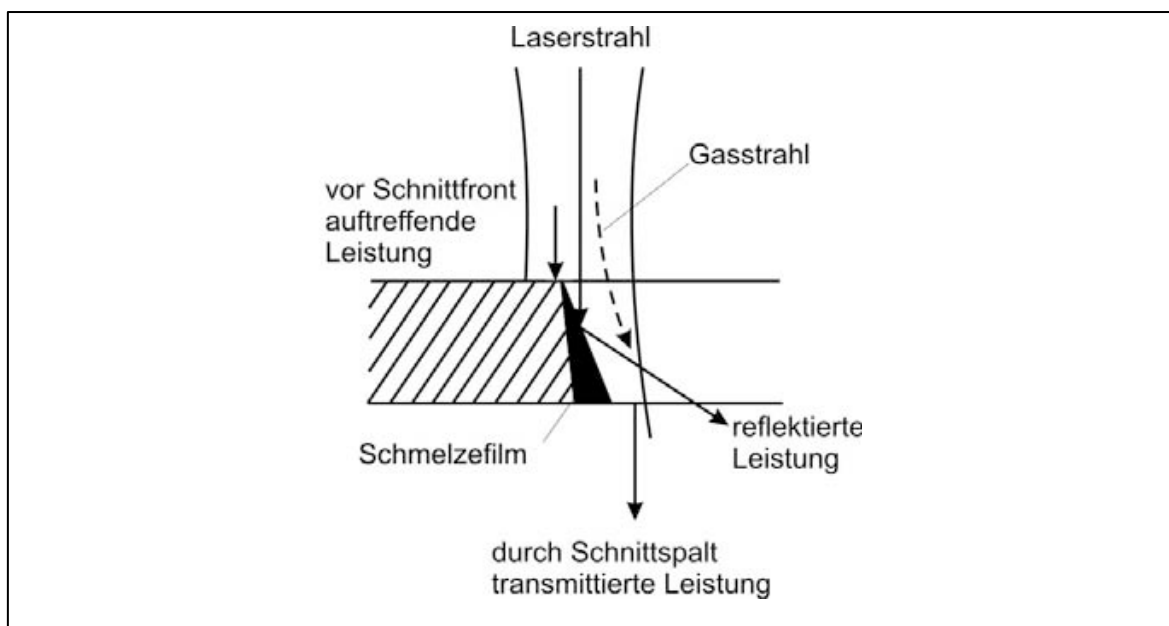


Abbildung 3-5: Schematische Darstellung des Laserstrahlschneidens [40]

Das Verfahren beruht darauf, dass der fokussierte Laserstrahl auf die geneigte Schnittfront auftrifft, dort den Werkstoff aufschmilzt und ihn teilweise oder ganz verdampft. Dabei entfernt ein im allgemeinen koaxial zum Laserstrahl gerichteter Gasstrahl durch Impulsübertragung dieses Material im Wesentlichen längs der Schnittfront und hinterlässt infolge der Relativbewegung Strahl(en)/Werkstück die Schnittfuge. *Hügel et al.* [40] beschreiben grundsätzlich 4 verschiedene laserstrahlgestützte Schneidverfahren:

- Schmelzschnneiden
- Brennschnneiden
- Sublimierschnneiden
- Kapillarschnneiden

Beim Schmelzschnneiden wird der durch die eingekoppelte Laserstrahlung aufgeschmolzene Werkstoff mittels eines inertem (Ar) oder reaktionsträgen (N₂) Gas ausgetrieben. Nach diesem Verfahren lassen sich Metalle oxidfrei und mit hoher Schnittkantenqualität trennen. Der beim Brennschnneiden verwendete Sauerstoff setzt in einer exothermen Reaktion mit dem Werkstoff zusätzlich zur eingekoppelten Strahlenergie Energie frei, die für den Aufschmelzvorgang zur Verfügung steht. Insbesondere im Bereich niedriger Laserleistung lassen sich mit diesem Verfahren deshalb höhere Geschwindigkeiten als mit dem Schmelzschnneiden erzielen. Auch für das Trennen dicker Bleche bietet sich aus Wirtschaftlichkeitsgründen diese Variante an. Als Nachteile können eine auf der Schnittfläche haftende Oxidschicht und eine geringere Schnittqualität angeführt werden. Die weiteren zwei in [40] beschriebenen Schneidverfahren Sublimier- und Kapillarschnneiden werden hier aufgrund ihrer beschränkten Einsatzmöglichkeiten nicht näher behandelt.

Beim Schmelz- und beim Brennschnneiden zeigen die resultierenden Schnittflächen eine Riefenstruktur, deren geometrische Merkmale grundsätzlich von der Kombination der Prozessparameter abhängig sind. Wie im oberen Absatz erwähnt, ist die Riefenstruktur beim Brennschnneiden naturgemäß stärker ausgeprägt. Die physikalischen Mechanismen beim Austrieb der Schmelze und die dabei entstehende Riefenstruktur sind äußerst komplex und teilweise noch nicht verstanden.

Nach [41] gibt es in der wissenschaftlichen Literatur viele verschiedene Mechanismen die die Riefenbildung beeinflussen können. Beispielsweise beschreibt *Arata et al.* [42] die Untersuchungen der Riefenbildung beim Brennschnneiden mit Sauerstoff. So kommen die

Autoren zum Schluss, dass das seitliche Verbrennen infolge der zyklischen exothermen Reaktion zwischen Sauerstoff und Eisen die Ursache für die Riefenbildung ist, wobei die Schnittfront die Oxidationsfront periodisch einholt. Sie behaupten, dass Riefenbildung auftritt, wenn die Laserschneidgeschwindigkeit unterhalb der Geschwindigkeit der Reaktionsfront liegt. Die periodische Natur der Riefenbildung ist das Ergebnis der exothermen Reaktion, die zusätzliche Energie freisetzt, wodurch eine beschleunigte Oxidation ermöglicht wird. Infolge der Verringerung der Partialdruckdifferenz des Gases wird diese verlangsamt, wenn sich die Schmelze von der Gaszufuhrzone wegbewegt und der Schmelzenaustrieb durch das Gas weniger effizient wird.

Darauf aufbauend schreiben *Ivarson et al.* in [43] bzgl. der Mechanismen bei der Riefenbildung beim O₂-unterstützten Laserstrahlschneiden, dass der primäre Bildungsmechanismus weder auf Wiedererstarungsprozesse, auf die Gasdynamik, auf die Schmelzenverdampfung, auf optische Effekte noch auf zeitbasierte Fluktuationen der Leistungseinbringung zurückzuführen ist. Die Autoren kommen zur Schlussfolgerung, dass die Riefenbildung nicht durch Optimierung der Schneidparameter, Schnittgeschwindigkeit und Gasdruck verhindert werden kann. Die Effektivität des Schmelzenaustriebs steigt während der Verbrennungsphase des in [43] näher beschriebenen Zyklus aufgrund von folgende überlagerten Effekten dramatisch an. Während der Verbrennungsreaktion sinken die Viskosität und die Oberflächenspannung aufgrund der Anreicherung der Schmelze mit FeO. Mit der Verbrennungsreaktion wird das Flüssigkeitsvolumen größer, welches durch den Gasdruck ausgetrieben wird. Die wahrscheinlichsten Mechanismen der Riefenbildung sind demnach:

- Eine zyklische Variation der Antriebskraft der Oxidationsreaktion, welche durch Veränderungen des Sauerstoffpartialdruckes (p_{O_2}) der Schmelze in der Schneidzone verursacht werden
- Durch die Verbrennungsreaktion ausgelöste zyklische Veränderung der Viskosität und Oberflächenspannung der Schmelze in Verbindung mit dem Schmelzenaustrieb durch den kontinuierlichen Gasstrom

Sparkes et al. [44] argumentieren, dass der Schneidbereich von Werkstoffen mit dickerem Querschnitt nicht durch den Laser, sondern durch den Schmelzenausstoß begrenzt wird, da es schwierig ist, den vollen Schmelzenauswurf durch enge Kerben zu erreichen. *Wandera et al.* [45] weisen darauf hin, dass Scheiben- und Faserlaser-Schnittfugen eine geringere Breite

haben als CO₂-Schnittfugen. Diese Tatsache wurde als Hauptgrund für die schlechtere Schnittkantenqualität beim Faser- und Scheibenlaserschneiden dicker Bleche angesehen.

So werden beispielsweise in [46] die Unterschiede in den Schnittergebnissen zwischen CO₂-Laser und Faserlaser beim Inert-Gas-Schmelzschnitten des Stahls AISI 304 (1.4301) in Blechstärkenbereichen von 1 bis 10 mm gegenübergestellt. Einerseits wird darin behauptet, dass eine plötzliche Steigerung der Schnittkantenrauheit bei einer gewissen Blechstärke bei beiden Laserstrahlarten auftritt. Beim Schneiden mit den beschriebenen Prozessparametern und Randbedingungen ist dieser sprunghafte Rauheitsanstieg beim Faserlaser zwischen 4 und 6 mm und beim CO₂-Laser zwischen 8 und 10 mm Blechstärke beobachtet worden.

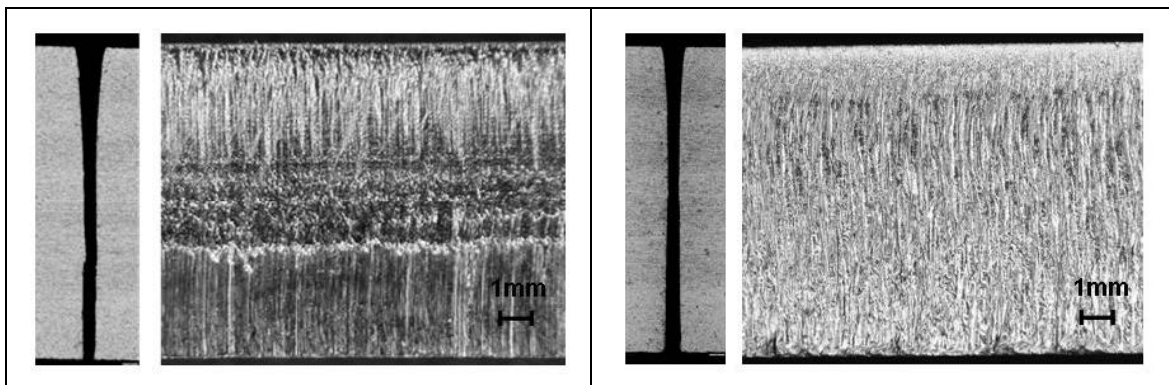


Abbildung 3-6: CO₂-Laser- (links) und Fiber-Laser-Fugengeometrie (rechts) eines rostfreien Stahls [46]

Abbildung 3-6 zeigt, dass sowohl bei der Fugengeometrie als auch bei der Oberflächenrauheit der Fuge stark unterschiedliche Ergebnisse abhängig von der Strahlart zu erwarten sind. Ein Zusammenhang von Fugenform und Rauheit konnten *Stelzer et al.* [46] in diesen Untersuchungen nicht nachweisen.

Nach [47] wird beim Laserstrahl-Sauerstoff-Brennschneiden die Schnittqualität, basierend auf dem internationalen Standard EN ISO 9013 [48], folgendermaßen angegeben:

- Rechtwinkligkeits- oder Winkeltoleranz
- Mittlere Profilhöhe an der Schnittkantenoberfläche (Riefenhöhe)

Zusätzlich werden folgende Kriterien zur Bewertung der Schnittqualität herangezogen:

- Materialverschleppungen
- Anschmelzen der oberen Kante (Kantenverrundung)
- Schlackenanhäufungen an der Schnittfugenunterkante

Dem Autor zufolge zeigen Werkstoffe mit niedrigem Karbid- und Legierungselement-Anteil höhere Schnittqualitäten, welche aber stark von den Prozessparametern abhängig sind.

3.3.1 Werkstoffbedingte Beeinflussung der Schnittqualität

Nach *Ivarson et al.* führen in [49] bereits geringfügige Variationen in der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffes zu starken Veränderungen im Laser-Sauerstoff-Schneidprozess. Die Veränderungen können zu Unterschieden in der Kantenrauheit und zu Anhaftungen an der Blechunterseite führen. Die primären Gründe für die Prozesssensibilität werden hierin mit Veränderungen in der Oberflächenspannung und Viskosität der Schmelze in Kombination mit Veränderungen in der exothermen Reaktion in der Schnittzone angenommen. Es werden Untersuchungen beschrieben, in denen die Einflüsse von C-, Si- und Mn-Gehalt gegenübergestellt werden. Dabei scheint der Si-Gehalt die Schnittqualität nicht wesentlich zu beeinflussen, da sowohl Schnittproben mit hohem und Schnittproben mit deutlich reduzierten Si-Gehalt zu hohen Schnittqualitäten führten. Hingegen zeigt ein erhöhter Mn-Gehalt demnach eine Verminderung der Schnittqualität, die sich in erhöhter Rauheit und an der Schnittfugenunterkante anhaftender Schlacke darstellt. Kohlenstoff führt lt. den Autoren zu einer Stabilisierung des Schneidprozesses. Ein erhöhter C-Gehalt reduziert die allgemeine exotherme Reaktion, wenn der Mn-Gehalt hoch ist. Diese Erkenntnisse werden damit erklärt, dass eine auf die Schnittqualität negative wirkende sporadische Verbrennung des Mangans dann stattfindet, wenn zu wenig Kohlenstoff für die Sauerstoffreaktion zur Verfügung steht.

In [50] werden Experimente an Stahlblechen ($t = 22 \text{ mm}$) mit verschiedenen S-Gehalten beschrieben, welche mit jeweils 12 verschiedenen Parametersätzen geschnitten wurden. Die Bewertung erfolgte anhand von internationalen Regelwerken. Darin wird beschrieben, dass Stahlsorten mit hohem S-Gehalt ein größeres Prozessfenster ermöglichen und so den Laserschneidprozess stabilisieren. Als mögliche Erklärung wird der durch den S-Gehalt beeinflusste Oberflächenspannungsgradient angeführt.

Manohar beschreibt in [51], dass die Schneidqualität beim Laserbrennschneiden grundsätzlich von der Dynamik der Interaktion des Laserstrahls und des Sauerstoffstrahls mit dem Stahl abhängig ist. Diese wird grundsätzlich von den unabhängigen Faktoren Schneidparameter, Equipmentzustand und den charakteristischen Werkstoffeigenschaften bestimmt. Die

Kombination dieser drei Faktoren stellt ein Fenster zur Verfügung, in der eine gute Schneidqualität erzielt werden kann. In Bezug auf die werkstoffabhängige Beeinflussung der Schnittqualität werden darin folgende Beobachtungen beschrieben:

- Schneidqualität ist sehr stark von der Blechoberfläche und deren Gleichmäßigkeit abhängig
- Für gute Schneidqualität muss der Oberflächenzunder gleichmäßig dicht und fest anhaftend sein und
- Höchste Schneidgeschwindigkeiten und die besten Schnittqualitäten werden mit Walzzunder erreicht, ausgenommen sind Oberflächenzunder von gewissen Wärmebehandlungen
- Dünnere Bleche mit gebeizten und geölten Oberflächen, liefern die nächstbesten Resultate, gefolgt von Blechen mit stahlkugelgestrahlter und geschliffener Oberfläche. Sandstrahlen führt zu schlechter Schnittqualität.
- Mechanische Vertiefungen, dicke Farb- oder thermische Markierungen und starke Oxidbildung stören den Laserstrahl und führen zu schlechter Schnittqualität
- das Blech sollte flach und frei von Eigenspannungen sein.
- Stahlsorten, welche die Elemente Cu, Ni und Cr enthalten, können durchwegs besser geschnitten werden, als Stähle denen diese Elemente fehlen - sowohl bei Oberflächenzuständen mit Walzzunder als auch stahlkugelgestrahlt.
- Stahlsorten, welche die Elemente Cu, Ni und Cr enthalten, können durchwegs in kürzeren Zeiten und mit weniger Rückblaswirkung (blow-back) durchbohrt werden – sowohl bei Oberflächenzuständen mit Walzzunder als auch stahlkugelgestrahlt.
- Stähle mit wenig Si können besser geschnitten werden als Stähle mit hohem Si-Gehalt; Si scheint in dickeren Blechstärken nicht nachteilig auf die Schneidqualität zu wirken, sofern Cu, Ni und Cr in ausreichenden Mengen verfügbar sind
- Materialdopplungen und ausgeprägte Porosität im Stahl können die Schnittqualität negativ beeinflussen
- Schnittqualität verschlechtert sich generell mit steigender Blechtemperatur

Dabei wird eine hohe Schnittqualität dann erzielt, wenn keine Anhaftungen auf der Blechober- und Blechunterseite entstehen, wenn die Riefenbildung sehr fein und einheitlich ist, wenn das Schnittergebnis keine Furchen und Kerben zeigt und wenn die Kantenverrundung minimal ist.

Zusammenfassend kann postuliert werden, dass die genauen Auswirkungen der chemischen Grundwerkstoffzusammensetzung auf den Laserschneidprozess vielfach untersucht worden sind. Die resultierende Schnittqualität kann nur dann optimiert werden, wenn die Prozessparameter optimal auf die Blechstärke und auf den Werkstoff abgestimmt werden. Die Ergebnisse der unterschiedlichen Autoren zeigen, dass die erreichbare Schnittqualität durch die chemische Grundwerkstoffzusammensetzung signifikant beeinflusst werden kann. Dabei sind die Einflüsse der Legierungselementkombinationen sehr komplex und die verschiedenen Aussagen der Autoren deuten darauf hin, dass die Auswirkungen einzelner Legierungselemente noch nicht wirklich restlos verstanden werden.

3.3.2 Werkstoffbedingte Beeinflussung der Schnitzunderhaftung

Nach [52] gibt es zwei Hauptfaktoren, welche die Zunderentfernung und somit die Zunderhaftfähigkeit beeinflussen. Einerseits der Partialdruckgradient von Sauerstoff, der vom C-Gehalt des Grundwerkstoffes bestimmt wird und andererseits der Gehalt an reaktiven Elementen wie Si und Cr. Dabei bilden diese Elemente eine kontinuierliche Reaktionsschicht mit einer starken Adhäsion zum Stahlsubstrat entlang der Grenzschicht. Mit gesteigertem Si-Gehalt werden bei Vorliegen von genug Zeit und hohen Temperaturen Si-Oxide in der Zunderschicht gebildet, sodass eine verbundwerkstoffähnliche Schicht mit erhöhter Bruchfestigkeit entsteht. Um die Haftfähigkeit und Festigkeit bei gleichbleibenden Gehalten dieser reaktiven Elemente zu verringern, müssen nach Angabe der Autoren die Gehalte an Elementen erhöht werden, welche in der Fe-Oxidmatrix lösliche Oxide bilden können. Aber auch die Zugabe an Elementen wie beispielsweise Mn, welche mit Si und Cr aktiv reagieren, senkt die Zunderhaftfähigkeit.

Der Einfluss des Si auf die Zunderbildung wird auch in [53] beschrieben. Dabei zeigen die Ergebnisse, dass bei hohen Si-Gehalten (1,6 und 3,2 Gew.-%) das Zunderwachstum unterhalb von 1177°C aufgrund der Bildung einer Silicat-Grenzschicht am Beginn der Oxidation stark gebremst wird. Über dieser Temperatur wird diese passivierende Wirkung durch die

Bildung eines $\text{FeO-Fe}_2\text{SiO}_4$ -Eutektoids zerstört. Über 3,6 Gew.-% Si-Gehalt ist der passivierende Effekt derart groß, dass keine kontinuierliche Zunderschicht mehr gebildet werden kann.

In [54] wird beschrieben, dass die Oxidationsgeschwindigkeit von mikrolegierten Stählen gegenüber purem Eisen aufgrund der Ansammlung von Legierungselementen in der Grenzschicht zum Stahl sehr viel geringer ist. Si und Mo formen demnach Fe_2SiO_4 und $\text{Fe}_2(\text{Nb}, \text{Mo})$ Schichten, welche die Diffusion von Fe-Kationen vom Stahl zum Zunder unterbinden. Unter anderem wird auch beschrieben, dass das Dickenverhältnis bei Temperaturen über 1100°C zwischen Hämatit, Magnetit und Wüstit bei ca. 1:9:90 konstant bleibt. Der Einfluss der Legierungselemente wird als der Hauptgrund für Unterschiede im Aufbau der Zunderschicht zwischen mikrolegierten Stählen und purem Eisen angesehen.

Die Schnitzzunderausbildung beim Laserstrahlbrennschneiden muss natürlich grundsätzlich nach den gleichen physikalischen Oxidationsmechanismen ablaufen wie die Oxidschichtausbildung beispielsweise beim Walzprozess. Aufgrund der hohen Abkühlraten unterliegt diese aber sehr kurzen Oxidationszeiten bei gleichzeitig stark veränderter Sauerstoffatmosphäre. Die Entstehung, die Ausbildung und Haftfähigkeit der Oxidschicht, die beim Laserstrahlbrennschneiden an der Fugenkante von höchstfesten Feinkornbaustählen entsteht, ist nicht wirklich wissenschaftlich erforscht und bildet somit einen wesentlichen Teil der experimentellen Untersuchungen in dieser Arbeit.

3.4 Prozessgrundlagen: Laserkeyhole-Schweißprozess

Der Laserstrahl-tiefschweißprozess (auch Laserkeyhole-Schweißprozess genannt) stellt, neben dem Wärmeleitungsschweißen, eine der zwei Arten der Laserstrahlschweißprozesse dar. Nach [40] liegt der Unterschied darin, dass sich bei Auftreffen des fokussierten Laserstrahls auf der Metalloberfläche der abströmende Metaldampf bei Einsetzen der Metallverdampfung, abhängig von der Leistungsdichte, eine Mulde bildet. Wie in Abbildung 3-7 dargestellt, gibt es einen sprunghaften Übergang (Schwelle) vom Wärmeleitungsschweißen zum Laserstrahl-tiefschweißen, und zwar dann, wenn die reflektierte Strahlung aufgrund der Muldenbildung ein zweites Mal in der Wechselwirkungszone Laserstrahl-Metall (WWZ) reflektiert wird. Damit steigt die Energieeinkoppelung sprunghaft an, der Verdampfungsprozess gewinnt an Intensität und die Schmelzenverdrängung reicht weiter in die Tiefe.

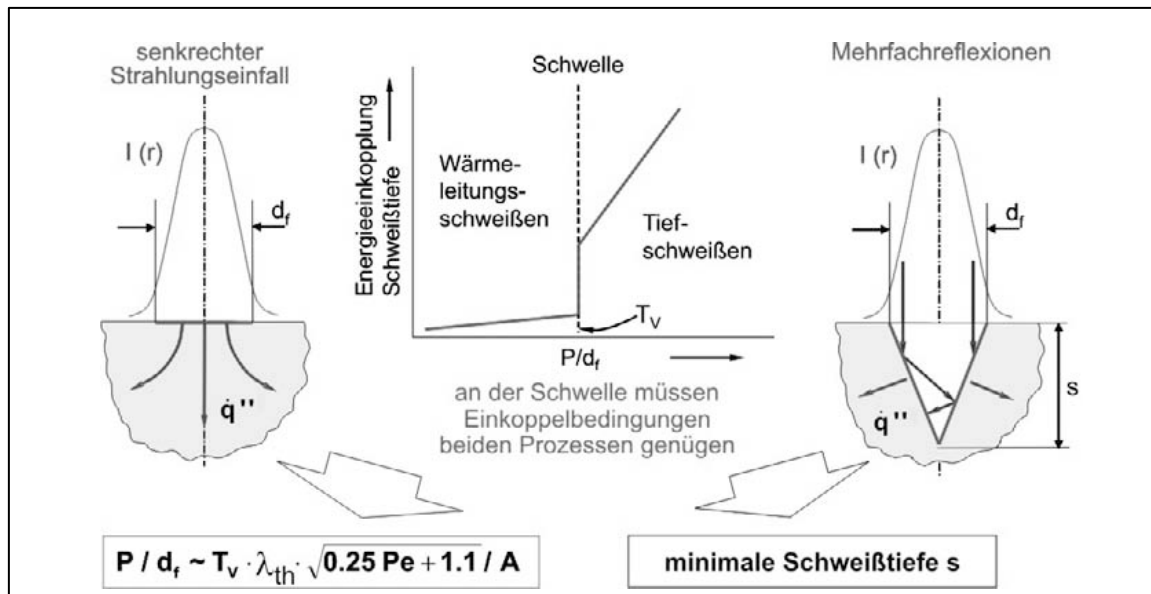


Abbildung 3-7: Unterschied des Wärmeleitungs- zum Lasertiefschweißen [40]

Selbst eine geringe Steigerung der Laserleistung erhöht nun infolge dieses positiven Rückkoppelmechanismus weiterhin die Einschweißtiefe, bis sich schließlich – entsprechend der vorgegebenen Strahleigenschaften und Prozessparameter – eine stationäre Geometrie der Dampfkapillare ausgebildet hat. Die Zeitdauer für diesen Vorgang liegt in der Größenordnung von Millisekunden. In weiterer Folge wird in dieser Arbeit auf den Laserstrahl-tiefschweißprozess mittels diodengepumpten Neodym dotierten Yttrium-Aluminium-Granat-Festkörper-Stab-Laser (Nd:YAG-Laser) eingegangen und das Wärmeleitungsschweißen außer Acht gelassen.

Der Nd:YAG-Laser liefert eine Laserstrahlung mit einer Wellenlänge von 1064 nm und wird aufgrund seiner Vorteile, beispielsweise in der einfachen Strahlführung durch Lichtwellenleiterkabel und der durch die hohe Wärmeleitfähigkeit der Laserkristalle vereinfachten Kühlung - näher beschrieben in [40] - in den letzten Jahren bei Laserstrahl-tiefschweißprozessen als bevorzugte Laserquelle eingesetzt. Bei der Energieeinkoppelung bei Wellenlängen aus CO₂-Laserquellen (10.600 nm) wird der Metaldampf aus dem Keyhole zusätzlich ionisiert und das so erzeugte Plasma absorbiert einen Teil der Laserstrahlung. Die Energieeinkoppelung bei Nd:YAG-Lasern hingegen erfolgt direkt infolge der Fresnelabsorption im Zuge von Mehrfachreflexionen in der sich ausbildenden Dampfkapillare. Bei der Wellenlänge dieser Laserart von 1064 nm ist das der einzige Mechanismus. Die Relativbewegung zwischen der Dampfkapillare (Keyhole) und dem Werkstück führt zur stetigen Aufschmelzung von Material, dass das Keyhole umströmt und am hinteren Ende des Schmelzbades wieder erstarrt. Der aus der Abdampfrate und den strömungsmechanischen

Bedingungen der Dampf-/ Plasmaströmung resultierende Druck wirkt im Inneren der Kapillare den „schließenden Kräften“ entgegen. Diese schließenden Kräfte sind von der Oberflächenspannung der Schmelze, dem dynamischen Druck der Umströmung sowie dem statischen Druck im Schmelzbad bestimmt.

In Abbildung 3-8 sind die wirkenden Kräfte im Keyhole schematisch dargestellt und kurz erklärt. Dabei agiert die Oberflächenspannung an der Keyhole-Wand wie ein zylindrisches, elastisches Membran, welche das Keyhole kollabiert, wenn die Energieintensität unter ein kritisches Level fällt [39].

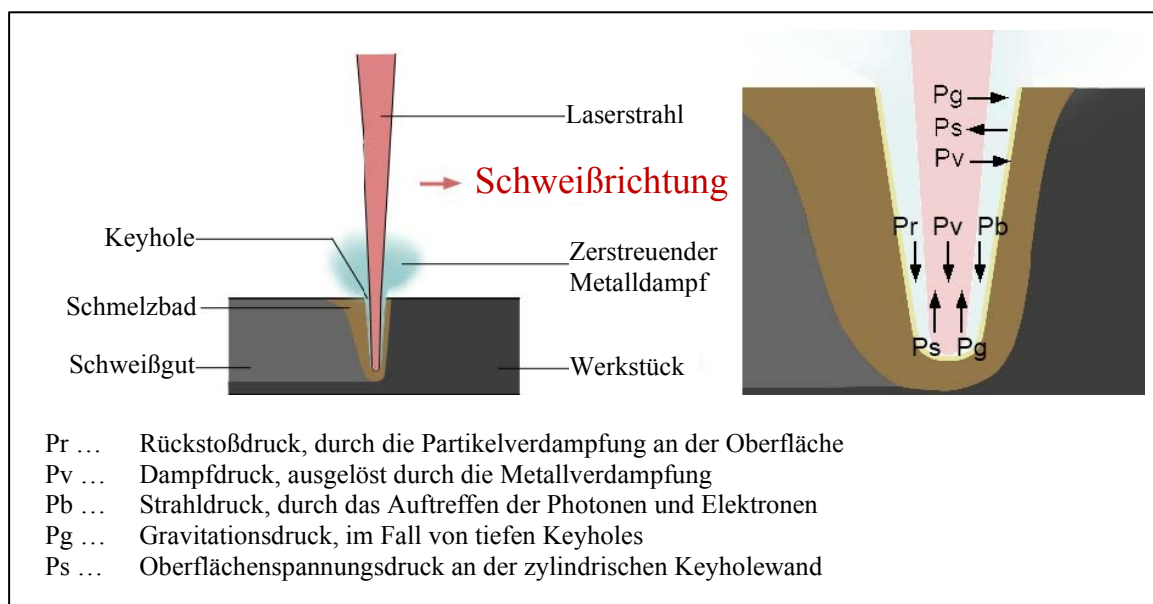


Abbildung 3-8: Keyhole-Schweißprozess und Kräftegleichgewicht für ein nicht-durchdringendes Keyhole nach [40]

3.4.1 Dynamisches Schmelzbadverhalten

Das komplexe Zusammenspiel der beteiligten Kräfte und Einflüsse äußert sich in einem hoch-dynamischen Verhalten der Dampfkapillare mit starken Auswirkungen auf das Schmelzbadverhalten. Die dabei wirkenden Strömungen und Wirbel beeinflussen maßgeblich den konvektiven Wärmetransport und bestimmen somit die erreichbare Einschweißtiefe und die resultierende Einbrandform entscheidend mit. Bis heute wird an verschiedensten numerischen Modellen entwickelt, um dieses dynamische Verhalten in seiner Komplexität vollständig zu verstehen.

In [55] wurden beispielsweise numerische und experimentelle Analysen zum dynamischen Schmelzbadverhalten beim Hochleistungslaserstrahl-tiefschweißprozess beschrieben. Die Ergebnisse zeigen, dass eine lokale Wölbung im Schmelzbad an der Keyhole-Rückwand

durch die intensive Verdampfung an der Keyhole-Vorderseite begründet ist. Eine gebildete Verengung bewegt sich nach oben zur Oberfläche des Keyhole, wobei das Wölbungswachstum durch den Rückstoßdruck, die Oberflächenspannung und den hydrostatischen und hydrodynamischen Druck angetrieben wird, was zu einer Instabilität der Dampfkapillare und zu periodischen Schwankungen führt. Dieses oszillierende Anschwellen und Unterwölben der Schmelzbadoberfläche nahe der Keyhole-Rückwand entsteht aufgrund der schwingenden Bewegung des Keyhole-Profiles. Diese wird auch als voraussetzende Bedingung für die Spritzerbildung angesehen. Durch eine Kraftanalyse an der Grenzfläche wurde dabei der Wechselwirkungsmechanismus zwischen Keyhole und dynamischen Schmelzbadverhalten analysiert. Wenn dabei das Kräftegleichgewicht gebrochen ist (Abbildung 3-9), bewegt sich die Grenzfläche des Keyhole nach vorne oder zurück, was als Grund für die Schwankungen im Schmelzbad und dem oszillierendem Verhalten des Keyhole anzusehen ist.

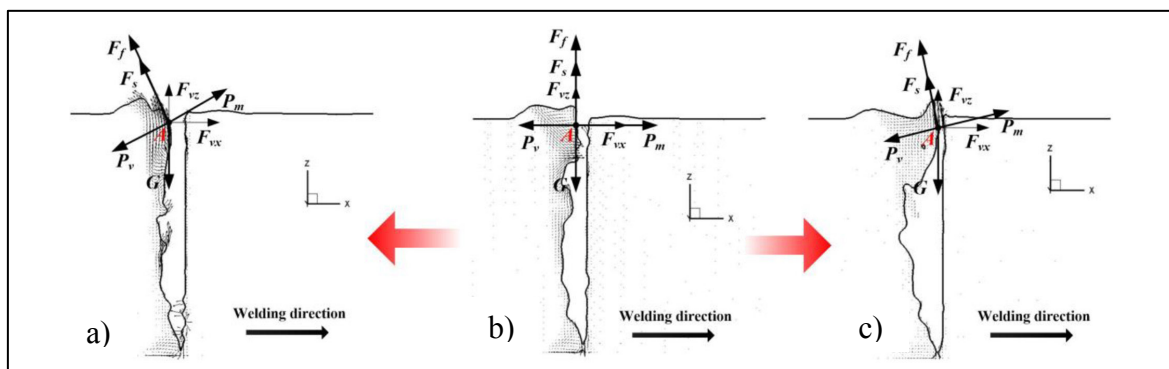


Abbildung 3-9: Kräftegleichgewicht an der Keyhole-Grenzfläche [55]

Dabei zeigt das Bild (a) die Kräftesituation, welche die Grenzfläche in Richtung Schmelzbad verschiebt, Bild (b) zeigt das Kräftegleichgewicht und Bild (c) zeigt die Situation, welche die Grenzfläche in Richtung Keyhole wandern lässt. Dieses Kräftegleichgewicht kann durch oberflächenaktive Elemente beeinflusst werden. In den folgenden Abschnitten werden diese Wirkungsmechanismen erklärt.

3.5 Chemische Einflüsse auf das Schmelzbadverhalten

3.5.1 Allgemeine Wirkung von oberflächenaktiven Substanzen

Die Anwendung von Komplexsubstanzen oder Einzelelementsubstanzen als aktivierende Mittel ist hinreichend bekannt [56]. Oxide werden in der Literatur als oberflächenaktive Elemente mit einer mittleren relativen Elektronenaffinität beschrieben. Häufig werden

oxidbasierte Aktivmittel bei korrosionsbeständigen Stählen, Kohlenstoffstählen und Aluminiumlegierung in der schweißtechnischen Verarbeitung genutzt. Am häufigsten werden die Verbindungen TiO_2 , SiO_2 , Cr_2O_3 , MnO_2 , CaO , ZnO angewandt [57]. In [58] wird der Einfluss der chemischen Zusammensetzung von Aktivmitteln auf kohlenstoffarmen Stahl betrachtet. Aufgetragen werden die Aktivmittel überwiegend als pastöse Masse manuell mittels Pinsel auf der Blechoberfläche im Schweißnahtbereich, automatisierte Verfahren sind derzeit nicht kommerziell verfügbar. Die Ergebnisse sind beispielhaft in Abbildung 3-10 dargestellt. Darin wird eine normierte Darstellung verwendet, wobei H_0 die Einbrandtiefe ohne Flussmittel und H die flussmittelunterstützte Einbrandtiefe darstellt.

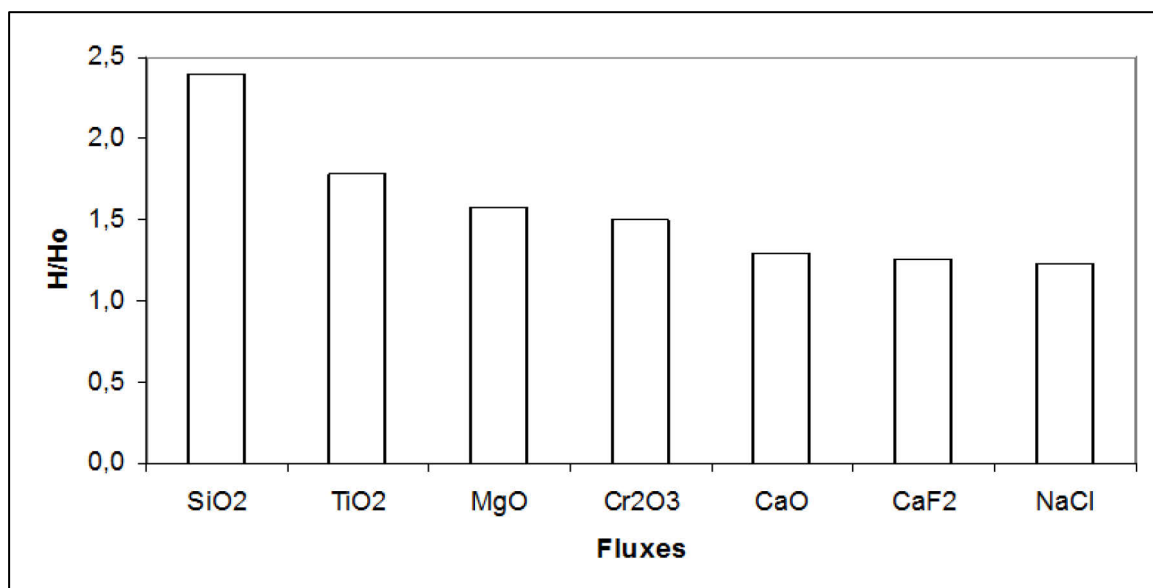


Abbildung 3-10: Effekt oxidischer Aktivmittel auf die Einbrandtiefe niedriggekoelter Stähle (WIG) [58]

Der Einfluss von Aktivmittel auf die Lichtbogengestalt und die Schmelzbadausbildung beim Wolfram-Inertgas-Prozess (WIG) wurde mehrmals untersucht [59, 60, 61]. Die Applikation der aktivierenden Substanzen erfolgt hauptsächlich auf der Blechoberfläche. Lichtbogenseitig werden veränderte Ionisationsbedingungen für eine Konzentration der Lichtbogensäule verantwortlich gemacht [62, 63]. Schmelzbadseitig wird ein temperaturabhängiger Einfluss der Aktivmittel auf die Oberflächenspannung der Schmelze propagiert, welche Veränderungen der Strömungsrichtung im Schmelzbad bewirken können [64, 65]. Zum Einfluss der Aktivmittel auf die Schweißmetallurgie, die Mikrostruktur der Schweißnaht und nachfolgend auf die Eigenschaften der Schweißverbindung liegen nur vereinzelt Untersuchungen vor [66, 67].

3.5.2 Mechanismus des Marangoni-Effektes

Nach [15] führt der Gradient der Oberflächenspannung ($\Delta\sigma$) zu Scherspannungen entlang einer freien Oberfläche bzw. einer Kontaktfront zwischen zwei Fluiden. Diese Scherspannungen führen bei Abwesenheit anderer Scherspannungen zu einer Strömung in Richtung des Gradienten der Oberflächenspannung, auch als Marangoni-Effekt bezeichnet. Der Oberflächenspannungskoeffizient σ hängt wiederum von der Oberflächentemperatur und der Konzentration von oberflächenaktiven Elementen auf der Schmelzbadoberfläche ab. Sehr gut erforscht und nachgewiesen [61, 68, 69] ist, dass in Eisen beispielsweise die oberflächenaktiven Elemente Schwefel und Sauerstoff den temperaturabhängigen Verlauf des Oberflächenspannungskoeffizienten verändern. In Abbildung 3-11 wird der Einfluss des Marangoni-Effektes auf das Schmelzbadverhalten bei einer Punktschweißung schematisch dargestellt. In Abbildung 3-11 wird der qualitative Verlauf der Oberflächenspannung als Funktion der Temperatur bei verschiedenen Oberflächenspannungs-Temperaturgradienten $\Delta\sigma/\Delta T$ dargestellt. Dabei zeigt Bild a) einen negativen Verlauf des Oberflächenspannungskoeffizienten $\Delta\sigma$ mit steigender Temperatur und damit verbundenen induzierten Strömungen im Schmelzbad. Bild b) zeigt demnach einen positiven Verlauf und seine Auswirkungen auf das Strömungsverhalten im Schmelzbad. In Bild c) ist der häufigste Fall eines positiv-negativen Verlaufs dargestellt. Dabei erreicht der Oberflächenspannungskoeffizient $\Delta\sigma$ bei einer gewissen Temperatur ein Maximum. Dieses temperaturabhängige Maximum der Oberflächenspannung kann in einem Schmelzbad gleichzeitig an verschiedenen Punkten während der Abkühlung auftreten. Daraus ergibt sich ein sehr komplexes Strömungsverhalten, wobei sich die resultierende Schmelzbadform von der bei vorwiegend positiven Oberflächenspannungskoeffizienten $\Delta\sigma$ wenig unterscheidet.

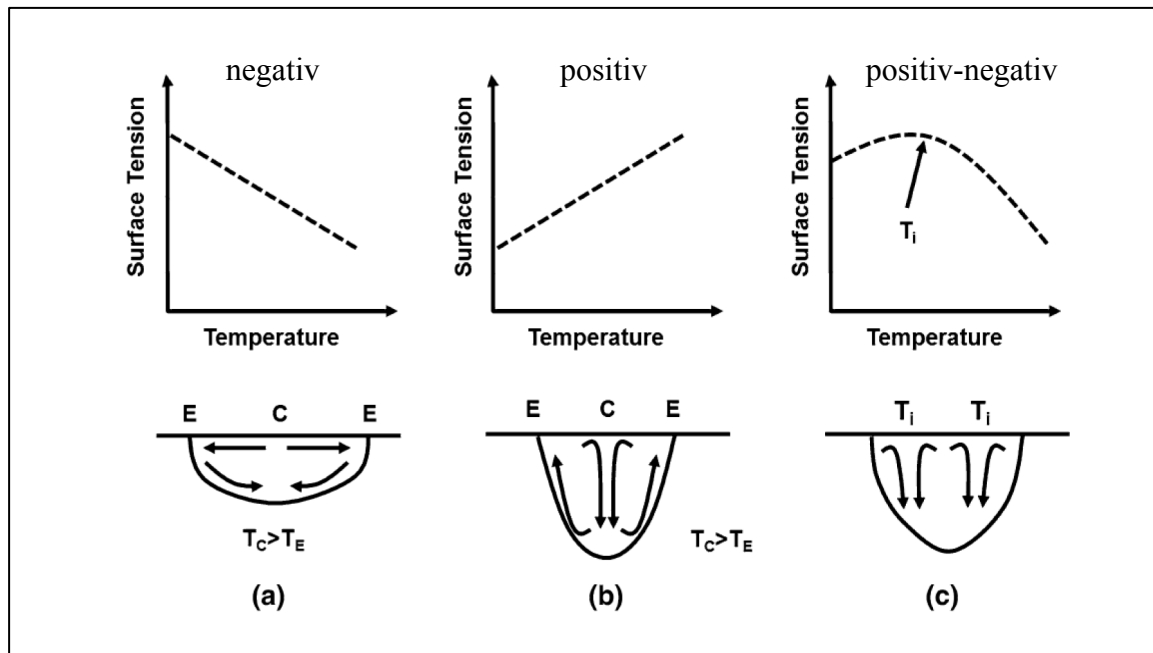


Abbildung 3-11: Qualitativer Verlauf von Oberflächenspannungskoeffizienten als Funktion der Temperatur nach [15]

Nach [70] wird nachgewiesen, dass neben Schwefel (S) auch Sauerstoff (O) eine oberflächenaktive Wirkung auf das Schmelzbad hat. Oxid-Partikel, beispielsweise SiO_2 , TiO_2 und Al_2O_3 aber auch O_2 im Schutzgas können die Oberflächenspannung beeinflussen.

In [59] wurde durch Schmelzbadsimulationen der Sauerstoffeinfluss aus dem Grundwerkstoff auf die Marangoni-Konvektion und die Einbrandgeometrie theoretisch untersucht. Dabei konnte unter anderem gezeigt werden, dass es bei Sauerstoffkonzentrationen im Grundwerkstoff von 200 bis 500 ppm zu einer starken Veränderung des Schmelzbades und des Einbrandes kommt. Schmelzbäder mit einer O_2 -Konzentration in diesem ppm-Bereich führen zu tiefen und schmalen Einbrandprofilen. Weist das Schmelzbad eine O_2 -Konzentration unter 200 und über 500 ppm auf, führt das zu flachen und breiten Einbrandprofilen. Wenn demnach der Sauerstoffanteil im Grundwerkstoff 280 ppm überschreitet, zeigte sich in diesen Versuchen, dass ein positiver $d\sigma/dT$ das Schmelzbadverhalten dominiert. Ist der O_2 -Gehalt unter diesem Wert, liegen positive und negative Oberflächenspannungs-Temperaturgradienten vor und diese arbeiten gleichzeitig an der Schmelzbadoberfläche und das Strömungsverhalten wird sehr komplex.

Da die Sauerstoffgehalte in den Feinkornbaustählen erfahrungsgemäß wesentlich geringer sind, werden in weiterer Folge andere Möglichkeiten der Sauerstoffzufuhr beschrieben.

Im Unterschied zu Lichtbogenprozessen, wird nach [71] das Schutzgas bei laser-induzierten Schmelzbädern nicht durch elektromagnetische Kräfte beschleunigt und aufgeheizt. Somit

wird postuliert, dass die O-Absorption im Vergleich zu Lichtbogenprozessen beim Laserstrahlschweißen abweicht. Aus dem Zweistoffsystem Eisen-Sauerstoff nach [69] wird abgeleitet, dass es aufgrund der Temperaturabhängigkeit des Oberflächenspannungs-Temperaturgradienten bei einer Sauerstoffkonzentration im Schutzgas zwischen 17 ppm und 2883 ppm an der Schmelzbadoberfläche immer zu einer Umkehr des Oberflächenspannungs-Temperaturgradienten von negativen zu positiven Werten während der Abkühlung von 3000 K zu 1800 K kommt. Bei Sauerstoffkonzentrationen darunter, bleibt der Oberflächenspannungs-Temperaturgradient über das gesamte Temperaturfeld negativ.

Die Auswirkung von Sauerstoff im Schutzgas wird in [71] anhand von Laserpunktschweißversuchen beschrieben und durch experimentelle Versuche gestützt. Demnach zeigten Sauerstoffzusätze von 5% im Schutzgas und auch das Schweißen an Luft (ohne Schutzgas) keine signifikanten Unterschiede im Schmelzbadverhalten.

In [72] werden numerische Betrachtungen von teilweise und voll durchgeschweißten Laserschweißverbindungen beschrieben und mit experimentellen Versuchen verglichen. Dabei kommt man zu dem Schluss, dass das Schmelzbad bei voller Durchdringung sowohl an der Ober- als auch an der Unterseite aufgrund der Marangoni-Konvektion groß und länglich ist. Die Berechnungen zeigen, dass Turbulenzen im Bereich des oberflächennahen Schmelzbades für beide Schweißmodi stärker und somit für das Schmelzbadverhalten in diesen Bereichen wichtiger werden. Berechnungen der freien Oberflächen zeigen, dass die untere Oberfläche bei Durchschweißungen einen Buckel ausbildet. Die Verformung der oberen Oberfläche ist nach diesen Berechnungen wesentlich geringer. Die Analyse der erstarrten Mikrostruktur ergab demnach eine zunehmend dendritische Erstarrungsstruktur mit zunehmender Laserleistung und mit zunehmender Wärmezufuhr wurde eine Vergröberung des Gefüges beobachtet. Die Mikrostruktur ist lt. Autoren auch abhängig von der räumlichen Variation der lokalen Abkühlrate.

3.5.3 Oberflächenaktive Elemente beim Laserstrahltiefschweißprozess

Das Schmelzbad unterliegt mehreren Strömungsantriebskräften die das Schmelzbadverhalten im Wesentlichen bestimmen. Neben der bereits genannten Kapillarumströmung infolge von Ablationskräften in der Dampfkapillare, der Relativbewegung des Keyhole im Werkstück, dem Strömungsantriebskraft aufgrund der Dampfreibung und der beim

Laserkeyholeschweißprozess meist zu vernachlässigbaren Auftriebskräfte, wird der Gradient der Oberflächenspannung ($\Delta\sigma$) als eine wesentliche Antriebskraft beschrieben.

Die Simulationsergebnisse in [15] zeigen anschaulich die theoretischen Auswirkungen von negativen, positiv-negativen und positiven Oberflächenspannungs-Temperaturgradienten ($\Delta\sigma/\Delta T$) im Vergleich zu neutralen $\Delta\sigma/\Delta T$ auf das Schmelzbadverhalten in einem nicht durchgeschweißten Stahlwerkstück. Die numerischen Berechnungen vergleichen die Auswirkungen der genannten unterschiedlichen $\Delta\sigma/\Delta T$ bei verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten. Dabei werden die vom Marangoni-Effekt bestimmten Strömungseinflüsse mit abnehmender Schweißgeschwindigkeit größer. Bei Schweißgeschwindigkeiten von $v_s = 2$ m/min stellen sie die dominierende Größe im oberflächennahen Schmelzbadbereich dar. Das Schmelzbadverhalten bei negativen $\Delta\sigma/\Delta T$ differenziert sich deutlich in der Breite und Länge der resultierenden Schmelzbadoberfläche von allen anderen Simulationsergebnissen in dieser Arbeit. In weiterer Folge weist der Autor darauf hin, dass sich die Schweißergebnisse aufgrund von Chargenschwankungen in der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffes verändern können [15, p. 44]. Es wird beschrieben, dass bei Vorliegen eines negativen $\Delta\sigma/\Delta T$ die Einschweißtiefe zurückgeht, insbesondere im Vergleich zum Verhalten bei positiv-negativen $\Delta\sigma/\Delta T$. Als Begründung werden die berechneten eingekoppelten Leistungen in das Schmelzbad herangezogen, die bei gleicher Laserleistung aufgrund der unterschiedlichen Wärmetransporte vorliegen [15, p. 86].

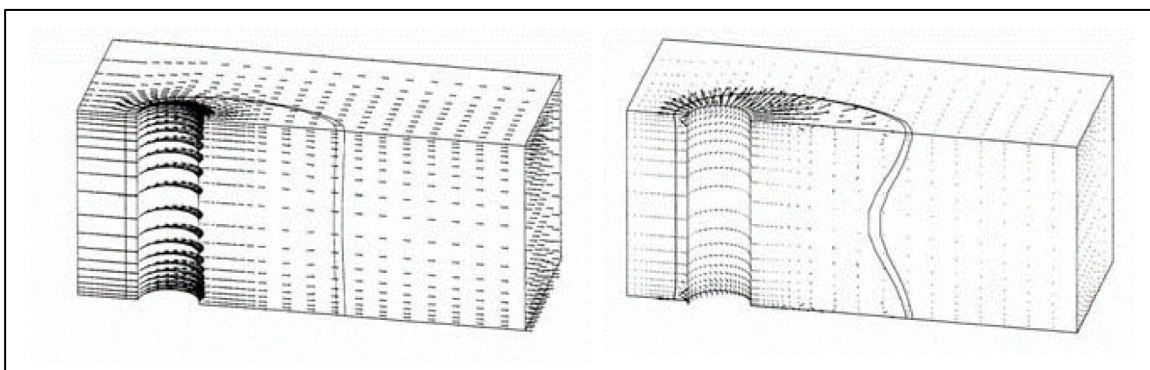


Abbildung 3-12: Vergleich Durchschweißung ohne und mit Marangoni-Konvektion nach [15]

Die Simulationen des Lasertiefschweißprozesses mit verschiedenen $\Delta\sigma/\Delta T$ zeigen bei vereinfacht-simulierten Durchschweißungen mittels zylindrischem Keyhole-Modell [15, pp. 33 - 36] ein an der Ober- und Unterseite sehr ähnliches Schmelzbadverhalten.

Nach [73] darf angenommen werden, dass die Nagelkopfform von Schweißnähten primär auf den Einfluss der Oberflächenspannung zurückzuführen ist. So zeigen vergleichende Einschweißtiefen mit CO₂-Laser und Elektronenstrahl übereinstimmend das Vorhandensein eines Nagelkopfs bei oxidfreier und das Fehlen bei oxidierter Oberfläche.

In [74, 75] wurden die Auswirkungen von Sauerstoffgehalten im Schutzgas auf die Ausbildung der Schweißnahtgeometrie bei Laserstrahl- und Laser-GMA-Hybrid-Schweißnähten durch numerische Simulationen, gestützt durch experimentelle Schweißversuche untersucht. Es wird gezeigt, dass die Steigerung vom Sauerstoff-Gehalt im Schutzgas zu einer signifikanten Erhöhung der Einschweißtiefe führt. Abbildung 3-13 zeigt dies einerseits durch Röntgenaufnahmen (X-Ray) des Keyholes während des Schweißens und andererseits durch die dazugehörigen Makroschliffe, geschweißt ohne bzw. mit 10% Sauerstoff im Schutzgas.

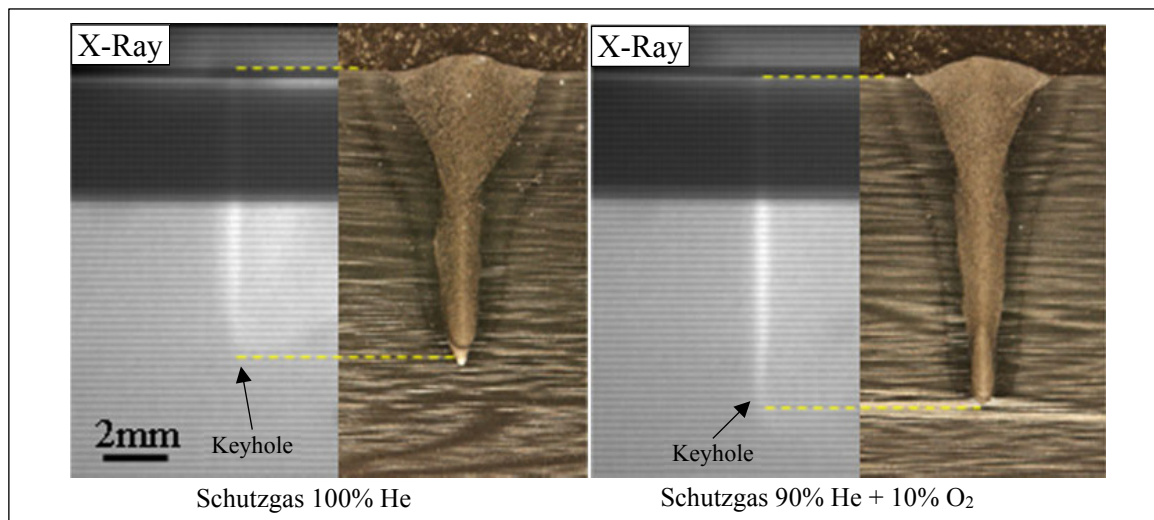


Abbildung 3-13: Laser-GMA-Hybrid Schweißen; Auswirkung von O₂ im Schutzgas auf die Einschweißtiefe nach [74]

Die Schweißnahtbreite sinkt demnach mit einer Erhöhung der Schwefel und Sauerstoff-Konzentrationen aufgrund der Marangoni-Konvektion. An der Schmelzbadoberfläche wurden sehr nahe am Keyhole, also im Bereich der Verdampfungstemperatur, Strömungen des flüssigen Schmelzbades immer weg vom Keyhole beobachtet. Im Bereich der Erstarrungs-Isotherme hingegen zeigten Schmelzbäder mit Sauerstoff und/oder Schwefel umgekehrte Strömungsrichtungen. Diese Beobachtungen bestätigen, dass der Oberflächenspannungs-Temperaturgradient ($\Delta\sigma / \Delta T$) mit diesen Elementen sehr nahe am Keyhole bereits positiv wird. Der Gradient ist in Bereichen nahe der Verdampfungstemperatur immer negativ, also im Bereich der Keyhole-Wand. Abbildung 3-14 zeigt in a) die Oberflächenspannung und in b) den $\Delta\sigma / \Delta T$ als Funktion der Temperatur für das Zweistoffsystem Fe-O.

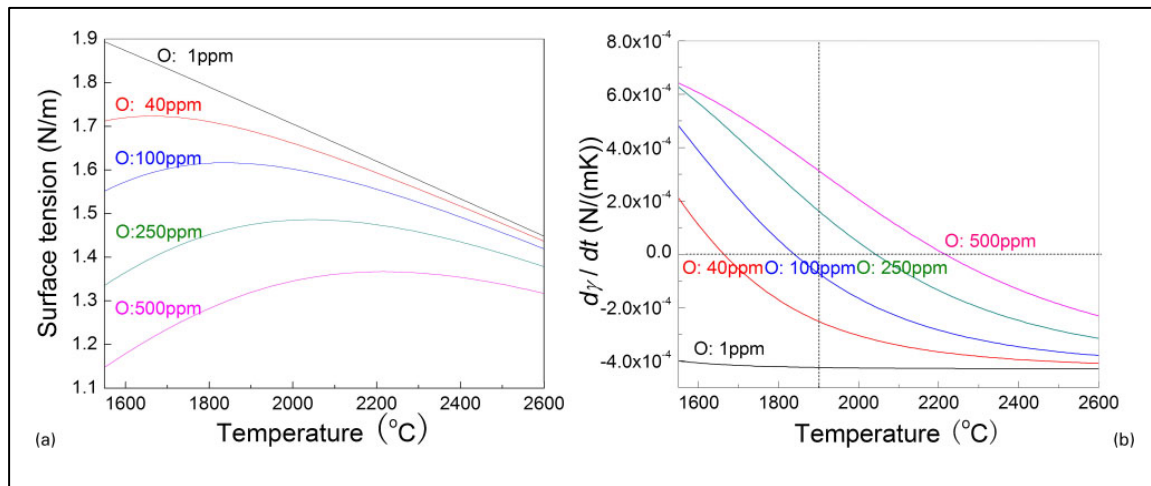


Abbildung 3-14: Oberflächenspannung (a) und $d\sigma/dT$ (b) für das Fe-O-Zweistoffsystem als Funktion der Temp. [74]

Die Temperaturgradienten nahe der Keyhole-Wand sind sehr klein und deshalb resultiert auch keine merkliche Vertikalströmung nahe der Keyhole-Wand aufgrund eines positiven Oberflächenspannungs-Temperaturgradienten. Somit wird postuliert, dass die Marangoni-Konvektion nicht der Grund einer Einschweißtieferhöhung durch erhöhten Sauerstoffgehalt sein kann. In Abbildung 3-15 ist dieser Unterschied der Auswirkungen auf die Einschweißtiefe von Sauerstoff und Schwefel für 2 verschiedene Temperaturen (1900°C in a); 2600°C in b)) dargestellt. Es zeigt sich, dass die gemessene Einschweißtiefe bei Baustählen aber nicht signifikant von der Schwefel-Konzentration im Grundwerkstoff abhängig ist.

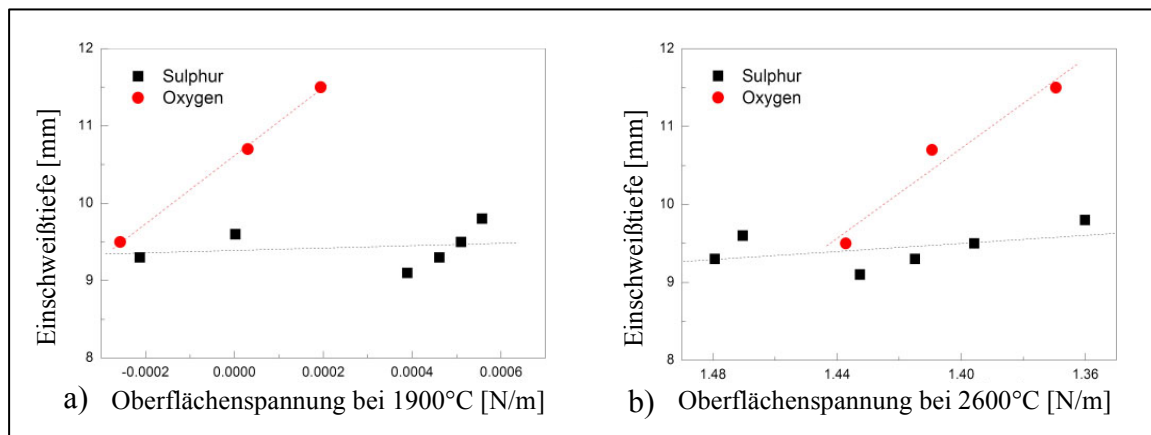


Abbildung 3-15: Einschweißtiefe abhängig von der Oberflächenspannung bei 1900°C (a), bei 2600°C (b) nach [74]

Die dennoch vielfach beobachteten Einschweißtieferhöhungen bei der Steigerung der Sauerstoff-Konzentration im Schutzgas, werden auf die CO-Bildung an der Keyhole-Wand zurückgeführt. Begründet wird diese Annahme in [74] damit, dass mit zunehmender C-Konzentration im Stahl und der Verwendung eines O₂-haltigen Schutzgases die Einschweißtiefe gesteigert werden konnte. Abbildung 3-16 a) zeigt diesen Zusammenhang für verschiedene C-Gehalte im Grundwerkstoff.

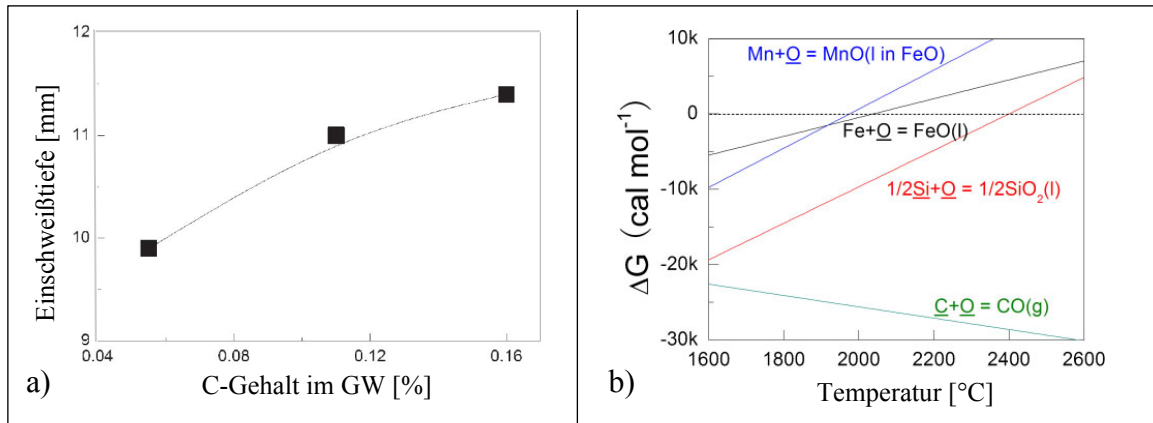


Abbildung 3-16: a) Einschweißtiefe abhängig vom C-Gehalt nach [74]; b) ΔG als Funktion der Temp. nach [76]

Zur weiteren Bestätigung wurde chemische Analyse des Schweißgutes nach dem Schweißen analysiert. Diese zeigte eine erhebliche Verminderung des C-Gehaltes nach dem Schweißen mit erhöhtem Sauerstoff (20% O, 80% He) im Vergleich zu den Messungen an den Proben, welche unter sauerstoff-freiem Schutzgas (0% O) geschweißt wurden. Beide experimentell ermittelten Ergebnisse deuten darauf hin, dass sich gelöster Sauerstoff und Kohlenstoff an der Keyhole-Wand zu CO verbindet. Abbildung 3-16 b) stellt die freie Gibb'sche Energie einiger Elemente bei der Oxidation als Funktion der Temperatur dar [76]. Wie in dieser Grafik zu sehen ist, bildet CO das stabilste Produkt bei hoher Temperatur. Der gelöste Sauerstoff reagiert mit dem gelösten Kohlenstoff nahe der Keyhole-Wand zu CO. Der Innendruck im Keyhole wird bestimmt durch das Verdampfen der Legierungselemente, wobei die Bildung von CO diesen Innendruck erhöht. Als Resultat weitet sich das Keyhole auf. Den Nachweis hierfür konnten die Autoren in [74] durch Röntgenaufnahmen während des Schweißens erbringen. Dabei wurde eine Aufweitung des Keyhole-Durchmessers von 0,3 auf 0,4 mm aufgrund der Steigerung der Sauerstoffkonzentration im Schutzgas von 0 auf 10% dokumentiert. Zusammenfassend kommen die Autoren in [74, 75] zum Schluss, dass die CO-Bildung im Keyhole während des Laserstrahltiefschweißprozesses bei Sauerstoffanwesenheit im Schutzgas eine zentrale Rolle spielt und dass die CO-Bildung die Einschweißtiefe aufgrund der Erhöhung des CO-Partialdruckes im Keyhole erhöht.

Die Autoren in [77] wiederum, führen die Erhöhung der Einschweißtiefe durch Sauerstoff im Schutzgas nicht auf die CO-Bildung zurück. Diese Aussage stützt sich auf einen Vergleich mit Ergebnissen aus CO_2 -Laserstrahlschweißversuchen, und wird damit begründet, dass die Keyhole-Temperaturen beim Schweißen mittels CO_2 -Laser durch die ca. 10-fach längere Wellenlänge des CO_2 -Lasers verglichen mit einem Nd:YAG-Laser wesentlich höher sind.

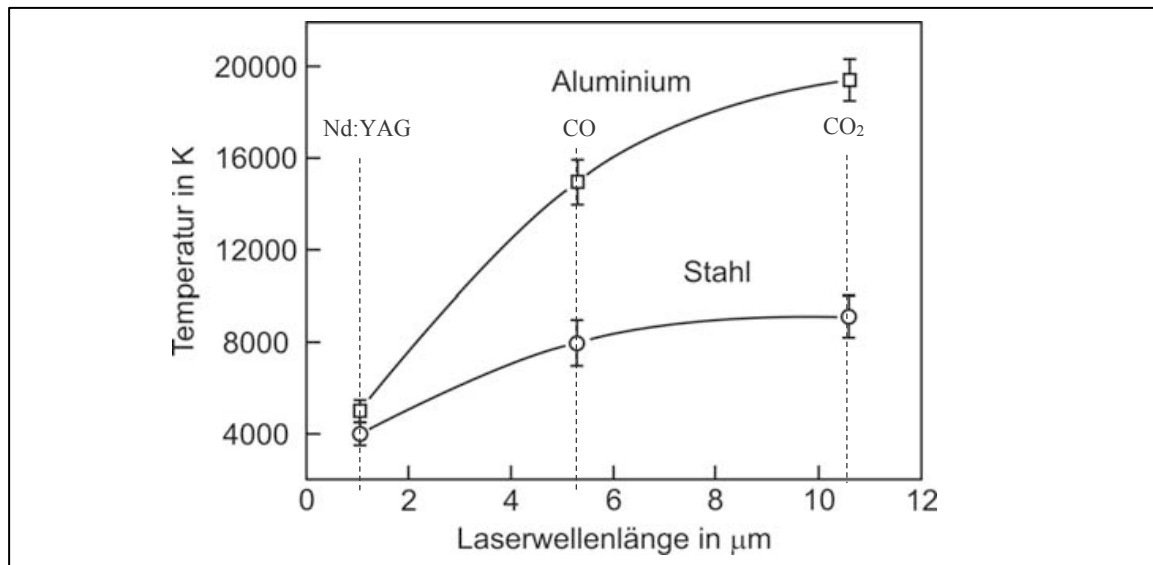


Abbildung 3-17: Spektroskopisch ermittelte Temperatur der Metaldampf-/Plasmaströmung am Keyhole-Austritt [78]

Um diesen Zusammenhang zu verdeutlichen, ist die Abbildung 3-17 aus [78] angeführt, welche die spektroskopisch ermittelte Temperatur am Keyhole-Austritt in Abhängigkeit der Laserwellenlänge, insbesondere für die Wellenlängen der Laserarten Nd:YAG- (1,06 µm), CO- (5,5 µm) und CO₂-Laser (10,6 µm) darstellt.

Die Autoren in [77] gehen davon aus, dass es im Keyhole des CO₂-Lasers bei Plasmatemperaturen > 8000 K einfacher sein müsste, stabiles CO zu bilden, als im Keyhole des Nd:YAG-Lasers bei rund 4000 K. Somit müsste die Steigerung der Einschweißtiefe beim CO₂-Laserstrahlschweißen mit steigendem C-Gehalte im Werkstoff größer sein, als beim Nd:YAG-Laserstrahl-Schweißen. Diese Annahme konnte aber nicht nachgewiesen werden, wobei die CO-Bildungs-Hypothese nicht direkt in dieser experimentellen Untersuchung verifiziert wurde. Bei diesen Untersuchungen wird die Einschweißtieferhöhung darauf zurückgeführt, dass die metallischen Partikel in der Dampfsäule durch Sauerstoff im Schutzgas im mittleren Durchmesser kleiner sind und eine höhere molekulare kohäsive Energie aufweisen. Dadurch ist der Streuungseffekt im Keyhole geringer und der streuungsinduzierte Laser-Divergenz-Winkel wird kleiner. Somit wird der effektiv wirkende Strahlfokus kleiner und die Laserenergie wird konzentriert, ein höherer Wärmestrom agiert im Keyhole-Grund und wenig bis keine eingedrungene Energie wirkt an der Schmelzbadoberfläche. Hierbei konnte gezeigt werden, dass der ursprüngliche Strahlfokussdurchmesser von 289 µm bei 0% Sauerstoff im Schutzgas auf unter 210 µm reduziert wurde, als die Sauerstoffkonzentration im Schutzgas auf 20% gesteigert wurde. Somit steigt die Einschweißtiefe und die Schweißnahtbreite sinkt mit steigender Sauerstoffkonzentration. Bei diesen Untersuchungen wird die

Einschweißtieferhöhung darauf zurückgeführt, dass die metallischen Partikel in der Dampfsäule durch Sauerstoff im Schutzgas im mittleren Durchmesser kleiner sind und eine höhere molekulare kohäsive Energie aufweisen. Dadurch ist der Streuungseffekt im Keyhole geringer und der streuungsinduzierte Laser-Divergenz-Winkel wird kleiner. Somit wird der effektiv wirkende Strahlfokus kleiner und die Laserenergie wird konzentriert, ein höherer Wärmestrom agiert im Keyhole-Grund und wenig bis keine eingedrungene Energie wirkt an der Schmelzbadoberfläche. Somit steigt die Einschweißtiefe und die Schweißnahtbreite sinkt mit steigender Sauerstoffkonzentration.

Zusammenfassend kann formuliert werden, dass die Erhöhung der Einschweißtiefe, welche durch Sauerstoffzufuhr in den Schmelzbadbereich vielfach nachgewiesen wurde, derzeit mehrheitlich mit der in [74, 75] beschriebenen CO-Bildungstheorie erklärt wird. Demgegenüber stehen die Annahmen in [77], in welchen die Autoren die O₂-bedingte Einschweißtieferhöhung auf die Fokussierung des Laserstrahls durch Streuungseffekte aufgrund O₂-bedingter Verringerung der Metallpartikelgröße im Keyhole zurückführen. Dass die Marangoni-Konvektion nicht hauptursächlich für die O₂-bedingte Einschweißtieferhöhung sein kann, gilt hingegen als belegt und nachgewiesen.

Die Zuführung von Sauerstoff ins Schmelzbad des Laserstrahltiefschweißprozesses beeinflusst aber nicht nur die Einschweißtiefe entscheidend, sondern das gesamte Schmelzbadverhalten, was erhebliche Auswirkungen auf die Keyhole-Stabilität und somit auf die resultierende Schweißverbindungsqualität haben kann.

In [79] wird die Wirkung der oberflächenaktiven Elemente S und O auf die Schweißnahtporosität untersucht. Die Autoren verweisen auf weitere Untersuchungen, in denen die Porenbildung hauptsächlich durch Keyhole-Instabilitäten verursacht werden. Oberflächenaktive Elemente wie S und O vermindern die Oberflächenspannung und reduzieren somit die Kräfte, welche das Keyhole schließen wollen. Somit wird das Keyhole stabilisiert. Demnach ist die oberflächenspannungsvermindernde Wirkung bei 1000 ppm Schwefel und 250 ppm Sauerstoff ähnlich. Durch Versuche konnte gezeigt werden, dass Schwefel keine Keyhole-stabilisierende Wirkung hat, sodass die Porosität der Schweißnähte nicht vermindert werden konnte. Daraus wird abgeleitet, dass die Verminderung der Oberflächenspannung nicht der dominante Faktor in der Unterdrückung der Schweißnahtporosität durch Sauerstoff sein kann und somit auch nicht zur Keyhole-Stabilisierung

beiträgt. Da die Porosität durch die Zugabe kleiner Mengen an Sauerstoff im Schutzgas jedoch unterdrückt werden konnte, wird der Keyhole-stabilisierende Effekt auf die in [74] beschriebene CO-Bildung an der Keyhole-Wand zurückgeführt. Um die Keyhole-Stabilisierung durch O_2 zu bestätigen, wurden die Gewichtsverluste bei verschiedenen O_2 -Gehalten im Schutzgas gemessen. Dabei wurde ein verminderter Gewichtsverlust bei Schweißungen mit gesteigerten O_2 -Gehalt gemessen und so auf eine Verminderung der dynamischen Aktivitäten zwischen Keyhole und Schmelzbad geschlossen. In Abbildung 3-18 sind die Massenverluste abhängig von der Sauerstoffkonzentration im verschiedenen Schutzgaskombinationen dargestellt.

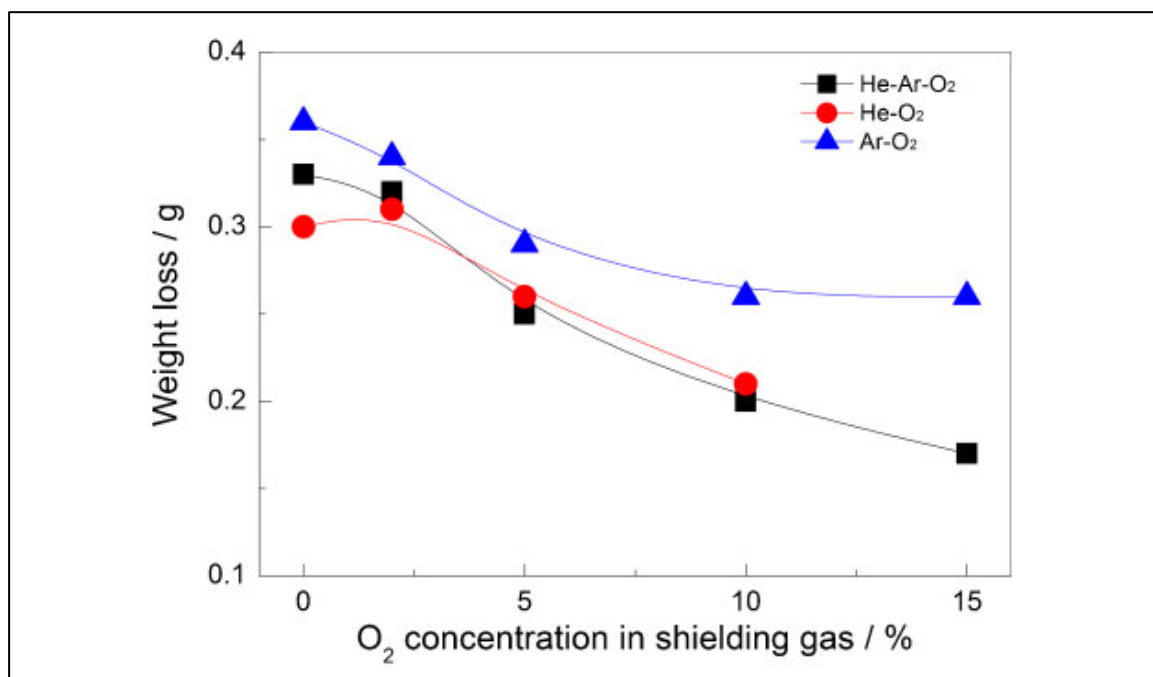


Abbildung 3-18: Gewichtsverlust abhängig von der O-Konzentration in verschiedenen Schutzgasatmosphären [79]

Spritzer entstehen dann, wenn das Keyhole instabil wird und kurzfristig verschlossen wird. Durch das Verdampfen steigert sich der Druck im Inneren des verbleibenden Keyholes, welcher das flüssige Schmelzbad explosionsartig herausschleudert. Mit erhöhter Keyhole-Stabilität durch Zugabe von Sauerstoff kann die Spritzerbildung vermindert werden [79].

Weiter wird in [77] bestätigt, dass ein positiver Oberflächenspannungs-Temperaturgradient eine Strömungskreuzung an der Keyhole-Rückwand und somit eine Aufwölbung und ein Kollabieren dieser verhindert. In Abbildung 3-19 werden die mittels numerischer Simulation berechneten Ergebnisse des Schmelzbadverhaltens bei negativen, neutralen und positiven $\Delta\sigma / \Delta T$ gegenübergestellt und schematisch mittels Pfeile erläutert.

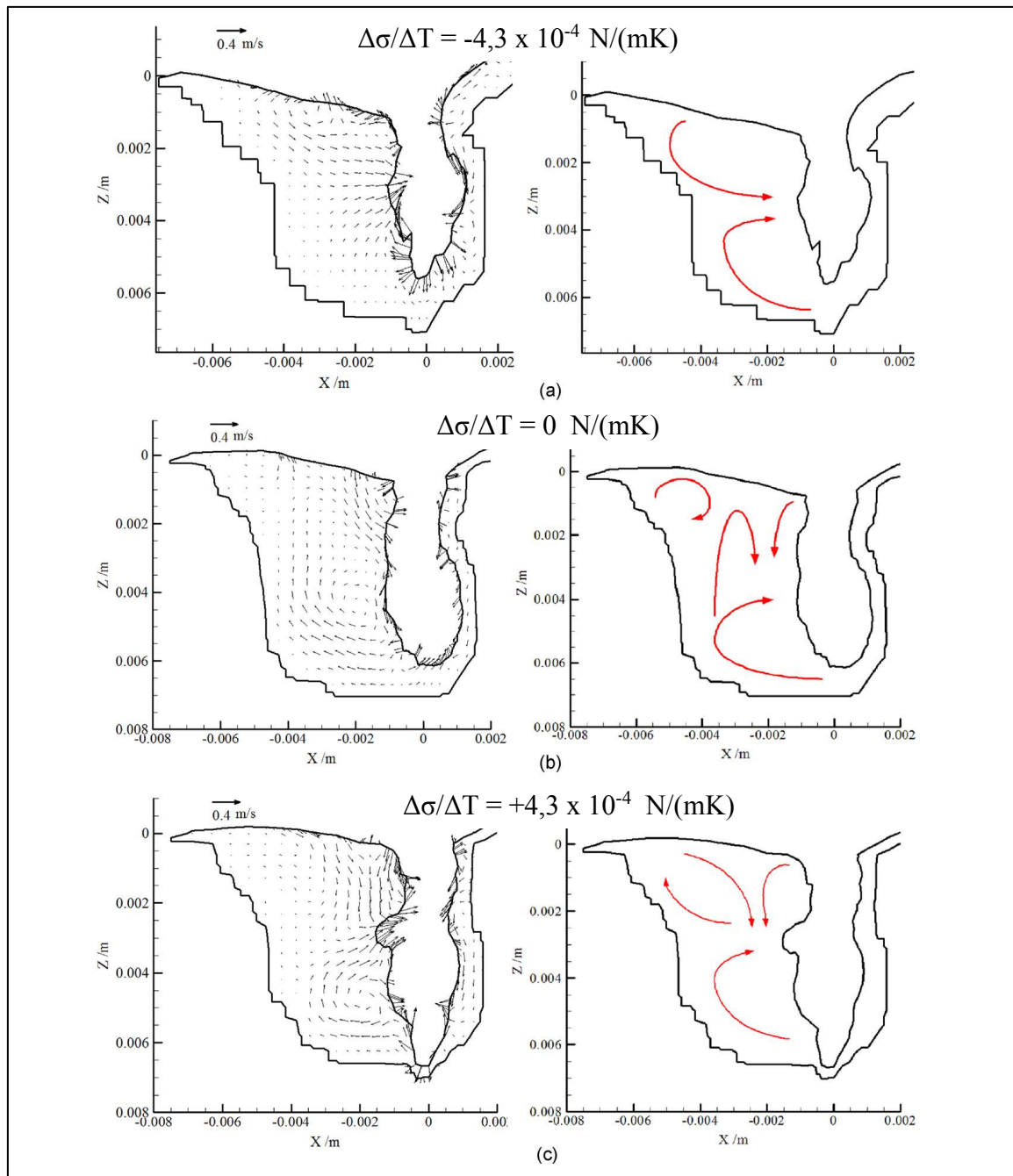


Abbildung 3-19: Simulation des Schmelzbades für negative (a), neutrale (b) und positive (c) $\Delta\sigma/\Delta T$ nach [77]

Das Keyhole wird demnach durch die Marangoni-Konvektion bei Sauerstoffanwesenheit durch einen mehrheitlich positiven $\Delta\sigma/\Delta T$ stabilisiert und Porenbildung und Spritzer vermindert. In Abbildung 3-20 wird dieser Zusammenhang für die Porenbildung dargestellt.

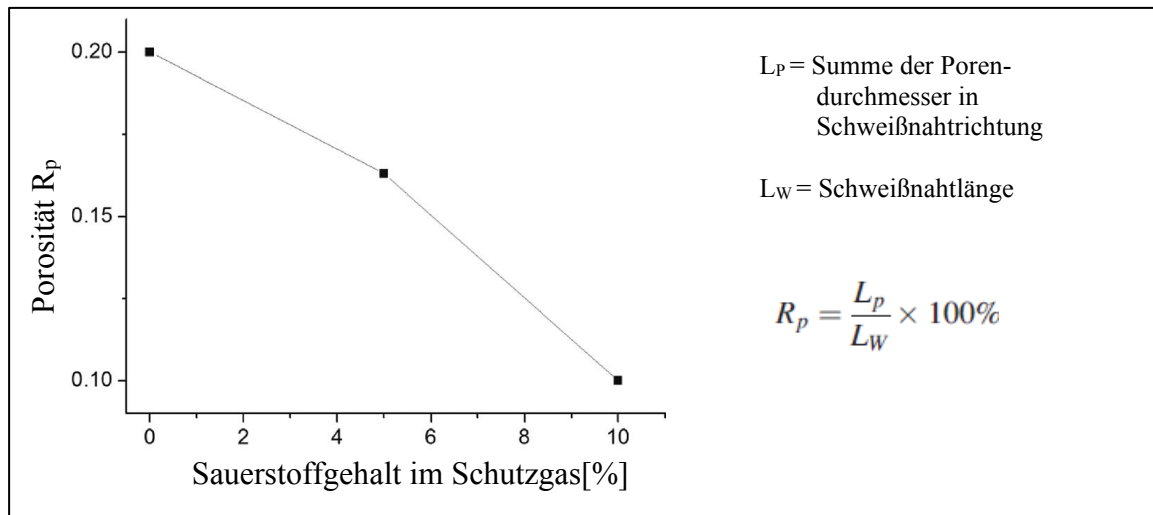


Abbildung 3-20: Schweißnahtporosität in Abhängigkeit vom Sauerstoffgehalt im Schutzgas nach [77]

In [80] wurde durch Variation des CO₂-Gehaltes im Ar-Schutzgas die Wirkung auf das Schmelzbad bei einem rostfreien Stahl untersucht. Dabei zeigten die Ergebnisse, dass mit steigendem CO₂-Gehalt das Schmelzbad zunehmend instabiler und somit das Parameterfenster für eine gute Naht kleiner wurde. Jedoch konnte die Porenbildung unterdrückt werden. Unterschiedliche CO₂-Gehalte im Schutzgas zeigten auch Auswirkungen auf die Mikrohärtigkeit im Schweißgut. Die Ergebnisse zeigen, dass die Mikrohärtigkeit im Schweißgut aufgrund der Oxidation von C, Si, Mn und Cr sinkt. Das wird durch die verringerte Tendenz zu Mischkristallhärtung während des Schweißprozesses mit zunehmender CO₂-Konzentration erklärt.

Zusammenfassend kann postuliert werden, dass eine Steigerung des Sauerstoffgehaltes in der Schutzgasatmosphäre zu einer Stabilisierung des Keyholes führt und damit zu einer Verminderung der Schweißnahtporosität und der Spritzerbildung führen kann. Hierbei werden zwei Mechanismen als ausschlaggebend beschrieben. Einerseits wird das Keyhole durch die Erhöhung des Innendrucks in der Dampfsäule durch die CO-Bildung stabilisiert und andererseits vermindert ein mehrheitlich positiver Oberflächenspannungs-Temperaturgradient ($\Delta\sigma / \Delta T$) im Schmelzbad die Schmelzbadströmungen, welche das Keyhole zum Kollabieren bringen können.

3.5.4 Schmelzbadbeeinflussung durch Schnittoxide

Nach [71] werden meist zwei Ansätze herangezogen, um oberflächenaktive Elemente dem Schweißprozess zuzuführen. Einerseits per Modifikation des Schutzgases, beispielsweise durch die Zugabe von Sauerstoffanteilen und andererseits über Oxid-Zugabe in das Schmelzbad (siehe Abschnitt 3.5).

Auch in [81] wird beschrieben, dass beim Laserstrahltiefschweißprozess Oxide bewusst durch Auftragen von SiO_2 auf die Probenoberfläche hinzugefügt wurden, um die beschriebenen Auswirkungen des Sauerstoffs im Schmelzbad an einem rostfreien Stahl zu untersuchen.

Diese Effekte werden aber auch bei Oxidschichten aus dem Vorprozess beobachtet. Wie beispielsweise in [60] beschrieben, zeigen die Oberflächen-Oxide aus dem Walzprozess bei höchstfesten Feinkornbaustählen große Auswirkungen auf das GTA-Schmelzbad. Das Einbrandprofil wurde bei Vorliegen einer Walzzunderschicht auf der Blechoberfläche tiefer und schmaler. Dabei wurde festgestellt, dass der Aluminium-Gehalt im Schweißgut bei Proben mit Walzzunder auf der Oberfläche im Vergleich zum Grundmaterial geringer war. Dies wird als Indiz dafür angesehen, dass in Schmelzbädern mit Walzzundereinfluss das Sauerstoffpotential höher ist und Aluminium reduzierend wirkt und mit dem gelösten Sauerstoff Oxide bildet. Somit ist der Walzzunder der wichtigste Einflussfaktor auf das Einbrandprofil von HSLA-Stählen, da der Schwefelgehalt für gewöhnlich sehr gering gehalten werden muss.

Zur Wirkung des Walzzunders auf der Blechoberfläche beim Laserstrahltiefschweißprozess konnten keine relevanten Literaturstellen gefunden werden.

Forstevarg et al. beschreiben in [82] die Wirkung des Schnitzunders aus dem Laserbrennschneidprozess auf den Fugenflächen beim Laser-MSG-Hybridschweißen. Hierbei wird beschrieben, dass die Schnittoxide folgende Effekte auslösen:

- Stabilisierung des Lichtbogens in Spaltrichtung
- Schmalere Schmelzbadoberfläche und Wurzel mit Verminderung von Humpingeffekten und daraus resultierenden Schweißnahtunterwölbungen

- Höherer O_2 -Gehalt im Schmelzbad. Die Menge an mikroporenähnlichen Einschlüssen ist in der Schmelzzone erhöht. Die Einschlüsse wurden als sauerstoffangereicherte Al-, Fe-, Si- und Mn-Einschlüsse identifiziert.
- Die Schnittoxide führen zu weicheren Ferritphasen in den mittleren und unteren Bereichen des Schweißgutes, die eine Reduzierung der Härte zur Folge haben.

Weiter wird beschrieben, dass die Oxidzuführung mittels CO_2 -haltiger Schutzgase gegenüber der Zuführung mittels Schnittoxiden eine untergeordnete Rolle in der Schmelzbadbeeinflussung spielt. Es wird auch vermutet, dass die Einschweißtiefe mit den Schnittoxiden aufgrund reduzierter Viskosität der Schmelze gesteigert werden kann, jedoch wurde das noch nicht weiter untersucht. Demnach weist FeO bei geringeren Schmelzbadtemperaturen eine Oberflächenspannung von 585 mN/m, welche im Vergleich zum reinen Fe (1872 mN/m) stark reduziert ist [43]. Die Anreicherung der Schmelze mit FeO verursacht auch eine geringere Viskosität der Schmelze bei Temperatur über 2000 K. Die Viskosität von reinem, flüssigen Fe und FeO wird in der Abbildung 3-21 als Funktionen der Temperatur mit Daten aus [83, 84] dargestellt.

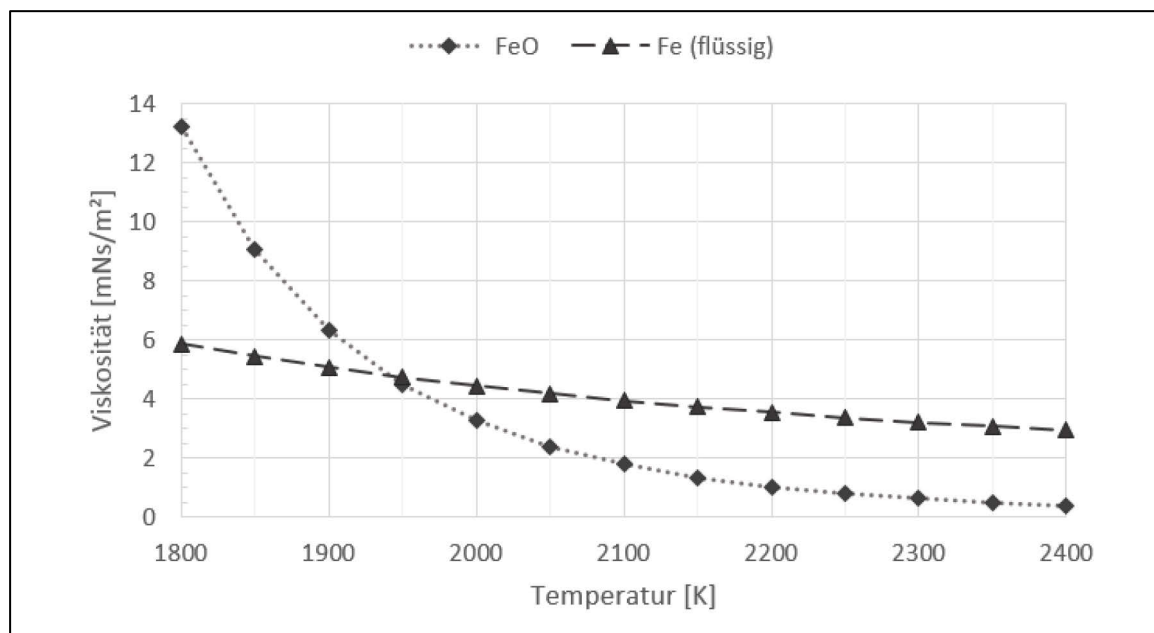


Abbildung 3-21: Viskosität von flüssigem Fe und FeO als Funktion der Temperatur, berechnet nach [83, 84]

Die Auswirkungen der Schnittoxide aus dem Laserstrahlbrennschneidprozess sind für den Laserstrahl-tiefschweißprozess nicht weiter untersucht worden. Es wurden keine weiteren Literaturstellen gefunden, in denen man den Einfluss der Schnittoxide auf einen

Laserstrahltiefschweißprozess untersucht hat. Auch der Einfluss der Oxideinbringung über die gesamte Keyhole-Höhe im Vergleich zur Aufbringungsart auf der Blechoberfläche wurde bis dato nicht untersucht. Hier knüpft diese Arbeit an.

3.6 Prozesstechnische Beeinflussung des Schmelzbadverhaltens

In [85] wurden unter anderem versucht durch einen zusätzlichen Gas-Jet die sogenannte Nagelkopfbildung zu unterdrücken. Die Versuche an einem rostfreien Stahl zeigen, dass die Anströmung des Schmelzbades mit einem Gas-Jet, abhängig von der Anströmungsrichtung, die obere Keyhole-Öffnung vergrößert und die Schmelzbadbewegung rund um diese Kapillar-Öffnung stabilisiert wird. Im hinteren Bereich der Dampfkapillare wird die Schmelze so schnell verdrängt, dass die Marangoni-Konvektion im oberen Schmelzbadbereich unterdrückt wird. Dies verhindert die Nagelkopfbildung und ist gleichermaßen ein Indiz dafür, dass die Nagelkopfbildung ausschließlich ein Resultat der Marangoni-Konvektion ist. Die durch das dynamische Verhalten der Dampfkapillare erzeugten Auswürfe (Spritzer) sind demnach mit dem Laserstrahleinfallswinkel bezogen auf die Blechoberflächenausrichtung beeinflussbar. In Abbildung 3-22 sind diese Ergebnisse abhängig von der Anströmungsrichtung bildlich dargestellt.

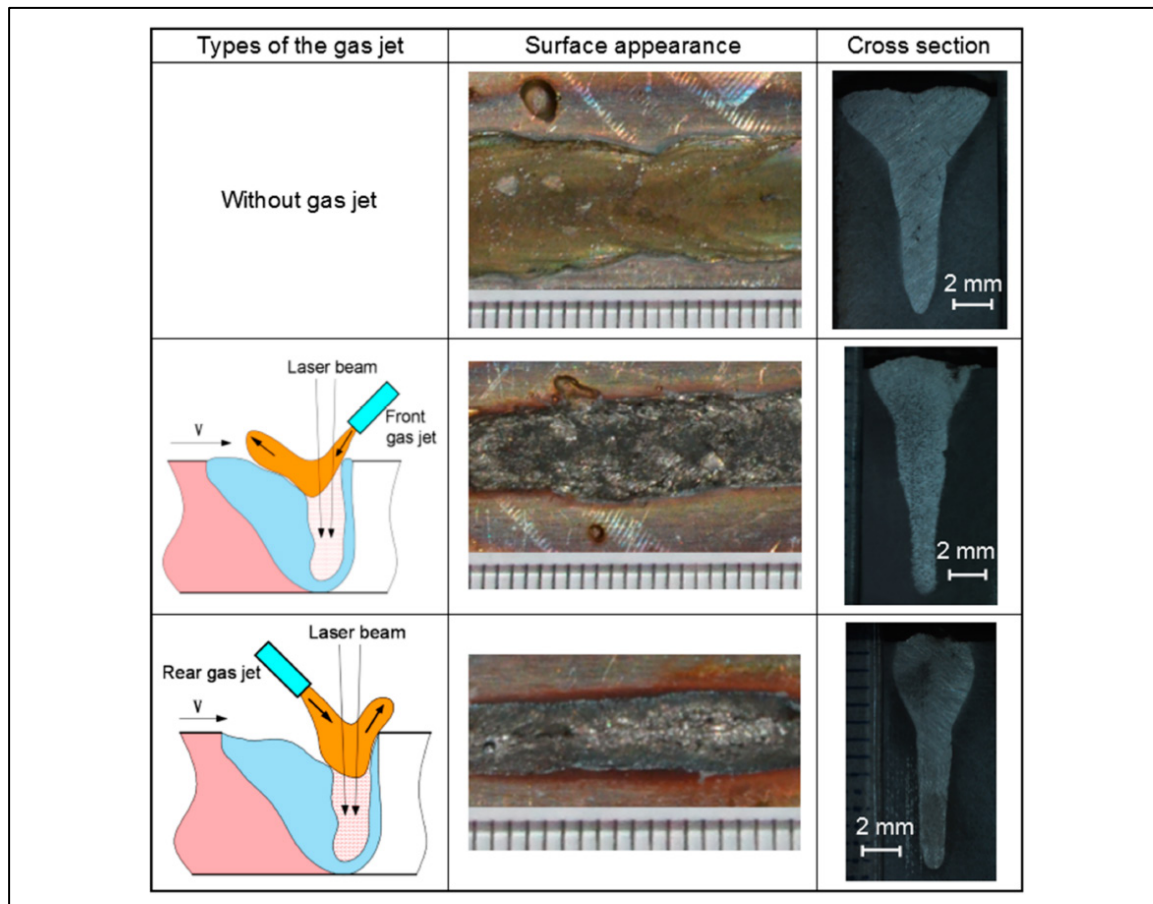
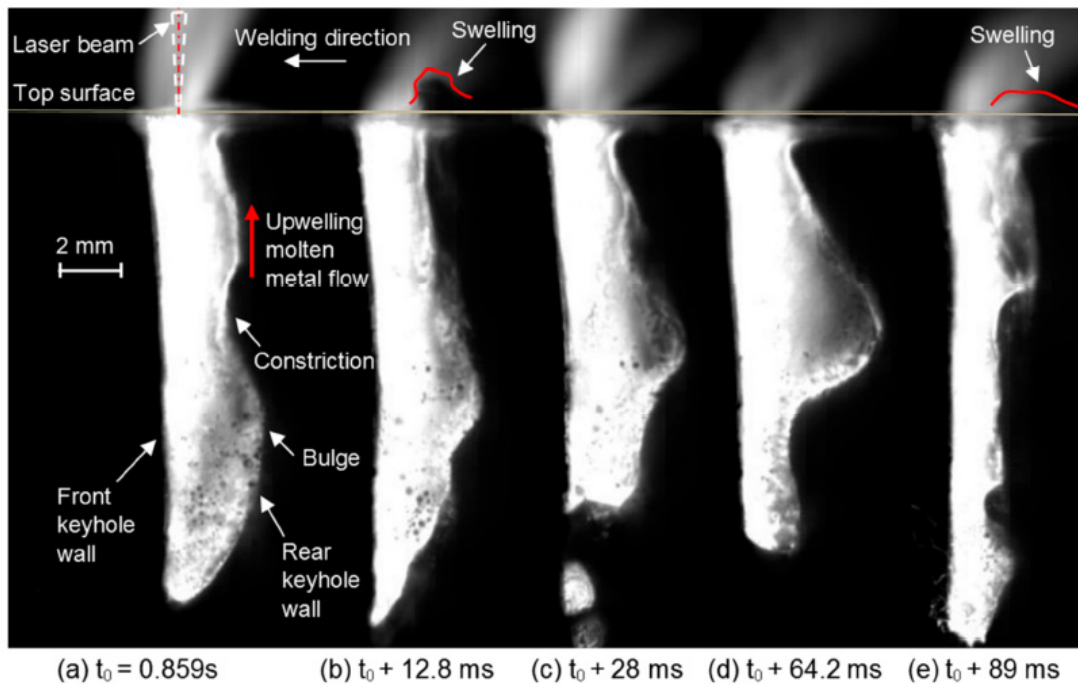
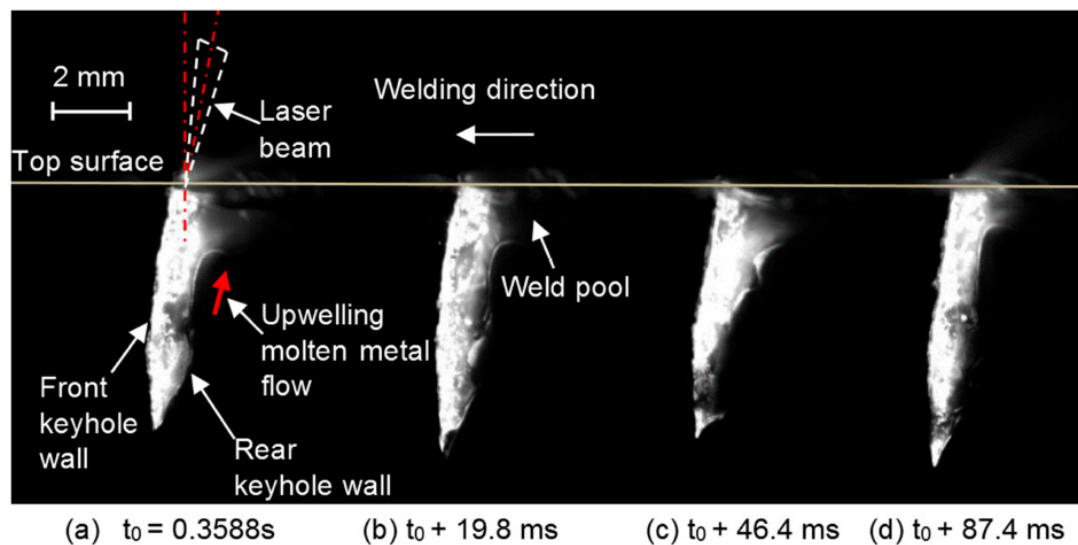


Abbildung 3-22: Mechanische Beeinflussung der Nagelkopfbildung durch einen Gas-Jet [85]

Durch die Variation des Laserstrahleinfallswinkels, wie in Abbildung 3-23 dargestellt, konnten die Autoren zeigen, dass eine stechende Strahlanordnung in Bezug auf die Schweißrichtung einen positiven Effekt auf die Verminderung der Porosität und die Spritzerbildung haben kann. Dies wird damit erklärt, dass die durch die Aufwärtsströmung im hintern Keyhole-Bereich verursachten Wellenbewegungen und die Wahrscheinlichkeit eines dadurch verursachten Keyhole-Kollaps vermindert werden. In Abbildung 3-23 konnte diese Einflussnahme anschaulich dokumentiert werden.

1) Laserstrahleinfallswinkel: 90° zur Blechoberfläche:

2) Laserstrahleinfallswinkel: stechend zur Blechoberfläche:



Schweißparameter für 1) und 2) unverändert:

Laserleistung: $LL = 10 \text{ kW}$, Schweißgeschwindigkeit $v_s = 1,8 \text{ m/min}$, Defokussierung von $+10 \text{ mm}$

Abbildung 3-23: Vergleich der Auswirkung des Laserstrahleinfallswinkels nach [85]

In Abbildung 3-23 sieht man den Vergleich der Auswirkung des Laserstrahleinfallswinkels auf die Schmelzbaddynamik und die Spritzerbildung bei gleichen Schweißparametern. Dabei zeigt Bild 1) das Keyhole bei rechtwinkliger Anstellung des Laserstrahls und Bild 2)

zeigt die stechende Anordnung des Laserstrahls in Schweißrichtung, bei der das aufströmende Schmelzbad keine Wellenbewegung im hinteren Keyhole-Bereich verursacht. Abgesehen von den beschriebenen Erkenntnissen in diesen beiden Bildern, muss hier angemerkt werden, dass für unveränderte Schweißparameter die Skalierung der Bilder nicht stimmen kann und dass der Maßstab genauer hinterfragt werden muss.

Durch Vergleiche der Schweißversuche mit vertikaler Strahlführung (Schweißposition PA) mit Versuchen mit horizontaler Strahlführung (Schweißposition PC) konnten die Autoren in [85] auch zeigen, dass die Schweißnahtüberhöhung an der Keyhole-Austrittsseite bei horizontaler Strahlführung ausblieb. In Abbildung 3-24 sind diese Ergebnisse dargestellt. Somit schließen die Autoren daraus, dass die Entstehung des Wurzeldurchhangs und die Schweißnahtoberflächenform nicht zwangsläufig vom selben Effekt abhängig sind.

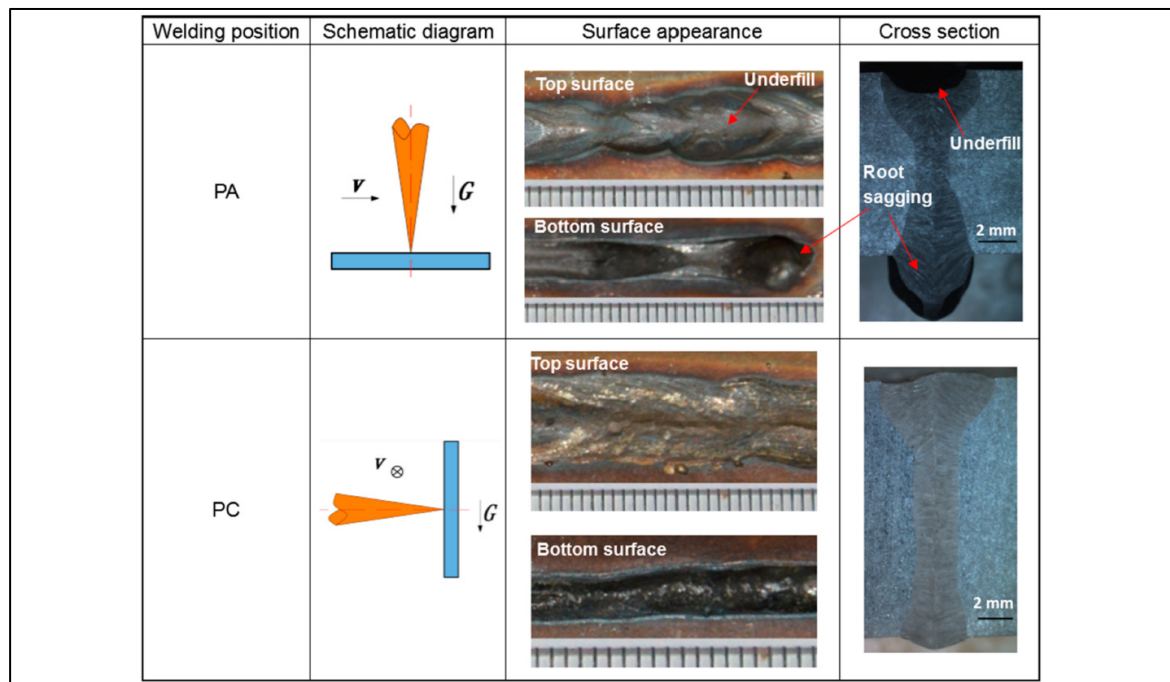


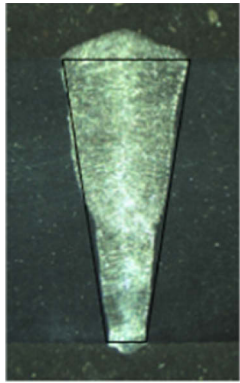
Abbildung 3-24: Vergleich von Schweißpositionen beim Lasertiefstrahlschweißen nach [85]

Die Schmelzbadkontrolle beim Durchschweißen dickwandiger Stöße ist mit zunehmender Wandstärke in Schweißposition PA oftmals ein limitierender Faktor, da sich die durch den Schwerkrafteinfluss bildenden Unregelmäßigkeiten, wie Nahtunterwölbung und Wurzeldurchhang, ohne äußere Badstütze nicht mehr beherrschen lassen. Bis auf einige Fälle ist die industrielle Anwendung solcher Prozesse beim Schweißen in PA auf ca. $t = 15 \text{ mm}$ beschränkt [86]. Nichtverbleibende Festkörper-Badstützen sind beim Laserstrahl-Durchschweißprozess nicht einsetzbar, da aufgrund der hohen Keyhole-Temperaturen unakzeptable Fremdmaterialeinschlüsse die Folge wären.

Wie in [40, 86] beschrieben, ist es möglich durch elektromagnetische Volumenkräfte die Schmelzbadform und -höhe im Bezug zur Blechoberfläche zu beeinflussen. Den geometrischen Unregelmäßigkeiten aufgrund der auf das Schmelzbad wirkenden Schwerkraft kann so teilweise entgegengewirkt werden. Mit einer derartigen stofflosen Schmelzbadssicherung können nach [86] mittlerweile mit Hochleistungslaserstrahl-GMA-Hybrid-Schweißverfahren Materialstärken bis zu $t = 30$ mm einlagig und in PA-Position so verschweißt werden, dass die Wurzel Ausbildung der höchsten Bewertungsklasse nach [9] entspricht.

In [87] wird anhand eines dreidimensionalen Transientenmodells die Einbrandprofilbildung in Hinblick auf das dynamische Keyhole- und Schmelzbadverhalten beim Laserstrahltiefschweißprozess untersucht. Dabei wurden die Phasenzustände festes Metall, schmelzflüssiges Metall, Metaldampf und Luft berücksichtigt und die physikalischen Faktoren Schmelzen, Erstarren, Verdampfen und Kondensation, Flüssigkeitsströmung, Marangoni-Schubspannung, Rückstoßdruck und Oberflächenspannung berücksichtigt. Demnach können die Einbrandprofile in drei Hauptgruppen unterteilt werden, welche in Tabelle 3-3 anschaulich dargestellt sind.

Tabelle 3-3: Klassifizierung der 3 Arten von Einbrandprofilen nach [87]

Einteilung	nagelförmig	keilförmig	schlank-tailliert
Probe			
Laserleistung LL	7 kW	5,7 kW	8 kW
Schweißgeschw. V_s	30 mm/s	25 mm/s	20 mm/s
Fokuslage	0 mm	+20 mm	-4 mm

Nach den Autoren ist das Einbrandprofil hauptsächlich von der Streckenenergie bestimmt. Schlank-taillierte Einbrandprofile entstehen somit bei Streckenenergien über 400 J/mm, ohne Berücksichtigung der Leistungsdichte. Bei Streckenenergien von unter 250 J/mm entstehen nagelförmige Einbrandprofile, keilförmige Profile entstehen bei Strecken-

energiewerten zwischen den genannten Grenzen und verringerter Leistungsdichte. Die Ausformung des Einbrandprofils am Grund ist hauptsächlich davon abhängig, wie tief das Keyhole in das Metall eindringt. Dabei wird das Einbrandprofil am Grund tendenziell breiter, wenn das Keyhole das Metall vollständig durchdringt. Unterschiede in den Schmelzbadströmungen führen zu den Formunterschieden der Einbrandprofile. Der auf die Keyhole-Grenzfläche wirkende Rückstoßdruck, die aus dem Temperaturgradienten abgeleitete Marangoni-Kraft und die aus dem Ausstoß des Metaldampfes abgeleitete Reibungskraft beeinflussen das Strömungsfeld des Schmelzbades. Diese Impulsfaktoren zusammen mit dem Temperaturfeld bestimmen gleichzeitig das gesamte Einbrandprofil.

Die bei der Verdampfung entstehenden und während des Schweißprozesses austretenden Metaldämpfe kondensieren und erstarren während des Austritts aus dem Keyhole. Dabei entsteht eine Rauchsäule, welche die Wirkung des Laserstrahls stark beeinflussen kann.

In [88] wird gezeigt, dass beim Faser-Laser-Tiefschweißprozess die laser-induzierte Rauchfahne aus zwei unterschiedlichen Teilen besteht und diese aus unterschiedlichen Gründen entstehen. Dabei wird bis zu einer Höhe von 5 mm über der Keyhole-Öffnung von einer leicht ionisierten Austrittsströmung des Metaldampfes gesprochen. Dieser Teil ist stark von der Umgebungsatmosphäre abhängig und hat keinen Einfluss auf Laserstrahlzerstreuung und auf den Schweißprozess. Gründe dafür werden in der niedrigen Temperatur ($< 4500\text{ K}$), dem Ionisationsgrad ($< 10^{-3}$) und der freien Elektronendichte ($< 10^{15}\text{ cm}^{-3}$) angeführt. Dieser untere Teil der Rauchfahne ist stark von der Schutzgaszusammensetzung abhängig. Ar und He kühlen diesen Teil ab und brechen die Lichtemission. Der obere Teil der Rauchfahne wird durch die kleinen kondensierten Partikel aus dem Metaldampf erzeugt und kann Höhen von über 50 mm erreichen. Die Temperatur liegt hier durchschnittlich bei ca. 2500 K. Dieser Teil ist nicht abhängig vom Schutzgas oder der Laserleistung, was mit einem viel höheren Extinktionskoeffizienten (bei einer Wellenlänge $1,3\mu\text{m}$) im Vergleich zum Inversen Bremsstrahlungs-Absorptionskoeffizient im unteren Teil der Rauchsäule begründet wird.

In [89] wurde der Einfluss der laser-induzierten Rauchsäule (engl. laser-induced plume) auf das Einbrandprofil untersucht. Demnach trifft der Laserstrahl auf die austretenden Partikel und wird dadurch zerstreut. Dabei wurden im Laserstrahl Fackel-Temperaturen von bis zu 5078 K gemessen. Die Partikelanalyse zeigte, dass es sich dabei durchschnittlich um 40 nm große Fe_3O_4 -Partikel handelt.

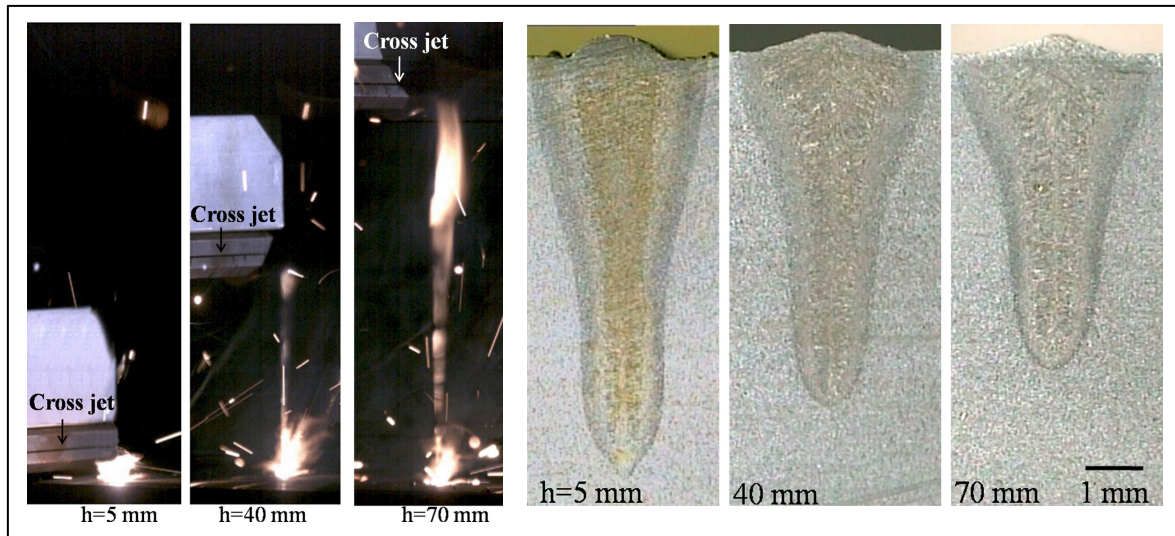


Abbildung 3-25: Auswirkung der laser-induzierten Rauchfahne auf das Einbrandprofil und die Einschweißtiefe [89]

Man nutzt hochenergetische Gas-/Luft-Cross-Jets, um diese Rauchfahne im Bereich des Laserstrahls so kurz wie möglich zu halten. In Abbildung 3-25 sind beispielsweise die Einbrandprofile mittels Querschliffe (Faser-Laser IPG YLS-6000, Wellenlänge 1070 nm auf Stahl mit 0,3 C und 0,2 andere wt. %) dargestellt. Mit reduzierter Höhe der Rauchfahne - durch Verminderung der Cross-Jet-Höhe - reduziert sich die Nahtbreite und die Einschweißtiefe steigt, da die auf das Werkstück auftreffende Laserstrahlenergiedichte mit abnehmender Rauchsäulenhöhe bzw. Zerstreuung steigt. Die dämpfende Wirkung dieser Rauchsäule auf die Energiedichte kann somit mit der Cross-Jet-Höhe über dem Keyhole kontrolliert werden. Weitere Möglichkeiten der prozesstechnischen Beeinflussung der Schweißergebnisse werden in [39] dargestellt.

3.7 Entstehung von Erstarrungsrissen

Vielfach werden bei Schweißverbindungen aus dem Laserstrahltiefschweißprozess Imperfektionen in Form von Erstarrungsfehlern und -rissen beobachtet. Im Folgenden werden aktuelle Ergebnisse zu Forschungsarbeiten dargestellt, in welchen die Gründe für die Entstehung dieser Schweißnahtfehler in Laserstrahl-GMA-Hybrid- bzw. in Laserstrahl-Keyhole-Schweißnähten dazu untersucht wurden und werden.

In [90] wurden experimentelle und numerische Untersuchungen zur Entstehung und Beeinflussung von Erstarrungsrissen im Wurzelbereich von nicht durchgeschweißten Laser-GMA-Hybrid Schweißnähten an einem S690QL in $t = 15$ mm Blechdicke durchgeführt. Abbildung 3-26 zeigt die verschiedenen Erscheinungsformen von Erstarrungsrissen im Wurzelbereich.

Diese Erstarrungsrisse sind lt. Autoren ein Resultat aus der Interaktion von metallurgischen, geometrischen und thermomechanischen Einflussfaktoren. Es wurde ein direkter Zusammenhang zwischen der Risshäufigkeit und der Schweißgeschwindigkeit festgestellt. Eine Verringerung der Schweißgeschwindigkeit führt demnach zu einer Verminderung der Risse im Wurzelbereich. Die Fokusposition scheint auch einen signifikanten Einfluss auf die Riserscheinungen zu haben. So konnte die Risshäufigkeit vermindert werden, wenn der Laserstrahl auf der Blechoberfläche fokussiert wurde. Die Drahtfördergeschwindigkeit stellt lt. Autoren nur eine sehr begrenzte Beeinflussungsmöglichkeit dar, was mit dem großen Abstand des kritischen Rissbereiches vom Lichtbogenbereich begründet wird. Die Laserleistung wurde bei diesen Versuchen so variiert, dass eine vergleichbare Einschweißtiefe erzielt wurde.

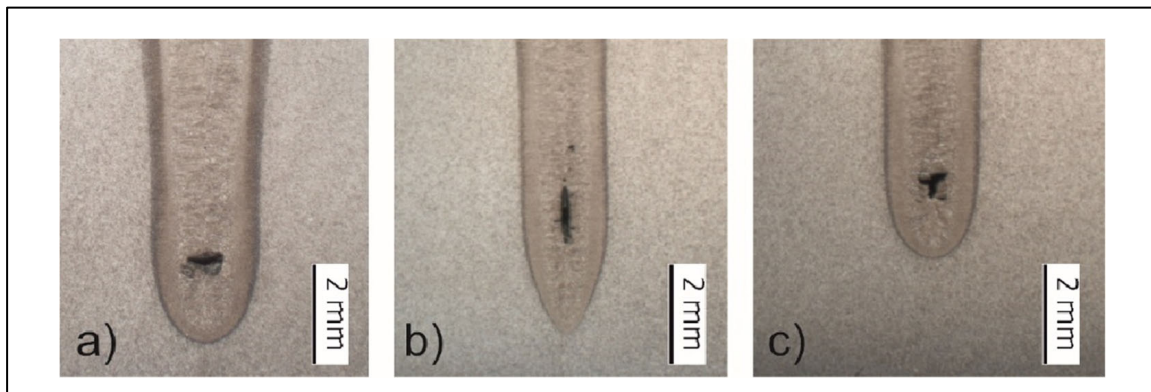


Abbildung 3-26: Erstarrungsrisse in Wurzelbereich; a) horizontale, b) vertikale und c) kreuzförmige Risse [90]

Mit numerischen Simulationen konnte belegt werden, dass im Wurzelbereich eine Konzentration der Quer- und Vertikalspannungen auftritt. Abbildung 3-27 a) zeigt beispielhaft die berechnete Querspannungsverteilung und den dazugehörigen Makroschliff. In b) ist die Spannungsentwicklung der Vertikal- und Querspannung im Wurzelbereich während der Abkühlung von 1500°C auf 950°C dargestellt. Auch die numerischen Berechnungen zeigen einen großen Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Spannungsentwicklung im kritischen Bereich. Demnach führt eine Verminderung der Schweißgeschwindigkeit zur einer Herabsetzung des Spannungsniveaus. Metallurgische Einflussfaktoren, wie beispielsweise niedrig-schmelzende Eutektoide, fördern die Erstarrungsrisssbildung, wo Zugspannungen wirken [90].

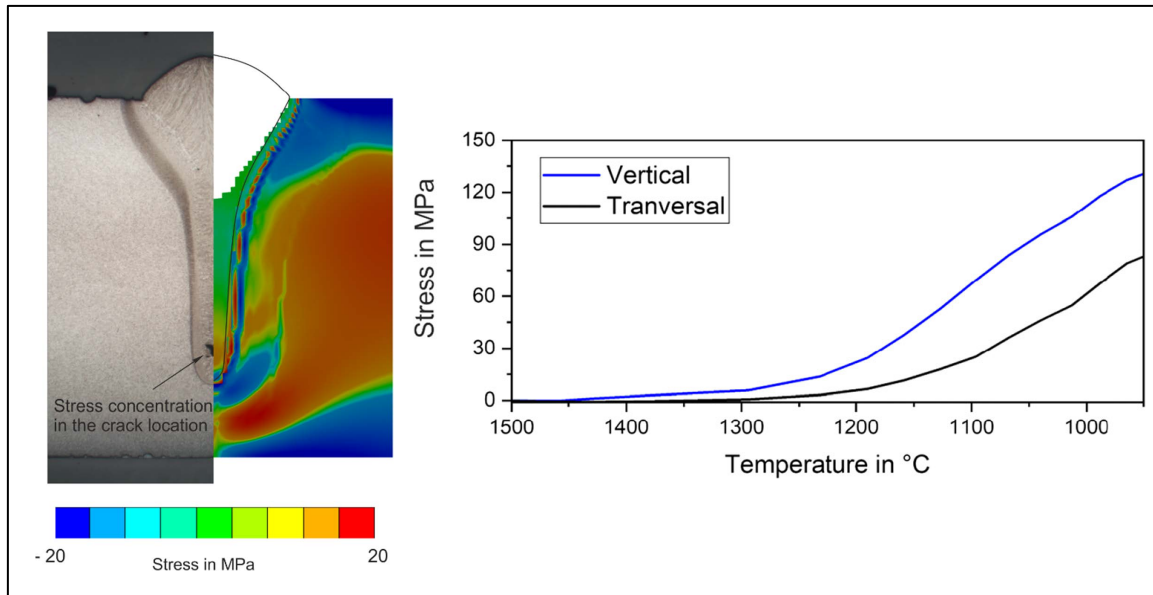


Abbildung 3-27: a) Querspannungsverteilung; b) Spannungsentwicklung als Funktion der Temperatur [90]

Artinov *et al.* [91] untersuchten mit numerischen Simulationen die Ursachen der Heißrissbildung an Laserstrahl geschweißten I-Stößen an Blechen mit hoher Blechdicke. Basis dafür sind die Untersuchungen in [92, 93], wo durch einen speziellen I-Stoß aus Stahl und transparentem Quarzglas das Keyhole quer zur Schweißrichtung mittels einer High-Speed- und einer Infrarot-Kamera untersucht wurde.

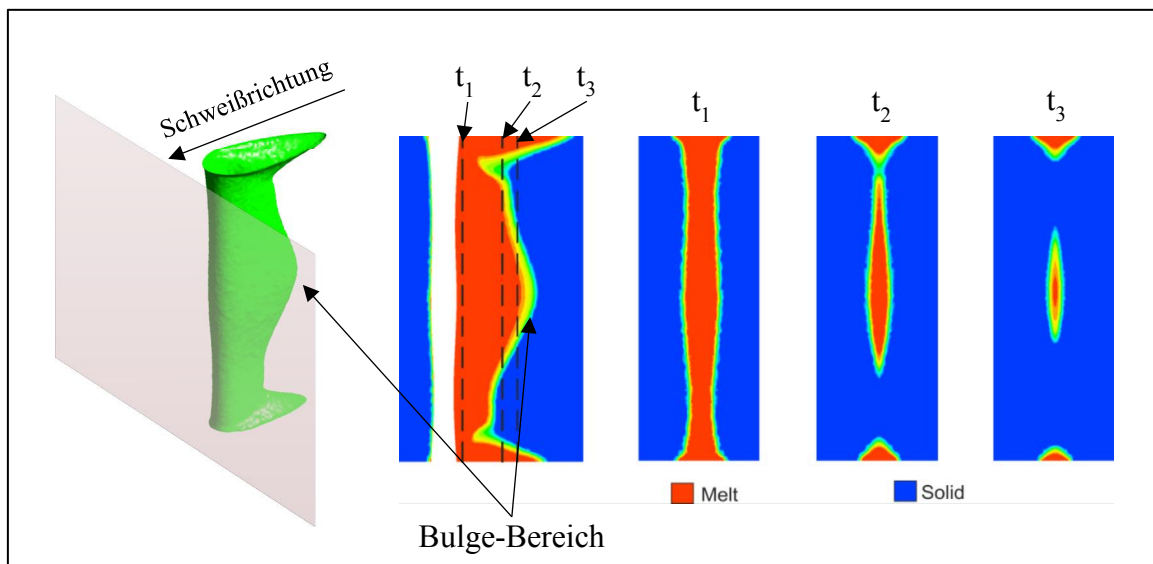


Abbildung 3-28: Schmelzbadform und zeitliche Schnitte im Temperaturfeld am durchgeschweißten I-Stoß nach [91]

Den Autoren zufolge wird die Heißrissbildung dadurch erklärt, dass Strömungseffekte im Schmelzbad, welche durch die Marangoni-Konvektion angetrieben werden, zu einer Bulge-Bildung des Schmelzbades in der Blechmitte führen. Wie in Abbildung 3-28 dargestellt wurde, erstarrt dieser Bereich verzögert. In diesem Bereich wurden durch die Simulationen

auch die höchsten Querzugspannungen berechnet. In Abbildung 3-29 ist die simulierte Querzugspannungsentwicklung für drei verschiedene Punkte dargestellt. Daraus kann abgelesen werden, dass in dem Bereich, wo die Erstarrung endet auch die höchsten Querzugspannungen entstehen. Das dendritische Kornwachstum normal zur Keyhole-Achse und die Makro-Segregation führen zur zusätzlichen Verzögerung der Erstarrung im Heißriss-Bereich in der Blechmitte [91].

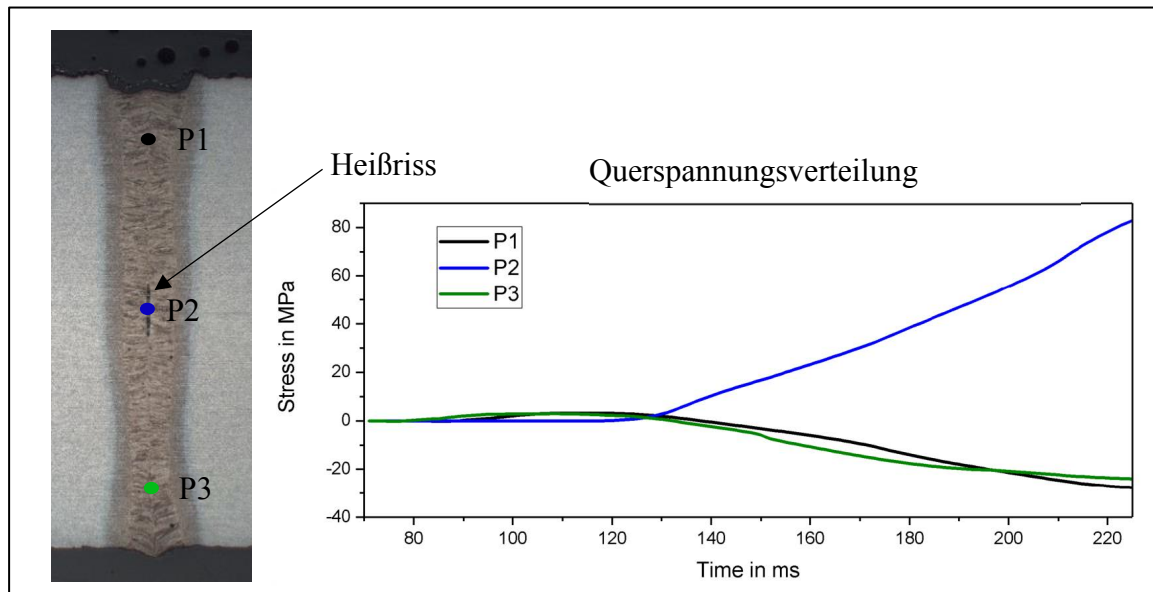


Abbildung 3-29: Querspannungsentwicklung der abkühlenden Laserstrahl-Schweißnaht nach [91]

3.8 Einflüsse der Schnittkanten-geometrie auf das Schmelzbadverhalten

Die in [94] beschriebenen Ergebnisse zeigen einerseits die Auswirkungen verschiedener Schweißparameter (Schweißgeschwindigkeit, Fokusslage) auf das Einbrandprofil bzw. die Einschweißtiefe und andererseits werden Blindraupenschweißungen und laserschmelzgeschnittene Schweißfugen bei instrumentalisierten Experimenten mit einem austenitischen, rostfreien Stahl (1.4404) gegenübergestellt. Dabei zeigen die Ergebnisse, dass das Verhältnis zwischen Keyhole-Eindringtiefe und tatsächlicher Einschweißtiefe bei Blindraupen und Stumpfstößen unabhängig von der Fokusslage ist. Das durchschnittliche Verhältnis der Einschweißtiefe zur Keyhole-Tiefe beträgt demnach bei Blindraupen 127% und 122% bei Stumpfstößen. Die Autoren kommen dabei zum Schluss, dass die durchschnittliche Einschweißtiefe bei Blindraupen größer ist als bei laserschmelzgeschnittenen Stumpfstößen.

In [95] wird der Einfluss der Schnittkantenrauheit beim Laserstrahl-tiefschweißen von Baustählen beschrieben. Wie in Abbildung 3-30 dargestellt, korreliert die Einschweiß-tiefenänderung mit der Veränderung der Energieabsorption bei unterschiedlichen Schnittkantenrauheiten.

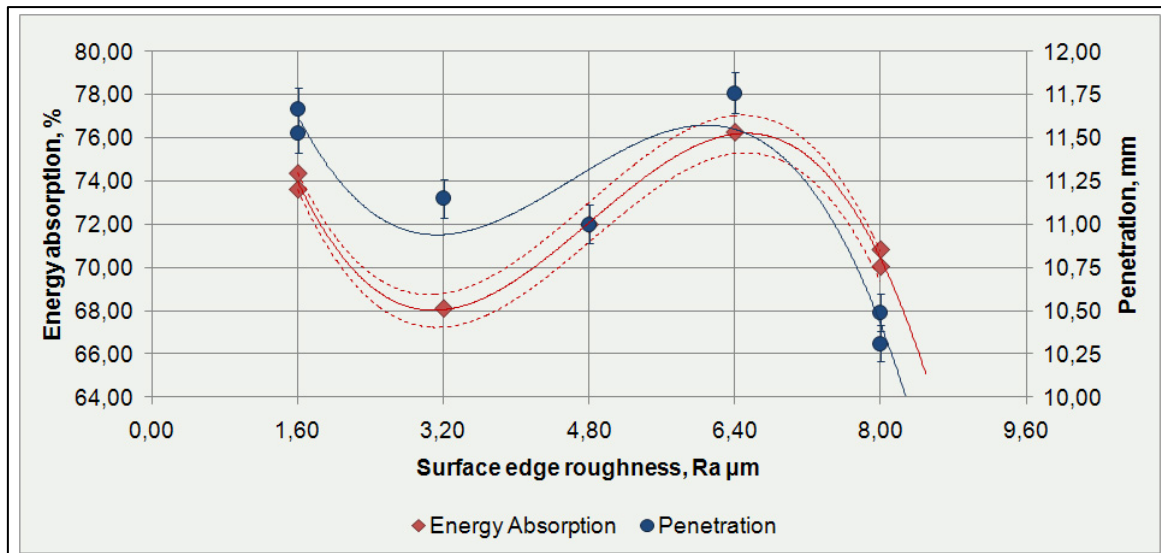


Abbildung 3-30: Auswirkungen der Schnittkantenrauheit auf die Energieabsorption und die Einschweißtiefe [95]

Weiterführend wird in [96] die Auswirkung eines definierten Spaltes zusätzlich zur Schnittrauheit in der Schweißfuge beschrieben. Dabei wurde die Schnittkante mittels Wasserstrahlschneiden erzeugt und durch einen mechanischen Bearbeitungsvorgang auf eine definierte Rauheit gebracht. Der Luftspalt wurde durch Beilegen von 0,05 mm bis 0,2 mm dicken Stahlstreifen erzeugt.

Die Ergebnisse beider Untersuchungen von *Sokolov et al.* [95, 96] zeigen, dass die Einschweißtiefe und die Schweißqualität bei einem durchschnittlichen Rauheitswert von $R_a = 6,3 \mu\text{m}$ und einem Luftspalt von ca. 0,1 bis 0,2 mm ein Maximum erreichen. Makroschliffe von durchgeschweißten Schweißproben zeigen demnach bei Rauheitswerten über $R_a = 8 \mu\text{m}$ bereits eine unakzeptable Schweißqualität. Es wird vermutet, dass die Keyhole-Bildung durch einen leichten Spalt in der Schweißfuge erleichtert wird und somit die Nutzbarkeit der Laserleistung gesteigert werden kann.

In [97] wurden diese Erkenntnisse auf das Laserstrahl-GMA-Hybridschweißen angewendet und die positive Wirkung einer gewissen Rauheit an den Fugenkanten auf das Einbrandverhalten konnten auch bei diesem Prozess bestätigt werden. Im Vergleich zu bearbeiteten Schweißnahtvorbereitungen können Schnittfugen mit lasergeschnittenen Kanten durch die

prozessbedingte Riefenbildung zu erheblichen Schweißgeschwindigkeitserhöhungen genutzt werden. Hierbei ist es bei lasergeschnittenen Fugenkanten nicht notwendig einen Spalt einzustellen, was das Positionieren der Kanten zueinander wesentlich vereinfacht. Es zeigte sich, dass sich alleine aus der Riefenbildung beim Schmelzschnneiden das gleiche Spaltvolumen ergibt, als bei bearbeiteten Flächen mit 0,15 mm voreingestelltem Spaltmaß.

3.9 Zusammenfassung der Literaturrecherche

Trotz ähnlicher chemischer Zusammensetzungen werden aufgrund der unterschiedlichen Herstellrouten verschiedene Härtungsmechanismen für die Einstellung der mechanischen Festigkeitswerte hochfester Feinkornbaustähle genutzt. Diese unterschiedlichen Gefüge zeigen in der Wärmeeinflusszone nach dem Schweißen unterschiedliche Ursachen für die für diese Stahlsorten typischen Erweichungszonen. Bei richtiger schweißtechnischer Kombination der verschiedenen Einflussgrößen können die Erweichungs- und Aufhärtungszonen im Schweißnahtbereich durch den Laserstrahlschweißprozess so begrenzt werden, dass in der Schweißverbindung die Grundwerkstoffanforderungen erreicht bzw. sogar übertroffen werden können.

Laserstrahlschneiden als Vorprozess liefert Schnittkanten mit Riefen, welche in ihrer Rauheit hauptsächlich von den Prozessparametern abhängen, aber aufgrund von sich zyklisch verändernden Bedingungen in der Schnittzone während der Verbrennungsreaktion beim Laserbrennschneidprozess nicht gänzlich vermieden werden können. Die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes beeinflusst die Schnittqualität entscheidend mit, wobei das Zusammenspiel der einzelnen Legierungselemente noch nicht restlos geklärt ist. Bei Laserstrahlbrennschneiden von mikrolegierten Feinkornbaustählen bildet sich eine Schnittunderschicht, deren Entstehung, Ausbildung und Haftfähigkeit bisher nicht wissenschaftlich behandelt wurde.

Der Laserstrahl-tiefschweißprozess ist vielfach Gegenstand aktueller Forschungsarbeiten und aufgrund seiner Komplexität nicht restlos erklärbar. Insbesondere die Beeinflussung des Schmelzbades mit dem oberflächenaktiven Element Sauerstoff ist vielfach Teil von Untersuchungen. Dabei ist noch nicht restlos geklärt, welche Mechanismen beim Laserstrahl-tiefschweißprozess hauptverantwortlich für die Erhöhung der Einschweißtiefe durch Sauerstoff im Schmelzbad sind. Die Auswirkungen der Zuführung von Oxiden direkt

an der Schweißfugenkante und über die gesamte Blechstärke wurde bisher für diesen Schweißprozess nicht untersucht.

Die prozesstechnischen Möglichkeiten das Schweißergebnis zu beeinflussen sind vielfältig und grundsätzlich durch die Variation verschiedener Prozessparameter möglich, abhängig von der Schweißposition und Prozessausrüstung aber physikalischen Grenzen ausgesetzt. Hierbei zeigt sich, dass die Stabilität des Keyholes und das dadurch beeinflusste Schmelzbadverhalten die Schweißergebnisse stark beeinflussen. Übermäßige Spritzer- und Porenbildung sind vorwiegend auf Prozess- bzw. Keyhole-Instabilitäten zurückzuführen. Erstarrungsfehler, wie zum Beispiel Heißrissbildung in Schweißnahtmitte, sind vom Schmelzbadvolumen, dessen Strömungsverhalten und von der vorherrschenden Eigenspannungssituation abhängig und somit nur teilweise durch Schweißparameteroptimierung beeinflussbar. Die Sauerstoffanwesenheit kann das Schmelzbadverhalten dahingehend positiv beeinflussen, als dass diese die Stabilität des Keyholes während des Schweißprozesses erhöhen. Die Gestaltung der Schweißnahtfuge in ihrer Geometrie und Oberflächenbeschaffenheit kann das Ergebnis des Laserstrahltiefschweißprozess beeinflussen und muss somit mitbetrachtet werden.

4 Experimentelles

4.1 Bezeichnungssystem und Übersicht

Im Rahmen dieser Arbeit wurden umfangreiche Grundwerkstoffanalysen und Schweißversuche durchgeführt. Um für die Problemlösung die notwendigen Aussagen treffen zu können, wurden verschiedene Probenmerkmale, wie Grundwerkstoffstahlmarke, Oberflächenzustand, Festigkeitsklasse (FK) und Schnittkantenpräparation, variiert bzw. für einen Probenzustand kombiniert. Wie in Abbildung 4-1 dargestellt, setzt sich die Bezeichnung des Schnittkantenzustandes aus den einzelnen Merkmalen zusammen. So beschreibt beispielsweise die Bezeichnung „SS700-BL-GEF+SiO₂“ einen Schnittkantenzustand, welcher sich aus einem Blech der Stahlmarke „Strenx“, mit einer Mindeststreckgrenze von $R_e = 690$ MPa und mit metallisch-blanker Blechoberfläche ergibt. Die Schnittkante wurde gefräst und danach mit SiO₂ eingestrichen. Das Merkmal „Schnittkantenpräparation“ erweitert die Probenvarianz und somit auch die Bezeichnung durch die verschiedenen Behandlungsarten der Schnittkanten als Schweißnahtvorbereitung.

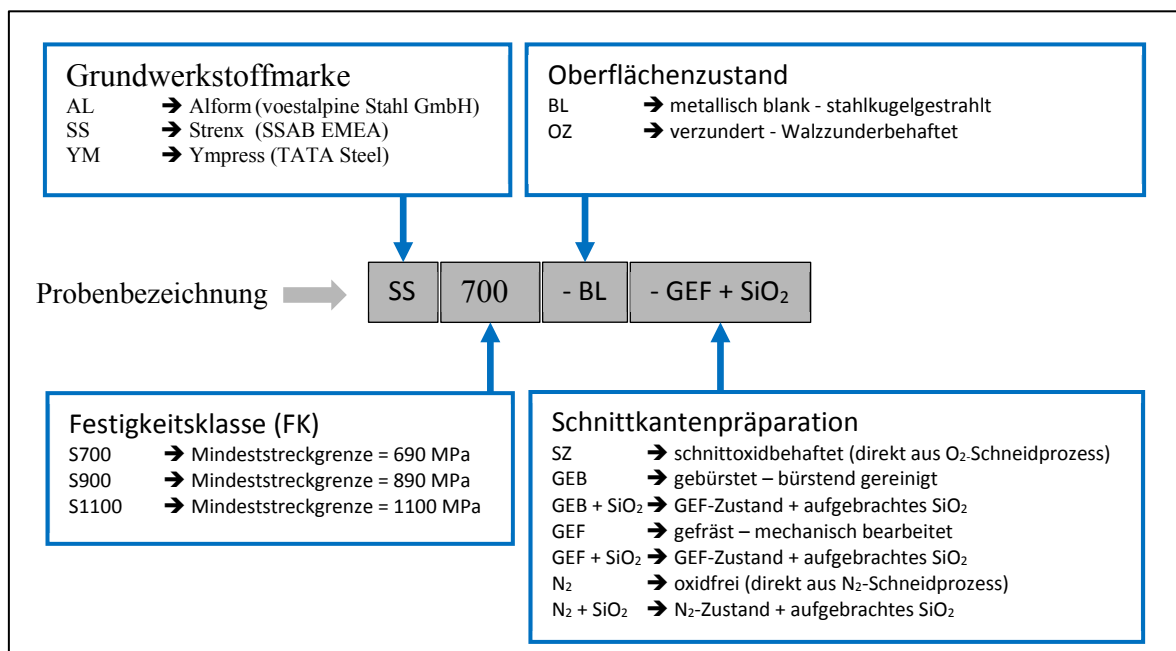


Abbildung 4-1: Bezeichnungssystem des Schnittkantenzustandes

Für die Grundwerkstoffmarken können abhängig von der Blechstärke und Festigkeitsklasse unterschiedliche Herstellrouten vorliegen. Die Tabelle 4-1 zeigt die Zuordnung der Stahlmarkenbezeichnung zur jeweiligen Herstellroute nach Abbildung 3-2 (Abschnitt 3.1).

Tabelle 4-1: Zuordnung der Stahlmarkenbezeichnung zur Herstellroute abhängig von FK und Blechstärke

Stahlmarken- bezeichnung	FK [MPa]	Blechstärke [mm]	Herstellroute nach Abbil- dung 3-2
AL	S700	7	TM → Route „D“
		10	
		15	
	S900	7	TM+DQ → Route „G“
	S1100	7	
SS	S700	7	TM → Route „D“
		10	QT → Route „C“
		15	
	S900	7	
	S1100	7	
YM	S700	7	TM → Route „D“
		10	

Eine Übersicht der experimentellen Untersuchungen zeigt Abbildung 4-2. Darin sind die Untersuchungen in 4 Hauptabschnitte unterteilt, welche auch die grundsätzliche Vorgangsweise in der Abarbeitung der Analysen und Versuche darstellen. Für die Hauptabschnitte Grundwerkstoffanalyse, chemische Schnittkantenzustandsanalyse und Analyse der Schnittkantengeometrie und –rauheit sind die jeweiligen Merkmalkombinationen im Feld „Proben“ dargestellt. Die im betreffenden Abschnitt durchgeführten Analysemethoden zeigt das Feld „Analysen“. Den 4. Hauptabschnitt bilden die praktischen Schweißversuche am I-Stoß und deren Untersuchungen, die, wiederum abhängig von der Blechstärke, getrennt in 3 Unterkapitel beschrieben werden.

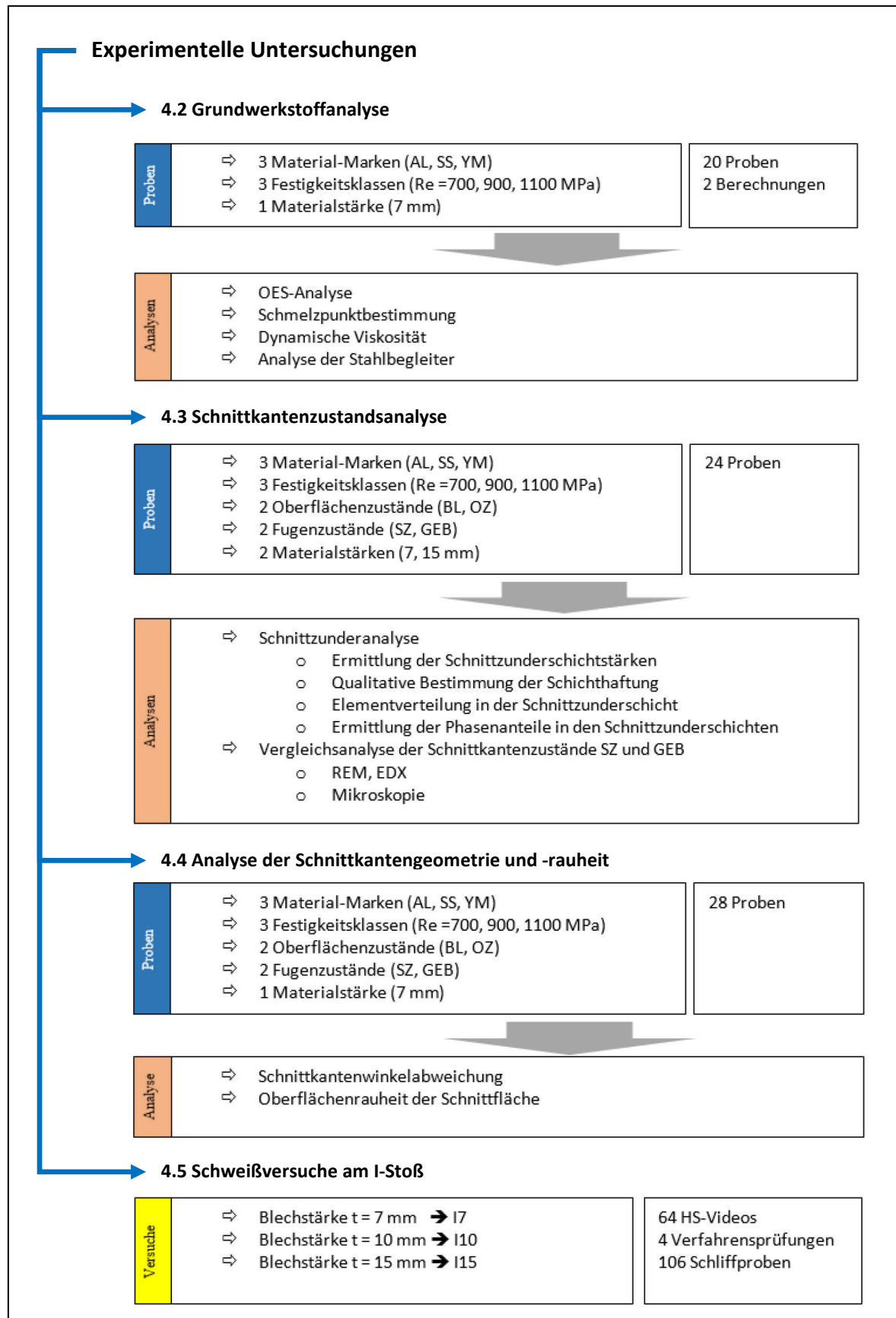


Abbildung 4-2: Übersicht der experimentellen Untersuchungen

Die Grundwerkstoffe wurden im Vorfeld der Schweißversuche einer genauen Analyse der chemischen Zusammensetzung unterzogen. Die Proben einer Festigkeitsklasse und Blechstärke eines jeweiligen Herstellers wurden für die nachfolgend beschriebenen Analysen und Schweißversuche alle jeweils aus einer Blechtafel entnommen. Somit sind die Ergebnisse aus den chemischen Analysen den Ergebnissen aus den jeweiligen Schweißversuchen ohne mögliche Werkstoffunterschiede direkt zuordenbar. Die chemischen Analysewerte einzelner Grundwerkstoffe wurden in weiterer Folge zur theoretischen Bestimmung der dynamischen Schmelzviskosität und der Veränderung der Schmelzpunkttemperatur aufgrund der jeweiligen Legierungszusammensetzungen verwendet.

Nach dem Laserstrahlbrennschneidprozess wurden die Schnittkantenpräparationen SZ und GEB (vgl. Abbildung 4-1) abhängig vom Grundwerkstoff und Oberflächenzustand chemisch analysiert. Mögliche Unterschiede der geometrischen Ausbildung der Schnittkante und deren Rauheit aus dem Schneidprozess wurden zusätzlich bestimmt, um eine Beeinflussung der Grundwerkstoffzusammensetzung auf die Schweißnahtvorbereitung der verschiedenen Proben untersuchen zu können.

In weiterer Folge wurden umfangreiche Schweißversuche am I-Stoß durchgeführt, um mögliche Unterschiede im Schmelzbadverhalten bzw. in der Nahtausbildung untersuchen zu können. Die Schweißversuche wurden an unterschiedlichen Blechstärken ($t = 7, 10, 15 \text{ mm}$) durchgeführt. Dabei wurde ein Schweißparametersatz gewählt, der bei der Blechstärke $t = 7 \text{ mm}$ eine sichere Durchschweißung ermöglicht, bei der Blechstärke $t = 15 \text{ mm}$ hingegen eine nicht durchgeschweißte I-Naht-Schweißung gewährleistet.

Im Zuge der Schweißversuche wurde auch die Wirkung von oberflächenaktiven Elementen (SiO_2), wie sie im Bereich des Wolfram-Inert-Gasschweißens bereits bei un- und niedriglegierten Stählen industriell eingesetzt werden, untersucht. Diese Oxide wurden einerseits auf der Blechoberfläche im Schweißbereich, andererseits auch direkt auf den Schnittkanten aufgebracht. Um ein gesamtheitliches Erklärungsmodell zu stützen, wurden bei weiteren Schweißversuchen oxidfreie Schnittkanten aus dem Laserstrahlschmelzschneidprozess verschweißt und die Veränderungen des Einbrandprofils aufgrund der Variation der Schutzgaskomponenten untersucht. Die Schweißversuche mit konstanten Schnittkantenpräparationen und Schweißbedingungen sollen anhand von jeweils 6 Makroschliffen pro Schnittkantenzustand eine Bewertung der Streuung der auftretenden Veränderungen der Einschweißtiefe und der Einbrandform ermöglichen. Verfahrensprüfungen nach ISO 15614-

11 wurden durchgeführt, um die Einflüsse der verschiedenen Fugenpräparationen auf die mechanisch-technologischen Verbindungseigenschaften zu analysieren.

4.2 Grundwerkstoffanalyse

4.2.1 Werkstoffe und Probenbezeichnung

Für die Grundwerkstoffanalyse wurden Proben verschiedener Stahlhersteller mit Blechstärken $t = 7 \text{ mm}$ untersucht. In Tabelle 4-2 ist eine Übersicht der analysierten Proben mit Zuordnung der Blechcharge, Erzeugnisspezifikation und Festigkeitsklasse dargestellt.

Tabelle 4-2: Probenbezeichnung nach Abbildung 4-1 mit Hersteller- und Chargen-Zuordnung

Hersteller	Produkt + Charge	Erzeugnis-spezifikation	Bezeichnung	FK
Voestalpine Warmband (Linz, Österreich)	Alform 700ME (Schmelzen-Nr.: 781047)	Thermomechanisch ge- walztes Warmband nach EN 10149-2	AL700	S700
SSAB EMEA AB (Borlänge, Schweden)	Strenx 700 MC E (Schmelzen-Nr.: 59-4655)	Thermomechanisch ge- walztes Warmband nach EN 10149-2	SS700	
TATA Steel	Ympress S700 MC (Schmelzen-Nr.: Z7026)	Thermomechanisch ge- walztes Warmband nach EN 10149-2	YM700	
Voestalpine Warmband (Linz, Österreich)	Alform 900X-TREME (Schmelzen-Nr.: 801448)	Thermomechanisch ge- walztes Warmband nach EN 10149-2	AL900	S900
SSAB (Öxelösund, Schweden)	Strenx 900 E (Schmelzen-Nr.: 121568)	Tafelblech vergütet nach EN 10025-6	SS900	
Voestalpine Warmband (Linz, Österreich)	Alform 1100X-TREME (Schmelzen-Nr.: 973442)	Thermomechanisch ge- walztes Warmband nach [5]	AL1100	S1100
SSAB (Öxelösund, Schweden)	Strenx 1100E (Schmelzen-Nr.: 121277)	Tafelblech vergütet nach [26]	SS1100	

4.2.2 Probenentnahme und Analyse

Es wurde eine Analyse der Werte aus den 3.1-Zeugnissen der jeweiligen Blech-Chargen durchgeführt. Bei den Proben der FK S700 wurde zusätzlich die Analyse der Grundwerkstoffzusammensetzung mittels optischer Emissionsspektroskopie (OES) durchgeführt. Bei dieser Analysemethode werden elementspezifische Wellenlängen eines durch Hochspannung erzeugten Plasmas analysiert. Die Proben für diese Grundwerkstoffanalyse wurden den

Blechtafeln entnommen und gekennzeichnet. Die Analyse erfolgte durch jeweils 3 Messungen pro Probe, aus denen das arithmetische Mittel gebildet und zum Vergleich herangezogen wurde. So können die nachfolgenden Ergebnisse aus den Schweißversuchen einer exakt ermittelten chemischen Zusammensetzung zugeordnet (Stückanalyse) werden. Die von den Blechherstellern gemessenen Legierungszusammensetzungen der Schmelzen, entnommen aus dem 3.1-Zeugnis der jeweiligen Blechcharge, wurden damit verifiziert.

4.2.3 Schmelzpunktbestimmung und dynamische Viskosität

Um mögliche Veränderungen der Schmelztemperatur aufgrund der verschiedenen Legierungszusammensetzungen zu untersuchen, wurden die Proben SS700 und YM700 mit Hilfe der dynamischen Differenzkalorimetrie analysiert. Die dynamische Differenzkalorimetrie (DDK, englisch differential scanning calorimetry, DSC) ist ein Verfahren der thermischen Analyse zur Messung von abgegebener oder aufgenommener Wärmemenge einer Probe bei Aufheizung, Abkühlung oder einem isothermen Prozess.

Die dynamische Viskosität beschreibt die Zähigkeit von Flüssigkeiten und ist allgemein durch den Reibungswiderstand der Flüssigkeit, welcher einer Verformung entgegengesetzt wird, definiert. Die dynamische Viskosität ist das Verhältnis von Schubspannung und Geschwindigkeitsgradient. Die Viskosität von Stahlschmelzen bei bestimmten Temperaturen werden auch von Legierungselementen beeinflusst. Um mögliche Unterschiede in der dynamischen Viskosität der Schmelzen nachzugehen, wurde mit Hilfe der Simulationssoftware JMatPro die dynamische Schmelzbadviskosität bei einer Temperatur von 1480°C, abhängig von der jeweiligen chemischen Zusammensetzung der beiden Werkstoffe, berechnet.

4.2.4 Analyse der Stahlbegleiter

Ergänzend zur OES-Analyse der Werkstoffe der FK S700, wurde eine Analyse der Gehalte an Stahlbegleitern O₂ und N₂ im Grundwerkstoff durchgeführt. Diese Analyse wurde auf die Werkstoffe der FK S700 dieser Versuchsreihe beschränkt, da in dieser Festigkeitsklasse während der Schweißversuche die größten Unterschiede im Schmelzbadverhalten beobachtet wurden. Die Analyse der Gehalte an Sauerstoff und Stickstoff erfolgte mittels Trärgasheißeextraktions-Methode.

4.3 Schnittkantenzustandsanalyse

4.3.1 Werkstoffe und Probenbezeichnung

Die Blechhersteller und Chargennummern der Proben für die Schnittkantenzustandsanalyse sind zu den in Abschnitt 4.2 beschriebenen Grundwerkstoffanalysen unverändert.

Tabelle 4-3: Bezeichnung nach Abbildung 4-1 und Übersicht der Proben für die Fugenzustandsanalyse

FK	Produkt (Charge)	Oberflächen- zustand	Schnittkantenzustand	Bezeichnung
S700	Alform 700ME (Schmelzen-Nr.: 781047)	stahlkugelgestrahlt	schnittzunderbehaftet	AL700-BL-SZ
			gebürstet	AL700-BL-GEB
		walzzunderbehaftet	schnittzunderbehaftet	AL700-OZ-SZ
			gebürstet	AL700-OZ-GEB
	Strenx 700 MC E (Schmelzen-Nr.:59-4655)	stahlkugelgestrahlt	schnittzunderbehaftet	SS700-BL-SZ
			gebürstet	SS700-BL-GEB
		walzzunderbehaftet	schnittzunderbehaftet	SS700-OZ-SZ
			gebürstet	SS700-OZ-GEB
	Ympress S700 MC (Schmelzen-Nr.: Z7026)	stahlkugelgestrahlt	schnittzunderbehaftet	YM700-BL-SZ
			gebürstet	YM700-BL-GEB
S900	Alform 900X-TREME (Schmelzen-Nr.: 801448)	stahlkugelgestrahlt	schnittzunderbehaftet	AL900-BL-SZ
			gebürstet	AL900-BL-GEB
	Strenx 900 E (Schmelzen-Nr.: 121568)	stahlkugelgestrahlt	schnittzunderbehaftet	SS900-BL-SZ
			gebürstet	SS900-BL-GEB
S1100	Alform 1100X-TREME (Schmelzen-Nr.:973442)	stahlkugelgestrahlt	schnittzunderbehaftet	AL1100-BL-SZ
			gebürstet	AL1100-BL-GEB
	Strenx 1100E (Schmelzen-Nr.:121277)	stahlkugelgestrahlt	schnittzunderbehaftet	SS1100-BL-SZ
			gebürstet	SS1100-BL-GEB

In der FK S700 wurden Bleche von drei verschiedenen Herstellern herangezogen, welche nach der gleichen Erzeugnisspezifikation bestellt wurden und somit in die gleiche Werkstoffgruppe 2.1 nach [14] einzuordnen sind. Diese Bleche sind im Anlieferzustand mit einem Oberflächenzunder aus dem Warmbandwalzprozess überzogen. In dieser Festigkeitsklasse wurden Probenoberflächen jeweils verzundert und stahlkugelgestrahlt (quasi metallisch blank) für die Untersuchungen herangezogen. In den Festigkeitsklassen S900 und S1100 wurden die Bleche nur mit stahlkugelgestrahlter Oberfläche untersucht.

4.3.2 Herstellung der Proben

Die Proben für die Bereitstellung verschiedener Schnittkantenmodifikationen wurden mittels einer 6kW-CO₂-Flachbettlaserschneidanlage der Firma Trumpf GmbH geschnitten. Aus den jeweiligen Blechtafeln wurden Proben in den Abmaßen 500x150x7 mm geschnitten. Um den Einfluss des Grundwerkstoffes auf die Schnittkantenbeschaffenheit analysieren zu können, wurden alle Bleche mit unveränderten Schneidbedingungen und mit dem konstanten Schneidparametersatz (vgl. Tabelle 4-4) geschnitten.

Tabelle 4-4: Schneidparameter zur Probenherstellung auf einer Flachbettlaserschneidmaschine

Laserleistung [Watt]	Vorschubgeschwindigkeit [m/min]	Tastfrequenz [Hz]	Düsenabstand [mm]	Gasdruck [bar]	Fokuslage [mm]
5700	2,9	20.000	1	0,6	-0,7

4.3.3 Analyse der Schnittzunderschicht

Aufgrund des Vorprozesses Laserstrahlbrennschneiden wurde der Fugenzustand SZ (schnittzunderbehaftet) besonders genau untersucht. Bei diesem Fugenzustand sind die Blechkanten nach dem Laserstrahlschneiden unbearbeitet und somit oxidbehaftet. Eine mögliche Abhängigkeit der Schnittzunderbeschaffenheit vom Oberflächenzustand der Bleche konnte nicht ausgeschlossen werden. Deshalb wurden die Schnittzunderanalysen jeweils an Blechen mit stahlkugelgestrahlter (BL) und mit walzzunderbehafteter Blechoberfläche (OZ) durchgeführt. Die Analyse der Schnittzunderschichten wurde mit folgenden Untersuchungen durchgeführt:

- Ermittlung der Schnittzunderschichtstärken
- Qualitative Bestimmung der Schichthaftung
- Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Schnittzunderschichten
- Ermittlung der Phasenanteile in den Schnittzunderschichten

Die Schichtstärke wurde an Querschliffen mittels der Software AxioVision von Carl Zeiss auf Mikrostrukturbildern aus dem Rasterelektronenmikroskop (REM) gemessen. Die Bestimmung der Schichtstärken erfolgte, wie beispielsweise in Abbildung 4-3 dargestellt. Es wurden jeweils drei Messungen pro Schliffprobe gemacht und daraus wurde das arithmetische Mittel gebildet.

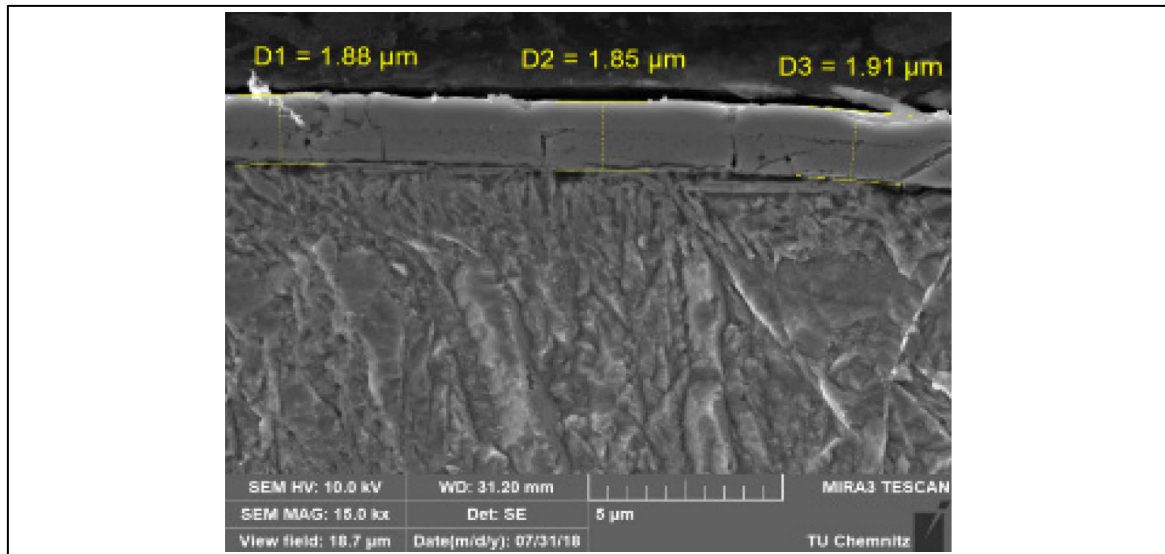


Abbildung 4-3: Messung der Schnitzunderschichtstärke am Beispiel einer Probe aus SS700

Für die qualitative Bestimmung der Haftung der Schnitzunderschichten wurde ein modifizierter Kratztest mittels eines Vickers-Mikrohärteprüfgerätes durchgeführt. Der Vickersdiamant wurde dabei mit drei verschiedenen Kräften (Belastung $G_V = 200\text{g}$, 400g und 700g) auf der Schnitzunderschicht auf einer Länge von 2 mm relativ zur Probe bewegt.

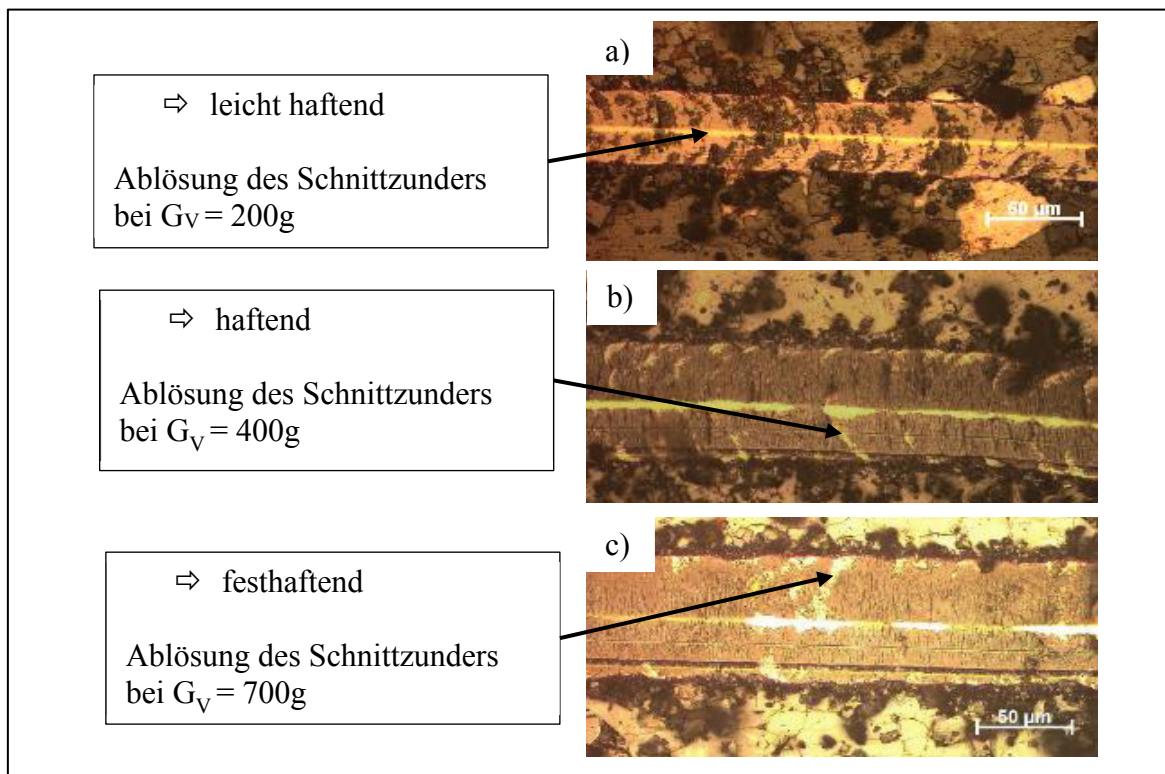


Abbildung 4-4: Beispielhafte Darstellung der Schnitzunderablösung abhängig von der Vickers-Diamantbelastung

Die dabei entstandenen Kratzbilder wurden per hochauflösendem Kamerasystem bewertet. Wurden bei einer bestimmten Belastung Ablösungserscheinungen beobachtet, wurde der

Test für diese Probe eingestellt und die Belastung dokumentiert. Die daraus gewonnenen Erkenntnisse liefern eine grobe Unterteilung in eine a) leichthaftende, b) haftende und c) festhaftende Schnitzunderschicht. Beispiele dafür sind in Abbildung 4-4 dargestellt.

Die Ermittlung der Elementverteilung in den Zunderschichten erfolgte mit Hilfe der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX = energy dispersive X-ray spectroscopy). Hierbei werden Atome durch einen Elektronenstrahl angeregt, wodurch es zu Platzwchelvorgängen von Elektronen innerhalb des Atoms kommt. Dabei werden Röntgenstrahlen frei, welche charakteristisch für das jeweilige Atom und damit auch für das jeweilige chemische Element sind. Die Versuche wurden an einem Elektronenmikroskop mit EDX-Erweiterung des Typs Nova NanoSEM durchgeführt. Der Versuchsaufbau für die Schnittkantenanalyse ist in Abbildung 4-5 dargestellt.

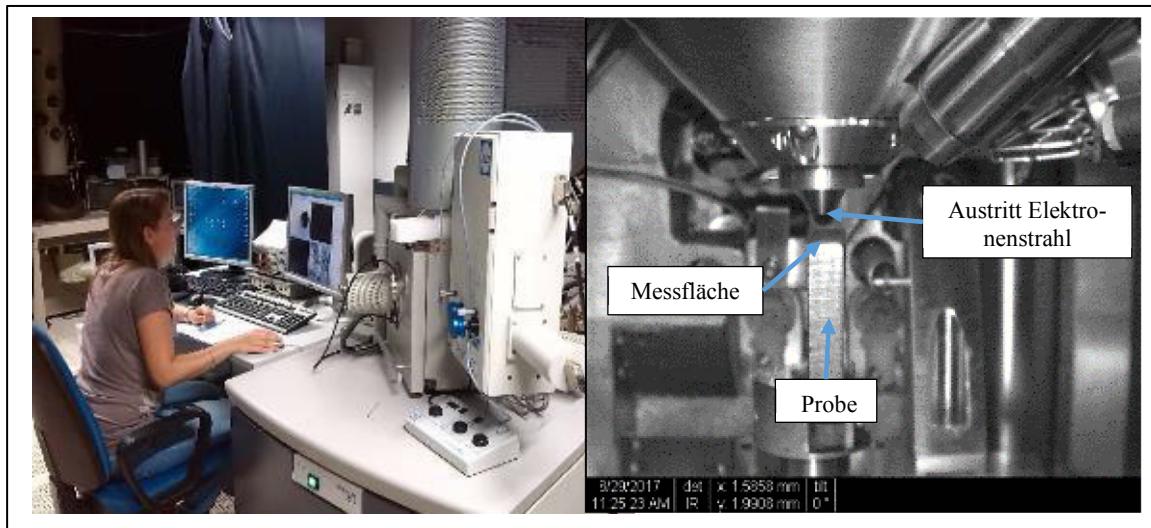


Abbildung 4-5: Versuchsaufbau der EDX-Analyse der Schnittkanten

Gemessen wurde bei einer Beschleunigungsspannung von $U = 10 \text{ kV}$ und einer Messzeit von $t = 5 \text{ min}$ pro Probe. Abbildung 4-6 zeigt beispielhaft ein Spektrum der Probe AL700-OZ-SZ. Diese Analyse zeigt hauptsächlich die chemische Zusammensetzung der gesamten Oxidschicht und liefert somit keine Aussagen zur Zusammensetzung der einzelnen Teilschichten.

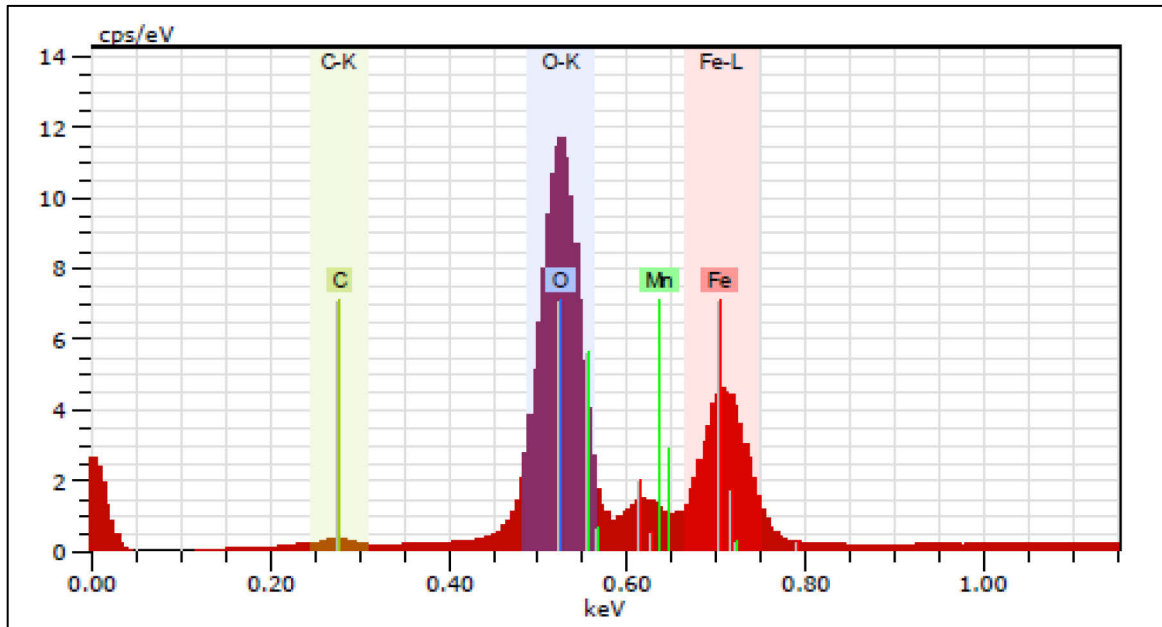


Abbildung 4-6: Chemische Zusammensetzung der Schnitzunderschicht am Beispiel AL700-OZ-SZ

Zur Bestimmung der Elementveränderungen entlang einer Linie im Randbereich quer zum Laserstrahlschnitt wurden jeweils EDX-Linescans aufgezeichnet, wie beispielhaft in Abbildung 4-7 dargestellt ist. Mithilfe dieser Scans können die Veränderungen der Elementanteile entlang von Linien auf der Probe ermittelt werden. In diesem Fall wurden für jede Probe die Elemente Fe, O und C vom unbeeinflussten Grundwerkstoff über die Schnitzunderschicht bis hin zum Einbettmittel im Verlauf dargestellt. Dazu wurde ein Querschliff der Schnittkante erstellt und elektrisch leitend eingebettet.

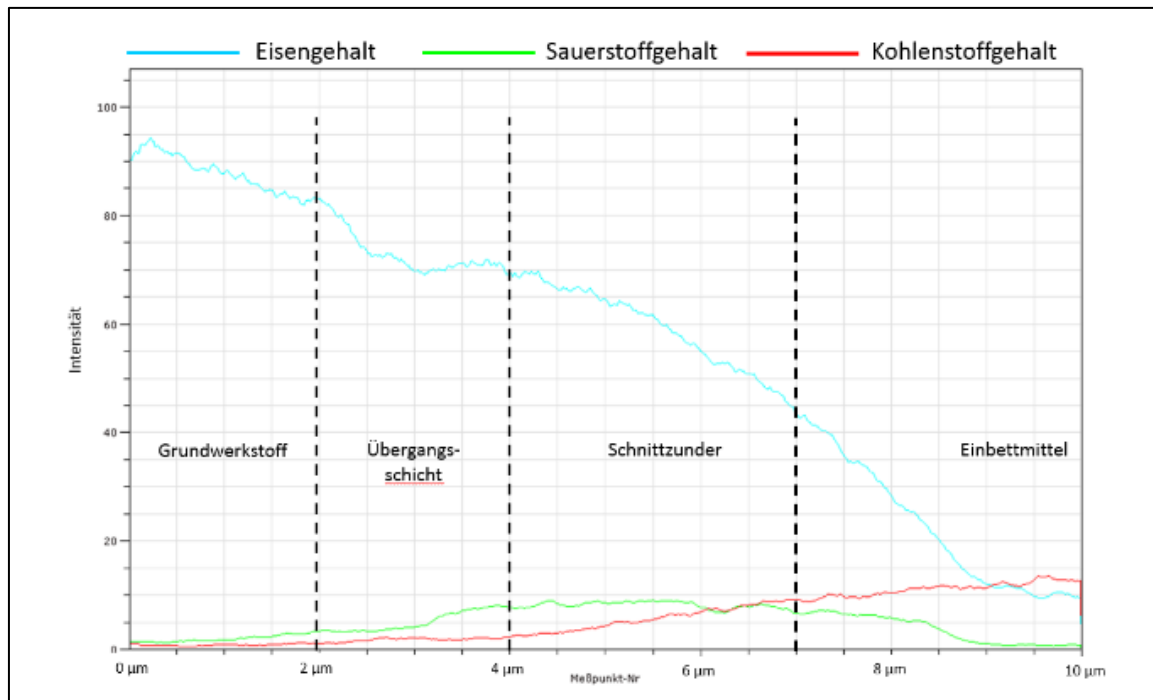


Abbildung 4-7: EDX- Linescan quer zur Schnitzzunderschicht der Probe AL900-BL-SZ

Die Bestimmung der Phasenanteile in den Schnitzzunderschichten wurde mittels Röntgendiffraktometer (X-Ray Diffraction = XRD) durchgeführt. Die Röntgenbeugung ist das Grundprinzip einer XRD-Analyse. Hierbei wird die emittierte Röntgenstrahlung durch das metalltypische Kristallgitter gebeugt. Die durch den Detektor erfassten Beugungserscheinungen sind charakteristisch für die vorliegenden metallischen Phasen und lassen eine Identifizierung dieser zu. Die Versuche wurden mit einem D8 Discover von Bruker AXS durchgeführt. Gemessen wurde eine Fläche von $b \cdot l = 5 \cdot 30 \text{ mm}^2$ über eine Messzeit von $t = 18,5 \text{ h}$ pro Probe.

4.3.4 Vergleichsanalyse der Schnittkantenzustände SZ und GEB

Weitere Schnittkanten der Proben aus dem Abschnitt 4.2.1 wurden nach dem Laserstrahlschneiden gebürstet (GEB). Zur Gewährleistung reproduzierbarer Bedingungen wurden die Bauteile mit einer konstanten Kraft von $F = 40 \text{ N}$, einem konstanten Bürstwinkel von $\alpha = 30^\circ$ und mit einer Geschwindigkeit von $v = 10 \text{ mm/s}$ bearbeitet. Als Bürstwerkzeug wurde eine neue, handelsübliche Topfbürste (Durchmesser $d = 100 \text{ mm}$, Drehzahl des Winkelschleifers $n = 12.000 \text{ min}^{-1}$) verwendet. Ziel dieser Behandlungsart ist die Nachstellung des Serienprozesses, in dem nach dem Laserstrahlschneiden die Schnitzzunderschicht für den Schweißprozess entfernt wird. Um eine mögliche Beeinflussung der Randzone nahe der Schnittkante aufgrund des Laserstrahlbrennschneidprozesses zu untersuchen, wurden die

Proben im Schnitkantenzustand SZ und GEB detaillierter untersucht. Hierfür wurden ausgewählte Proben elektrisch leitfähig eingebettet, geschliffen und anschließend mittels Lichtmikroskop (LM), REM und EDX analysiert. Tabelle 4-5 zeigt die Probenauswahl für die Analyse der Querschliffe an denen die Schnittkanten und Randzonen näher auf Auffälligkeiten untersucht wurden.

Tabelle 4-5: Probenbezeichnung zur Bewertung der Schnitkantenzustände SZ und GEB

Werkstoffzustand	Stahlmarke	Blechstärke [mm]
AL700-BL	Alform 700 ME	7
YM700-BL	Ympress S700 MC	7
SS700-BL	Strenx 700 MC E	7
SS700-BL	Strenx 700 E	15
AL1100-BL	Alform 1100X-treme	7

Abbildung 4-8 zeigt beispielhaft REM-Aufnahmen zweier Querschliffe. Im Schliff des Schnitkantenzustandes SZ ist die Schnittzunderschicht, die Übergangszone zwischen Schnittzunderschicht und Stahlmatrix und die unmittelbare Randzone zur Kante einer schnittzunderbehafteten Schnittkante zu sehen. Im Vergleich dazu wird der Randzonenbereich einer gebürsteten Schnittkante (Schnitkantenzustand GEB) dargestellt.

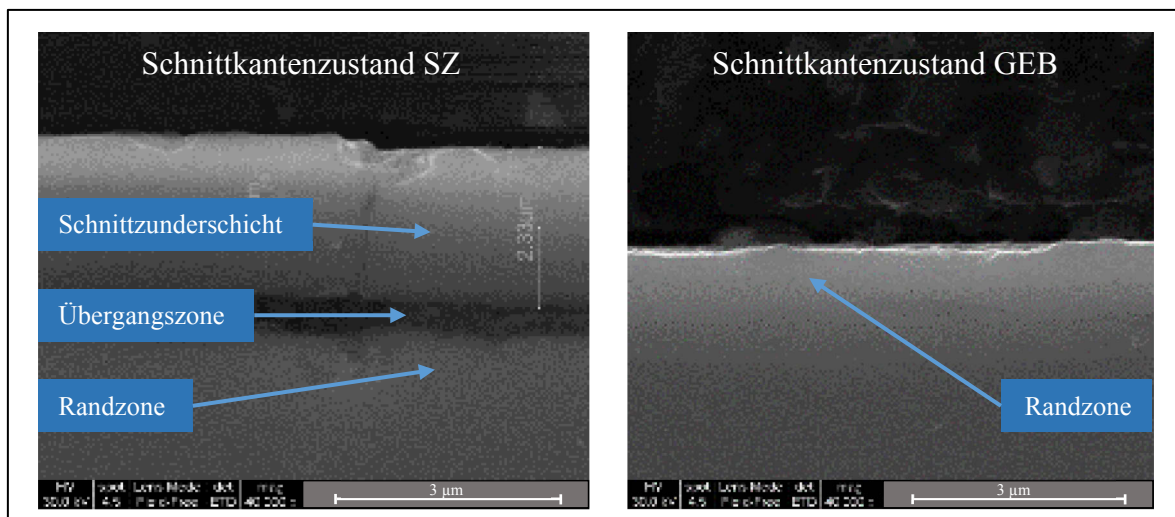


Abbildung 4-8: Querschliffanalyse der Schnittzunderschicht und Randzone zur Schnittkante

Im Lichtmikroskop wurde die Randzone zur Schnittkante zusätzlich analysiert, um die Auswirkung der Wärmebeeinflussung auf das Randzonen-Gefüge zu untersuchen. Dazu wurden die Querschliffe poliert und mit wässriger Salpetersäure (10%) geätzt.

Die Effektivität der Bearbeitungsmethode Bürsten wurde mittels Analysen der chemischen Zusammensetzung der Schnittkanten nach dem Bürsten im Querschliff analysiert. Tabelle 4-6 zeigt die Probenauswahl für die detaillierte Analyse der Schnittkantenrandzone im GEB-Zustand mittels REM-Aufnahmen und EDX-Spektroskopie.

Tabelle 4-6: Probenbezeichnung für die Analyse der Schnittkante im GEB-Zustand mittels EDX-Spektroskopie

Schnittkantenzustand	Marke	Blechstärke [mm]
AL700-BL-GEB	Alform 700 M	15
YM700-BL-GEB	Ympress S700 MC	7
SS700-BL-GEB	Strenx 700 MC E	7
SS700-BL-GEB	Strenx 700 E	15

4.4 Analyse der Schnittkantengeometrie und -rauheit

Im I-Stoß bilden die Schnittflächen aus dem Laserstrahlschneidprozess die Schweißnahtfuge, sofern diese nicht einer zusätzlichen spanabhebenden Bearbeitung unterzogen wurden. Theoretisch bildet die Schnittkante eine Fläche im rechten Winkel zur Blechoberfläche aus. Somit ergibt sich als Schweißfuge idealerweise ein Null-Spalt im rechten Winkel (90°) zur Blechoberfläche. Wie in Abschnitt 3.3.1 beschrieben, führen die Prozess- und Werkstoffeinflüsse beim Laserstrahlschneiden zu geometrischen Abweichungen zur theoretischen, idealen Fugengeometrie (parallele Fugenkanten mit Quasi-Null-Spalt). In Abbildung 4-9 sind die einzelnen Abweichungen skizziert. In der Praxis treten diese Abweichungen jedoch in Kombination auf. Die Analyse der Schnittkantengeometrie beschränkt sich in dieser Arbeit auf die Abweichungen zum rechten Winkel und auf die Bestimmung der Schnittkantenrauheit, da die Abrundung der oberen und unteren Schnittkanten bei den betrachteten Stahlsorten makroskopisch keine Unterschiede zeigte.

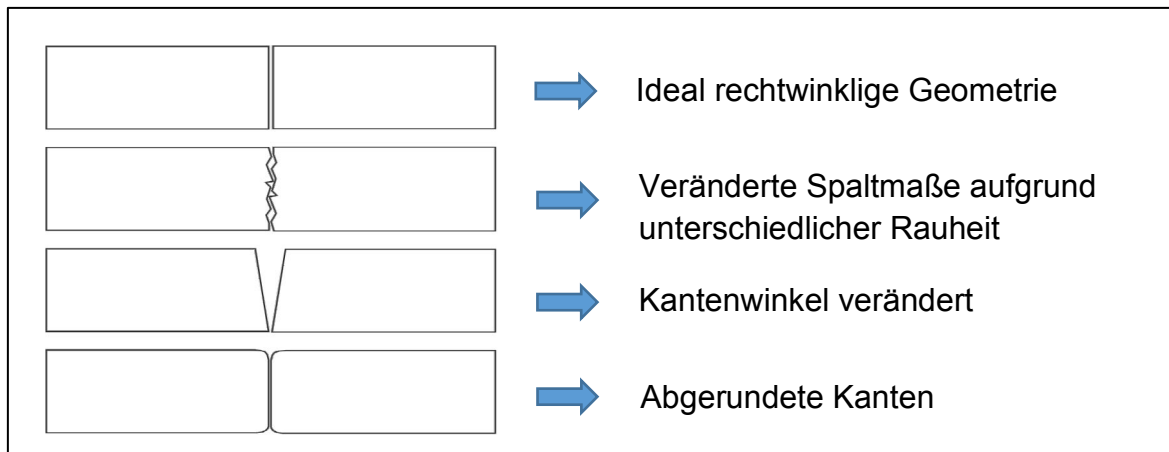


Abbildung 4-9: Mögliche Variationen der Schnittkantengeometrie

4.4.1 Ermittlung der Schnittkantenwinkelabweichung

Die Ermittlung der tatsächlich vorliegenden Winkelabweichung aus dem Laserschneidprozess wurde mit Hilfe der Software AxioVision an polierten Querschliffen durchgeführt. Abbildung 4-10 (a) zeigt die Vorgehensweise bei der Bestimmung der Winkelabweichung nach dem Schneidprozess.

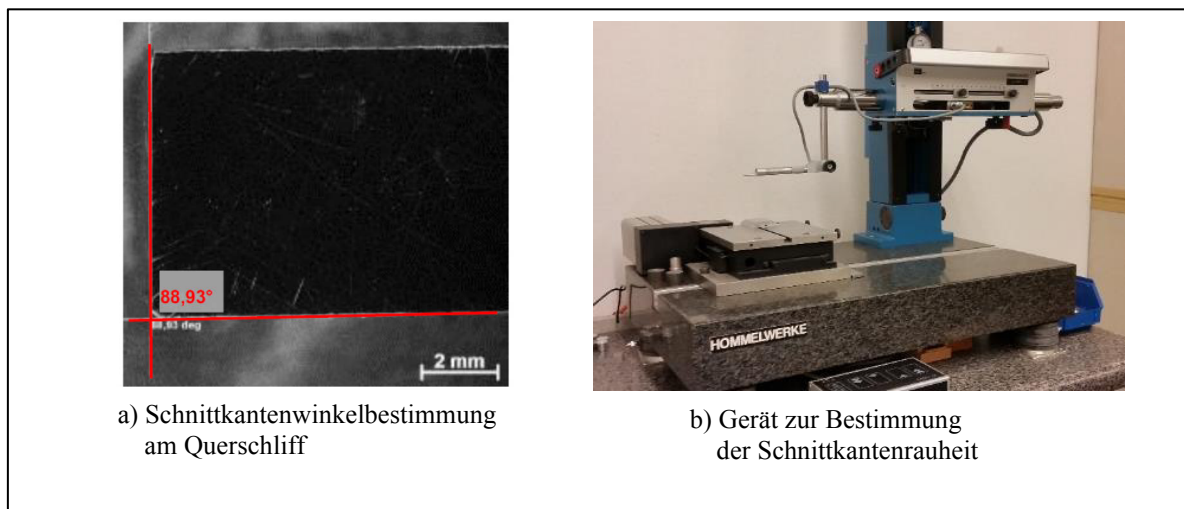


Abbildung 4-10: Bewertung der geometrischen Abweichungen der Schnittkante

4.4.2 Ermittlung der Oberflächenrauheit der Schnittkante

Durch den Schneidprozess existiert eine werkstoff- und prozessparameterabhängige Riefenbildung an der Schnittkante. Da beim Laserstrahlschneiden dieser Proben der Parametersatz (vgl. Abschnitt 4.3.2) unverändert blieb, liegt hierbei ein Vergleich der werkstoffbedingten Riefenbildung vor. Die Bewertung der Schnittkantenrauheit wurde mittels taktilen Tastschnittgerät Hommel-Etamic T8000 in Kombination mit dem Messtaster TKL100

durchgeführt, dargestellt in Abbildung 4-10 (b). Die Schnittflächen aus dem Laserstrahl-schneidprozess wurden dabei mit einem Spitzenradius von $5\text{ }\mu\text{m}$ bei 90° Anstellwinkel abgetastet und aus jeweils 3 Messungen wurde das arithmetische Mittel gebildet.

4.5 Schweißversuche am I-Stoß

4.5.1 Schweißausrüstung und allgemeiner Versuchsaufbau

Die im folgenden beschriebenen Schweißversuche wurden ausschließlich mit einer Schweißanlage der PALFINGER Europe GmbH in Lengau (Österreich) durchgeführt. Hersteller der Schweißanlage ist die Fa. Cloos Schweißtechnik GmbH. Die Schweißanlage besteht aus folgenden Hauptkomponenten:

- Sechssachs-Industrieroboter der Fa. Kuka, Rotroll II-Steuerung der Fa. Cloos
- IPG Faserlaser YLR 10000 (10kW Ausgangsleistung)
- IPG Laserfaser mit Faserdurchmesser $D_{LF} = 300\text{ }\mu\text{m}$ (Länge 50 m)
- Precitec-Optik (Abbildungsverhältnis 2:1, Kollimationslänge 150 mm)
- Optik-CrossJet (Druckluft) – 80 mm über Fokusslage
- Fokussdurchmesser $D_f = 600\text{ }\mu\text{m}$
- Kaltdrahtzuführung der Fa. Cloos – Drahtdurchmesser $D_D = 1,2\text{ mm}$ mit Schutzgaszuführung entlang der Drahtachse
- Kaltdraht-Crossjet in einer Höhe von 40 mm über den Drahtspitze

Abbildung 4-11 zeigt den Aufbau der eingesetzten Schweißausrüstung und ihrer Anordnung an der Schweißoptik für die Schweißversuche. Die Schweißversuche wurden ohne den Einsatz der Nahtverfolgungskamera durchgeführt, da die Schweißrichtung so gewählt wurde, dass die Kaltdrahtzuführung vorlaufend (schleppend) erfolgte.

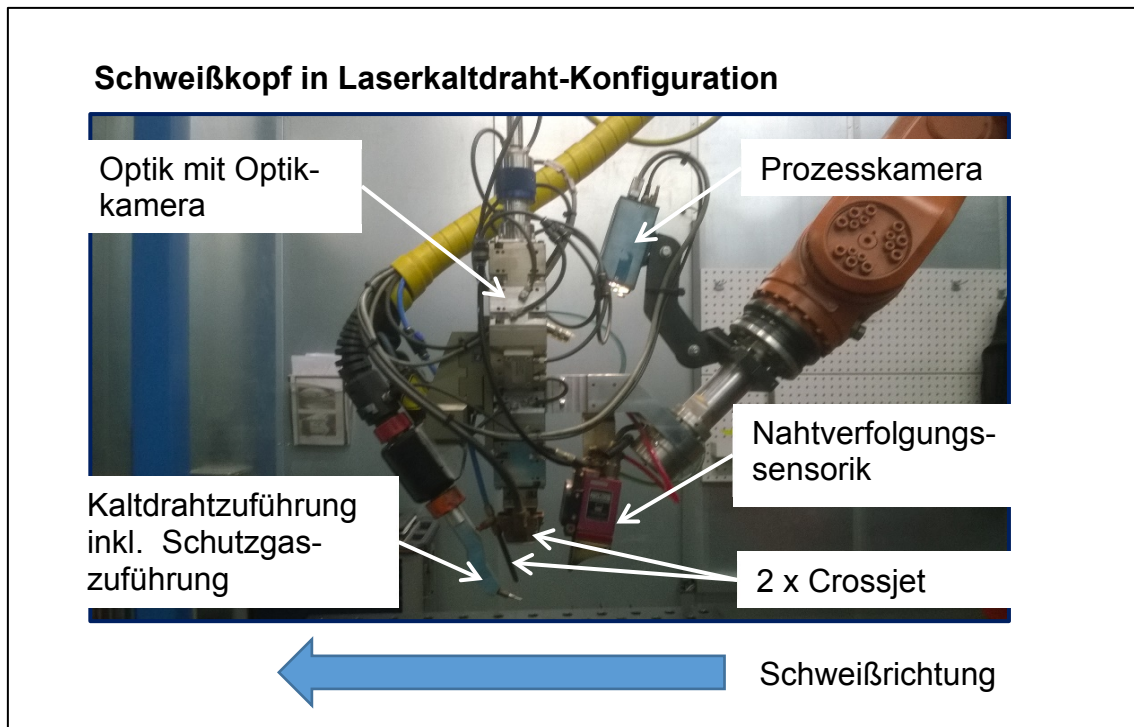


Abbildung 4-11: Aufbau der Schweißausrüstung

Für die Schweißproben wurden jeweils 2 Probebleche mit den Abmessungen 500x150x7 mm in eine Schweißvorrichtung eingespannt. Bei einer Schweißnahtlänge von 250 mm wurde die Kaltdrahtzuführung gestoppt, wobei der Schweißprozess nicht unterbrochen wurde. So wurde die zweite Hälfte der Probe auch ohne Schweißzusatz geschweißt.

4.5.2 Schweißparameter und Hilfsstoffe

Die Schweißparameter wurden so gewählt, dass bei der Blechstärke von $t = 7$ mm eine sichere Durchschweißung und bei Proben mit Blechstärke $t = 15$ mm keine Durchschweißung erfolgte. Folgende Schweißparameter wurden eingestellt:

- Schweißgeschwindigkeit: 130 cm/min
- Laserausgangsleistung: 7,5 kW (konstant)
- Fokusslage: -4 mm (d.h. 4mm unterhalb der Probenoberfläche)
- Drahtvorschub: 3 m/min (Kaltdrahtzuführung)
- Schutzgas: 90 % Argon / 10 % CO₂ zugeführt mit 6,5 l/min
- Schweißzusatzwerkstoff: G4Si1 (verkupfert) mit $D_D = 1,2$ mm
- Nahtlänge: 250 mm

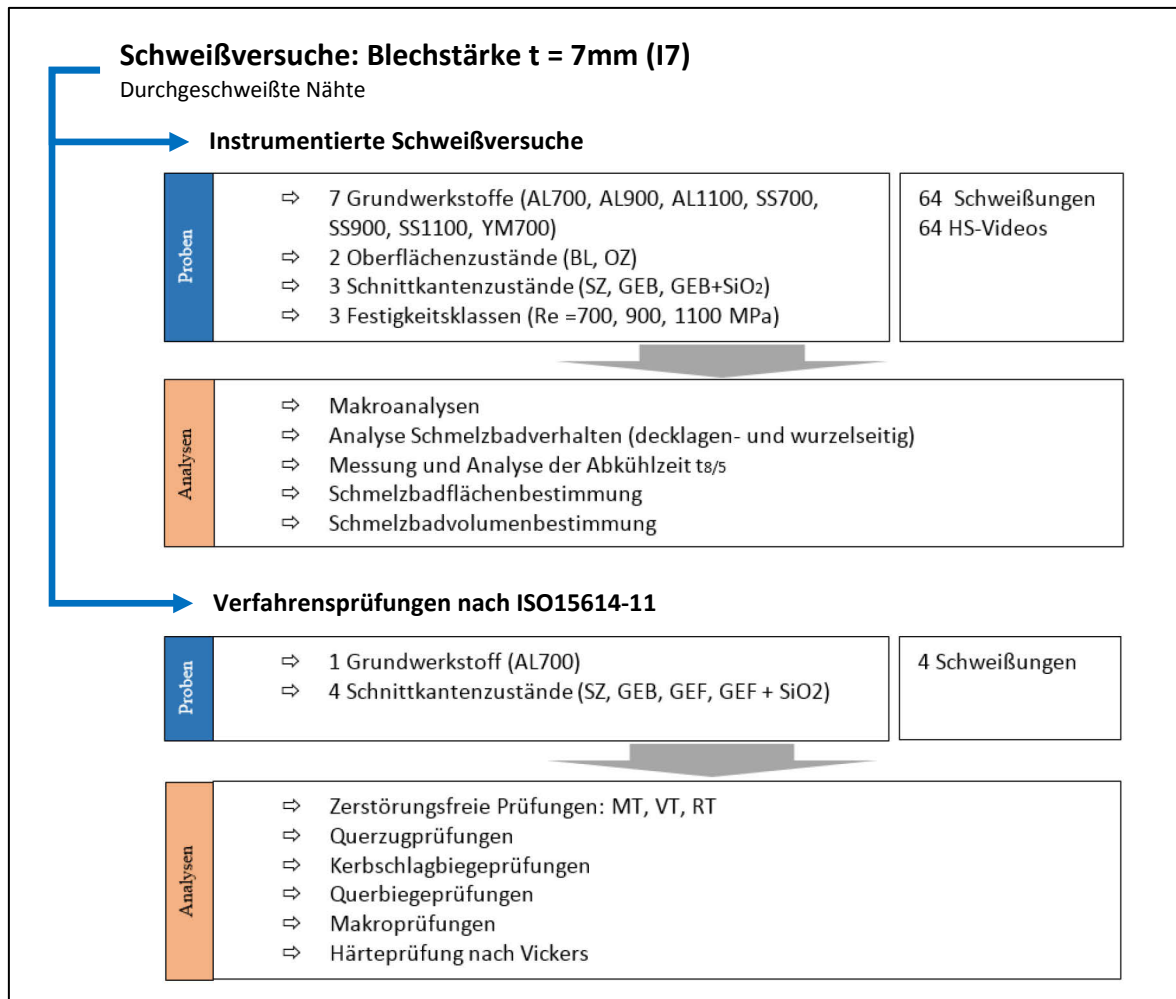
Die Schweißversuche wurden jeweils mit und ohne Schweißzusatzwerkstoff durchgeführt. Bei den Schweißversuchen wurden grundsätzlich sämtliche Schweißparameter, wie Schweißgeschwindigkeit, Drahtvorschub, Laserleistung, Fokusslage konstant gehalten, um die Werkstoff- und Schnittkanteneinflüsse isoliert analysieren zu können. Somit musste auf eine Optimierung der Schweißparameter verzichtet werden, was sich teilweise in unzulässigen Unregelmäßigkeiten der untersuchten Schweißnähte auswirkte. Abweichungen vom oben beschriebenen Parametersatz sind nachfolgend bei betreffenden Versuchen gesondert beschrieben.

4.6 Schweißversuche: Blechstärke $t = 7 \text{ mm}$ (I7)

4.6.1 Übersicht und Probenzuordnung

Eine Übersicht der Schweißversuche an Blechen mit Blechstärke $t = 7 \text{ mm}$ ist in Abbildung 4-12 dargestellt. Dabei werden die Schweißungen in die 2 Versuchsreihen „Instrumentierte Schweißversuche“ und „Verfahrensprüfungen nach ISO 15614-11“ aufgeteilt und für jede Versuchsreihe die Probenvariation, Probenanzahl und die durchgeführten Analysen beschrieben.

Die Versuchsreihe „Instrumentierte Schweißversuche“ wurden durchgeführt, um die Unterschiede im Schmelzbadverhalten und in der Schmelzbadausbildung abhängig definierter Schnittkantenzustände zu dokumentieren. Für die Versuchsreihe der Verfahrensprüfungen wurden an einem Werkstoff 4 Prüfbleche mit jeweils unterschiedlichen Schnittkantenpräparationen geschweißt, um mögliche Unterschiede in den Verbindungsfestigkeitswerten abhängig von definierten Schnittkantenzuständen zu dokumentieren.

Abbildung 4-12: Übersicht der Schweißversuche mit Blechstärke $t = 7\text{ mm}$

4.6.2 Instrumentierte Schweißversuche

Bei den instrumentierten Schweißversuchen wurden dieselben Grundwerkstoffe verwendet, welche in Abschnitt 4.2 einer genauen Grundwerkstoffanalyse unterzogen wurden. Die chemische Analyse der hier verschweißten Grundwerkstoffe kann somit der Tabelle 5-1 im nachfolgenden Kapitel 5 entnommen werden.

Der Versuchsaufbau wurde so gestaltet, dass eine Schmelzbadaufnahme mittels Hochgeschwindigkeitskamera (a) decklagenseitig bzw. auch für ausgewählte Proben (b) wurzelseitig (vgl. Abbildung 4-13) möglich war. Zusätzlich wurde bei den instrumentierten Schweißversuchen ein Hochleistungs-pyrometer der Fa. MicroEpsilon eingesetzt, um im Arbeitspunkt die Temperatur-Zeit-Verläufe ($t_{8/5}$ -Abkühlzeit) zu dokumentieren. Ein Triggersignal wurde installiert, um die Hochgeschwindigkeitskamera automatisiert bei einer Schweißnahtlänge von konstant $x = 123\text{ mm}$ zu starten, um den Einfluss eines vorlaufenden

Wärmefeldes auf den zu vergleichenden Proben ausschließen zu können. Auch der Messpunkt für die Temperaturverläufe wurde bei allen instrumentierten Schweißproben bei einer Schweißnahtlänge von $x=115$ mm konstant gehalten.

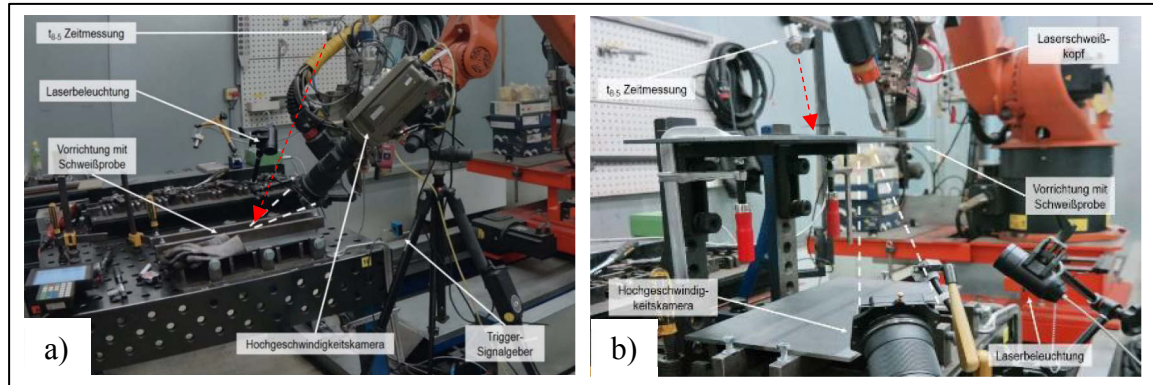


Abbildung 4-13: Versuchsaufbau für die Schweißversuche

Um die Schnittkantenpräparation GEB+SiO₂ zu erhalten, wurden einige Schnittkanten mit der Schnittkantenpräparation GEB mithilfe des Aktivmittels SiO₂ künstlich verändert. Dazu wurde das SiO₂-Pulver im Verhältnis 1:1 mit Ethanol zu einer flüssigen Paste vermengt und dann auf die geschnittene und gebürstete Blechkante per Haarpinsel aufgetragen. Vor dem Schweißen wurde die eingestrichene Schnittkante solange getrocknet, bis das Ethanol komplett verdampft war. Diese Versuche dienten dazu, eine mögliche oberflächenaktive Wirkung des Sauerstoffes im Schnittzunder nachzustellen und nachzuweisen, wobei die aufgetragene Menge nicht näher bestimmt wurde.

Um nachzuweisen, dass die Schnittkantenzustände Veränderungen in der gesamten Schmelzbadvolumenbildung verursachen, wurde die Anlage so modifiziert, dass während des laufenden Schweißprozesses mit hochenergetischen Druckluftstößen das flüssige Schmelzbad ausgeblasen werden konnte. Dadurch konnten durch Makro-Längsschliffe bzw. durch digitale Tiefenvermessungen der betreffenden Probenbereiche Momentaufnahmen der Form der laufenden Erstarrungsfront erstellt werden. Diese Methode der Abbildung der Form der Erstarrungsisotherme ist nur zur groben Analyse geeignet, da die tatsächlichen Erstarrungsfronten mit hoher Wahrscheinlichkeit durch den plötzlichen Druckluftstoß geringfügig verändert werden.

Durch Vergleiche der zugeordneten Ergebnisse für jeden Schnittkantenzustand werden die Einflüsse der Schnittkantenpräparation bewertet. Tabelle 4-7 beschreibt die Übersicht der Analysen, welche durch die Vergleiche der Ergebnisse der einzelnen Schweißversuche möglich wurden.

Tabelle 4-7: Aufstellung der Analysen aus instrumentierten Schweißversuchen durch Ergebnisvergleiche

Ergebnisvergleich	Zuordnung und Bezeichnung der Schnittkantenzustände für den Vergleich	Beschreibung
a) Auswirkung des GEB-Zustandes verschiedener Grundwerkstoffe in der FK S700	AL700-BL-GEB ↔ SS700-BL-GEB ↔ YM700-BL-GEB	- keine Unterschiede in der Herstellroute - Gleiche Schnittkantenpräparation
b) Oxide und ihre Wirkung in Abhängigkeit der Stahlmarke	AL700-BL-GEB ↔ AL700-BL-SZ ↔ AL700-OZ-SZ SS700-BL-GEB ↔ SS700-BL-SZ ↔ SS700-OZ-SZ YM700-BL-GEB ↔ YM700-BL-SZ ↔ YM700-OZ-SZ	- Vergleich innerhalb eines Herstellers - Gleiche Festigkeitsklasse - Einflüsse der Schnittoxide - und/oder Einflüsse von Oberflächenoxiden
c) Gewichtung der Oxideinflüsse	AL700-OZ-GEB ↔ AL700-BL-SZ SS700-OZ-GEB ↔ SS700-BL-SZ	- Vergleich innerhalb eines Herstellers - Auswirkungen der Schnittoxide im Vergleich zu Auswirkungen der Oberflächenoxide aus Walzprozess
d) Wirksamkeit der künstlichen Nachstellung der Schnittoxidwirkung durch Auftragen von SiO ₂ auf die Schnittkante	AL700-BL-GEB+SiO ₂ ↔ AL700-BL-SZ SS700-BL-GEB+SiO ₂ ↔ SS700-BL-SZ YM700-BL-GEB+SiO ₂ ↔ YM700-BL-SZ	- Vergleich innerhalb eines Herstellers - Auswirkungen der Schnittoxide im Vergleich zu GEB+SiO₂
e) Festigkeitsklasse S900: Auswirkungen verschiedener Schnittkantenzustände	AL700-BL-GEB / -SZ ↔ AL900-BL-GEB / -SZ SS700-BL-GEB / -SZ ↔ SS900-BL-GEB / -SZ	- Vergleiche innerhalb eines Herstellers - Variation der Festigkeitsklasse - Variation der Schnittkantenbeschaffenheit
f) Festigkeitsklasse S1100: Auswirkungen verschiedener Schnittkantenzustände	AL700-BL-GEB ↔ AL1100-BL-GEB / -SZ SS700-BL-GEB ↔ SS1100-BL-GEB / -SZ	- Vergleiche innerhalb eines Herstellers - Variation der Festigkeitsklasse - Variation der Schnittkantenbeschaffenheit
g) Schmelzbadverhalten im Wurzelbereich Auswirkungen der Schnittoxide in verschiedenen Festigkeitsklassen	SS700-BL-GEB ↔ SS700-BL-SZ YM700-BL-GEB ↔ YM700-BL-SZ AL1100-BL-GEB ↔ AL1100-BL-SZ SS1100-BL-GEB ↔ SS1100-BL-SZ	- Vergleiche innerhalb der Stahlmarke - Vergleich unterschiedlicher Festigkeitsklassen eines Herstellers - Variation der Schnittkantenbeschaffenheit
h) Ausblasversuche Vergleich der Schmelzbadausbildung als Momentaufnahme der Erstarrungsfront	AL700-BL-GEB ↔ AL700-OZ-SZ SS700-BL-GEB ↔ SS700-BL-SZ YM700-BL-GEB ↔ YM700-BL-SZ AL1100-BL-GEB ↔ AL1100-BL-SZ SS1100-BL-GEB ↔ SS1100-BL-SZ	- Variation der Schnittkantenbeschaffenheit - Variation der Festigkeitsklassen

Durch die instrumentierten Schweißversuche wurden Daten aus Videoaufnahmen und Abkühlverläufen direkt während des Schweißprozesses generiert. Folgende Daten wurden dabei erhoben:

- Abkühlzeit aus $t_{8/5}$ -Zeit-Messungen in Sekunden
- Schmelzbadoberfläche in mm^2
- Schmelzbadoberflächenverhältnisse (Länge, Breite) in %

Zusätzlich zur Gesamtlänge des Schmelzbades wurde noch die Schmelzbadlänge₁ gemessen. Die Schmelzbadlänge₁ wird von der breitesten Stelle des Schmelzbades bis zu dessen Ende gemessen, um die Schmelzbadform vergleichen zu können. Für die Auswertung der Schweißnahtergebnisse und Ausblasversuche nach dem Schweißen, wurden folgende Analysen an den Schweißproben durchgeführt:

- Analyse des Einbrandprofils und des Erstarrungsgefüges aus Makroschliffen
- Bestimmung des Winkels der Erstarrungsfront zur Normalen auf die Keyhole-Achse (EF-Winkel) aus digitalen Bildern
- Schmelzbadvolumendigitalisierungen aus Ausblasversuchen

Um die Methodik genauer darzustellen, sind in Abbildung 4-14 beispielhaft die Auswertungen dargestellt.

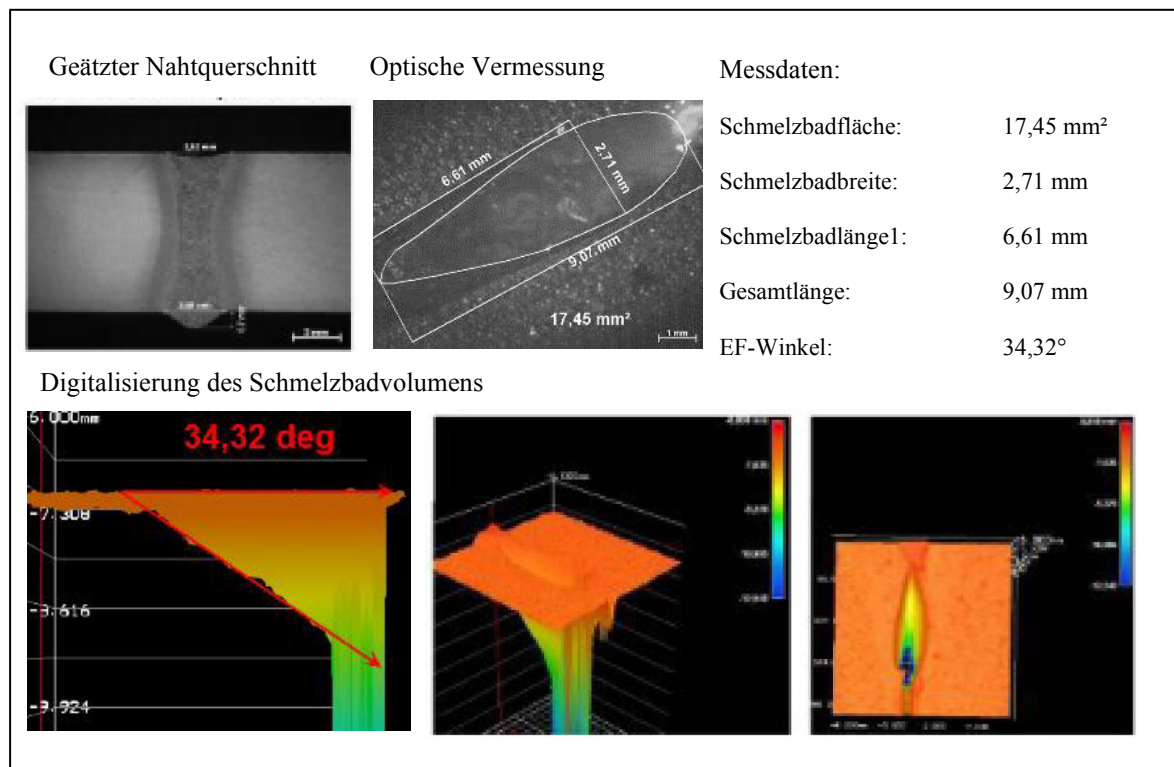


Abbildung 4-14: Beispielhafte Darstellung der Analysemethoden für ausgewählte Schweißprobenzustände

Nach der Auswertung wurden diese Daten den verschiedenen Schnittkantenzuständen zugeordnet und den Ergebnissen der Schweißnahtanalyse der jeweiligen Probe gegenübergestellt.

4.6.3 Verfahrensprüfung nach ISO 15614-11

Um die Wirkung der verschiedenen Schnittkantenzustände als Schweißnahtvorbereitung auf mechanisch-technologische Verbindungskennwerte zu untersuchen, wurden Verfahrensprüfungen in Anlehnung an die Norm EN ISO 15614-11 [13] durchgeführt. Um den Einfluss der Oxide auf die technologischen Verbindungsfestigkeitswerte analysieren zu können, wurden diese Versuche auf einen Werkstoff begrenzt. Es wurde der Werkstoff Alform700ME mit $t = 7$ mm Blechstärke gewählt. Die Schweißparametersätze und Hilfsstoffzugaben wurden auch hier konstant gehalten und sind wiederum dem Abschnitt 4.5.2 zu entnehmen. Die chemische Zusammensetzung der hier verwendeten Blechcharge ist in Tabelle 4-8 dargestellt.

Tabelle 4-8: Chemische Zusammensetzung Alform 700 ME für Verfahrensprüfungen in Gew.-%

Elemente	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Fe	Charge
Alform 700ME	0,061	0,026	1,89	0,008	0,0015	0,069	0,029	0,013	0,006	0,010	0,007	0,051	0,132	Rest	984782

In Tabelle 4-9 ist ein Überblick über die Probenbezeichnungen und den dazugehörigen Fugenzustand dargestellt.

Tabelle 4-9: Werkstoff und Bezeichnung der Prüfbleche mit Zuordnung des Schnittkantenzustandes

Werkstoff	Nummer der Prüfbleche	Schnittkantenzustand
Alform 700 ME; $t = 7$ mm (Schmelzen-Nr.: 984782)	VP-AL700-OZ-GEB	AL700-OZ-GEB
	VP-AL700-OZ-SZ	AL700-OZ-SZ
	VP-AL700-OZ-GEF+SiO ₂	AL700-OZ-GEF+SiO ₂
	VP-AL700-OZ-GEF	AL700-OZ-GEF

Abweichend zu den bisher beschriebenen Schnittkantenzuständen, werden hier auch die Zustände GEF und GEF+SiO₂ eingesetzt. Ziel dieser Zustände ist es, Einflüsse aus Geometrie- und Rauheitsunterschieden an den Schnittflächen zu vermeiden. Um die Schnittkantenbeschaffenheit GEF herzustellen, wurden die Schnittkanten nach dem Laserstrahlschneiden mittels CNC-Fräsmaschine entfernt, sodass eine Beeinflussung der Fugenkante durch den Vorprozess ausgeschlossen ist. Für die Schnittkantenbeschaffenheit GEF+SiO₂ wurde nach der mechanischen Bearbeitung der Kante die Ethanol-SiO₂-Paste auf die Fugenkante als Schweißnahtvorbereitung aufgetragen (Vgl. Abschnitt 4.6.2).

Nach dem Schweißen wurden die 4 Prüfbleche folgenden zerstörungsfreien Prüfungen unterzogen:

- Visuelle Sichtprüfung (VT nach ISO 17637)
- Magnetpulverprüfung (MT nach ISO 17638)
- Durchstrahlungsprüfung (RT nach ISO 17632-2)

Die Analyse der mechanisch-technologischen Verbindungskennwerte erfolgte nach ISO 15614-11 und somit wurden folgende zerstörenden Prüfungen pro Schweißnaht durchgeführt:

- Makroprüfung nach ISO 17639 – ISO 5817 B (1 Probe)
- Vickers-Mikrohärteprüfung nach ISO 6507 – HV1 (1 Probe á 2 Verläufe)
- Querkzugprüfung nach ISO 6892-1 (2 Proben)
- Querbiegeprüfungen nach ISO 5173 (4 Proben)
- Kerbschlagbiegeprüfung nach Charpy-V nach ISO 148-1 (2 Sätze á 3 Proben)

Die Vickers-Mikrohärteprüfung beinhaltete jeweils 2 Härteverläufe, wobei diese im Abstand von ca. 1 mm von den Blechoberflächen (decklagen- und wurzelseitig) gemessen wurden.

Für die quasistatische Zugprüfung wurden jeweils 2 Querkzugproben aus den Probeblechen entnommen. Die Vergleichswerte bilden jeweils das arithmetische Mittel dieser beiden Proben.

Pro Verfahrensprüfung wurden vier Querbiegeprüfungen durchgeführt und jeweils zwei über die Schweißnahtober- und zwei über die Schweißnahtunterseite (Wurzelseite) gebogen. Die Biegung erfolgte über einen Dorn mit genormten Durchmesser, abhängig von der nominalen Bruchdehnung des Grundwerkstoffes. Für eine positive Bewertung der Biegeprobe muss ein Biegewinkel $> 180^\circ$ erreicht werden.

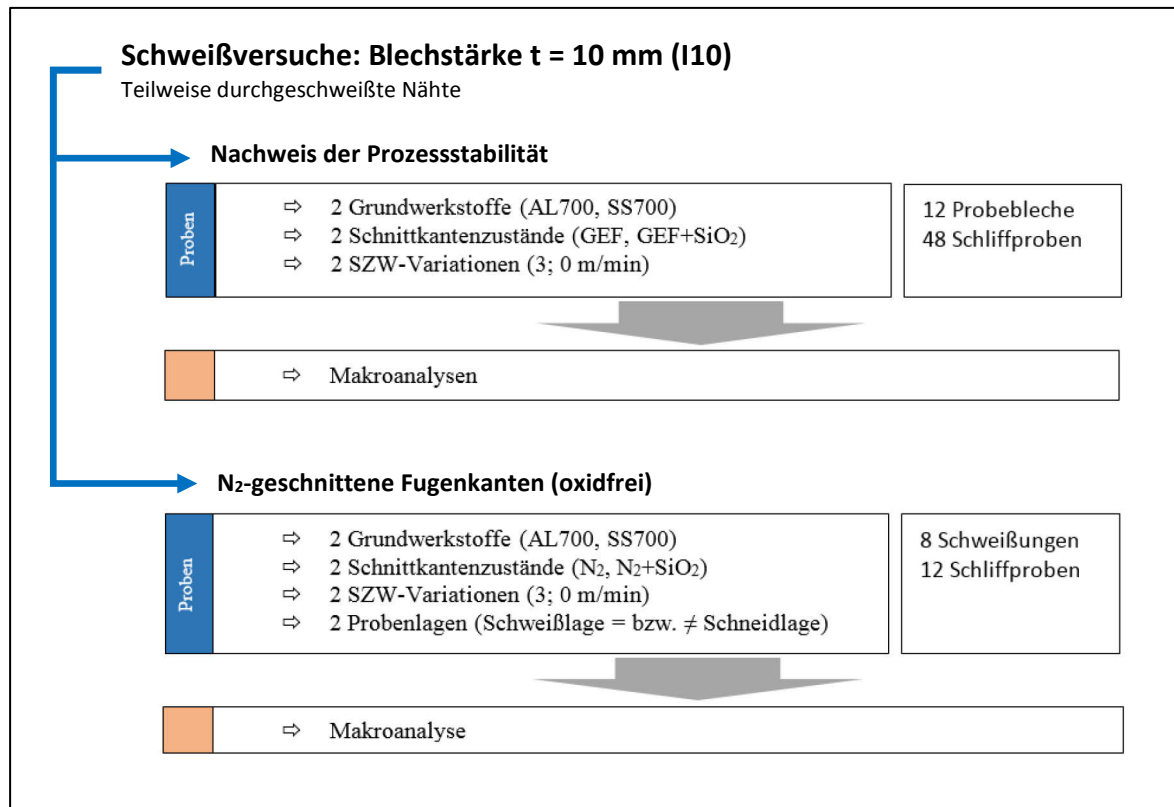
Die Kerbschlagprüfung Charpy-V konnte aufgrund der geringen Blechstärke nicht mit Normproben von 55x10x10 mm durchgeführt werden. Die geprüften Probenquerschnitte wurden auf 55x10x5mm reduziert, wobei die Probendicke im Kerbgrund 8 mm betrug. Um die Kerblage in Bezug zur Schweißnaht richtig zu legen, wurden die Proben vor der Prüfung einseitig poliert und mittels Nital-Ätzung (3%) die genaue Lage der Schmelzlinie und der Schweißgutmitte sichtbar gemacht. So konnte sichergestellt werden, dass die Kerblage bestmöglich an der gewünschten Stelle den Bruch einleitet. Nach der Prüfung erfolgte eine

Umrechnung der ermittelten J-Werte auf die genormten Probenquerschnitte (80 mm²). Die Kerbschlagwerte, welche ausgewiesen werden, stellen das arithmetische Mittel aus jeweils 3 Einzelproben dar, welche bei -40°C geprüft wurden.

4.7 Schweißversuche: Blechstärke $t = 10$ mm (I10)

Mit Blechstärke $t = 10$ mm wurden weitere 2 Versuchsreihen geschweißt. Bei der Versuchsreihe zum Nachweis der Prozessstabilität wurde die Konstanz der auftretenden Veränderungen in der Einschweißtiefe durch Oxide an der Schnittkante analysiert. Diese werden anhand von mehreren Makroschliffen eines jeweiligen Schnittkantenzustandes statistisch bewertet. Ziel der Versuche war es, mithilfe der Oxide an der Schnittkante eine prozesssichere Durchschweißung am I-Nahtstoß mit $t = 10$ mm nachweisen zu können, ohne die Schweißparameter zu verändern.

In der zweiten Versuchsreihe mit dieser Blechstärke wurden die Auswirkungen auf die Nahtausbildung durch Schnittkanten aus dem Laserstrahlschmelzschweißprozess (Prozessgas N₂) verschweißt und jenen aus dem Laserstrahlbrennschneidprozess (Prozessgas O₂) gegenübergestellt.

Abbildung 4-15: Übersicht Schweißversuche mit Blechstärke $t = 10 \text{ mm}$

Für die Auswertung wurden Makroschliffe angefertigt, welche mit Nital (3%) geätzt, mikroskopisch analysiert und mittels Olympus-Software StreamEssentials Version 2.3 vermessen wurden. In Abbildung 4-16 ist anhand eines Beispiels die Vermessungsmethodik dargestellt. Das Einbrandprofil wurde anhand von jeweils 5 Breitenmessungen verteilt über die Einschweißtiefe bestimmt, wobei in den Vergleichstabellen nur 3 davon dargestellt werden (b_o , b_M , b_U). Bei leichtem Kantenversatz wurde die Einschweißtiefe von der jeweils tieferliegenden Blechoberfläche aus bestimmt.

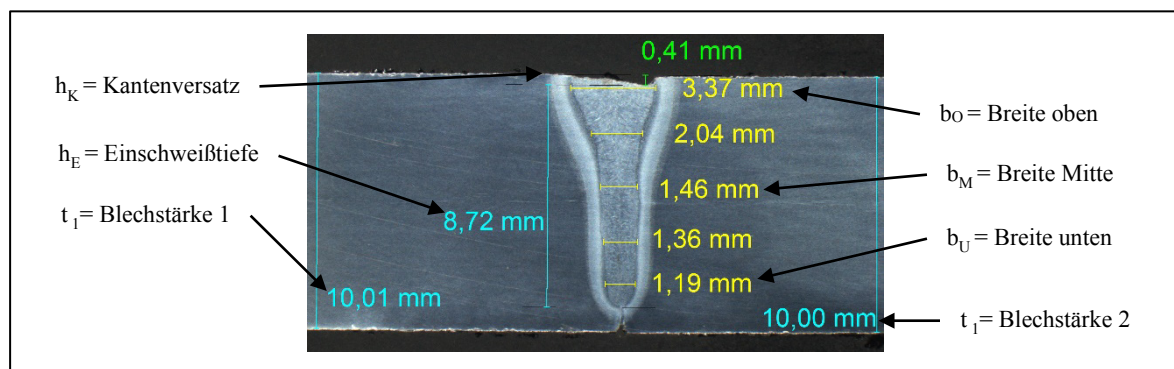


Abbildung 4-16: Vermessungsmethodik der Makroschliffe dargestellt am Beispiel AL22; Abmaße in [mm]

4.7.1 Schweißversuche zum Nachweis der Prozessstabilität

Die bisherigen Untersuchungen und Vergleiche basieren auf einzelnen Makroschliffen. Um Aussagen über die Prozesssicherheit der Einschweißtieferhöhung zu erlangen, wurden in weiterer Folge jeweils 3 Probebleche pro Fugenzustand und Grundwerkstoff mit konstanten Schweißparametern (siehe Abschnitt 4.5.2) geschweißt, wie in Tabelle 4-10 dargestellt.

Tabelle 4-10: Übersicht des Schliffkantenzustandes mit Zuordnung der Schliffnummern

Produkt	Herstell- route	Festig- keits- klasse	Schnittkanten- zustand	Schliffnummer		Beschreibung des Schnittkanten- zustands
				Mit Schweiß- zusatz	Ohne Schweiß- zusatz	
Alform 700ME	TM Route „D“	S700	AL700-BL-GEF	AL25-1 bis -6	AL26-1 bis -6	Gefräst
			AL700-BL-GEF+SiO ₂	AL27-1 bis -6	AL28-1 bis -6	Gefräst + SiO ₂
Strenx 700 E	QT Route „C“	S700	SS700-BL-GEF	SS25-1 bis -6	SS26-1 bis -6	Gefräst
			SS700-BL-GEF+SiO ₂	SS27-1 bis -6	SS28-1 bis -6	Gefräst + SiO ₂

In Abbildung 4-17 wird die Vorgehensweise und Schliffbezeichnungssystematik schematisch dargestellt und mit einem Beispiel verdeutlicht. Mit jedem der 4 Schnittkantenzustände wurden 3 Probebleche geschweißt. Bei Mitte der Nahtlänge wurde die Schweißzusatzwerkstoffzufuhr gestoppt. Dadurch ergeben sich für jedes Schweißprobenblech zwei Schweißnahtbereiche – 250 mm mit und 250 mm ohne Schweißzusatzwerkstoff. In jedem Nahtbereich wurden 2 Makroschliffe an unterschiedlichen Positionen herausgearbeitet. Somit wurden jeweils 6 Makroschliffe mit identen Schweißbedingungen erstellt. Dadurch wurden insgesamt 12 Probebleche geschweißt und daraus 48 Makroschliffe erstellt, analysiert und vermessen.

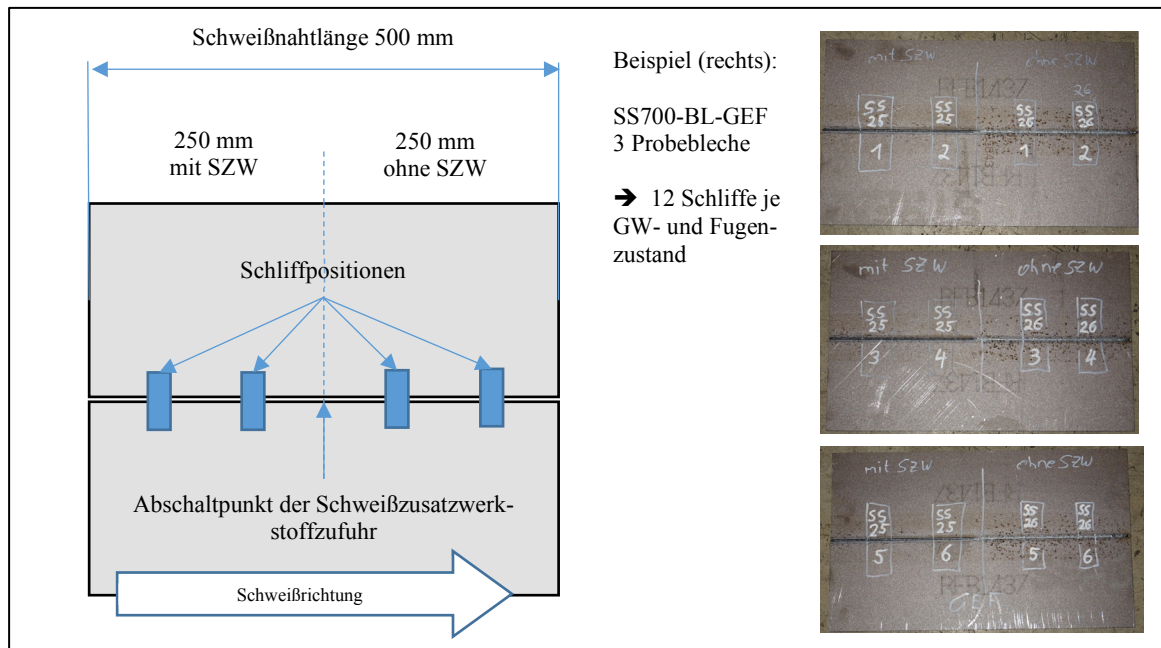


Abbildung 4-17: Schliffpositionen für statistische Bewertung der Einschweißtiefe; Blechstärke $t = 10 \text{ mm}$

Um die Ergebnisse möglichst frei von geometrischen Fugeneinflüssen zu erhalten, wurden alle Schnittkanten gefräst. Die Wirkung der Schnittoxide wurde durch das Aufbringen von SiO_2 auf den gefrästen Schnittkanten nachgestellt.

4.7.2 N_2 -Schnittkanten als Schweißnahtvorbereitung

Um nachzuweisen, dass der sauerstoffunterstützte Vorprozess die Schweißfuge nachhaltig auch im GEB-Zustand beeinflusst, wurden für diese Versuche die gleichen Werkstoff-Produkte mit Stickstoff (N_2) als Prozessgas geschnitten. Schneidprozessbedingt wurde für diese Versuchsreihe die Blechstärke mit $t = 10 \text{ mm}$ festgelegt.

Das eigentliche Ziel des Zustandes GEB aus den Vorversuchen, nämlich oxidfreie Schnittkanten für den Schweißprozess herzustellen, wurde hier über den Umweg des N_2 -Laserstrahlschmelzscheidprozesses erreicht. Somit ist die unbehandelte Schnittkante oxidfrei. Die Schweißparameter wurden im Vergleich zu den bisher beschriebenen Versuchen nicht geändert (vgl. Abschnitt 4.5.2), somit können die Einbrandprofile und Einschweiß-tiefen mit den bisherigen Schliffen aus den vorigen Versuchen verglichen werden.

Auch in dieser Versuchsreihe wurden die Schweißungen mit und ohne Oxide (SiO_2) in der Schweißnahtfuge verglichen. Um den Geometrieinfluss der laserstrahlschmelzgeschnittenen Schnittkante analysieren zu können, wurden die Bleche auch umgedreht verschweißt, d.h. die Lage der Bleche beim Schneiden entspricht nicht der Lage beim Schweißen. Somit

wurden, wie in Tabelle 4-11 dargestellt, in dieser Versuchsreihe 8 Schweißungen durchgeführt und daraus 12 Makroschliffe erstellt. Die Auswertung erfolgt in gleicher Weise, wie in der zuvor beschriebenen Versuchsreihe.

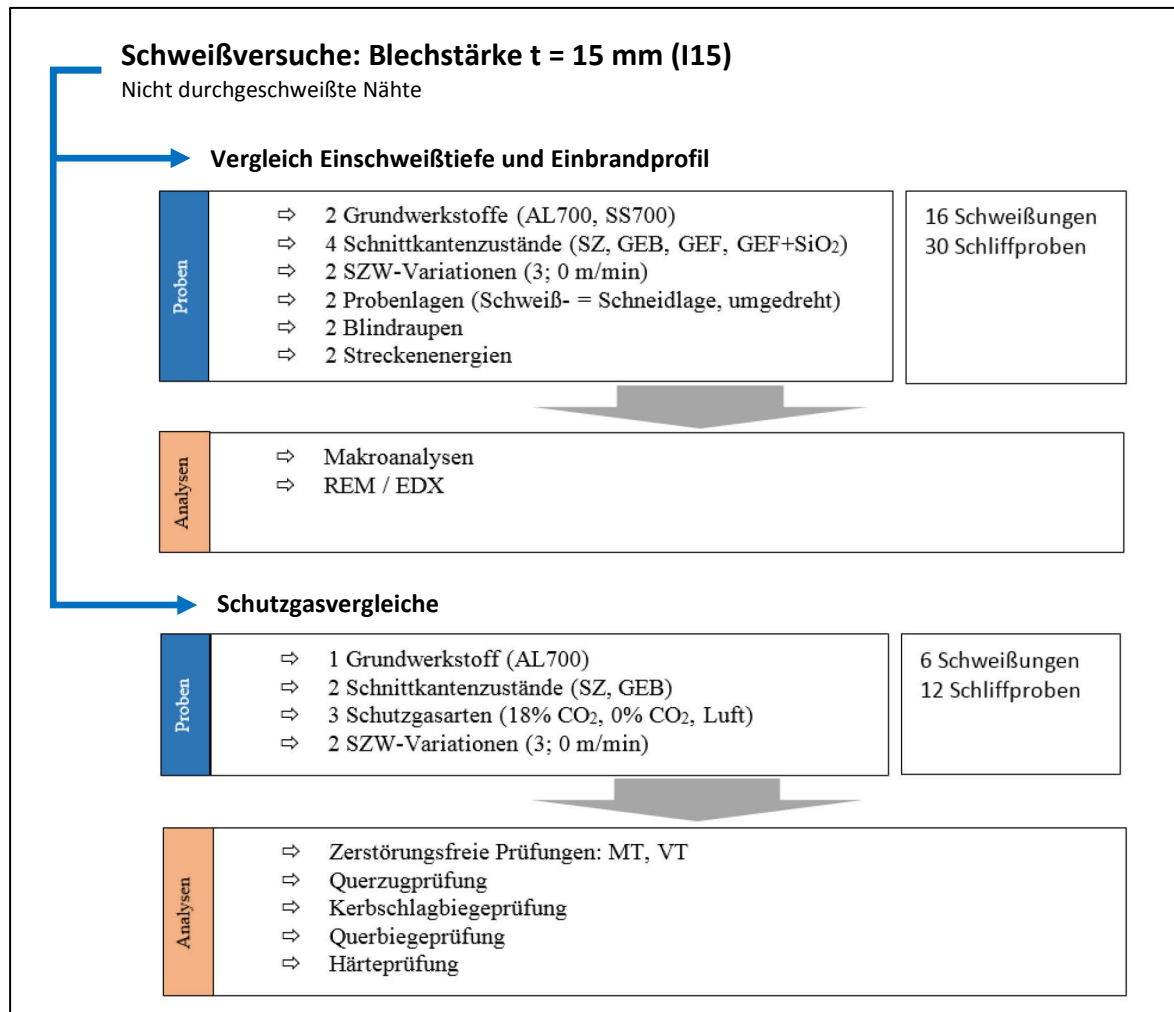
Tabelle 4-11: Übersicht des Schliffkantenzustandes mit Zuordnung der Schliffnummern (N_2 -Schnittkante)

Werkstoff	Festigkeitsklasse	Schnittkantenzustand	Schliffnummer		Beschreibung des Schnittkantenzustandes
			Mit Schweißzusatz	Ohne Schweißzusatz	
Alform 700ME	S700	AL700-BL- N_2	AL17	---	Schnittkante oxidfrei
		AL700-BL- N_2+SiO_2	AL19	---	Schnittkante + SiO_2
		AL700-BL- N_2_u	AL21	AL22	Schnittkante oxidfrei Schneidelage $\neq$ Schweißlage (umgedreht)
		AL700-BL- $N_2+SiO_2_u$	AL23	AL24	Schnittkante + SiO_2 Schneidelage $\neq$ Schweißlage (umgedreht)
Strenx 700 E	S700	SS700-BL- N_2	SS17	---	Schnittkante oxidfrei
		SS700-BL- N_2+SiO_2	SS19	---	Schnittkante + SiO_2
		SS700-BL- N_2_u	SS21	SS22	Schnittkante oxidfrei Schneidelage $\neq$ Schweißlage (umgedreht)
		SS700-BL- $N_2+SiO_2_u$	SS23	SS24	Schnittkante + SiO_2 Schneidelage $\neq$ Schweißlage (umgedreht)

4.8 Schweißversuche: Blechstärke $t = 15$ mm (I15)

Die Schweißversuche mit Blechstärken $t = 15$ mm wurden durchgeführt, um Einflüsse der verschiedenen Schnittkantenzustände bei nicht durchgeschweißten Schweißnähten zu untersuchen. Der Vergleich nicht durchgeschweißter Schweißnähte ermöglicht die Bewertung der Einflüsse der verschiedenen Schnittkantenzustände auf die Einschweißtiefe bei konstanten Schweißbedingungen. In Abbildung 4-18 ist eine Übersicht dargestellt, die grundsätzlich die Schweißungen in 2 Versuchsreihen aufteilt und für jede die Probenvariation, Probenanzahl und die durchgeführten Analysen zeigt.

In der ersten Versuchsreihe werden Schweißungen zum Vergleich der Einschweißtiefe und des Einbrandprofils abhängig von den verschiedenen Schnittkantenzuständen beschrieben. Die zweite Versuchsreihe beschreibt die Schweißungen, welche den Einfluss von Schutzgasänderungen auf den Tiefschweißeffekt zeigen.

Abbildung 4-18: Übersicht der Schweißversuche mit Blechstärke $t = 15 \text{ mm}$

4.8.1 Vergleich der Einschweißtiefen und der Einbrandprofile

Die Motivation der Versuche auf Blechproben mit Blechstärke $t = 15 \text{ mm}$ war, einerseits die Auswirkungen oxidbehafteter Fugenkanten auf den Tiefschweißeffekt zu untersuchen und andererseits, durch ein Abfräsen der Schnittkanten, den geometrischen Einfluss in der Schweißfuge durch den Laserschneidprozess (Winkelabweichung, Schnittrauheit, ...) zu minimieren.

Für diese Versuche wurden Stahlprodukte der Hersteller voestalpine und SSAB in der FK S700 in $t = 15 \text{ mm}$ verwendet. Tabelle 4-12 zeigt die chemische Zusammensetzung der verwendeten Bleche.

Tabelle 4-12: Chemische Zusammensetzung der Vergleichswerkstoffe für 115 Schweißversuche in Gew.-%

Elemente	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Fe	Charge
Alform 700ME	0,065	0,02	1,88	0,008	0,001	0,054	0,026	0,009	0,006	0,009	0,006	0,049	0,143	Rest	983474
Strenx 700E	0,14	0,30	1,13	0,008	0,001	0,037	0,28	0,05	0,171	0,01	0,012	0,001	0,009	Rest	122579

Die verwendeten Schweißparameter und Hilfsstoffe sind unverändert zu den bisherigen Schweißversuchen aus Abschnitt 4.6 und 4.7, um, bezogen auf den Energieeintrag, eine Vergleichbarkeit zu den durchgeschweißten Stößen gewährleisten zu können. In Tabelle 4-13 sind die Proben mit verschiedenen Fugenzuständen herstellerabhängig aufgelistet und beschrieben.

Zusätzlich zu den Schweißversuchen mit den unterschiedlichen Schnittkantenzuständen, wurden 2 Blindnahtnahtschweißungen analysiert (Schliffnummer AL9 und SS9), um die Einkoppelbedingungen und einen möglichen Grundwerkstoffeinfluss zu verifizieren bzw. die Erfahrungen aus diversen Vorversuchen zu bestätigen. Bei einem weiteren Versuch wurde die Laserleistung auf 10 kW gesteigert und gleichzeitig die Schweißgeschwindigkeit auf $v_S = 100$ [cm/min] reduziert, um die Auswirkungen einer Erhöhung der Streckenenergie dem Einfluss von oxidbehafteten Schnittkantenzuständen (SZ, GEF+SiO₂) gegenüberzustellen (vgl. Schliffnummer AL15 und AL16).

Um die Ergebnisse bezüglich Oxideinfluss und Fugengeometrieinfluss zu untermauern, wurden die in diesem Abschnitt beschriebenen Versuche jeweils mit und ohne Schweißzusatzwerkstoff durchgeführt und ausgewertet.

Tabelle 4-13: Aufstellung der Proben und Zuordnung der Schnittkantenzustände zu einzelnen Schliffnummern

Produkt	Herstell- route	Festigkeits- klasse	Schnittkantenzustand	Schliffnummer		Beschreibung des Schnittkantenzustandes
				Mit Schweiß- zusatz	Ohne Schweiß- zusatz	
Alform 700ME (Schmelzen-Nr.: 983474)	TM Route „D“	S700	AL700-BL-SZ	AL1	AL2	Schnittzunderbehaftet
			AL700-BL-GEB	AL3	AL4	Gebürstet
			AL700-BL-GEF	AL5	AL6	Gefräst
			AL700-BL-GEF+SiO ₂	AL7	AL8	Gefräst + SiO ₂
			AL700-BL-Blindraupe	AL9	AL10	---
			AL700-BL-SZ_u	AL11	AL12	Schnittzunderbehaftet Schneidlage ≠ Schweißlage
			AL700-BL-GEB_u	AL13	AL14	Gebürstet Schneidlage ≠ Schweißlage
			AL700-BL-GEF+SiO ₂	AL15	----	Gefräst + SiO ₂ Erhöhte Streckenenergie
Strenx 700 E (Schmelzen- Nr.:122579)	QT Route „C“	S700	AL700-BL-GEF	AL16	----	Gefräst (blank) Erhöhte Streckenenergie
			SS700-BL-SZ	SS1	SS2	Schnittzunderbehaftet
			SS700-BL-GEB	SS3	SS4	Gebürstet
			SS700-BL-GEF	SS5	SS6	Gefräst
			SS700-BL-GEF+SiO ₂	SS7	SS8	Gefräst + SiO ₂
			SS700-BL-Blindraupe	SS9	SS10	---
			SS700-BL-SZ_u	SS11	SS12	Schnittzunderbehaftet Schneidlage ≠ Schweißlage
			SS700-BL-GEB_u	SS13	SS14	Gebürstet Schneidlage ≠ Schweißlage

Um den möglichen Einfluss der schneidprozessbedingten Winkelabweichung der Schnittkanten auch bei diesen Blechstärken verifizieren zu können, wurden Proben mit den Schnittkantenzuständen SZ und GEB auch mit umgedrehten Probeblechen (Schneidlage ≠ Schweißlage) geschweißt und ausgewertet, welche mit den Schliffnummern AL11, AL13 bzw. SS11 und SS13 dokumentiert wurden. Ein möglicher Einfluss einer Schnittwinkelabweichung kann dann anhand der Vergleiche für verschiedene Schnittkantenzustände bewertet werden.

Für die Vergleiche der Einschweißtiefen und Einbrandprofile an nicht durchgeschweißten Stößen wurden somit 16 Schweißproben geschweißt und daraus insgesamt 30 Schliffproben analysiert. Die Auswertung erfolgte in gleicher Weise, wie in den zuvor beschriebenen Versuchsreihen. Ausgewählte Schliffproben (AL13, SS13) wurden zusätzlich für die REM-Analyse präpariert und eingebettet, um mögliche Auffälligkeiten im Schweißgutbereich analysieren zu können. Dabei wurde gezielt nach Oxideinschlüssen gesucht, welche mittels EDX-Spektroskopie auf deren chemische Zusammensetzung überprüft wurden.

4.8.2 Schutzgasvergleiche

Die Schweißungen für die Schutzgasvergleiche wurden durchgeführt, um den Einfluss des Schutzgases auf die Einschweißtiefe und das Einbrandprofil verifizieren zu können. Dabei wurde der Werkstoffzustand AL700-BL aus der vorher beschriebenen Versuchsreihe im Abschnitt 4.8.1 eingesetzt. Die Probenanzahl und Zuordnung der Schnittkantenzustände ist in Tabelle 4-14 beschrieben.

Tabelle 4-14: Übersicht und Zuordnung der Schnittkantenzustände für Schutzgasvergleiche

Werkstoff	Festigkeits- klasse	Schutzgas- atmosphäre	Schnittkantenzustand + Schutzgasbezeichnung	Schliffnummer	
				Mit Schweiß- zusatz	Ohne Schweiß- zusatz
Alform 700M (Schmelzen-Nr.: 760508)	S700	18% CO ₂ 82% Argon	AL700-BL-SZ+CO ₂	AL1-SG	AL2-SG
			AL700-BL-GEB+CO ₂	AL3-SG	AL4-SG
		100 % Argon	AL700-BL-SZ+Ar	AL5-SG	AL6-SG
			AL700-BL-GEB+Ar	AL7-SG	AL8-SG
		100 % Luft	AL700-BL-SZ+Luft	AL9-SG	AL10-SG
			AL700-BL-GEB+Luft	AL11-SG	AL12-SG

Es wurden dabei 6 Schweißungen durchgeführt, jeweils wieder mit Schweißzusatz und ohne. Als Schutzgasatmosphären wurden im Vergleich zur Schutzgaszusammensetzung in allen anderen Versuchsreihen dieser Arbeit (10 % CO₂ + 90% Ar) 3 Schutzgasvarianten mit folgenden Zielen eingesetzt:

- 18 % CO₂ + 82 % Ar → Erhöhung der Schutzgasaktivität auf das Schmelzbad durch Zuführung von Sauerstoff und Kohlenstoff (CO-Bildung)
- 100% Ar → Vermeidung einer Reaktion des Schutzgases mit dem Schmelzbad
- 100 % Luft → Erhöhung des O₂-Gehaltes an der Schmelzbadoberfläche

Die Schweißanlage wurde dabei so modifiziert, dass die beschriebenen Gas-Varianten in die Schutzgasversorgung der Schweißanlage eingespeist werden konnten. Dabei wurde darauf geachtet, dass die Gasströmung möglichst unverändert bei 6,5 l/min gehalten werden konnte und nach der Umstellung der Gasvariante ausreichend Zeit (> 30 Sekunden) für die Spülung des Leitungssystems eingehalten wurde.

Die Auswertung der Versuche erfolgte mit der Analyse der Einschweißtiefe und des Einbrandprofils anhand von Makroschliffen, wie in Abbildung 4-16 im Abschnitt 4.7 erläutert.

5 Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen

5.1 Grundwerkstoffanalyse

5.1.1 Ergebnisse der OES-Analyse verschiedener Grundwerkstoffe

Die Ergebnisse der OES-Analyse zeigen die Gehalte an Legierungselementen der geprüften Werkstoffe der FK S700. Diese weichen nur geringfügig von den Gehalten aus den chargen-spezifischen Schmelzanalysen der Hersteller ab, welche dem jeweiligem 3.1-Zeugnis entnommen wurden. Die in Tabelle 5-1 dargestellten OES-Werte in der FK S700 stellen das arithmetische Mittel von jeweils drei Messungen auf blanker Stahloberfläche dar. Für die FK 900 und FK 1100 wurden keine OES-Analysen durchgeführt. Hierbei wurde die chemische Zusammensetzung dem 3.1-Zeugnis der jeweiligen Blechcharge entnommen. Die chemischen Zusammensetzungen aller Werkstoffe sind in Anhang I a vollständig dargestellt.

Tabelle 5-1: Vergleich der chemischen Zusammensetzung der Werkstoffe in Gew.-%

EN 10149-2		Max. 0,12	Max. 0,60	Max. 2,1	Max. 0,025	Max. 0,015	Min. 0,015	---	---	Max. 0,50	---	Max. 0,20	Max. 0,090	Max. 0,22	---
Bezeichnung		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Fe
AL700	OES	0,0530	0,0360	1,92	0,0084	0,0026	0,0470	0,0320	0,0152	0,0054	0,0130	0,0027	0,0420	0,1260	Rest
SS700	OES	0,0670	0,0130	1,83	0,0110	0,0025	0,0280	0,0420	0,0360	0,1010	---	0,0130	0,0560	0,1110	Rest
YM700	OES	0,0610	0,0910	1,88	0,0130	0,0030	0,0350	0,0250	0,0240	0,0030	---	0,0030	0,0640	0,1160	Rest
EN 10025-6		Max. 0,20	Max. 0,8	Max. 1,70	Max. 0,02	Max. 0,01	Min. 0,015	Max. 1,50	Max. 2,00	Max. 0,70	Max. 0,50	Max. 0,12	Max. 0,06	Max. 0,05	---
SS900	3.1	0,17	0,22	1,41	0,009	0,001	0,055	0,26	0,05	0,453	0,01	0,039	0,016	0,006	Rest
AL900	3.1	0,091	0,104	1,61	0,007	0,001	0,051	0,73	0,019	0,223	0,012	0,104	0,002	0,027	Rest
AL1100	3.1	0,174	0,283	1,44	0,009	0,0008	0,056	0,72	1,01	0,39	0,45	0,042	0,038	0,021	Rest
SS1100	3.1	0,17	0,2	1,25	0,009	0,001	0,057	0,2	0,07	0,602	0,01	0,042	0,015	0,007	Rest

Die Tabelle 5-1 zeigt im oberen Teil die chemische Zusammensetzung der thermomechanisch gewalzten Stähle der FK S700, bestellt und geliefert nach EN 10149-2 [10]. Die darin vorgegebene Legierungszusammensetzung ist mit einem Grenzwert für betreffende Legierungselemente angeführt. Im unteren Teil der Tabelle werden die Werkstoff-Zusammensetzungen angeführt, welche den Anforderungen der EN 10025-6 [11] bzw. der herstellereigenen Erzeugnisspezifikationen entsprechen. Die chemische Zusammensetzung aller geprüften Werkstoffe entspricht der jeweiligen Erzeugnisspezifikation.

Die absoluten Mengen an Legierungselementen der Vergleichswerkstoffe der FK S700 sind grundsätzlich sehr gering. Die Gehalte an Mikrolegierungselementen zeigen eine sehr ähnliche Zusammensetzung der Stähle. In Gew.-% gemessen weisen alle 3 Stähle in dieser FK einen stark ähnlichen Massenanteil von rund 2,3 Gew.-% an Legierungselementen auf. Diese Tatsache ist damit erklärbar, dass es sich um Stähle aus sehr ähnlichen Herstellrouten (TM – Route „D“, „E“ oder „F“ nach Abschnitt 3.1) handelt.

Abbildung 5-1 zeigt die Gehalte der Legierungselemente in der FK S700, wobei die Gehalte an Mangan aus skalierungstechnischen Gründen nicht dargestellt sind. Signifikante Unterschiede gibt es in den Gehalten an Silizium und Molybdän, wobei die Werte des SS700-Werkstoffes bei diesen Elementen signifikant von denen der Vergleichswerkstoffe abweichen. Bei Silizium zeigt die gemessene Zusammensetzung merklich geringere Werte als bei den Vergleichswerkstoffen AL700 und YM700. Leicht höhere Werte werden hingegen bei den Gehalten an Chrom, Nickel und insbesondere bei Molybdän gemessen. Die beiden Vergleichswerkstoffen AL700 und YM700 zeigen eine sehr ähnliche chemische Zusammensetzung wobei die Gehalte an Silizium und Niob beim YM700 höher sind. Die gemessenen C-Gehalte aller drei Vergleichswerkstoffe sind mit ca. 0,06 Gew.-% in der betrachteten FK S700 sehr ähnlich und sind beim SS700 mit 0,067 Gew.-% am höchsten.

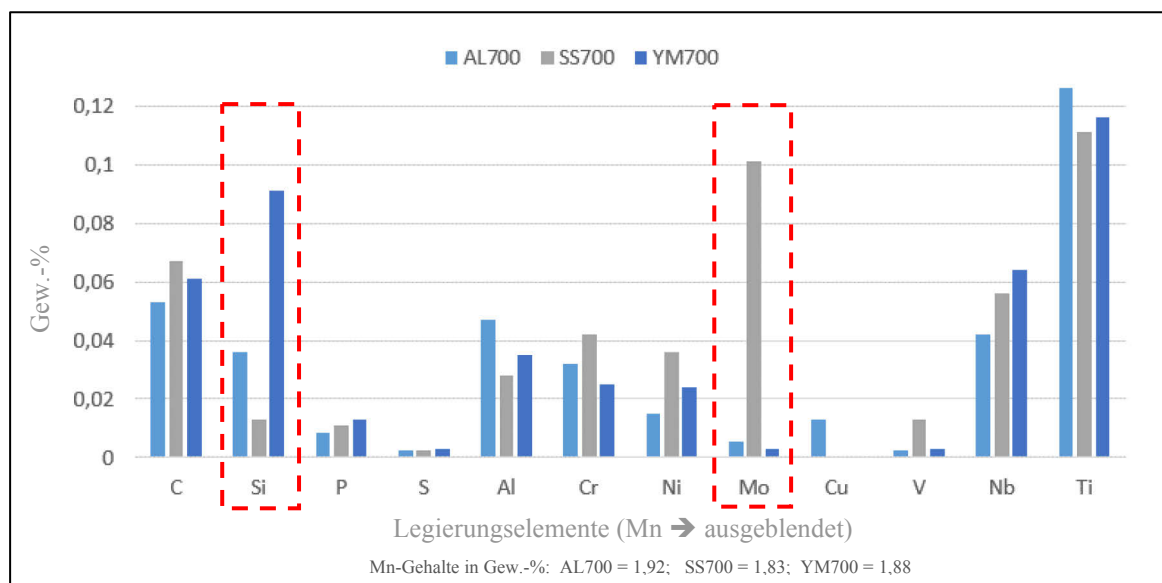


Abbildung 5-1: Vergleich der chem. Zusammensetzung in der Festigkeitsklasse S700 in Gew.-%

Die beschriebenen Unterschiede im Legierungskonzept deuten auf eine leicht abweichende Prozessroute bei der Warmband-Herstellung des SS700-Werkstoffes.

In den höheren Festigkeitsklassen S900 und S1100 sind die chemischen Zusammensetzungen nicht mehr untereinander vergleichbar. Die unterschiedlichen Herstellrouten der AL- und SS-Werkstoffe führen zu sehr großen Unterschieden in den Gehalten einzelner Mikrolegierungselemente. In Abbildung 5-2 ist der Vergleich der Legierungselemente für diese Festigkeitsklassen dargestellt, wobei die gemessenen Mn-Gehalte aus Gründen der Skalierung nicht dargestellt wurden.

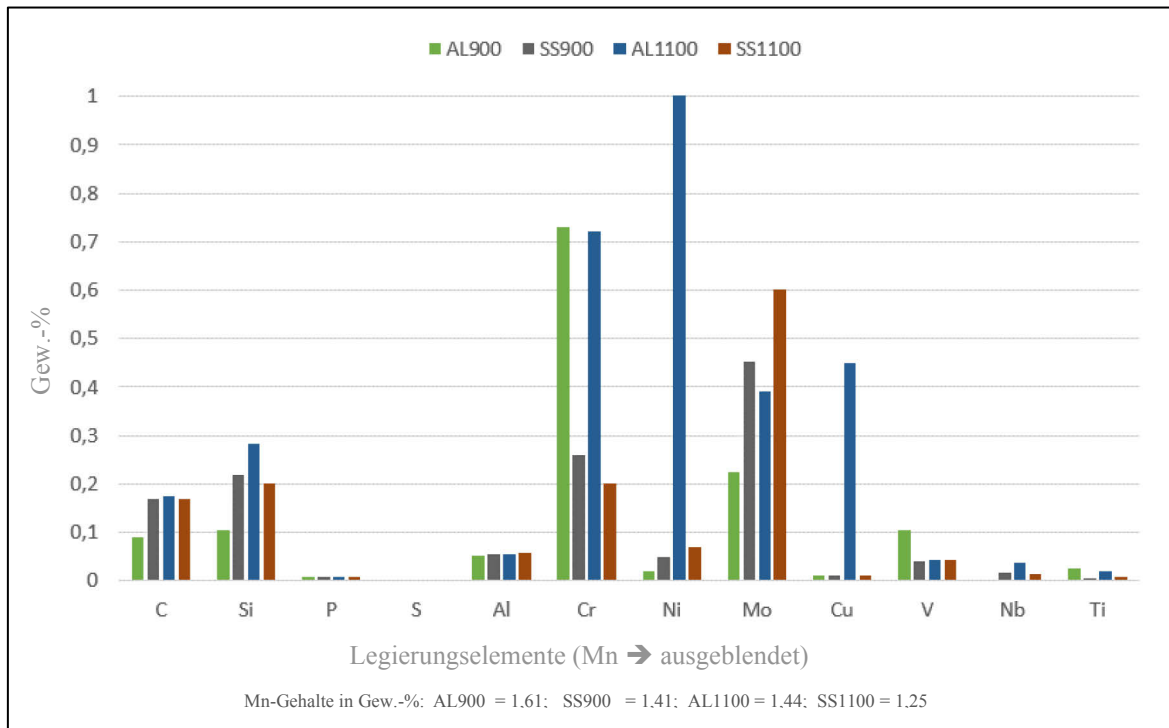


Abbildung 5-2: Vergleich der chem. Zusammensetzung in der Festigkeitsklasse S900 und S1100 in Gew.-%

Die Summe der Massenanteile der desoxydierenden Elemente Silizium, Mangan und Aluminium ist in der FK S700 beim SSAB-Werkstoff am geringsten. Mit Erhöhung der Festigkeit sinkt der Gew.-%-Anteil dieser Elemente und bei den Stählen SS900 und SS1100 der Herstellroute QT (Route „C“ siehe Abschnitt 3.1) ist diese Summe tendenziell geringer als bei den Stählen aus anderen Herstellrouten (Vgl. AL900 und AL1100). Abbildung 5-3 zeigt die Summen der desoxidierenden Elemente abhängig vom Werkstoff.

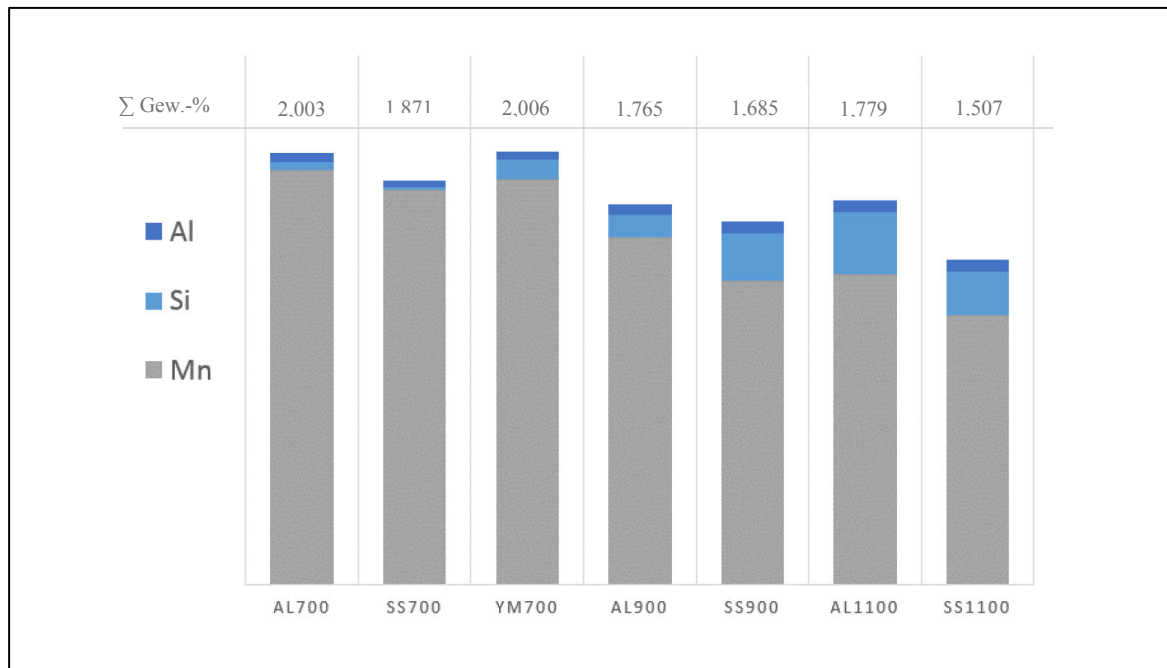


Abbildung 5-3: Vergleich der Summen der desoxidierenden Elemente Mn, Si, Al

Die gemessenen Werte des oberflächenaktiven Elements Schwefel sind bei allen Stählen sehr gering ($< 0,003$ Gew.-%) und zeigen keine signifikanten Unterschiede abhängig vom Werkstoff. Somit kann kein direkter Einfluss auf das in dieser Arbeit untersuchte Schweißbadverhalten durch die oberflächenaktive Wirkung dieses Elements nachgewiesen werden.

5.1.2 Schmelzpunktbestimmung und dynamische Viskosität

Die Ergebnisse der Messungen der dynamischen Differenzkalorimetrie (DDK) auf Probe­stücken der Werkstoffe Strenx 700MC E (SS700) und Ympress S700MC (YM700) zeigten keine signifikanten Unterschiede in den Ergebnissen. Die Daten zeigen kein wesentlich unterschiedliches Verhalten während der Aufheizphase bis zum Schmelzpunkt der beiden Werkstoffe. Die Analysen zeigen auch keine wesentlichen Unterschiede in der Schmelztemperatur.

Die dynamische Viskosität der Schmelzen wurde mit der Software JMatPro auf Basis der chemischen Zusammensetzungen aus der OES-Analyse errechnet. Die Abweichungen zwischen den Werkstoffen Strenx 700 MC und Ympress 700 MC lagen im Bereich von 0,3 mPas (Millipascalsekunden) bei 1480 °C und betragen im Mittel 6,5 mPas.

Somit sind die theoretisch bestimmten Abweichungen der Viskosität der beiden Grundwerkstoffe bei 1480°C so gering, dass davon ausgegangen werden muss, dass die durch die

Legierungselemente bedingten Unterschiede in der Schmelzenviskosität keine signifikanten Auswirkungen auf das Schmelzbadverhalten haben können.

5.1.3 Analyse der Stahlbegleitelemente mittels Trägergasheißextraktion

Mittels Trägergasheißextraktionsverfahren wurden die tatsächlichen Mengen an Sauerstoff und Stickstoff in der Stahlmatrix bestimmt. Tabelle 5-2 zeigt 2 Messergebnisse für jedes Grundwerkstoff, jeweils für Sauerstoff und Stickstoff. Die Sauerstoffwerte der Proben des Strenx 700 MC E zeigen erhöhte Werte im Vergleich zu beiden Vergleichswerkstoffen. Die Nachweisgrenze für diese Messungen liegt jedoch bei 20 ppm für Sauerstoff und auch für Stickstoff. Aufgrund der geringen Sauerstoffgehalte ist somit eine belastbare Aussage zum Elementgehalt im Grundwerkstoff aufgrund dieser Messungen nicht möglich.

Tabelle 5-2: Ergebnisse der Trägerheißgasextraktion der Werkstoffe der Streckgrenzenklasse S700

Werkstoff	Sauerstoff in ppm		Stickstoff ppm	
Alform 700ME	< 20 ppm	< 20 ppm	50 ppm	40 ppm
Strenx 700 MC E	42 ppm	37 ppm	50 ppm	50 ppm
Ympress 700MC	22 ppm	< 20 ppm	50 ppm	50 ppm

5.2 Ergebnisse der Schnittkantenzustandsanalyse

5.2.1 Schnitzzunderanalyse

Die Dicke der sich beim Laserstrahlschneiden bildenden Oxidschicht ist aufgrund des kurzen Temperaturzyklus sehr gering. In Tabelle 5-3 werden die ermittelten Durchschnittswerte der verschiedenen Schnitzzunderschichtstärken aufgelistet, wobei ds_z die durchschnittliche Schichtstärke und σ die Standardabweichung der Messwerte für die jeweilige Probe beschreiben. Grundsätzlich liegen die durchschnittlichen Schnitzzunderschichtdicken in den FK S700 und S900 bei ca. 2,6 μm , in der Festigkeitsklasse S1100 bei 1,79 μm .

Tabelle 5-3: Ermittelte Schichtstärken der Schnitzunderschicht

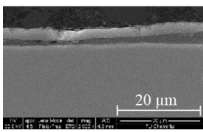
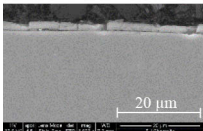
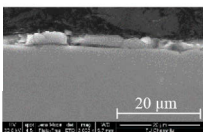
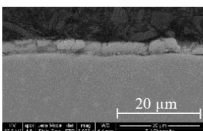
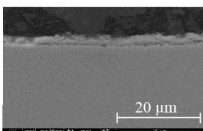
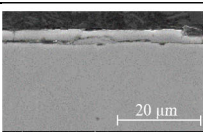
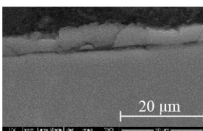
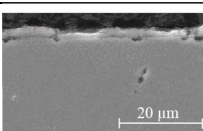
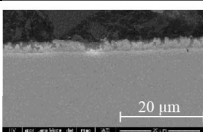
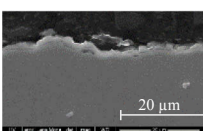
Schnittkantenzustand	Bild	Schichtdicke
AL700-BL-SZ		$d_{SZ} = 2,63 \mu\text{m}$ $\sigma = 0,19 \mu\text{m}$
AL700-OZ-SZ		$d_{SZ} = 2,07 \mu\text{m}$ $\sigma = 0,31 \mu\text{m}$
YM700-BL-SZ		$d_{SZ} = 3,11 \mu\text{m}$ $\sigma = 0,22 \mu\text{m}$
YM700-OZ-SZ		$d_{SZ} = 2,42 \mu\text{m}$ $\sigma = 0,18 \mu\text{m}$
SS700-BL-SZ		$d_{SZ} = 2,36 \mu\text{m}$ $\sigma = 0,17 \mu\text{m}$
SS700-OZ-SZ		$d_{SZ} = 2,88 \mu\text{m}$ $\sigma = 0,19 \mu\text{m}$
AL900-BL-SZ		$d_{SZ} = 2,92 \mu\text{m}$ $\sigma = 0,33 \mu\text{m}$
SS900-BL-SZ		$d_{SZ} = 2,27 \mu\text{m}$ $\sigma = 0,09 \mu\text{m}$
AL1100-BL-SZ		$d_{SZ} = 2,22 \mu\text{m}$ $\sigma = 0,06 \mu\text{m}$
SS1100-BL-SZ		$d_{SZ} = 1,35 \mu\text{m}$ $\sigma = 0,05 \mu\text{m}$

Abbildung 5-4 zeigt den Vergleich der gemessenen Schichtstärken der verschiedenen Werkstoffe. Es zeigt sich, dass die Schnitzunderschichtstärke mit steigender Festigkeitsklasse sinkt und die Werkstoffe der Marke Strenx (SS900 und SS1100) tendenziell eine dünnere

Oxidschicht im Schneidprozess ausbilden. Diese Erkenntnisse belegen, dass sich auch bei den extrem kurzen Oxidationszeiten beim Laserstrahlschneiden das Oxidationsverhalten in der Schnittfuge abhängig von der Legierungselementzusammensetzung verändert.

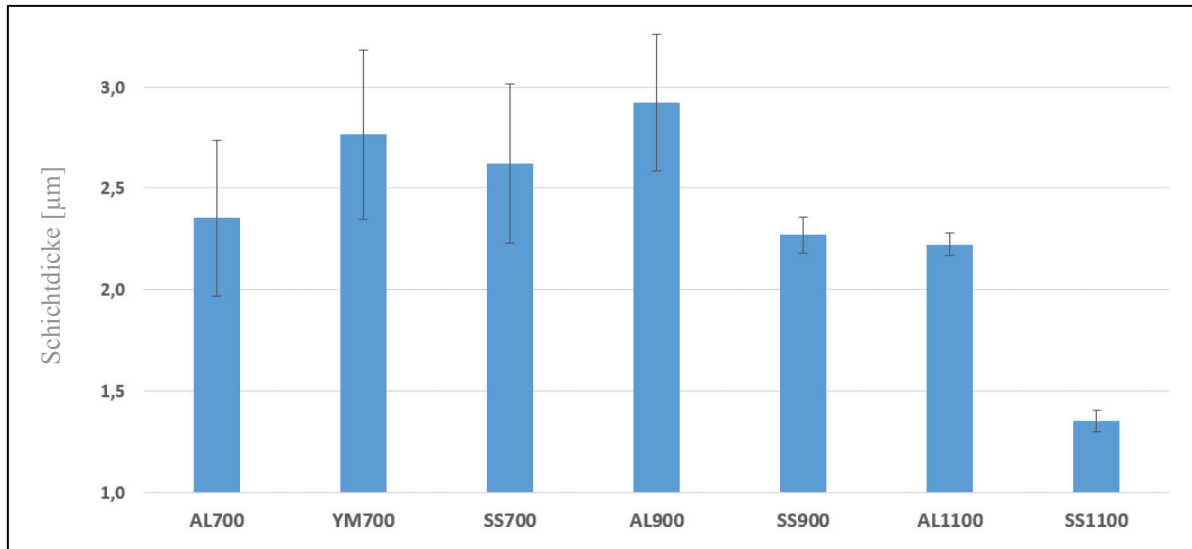


Abbildung 5-4: Vergleich Schnitzunderschichtdicke in Abhängigkeit vom Lieferzustand und der Festigkeitsklasse

Für Proben der Festigkeitsklasse S700 wurden auch die Schnitzunderschichtstärken mit den verschiedenen Blechoberflächenzuständen OZ (oberflächenverzundert) und stahlkugelgestrahlt (BL) verglichen. Abbildung 5-5 zeigt, dass der Oberflächenzustand scheinbar eine Auswirkung auf die Schnitzunderschichtdicke hat. So zeigen die Werkstoffe AL700 und YM700 im OZ-Zustand eine geringere, der Werkstoff SS700 eine erhöhte Schnitzunderschichtdicke gegenüber dem BL-Zustand. Jedoch konnte aufgrund der vorliegenden Ergebnisse, dargestellt in Abbildung 5-4 und Abbildung 5-5, keine Systematik in Kombination mit der Grundwerkstoffzusammensetzung abgeleitet werden und somit wurde hier von einer näheren Untersuchung möglicher Zusammenhänge abgesehen.

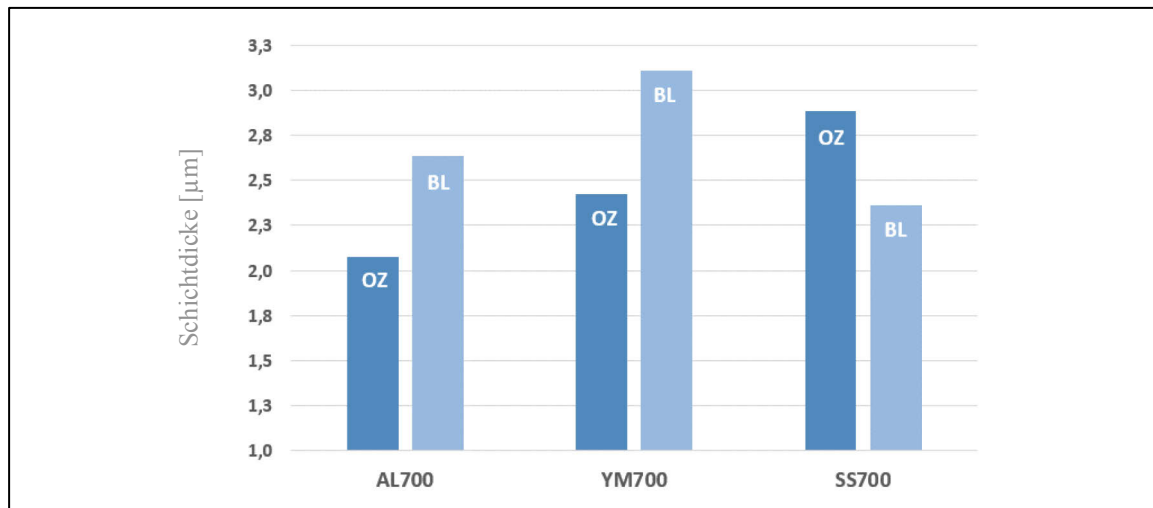


Abbildung 5-5: Vergleich der Schnitzunderschichtdicke in Abhängigkeit des Oberflächenzustands

Um einen möglichen Einfluss einer Walzoxidschicht an der Blechoberfläche auf die Schnitzunderausbildung zu untersuchen, wurde die Elementverteilung in den jeweiligen Schnitzunderschichten mittels EDX-Mappings ermittelt. Unter Berücksichtigung der Tatsache, dass die Detektierbarkeit mittels EDX beim Element Kohlenstoff Einschränkungen unterliegt, konnten keine wesentlichen Einflüsse des Zustands der Blechoberfläche auf die Elementverteilung und die Schnitzunderausbildung festgestellt werden.

Auffällig ist auch, dass sich die Schnitzunderschichten abhängig vom Werkstoff nicht nur in ihrer Dicke unterscheiden, sondern auch in ihrer Erscheinungsform im Querschliff (vgl. Tabelle 5-3). So zeigen die Bilder teilweise sehr brüchige und spröde Schichten mit scheinbar keiner Verbindung zur Stahlkante (Vgl. AL700, YM700, AL900). Die Übergangsschicht zwischen Schnitzunderschicht und Stahlkante bildet sich dabei sehr unterschiedlich aus. Dabei zeigen die Werkstoffe der Stahlmarke Strenx (SS) generell weniger brüchige Schnitzunderschichten und die Übergangsschicht ist sehr dünn, oder teilweise visuell im Querschliff nicht mehr erkennbar. Generell sind diese Übergangsschichten in der Festigkeitsklasse S1100 nicht mehr als solche erkennbar.

Diese Erkenntnisse werden auch durch die Ergebnisse der qualitativen Bestimmung der Schnitzunderhaftfähigkeit erweitert. Die in Tabelle 5-4 aufgelisteten Ergebnisse aus der qualitativen Bewertung zeigen, dass in den Festigkeitsklassen S700 und S900 die Schnitzunderhaftfähigkeit der SS-Werkstoffproben als haftend bzw. festhaftend eingestuft werden konnte. In der Festigkeitsklasse S1100 sind die Haftfähigkeiten der Schnitzunderschicht der beiden Vergleichswerkstoffe erhöht, wobei auch hier die des AL1100 etwas geringer ist.

Zusammenfassend zeigen die beschriebenen Ergebnisse aus der Querschliiff- und Zunderhaftfähigkeitsanalyse, dass eine ausgeprägte und im Querschliiff gut erkennbare Übergangsschicht zu einer geringen Schnitzzunderhaftfähigkeit führt.

Tabelle 5-4: Ergebnisse der qualitativen Bewertung der Schnitzzunderhaftung

Schnittkantenzustand	Qualitative Bewertung der Schnitzzunderschichthaftung	Festigkeitsklasse
AL700-BL-SZ	leichthaftend	S700
AL700-OZ-SZ	leichthaftend	
SS700-BL-SZ	haftend	
SS700-OZ-SZ	festhaftend	
YM700-BL-SZ	leichthaftend	
YM700-OZ-SZ	leichthaftend	
AL900-BL-SZ	leichthaftend	S900
SS900-BL-SZ	festhaftend	
AL1100-BL-SZ	haftend	S1100
SS1100-BL-SZ	festhaftend	

Die chemische Zusammensetzung der Zunderschicht auf der Schnittkante und der Walzzunderschicht auf der Blechoberfläche wurde bei Werkstoff AL700 durch EDX-Spektroskopie genauer analysiert und in Abbildung 5-6 gegenübergestellt. Die Ergebnisse zeigen, dass die Zusammensetzung der Schnitzzunderschicht nicht wesentlich von der Oberflächenbeschaffenheit (OZ vs. BL) beeinflusst wird. Interessant ist jedoch, dass die stahlkugelgestrahlte Blechoberfläche (BL) nahezu den gleichen Sauerstoffanteil aufweist, wie jene welche mit einer Walzzunderschicht überzogen ist. Das zeigt, dass das Stahlkugelstrahlen die Oxide auf der Blechoberfläche nicht wirklich vollständig entfernt, sondern die Walzzunderschicht scheinbar nur aufgebrochen wird.

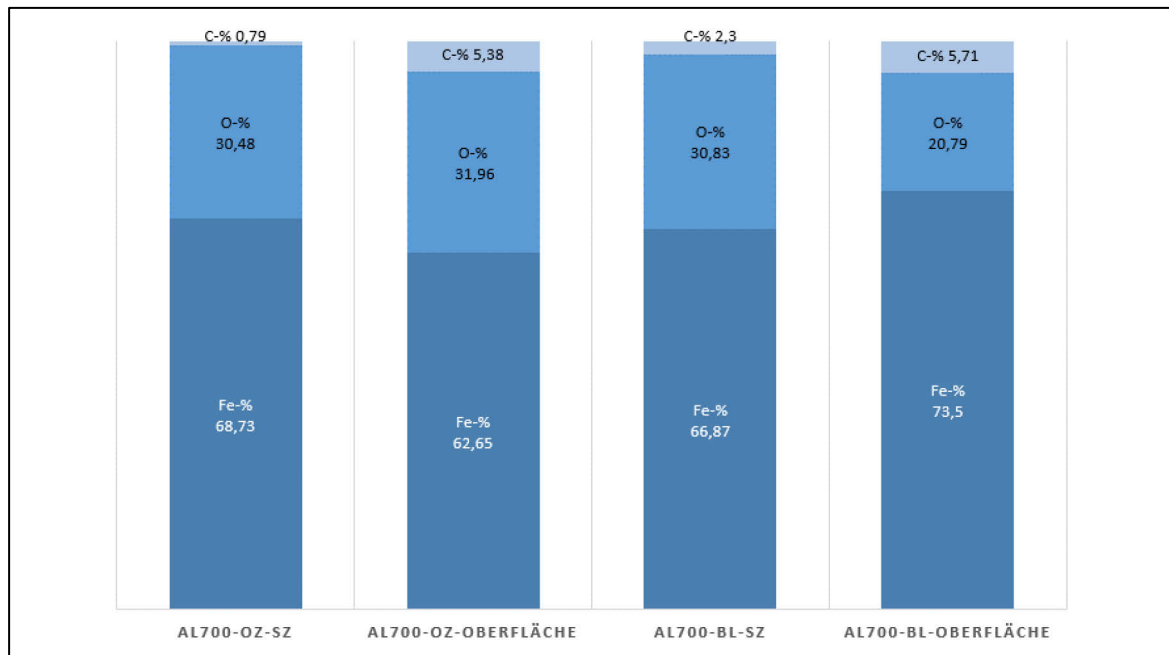


Abbildung 5-6: Chemische Analyse der Schnittunderschicht und der Blechoberfläche aus EDX-Analyse in Gew.-%

Die chemischen Analysen mittels EDX zeigen, dass sich die Schnitttoxidschicht ausschließlich aus verschiedenen Eisenoxiden (Fe_xO_x) zusammensetzt. Es konnten demnach keine nennenswerten weiteren Oxidformen (z.B. SiO_2) detektiert werden.

Die Ergebnisse der Ermittlung der Phasenanteile verschiedener Schnittunderschichten sind in Abbildung 5-7 für ausgewählte Werkstoffe dargestellt (weitere Daten siehe Anhang I b). Die in Abschnitt 5.1.1 dargestellten Unterschiede in der chemischen Analyse der Grundwerkstoffe führen zu einem unterschiedlichen Oxidationsverhalten der Schnittkante. Es zeigt sich, dass die Phasenanteile für die Werkstoffe in der gleichen FK und Herstellroute schwanken (Vgl. AL700, SS700) und die Unterschiede in den höheren FK deutlich zunehmen. Diese Ergebnisse führen zur weiteren Bestätigung, dass das Oxidationsverhalten an der Schnittkante von der Grundwerkstoffzusammensetzung abhängig ist. Es ist keine eindeutige Korrelation zwischen den ermittelten Phasenanteilen und anderen Ergebnissen der Schnittzunderanalyse (Schichtdicke, oder Haftfähigkeit der Schnittunderschicht) erkennbar. Aus diesem Grund wurde auf eine tiefergehende Analyse der Auswirkungen der unterschiedlichen Phasenanteile verzichtet.

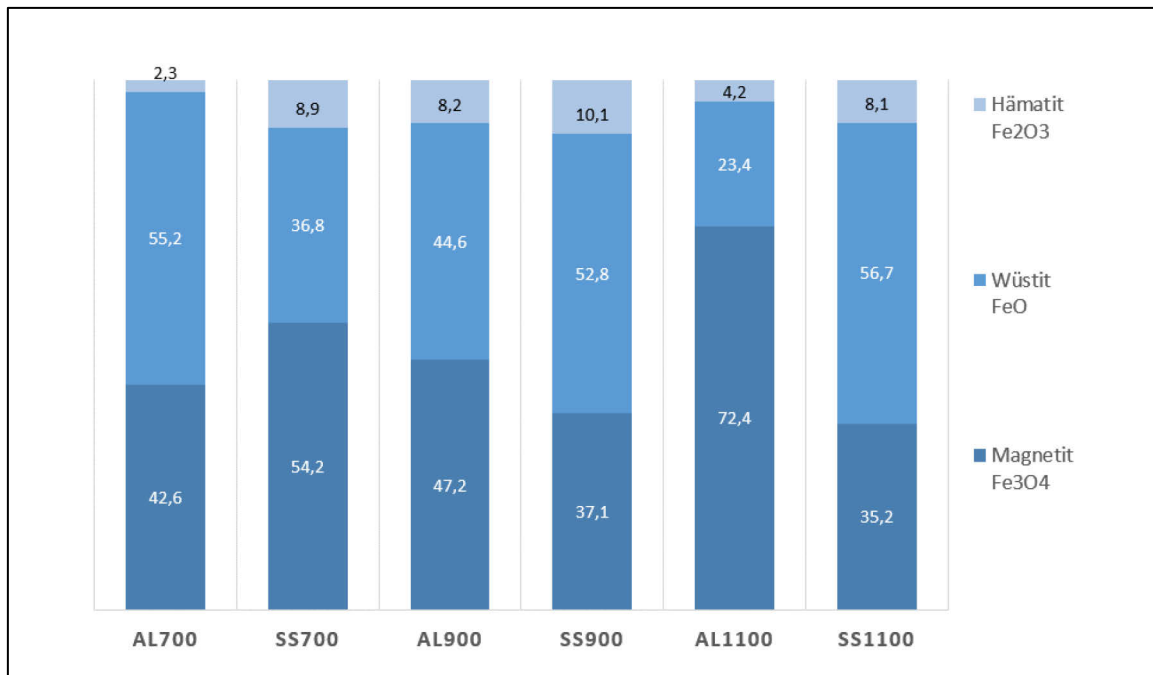


Abbildung 5-7: Phasenanteile der Schnitzunderschichten in Gew.-% aus XRD-Messung

5.2.2 Ergebnisse der Analyse der Schnittkantenzustände SZ und GEB

Wird die Schnittkante nach dem Laserstrahlbrennschneiden nicht behandelt oder mechanisch bearbeitet, weist diese die bereits dargestellte Schnitzunderschicht auf. Entfernt man nun diese Schicht mittels Bürsten der Schnittkante erhält man die Schnittfugenbeschaffenheit GEB, wie bereits im Abschnitt 4.3.4 beschrieben wurde.

Die Ergebnisse der Analyse des GEB-Zustandes zeigen, dass die ermittelten Dicken der Schnitzunderschicht sich mit denen der bereits beschriebenen Schichtdicken-Messungen decken und im Mittel 2 µm betragen. Einzig die Grundwerkstofftypen Ympress700MC (ca. 1 µm) und Strenx700MC E (ca. 3 µm) zeigen eine leicht abweichende Schnitzunderdicke. Dabei ist wichtig anzumerken, dass die Schneidparameter bei Proben mit Blechstärke $t = 15$ mm von denen der Proben mit Blechstärke $t = 7$ mm abweichen. Die REM-Bilder der Querschliffe und makroskopische Aufnahmen der Schnittflächen sind in Tabelle 5-5 für beide Schnittkantenzustände dargestellt. Wie auch im Makro-Bild ersichtlich, zeigt der Werkstoff YmpressS700MC bereits im SZ-Zustand Stellen auf der Schnittkantenoberfläche, wo sich die Schnitzunderschicht bereits abgelöst hat.

Tabelle 5-5: Analyse des GEB-Zustandes im Vergleich zum SZ-Zustand

	Schnittzunder (SZ)		Gebürstet (GEB)	
	REM Querschliff	Makro Schnittkante	REM Querschliff	Makro Schnittkante
Alform 700ME $t = 7 \text{ mm}$ Schnittzunder- schichtdicke: $dsz = 2,32 \pm 0,01 \text{ } \mu\text{m}$				
Strenx 700MC E $t = 7 \text{ mm}$ Schnittzunder- schichtdicke: $dsz = 1,77 \pm 0,02 \text{ } \mu\text{m}$				
Ympress S700MC $t = 7 \text{ mm}$ Schnittzunder- schicht: Teilweise abgelöst				
Alform1100X-treme $t = 7 \text{ mm}$ Schnittzunder- schichtdicke: $dsz = 2,10 \pm 0,01 \text{ } \mu\text{m}$		-----		
Strenx700 E $t = 15 \text{ mm}$ Schnittzunder- schichtdicke: $dsz = 2,92 \pm 0,06 \text{ } \mu\text{m}$		-----		-----

Die Bilder der Schnittkanten im Querschliff zeigen die vollständige Entfernung der Schnittzunderschicht, wobei die gebürstete Kante sehr unterschiedliche Erscheinungsformen aufweist. So zeigt der GEB-Zustand beim Werkstoff AL1100X-treme eine sehr raue und unregelmäßige Oberfläche, während die Vergleichswerkstoff aus der Festigkeitsklasse S700 sehr glatte Oberflächen liefern. Bei der makroskopischen Beurteilung des GEB-Zustandes direkt auf die Schnittkante ist jedoch ersichtlich, dass die Schnittzunderentfernung teilweise nicht vollständig erfolgt. Die Werkstoffe mit wenig ausgeprägter Übergangsschicht im REM-Bild (Strenx700MC E, Alform1100X-treme) zeigen Schnittzunderreste auf der

Schnittkantenoberfläche im GEB-Zustand, welche in der REM-Analyse nicht detektiert werden konnten.

Die Auswertung der EDX-Spektren in Bezug auf die unterschiedlichen Schnittkantenzustände SZ und GEB zeigt Abbildung 5-8. Die Auswertungen zeigen, dass beim Werkstoff Alform700ME im Zustand GEB die Schnittoxide fast vollständig entfernt werden können und die Elementgehalte nicht signifikant vom Oberflächenzustand abhängig sind.

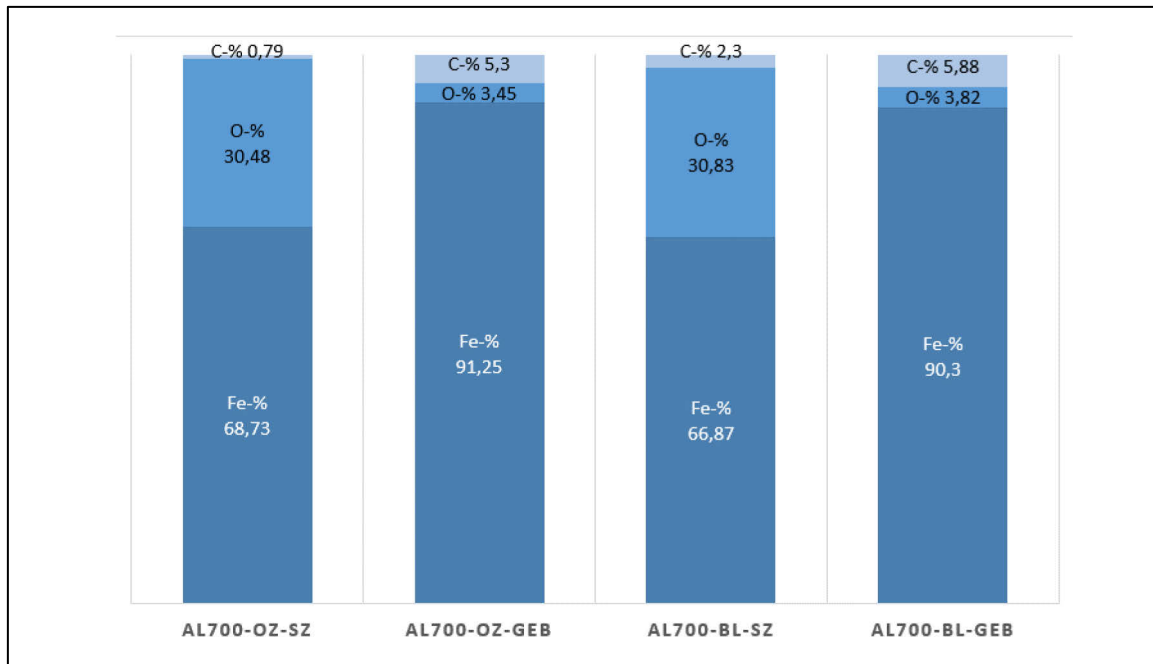


Abbildung 5-8: Chemische Analyse der Schnittkantenzustände SZ und GEB mit EDX in Gew.-%

Bei der chemischen Analyse des GEB-Zustandes des AL700 zeigen die Ergebnisse, dass der Bürstprozess die Schnittoxide an der Schnittkante wesentlich minimiert, was die REM- und Makrobilder in Tabelle 5-5 für diesen Werkstoff bestätigen. Die Untersuchungen zeigten weiterhin Schwankungen in den Elementgehalten von Sauerstoff und Kohlenstoff in den verschiedenen Bereichen. Als Ursache für die Messwertschwankungen sind die Nachweisgrenze des Messsystems und die damit einhergehenden Schwierigkeiten bei der Bestimmung von Sauerstoff- und Kohlenstoffgehalten mittels EDX zu nennen.

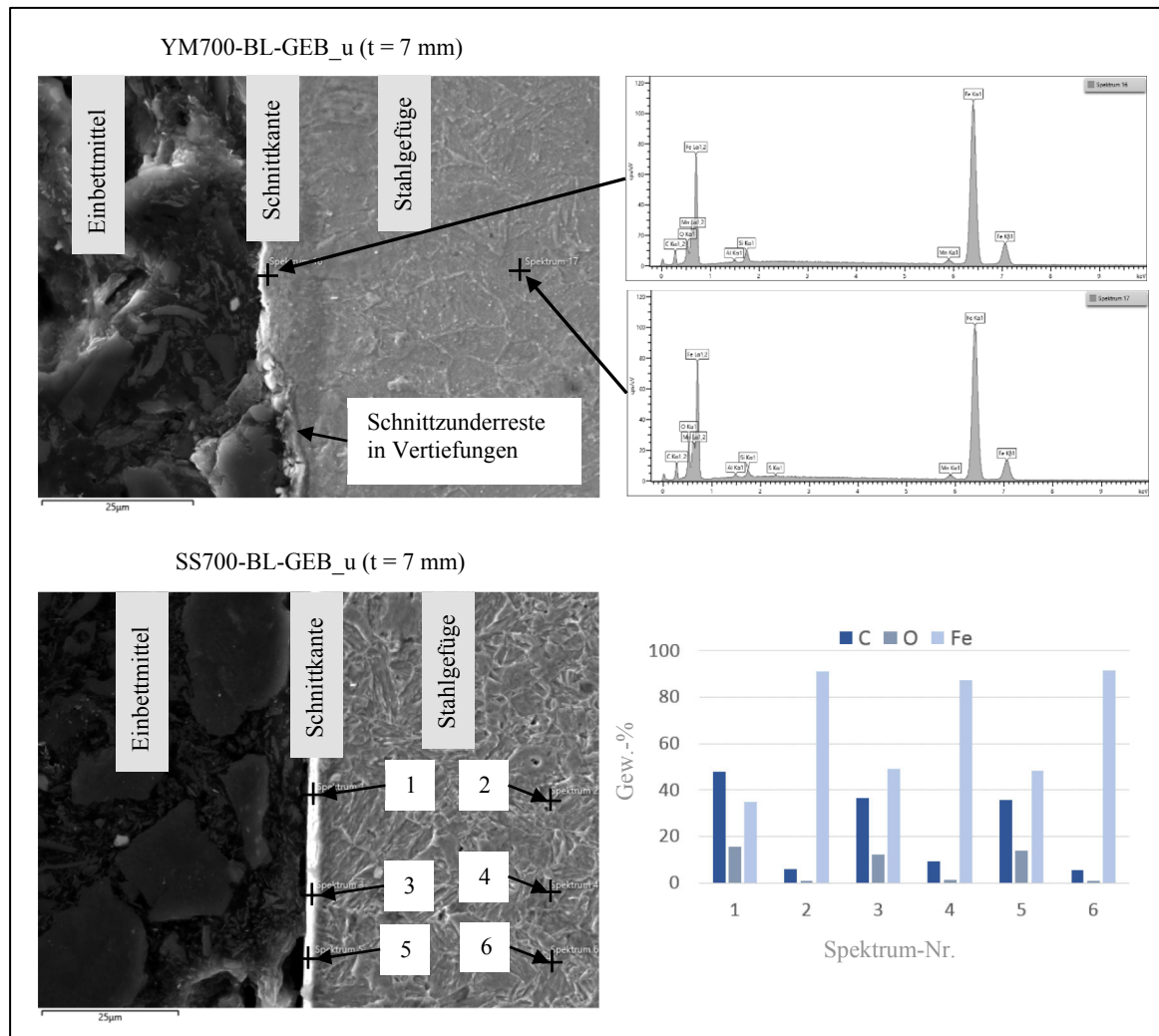
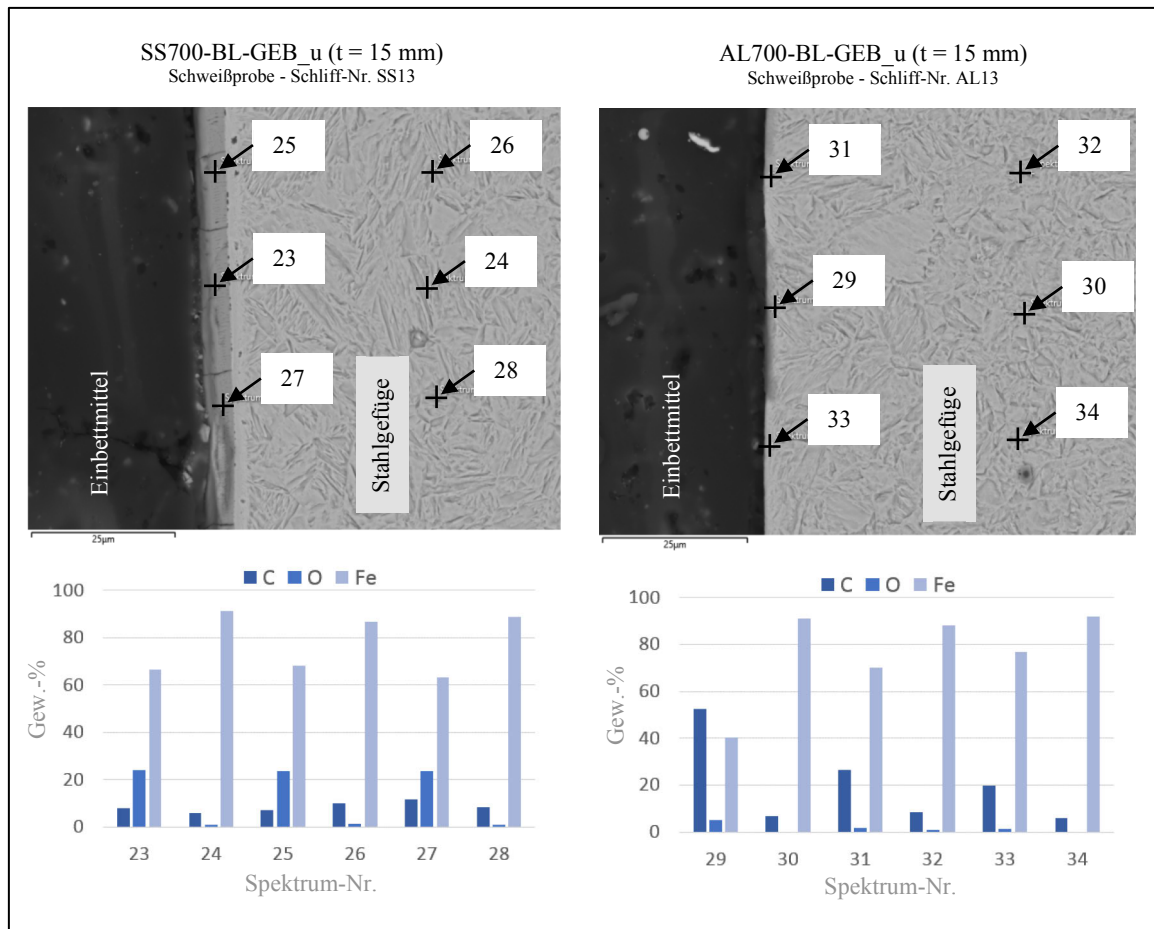


Abbildung 5-9: EDX-Analyse der Schnittkanten im Zustand GEB an Proben der Blechstärke $t = 7 \text{ mm}$

Zusätzliche Vergleiche der EDX-Spektren vom Schnittkantenbereich im GEB-Zustand zeigen die Abbildung 5-9 an Proben der Blechstärke $t = 7 \text{ mm}$ bzw. die Abbildung 5-10 an Proben der Blechstärke $t = 15 \text{ mm}$. Dabei wurden jeweils Spektren direkt von der Schnittkante gemessen und jeweils zum Vergleich auch im angrenzenden Grundwerkstoff. So zeigt die Schnittkante des YM700 Schnittzunderreste in Vertiefungen der Kante. Großteils ist die Kante aber schnittzunderfrei, sodass die Spektren das gleiche Bild zeigen, wie im Grundwerkstoff. Beim SS700 in 7 mm Blechstärke zeigt sich, dass die Spektren von der Schnittkante erhöhte Sauerstoffgehalte aufweisen und eine durchgängige Schnittzunderschicht erkennbar ist. An den Proben der Blechstärke $t = 15 \text{ mm}$ ergibt sich beim SS700 das gleiche Bild, der AL700 weist wiederum keine Schnittzunderschicht auf und der O-Gehalt in den EDX-Spektren an der Schnittkante ist unverändert zu jenem im angrenzendem Stahlgefüge.

Abbildung 5-10: EDX-Analyse der Schnittkanten im Zustand GEB an Proben der Blechstärke $t = 15$ mm

Zusammenfassend zeigt der GEB-Zustand erhebliche Unterschiede in der chemischen Schnittkantenbeschaffenheit. Abhängig vom Werkstoff liegen teilweise metallisch-blanke Schnittkanten vor. Die Werkstoffe der Strenx-Reihe (SS) zeigen im GEB-Zustand unvollständig entfernte Oxidschichten in der Festigkeitsklasse S700, insbesondere an Proben mit Blechstärke $t = 15$ mm bleibt die Oxidschicht während des Bürstens erhalten, was auch in der FK S1100 für den Werkstoff AL1100 beobachtet wurde.

5.3 Analyse der Schnittkantengeometrie und Rauheit

Die Auswertung der gemessenen Schnittkantenwinkel ergab die in Tabelle 5-6 zusammengefassten Durchschnittswerte für die verschiedenen Stahlprodukte.

Tabelle 5-6: Durchschnittswerte der Schnittkantenwinkel

Werkstoff	GEB (gebürstet)	SZ (schnittoxidbehaftet)
Alform 700 ME	88,50°	89,69°
Strenx 700 MC E	89,99°	89,43°
Ympress 700 MC	88,93°	89,61°

Die gemessenen Schnittwinkelunterschiede sind mit durchschnittlich ca. $0,6^\circ$ vom ideal rechtem Winkel sehr gering. Durch das Bürsten zur Herstellung des GEB-Zustandes kann eine Einflussnahme durch den Bearbeitungsvorgang nicht ausgeschlossen werden, da die gemessenen Winkel für den GEB-Zustand sehr stark streuen.

Die Ergebnisse der Oberflächenrauheitsmessungen sind in Abbildung 5-11 jeweils für den maximalen Ra-Wert ($Ra_{\max}$) und den gemittelten Rz-Wert (RZ) in Abhängigkeit der Fugenvorbereitung des jeweiligen Werkstoffes dargestellt (vollständige Auflistung siehe Tabelle Anhang I-3). Die Auswertung zeigt, dass durch das Bürsten die Rauheitswerte steigen.

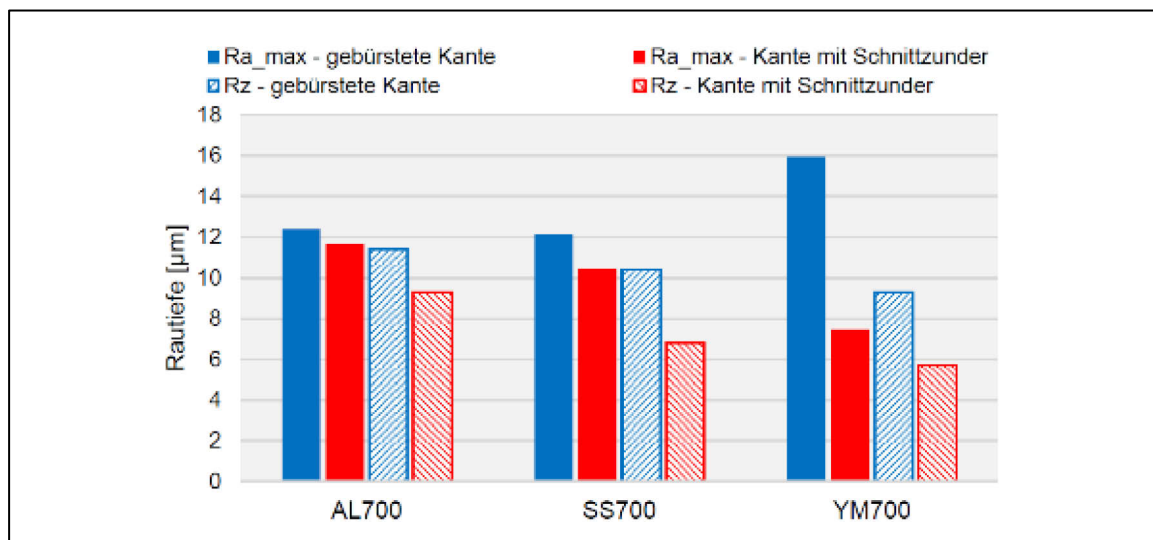


Abbildung 5-11: Oberflächenrauheit der verschiedenen Schnittkantenzustände

Als maßgebliche Größe werden hier die maximalen Ra-Werte angesehen, da die größten Erhöhungen pro Fläche letztendlich für den sich einstellenden Abstand der Flächen zueinander und somit für den Schweißspalt verantwortlich sind. Geht man nun vom theoretischen Extrem-Szenario für den Fugenzustand GEB aus, muss man annehmen, dass im Fall YM700 beide Bleche dieselben Maximalwerte ($h = 16 \mu\text{m}$) aufweisen und sich die maximalen Flächenspitzen genau treffen. Demgegenüber würden bei der Schweißprobe aus SS700 die Flächenspitzen bestmöglich ineinandergreifen ($h = 0 \mu\text{m}$). Dabei würden sich im vorliegenden Fall maximale Spaltmaßunterschiede zwischen YM700 und SS700 für den gebürsteten Fugenzustand von $32 \mu\text{m}$ ergeben. Im Vergleich dazu liefert die für diese Arbeit verwendete Schweißausrüstung einen Fokusbereich des Laserstrahls von $D_f = 600 \mu\text{m}$. Der sich ergebende „Quasi-Spalt“ dieser theoretischen Extrem Betrachtung würde lediglich ca. 5,3 % der Fokusbreite entsprechen und kann somit auch vernachlässigt werden.

5.4 Zusammenfassung der Grundwerkstoff- und Schnittkantenzustandsanalyse

Die chemischen Zusammensetzungen der analysierten Werkstoffe zeigen nur sehr geringfügige Unterschiede. Auffällig hierbei sind lediglich der Si-Gehalt beim Werkstoff Ympress700MC und der Mo-Gehalt beim Werkstoff Strenx700MC E. Die mittels OES-Analyse ermittelten Werte stellen eine Stückanalyse der einzelnen Proben dar, sind aber den Werten der Schmelzanalyse aus dem 3.1-Zeugnis sehr ähnlich. Die Messungen der Sauerstoffgehalte im Grundwerkstoff zeigen im Strenx-Werkstoff im Vergleich zu den Werkstoffen Ympress 700MC und Alform 700 ME einen erhöhten Gehalt an Sauerstoff von ca. 40 ppm. Grundsätzlich sind die Werte jedoch sehr gering und liegen im Bereich der Nachweisgrenze der Trägerheißgasheißextraktionsmethode von 20 ppm. Die Stickstoffgehalte sind sehr gering und bei beiden Werkstoffen ähnlich.

Die Schnittzunderschichten der verschiedenen hier untersuchten Werkstoffe bestehen aus Eisenoxid in verschiedenen Erscheinungsformen. Weitere Bestandteile konnten in den Oxidschichten in dieser Arbeit mittels EDX-Analyse nicht nachgewiesen werden. Die mittlere Dicke der Schnittzunderschicht beträgt ca. 2 μm . Die Strenx-Werkstoffe zeigen eine stärker anhaftende Schnittzunderschicht, welche in den REM-Analysen der Querschliffe tendenziell eine geringere, nicht mehr erkennbare Übergangsschicht zwischen Stahlsubstrat und Zunderschicht aufweisen. Die Zunderschichten bestehen ausschließlich aus Eisenoxiden und weisen grundwerkstoffabhängig verschiedene Anteile an Magnetit, Wüstit und Hämatit auf.

Die Analysen des GEB-Zustandes zeigen, dass das Bürsten zur Schnittzunderentfernung nur bedingt geeignet ist, da mit vorliegenden Analysemethoden abhängig vom Werkstoff Restzunderbestandteile detektiert werden konnten. So zeigte sich tendenziell der Zusammenhang, dass eine höhere Festigkeitsklasse des Werkstoffes zu einer weniger ausgeprägten Übergangsschicht zwischen Schnittzunderschicht und Stahlkante führt. Die Wirkung des Bürstens nach dem Laserstrahlbrennschneiden ist scheinbar von der Ausbildungsweise dieser Übergangsschicht abhängig. Führt der Werkstoff zu einer geringen, oder keiner detektierbaren Übergangsschicht, so verliert das Bürsten teilweise seine Wirkung und eine Oxidschicht ist bzw. Oxidschichtreste sind auch im GEB-Zustand an der Schnittkante vorhanden.

5.5 Ergebnisse der Schweißversuche mit Blechstärke $t = 7$ mm

Die Schweißversuche mit Blechstärke $t = 7$ mm wurden in die zwei Versuchsreihen „Instrumentierte Schweißversuche“ und „Verfahrensprüfungen nach ISO 15614-11“ aufgeteilt.

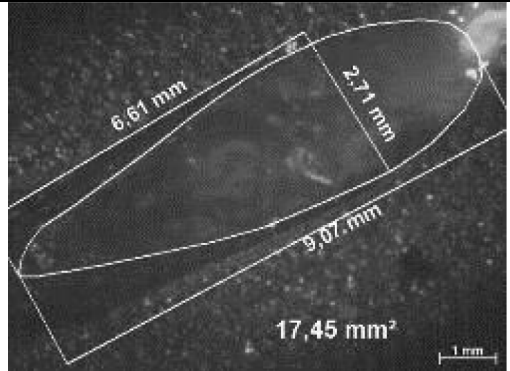
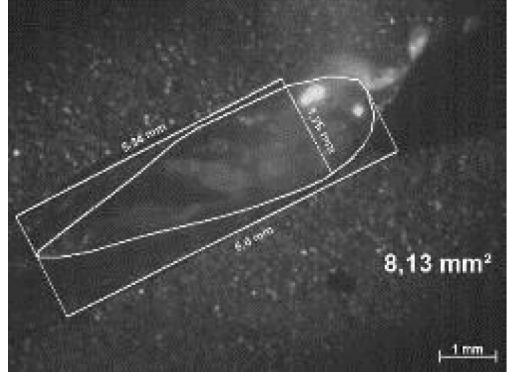
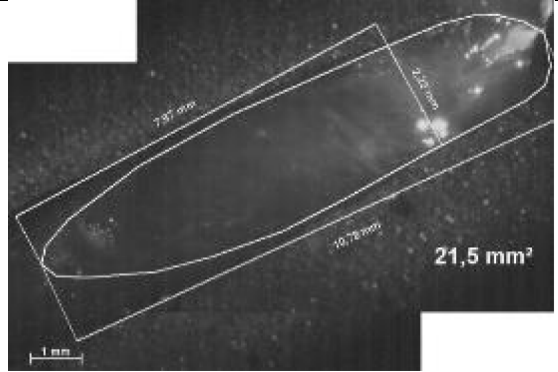
5.5.1 Ergebnisse aus den instrumentierten Schweißversuchen

Die instrumentierten Schweißversuche lieferten die Messdaten und Bildinformationen zur Bestimmung der Schmelzbadfläche und Oberflächenform sowie die Daten der Abkühlrate $t_{8/5}$ für jede Schweißung. Zusätzlich wurden in dieser Versuchsreihe Ausblasversuche durchgeführt, welche die Auswertung der zum Ausblaszeitpunkt vorliegenden Schmelzbadform und -tiefe möglich machten. Diese Daten wurden für die verschiedenen Schnittkantenzustände ausgewertet und zusammengeführt (siehe Tabellen und Abbildungen in Anhang II a). Um nun Aussagen über die Auswirkungen der einzelnen Schnittkantenzustände möglich zu machen, wurden diese Ergebnisse für Vergleiche untereinander gegenübergestellt. Nachfolgend werden diese Ergebnisse anhand der in Tabelle 4-7 (a bis h) aufgeführten Vergleiche dargelegt:

Vergleich a): Auswirkung des GEB-Zustandes auf Schmelzbadausbildung und die Abkühlrate in der Festigkeitsklasse S700

Tabelle 5-7 zeigt die Auswertung der Schmelzbadoberflächengeometrie der in diesem Vergleich geschweißten Schnittkantenzustände. Die hier angeführten Messwerte sind arithmetische Mittelwerte aus den durchgeführten Schweißversuchen an Proben mit gebürsteten Schnittkanten.

Tabelle 5-7: Gegenüberstellung der Ergebnisse des GEB-Zustandes in der Festigkeitsklasse S700

Schnittkantenzustand	Beispielbild
AL700-BL-GEB (Durchschnittswerte aus 3 Schweißungen) - Schmelzbadfläche: 16,96 mm² (+79%) Standardabweichung: 1,08 mm² - Schmelzbadlänge: 8,41 mm Standardabweichung: 0,92 mm - Schmelzbadbreite: 2,32 mm Standardabweichung: 0,28 mm - $t_{8/5}$-Zeit: 1,81 sec Standardabweichung: 0,33 sec	
SS700-BL-GEB (Durchschnittswerte aus 2 Schweißungen) - Schmelzbadfläche: 9,47 mm² (Basis) Standardabweichung: 0,08 mm² - Schmelzbadlänge: 6,88 mm Standardabweichung: 0,50 mm - Schmelzbadbreite: 1,84 mm Standardabweichung: 0,04 mm - $t_{8/5}$-Zeit: 1,42 sec Standardabweichung: 0,02 mm²	
YM700-BL-GEB (Durchschnittswerte aus 3 Schweißungen) - Schmelzbadfläche: 22,3 mm² (+135%) Standardabweichung: 0,35 mm² - Schmelzbadlänge: 11,34 mm Standardabweichung: 0,92 mm - Schmelzbadbreite: 2,33 mm Standardabweichung: 0,19 mm - $t_{8/5}$-Zeit: 2,11 sec Standardabweichung: 0,25 sec	

Trotz sehr ähnlicher Herstellroute, Festigkeitsklasse, Erzeugnisspezifikation und Schnittkantenpräparation zeigen diese Grundwerkstoffe verschiedener Hersteller ein völlig unterschiedliches Schweißverhalten. So weichen die Durchschnittswerte der gemessenen Schmelzbadoberflächen ausgehend von der kleinsten Fläche (SS700-BL-GEB) bis zu 135% (YM700-BL-GEB) ab. Durch die konstant gehaltenen Schweißbedingungen zeigen diese Versuche die Auswirkungen gleicher Schnittkantenbeschaffenheit bei verschiedenen Stahlmarken. Die Abkühlraten wurden direkt am erstarrenden Schmelzbad gemessen und zeigen, dass sich die Abkühlzeit $t_{8/5}$ zwischen 800°C und 500°C bei größerer Schmelzbadfläche um bis zu 50% verlängert.

Vergleich b): Schnitzzunderschicht und Walzzunder und ihre Wirkung in Abhängigkeit von der Stahlmarke

In diesem Vergleich wurden die Ergebnisse aus dem Vergleich a) den Schweißungen mit den walzzunderbehafteten Blechen und schnittoxidbehafteten Schnittkanten der gleichen Grundwerkstoffe gegenübergestellt. In Abbildung 5-12 sind die Auswertungen zusammengefasst. Es zeigt sich, dass die Unterschiede in der Schmelzbadfläche aus dem Vergleich a) weitestgehend durch Walz- bzw. Schnittoxide egalisiert werden. Die Schnittkantenzustände mit Oberflächen- und Schnittoxiden führen zu Schmelzbadoberflächen in gleicher Größenordnung, die jedoch gegenüber dem BL-GEB-Zustand flächenmäßig um bis zu -50% reduziert sind.

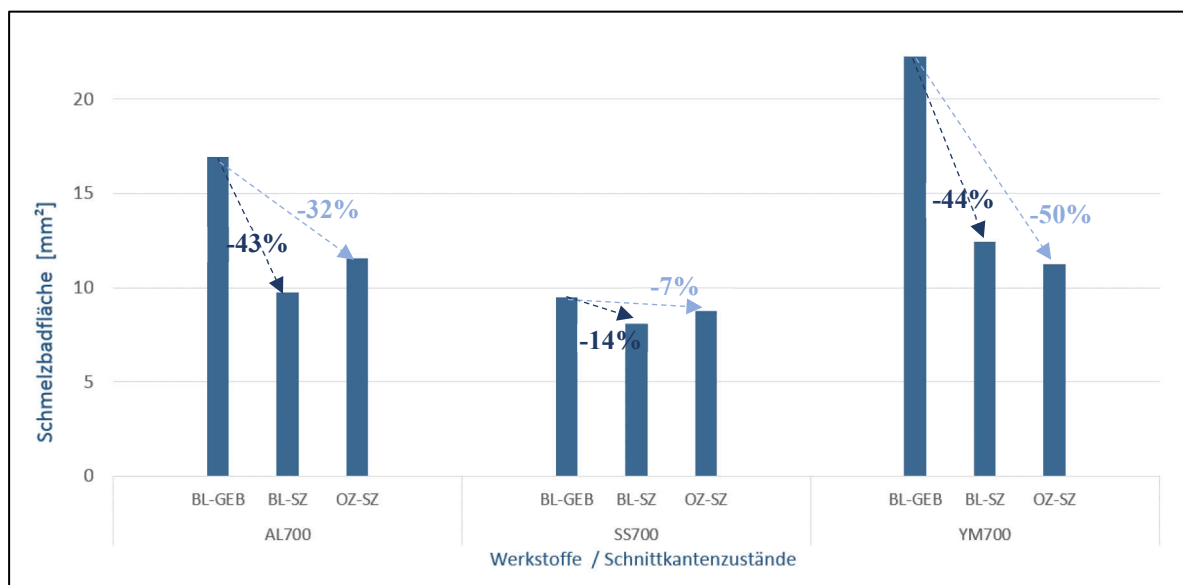


Abbildung 5-12: Einfluss von Oxiden auf die Schmelzbadoberfläche in Festigkeitsklasse S700 (%-Werte gerundet)

Bei genauerer Betrachtung fällt auf, dass die Stahlsorte SS700 für alle betrachteten Schnittkantenzustände die geringste Schmelzbadgröße aufweist. Aber auch da zeigen die Oxide eine, wenn auch verringerte, Wirkung in Bezug auf die Reduzierung der Schmelzbadoberfläche. Der Vergleich der Proben mit Schnittoxiden einmal mit (OZ-SZ) und einmal ohne (BL-SZ) Oxiden auf der Blechoberfläche zeigt auch, dass sich die zusätzliche Anwesenheit von Walzzunder in den Schmelzbadoberflächen unterschiedlich auswirkt. Zeigen die Proben mit Walz- und Schnitzzunder (OZ-SZ) bei den Stahlmarken AL700 und SS700 größere Schmelzbadoberflächen, so zeigt sich bei der Stahlmarke YM700 eine weitere Reduzierung dieser um ca. 6%.

Vergleich c): Gewichtung der Oxideinflüsse

Im Vergleich c) wurde versucht, den jeweiligen Einfluss der Oberflächenoxide aus dem Walzprozess den Auswirkungen der Schnittoxide gegenüberzustellen. Abbildung 5-13 zeigt die Auswertungen der Schmelzbadoberflächen der oxidfreien Proben (BL-GEB) aus Vergleich a) jeweils verglichen mit walzzunderbehafteter Schnittkantenbeschaffenheit einmal ohne (OZ-GEB) und einmal mit (OZ-SZ) Schnitzunderwirkung. Hierbei zeigt sich, dass die Wirkung des Schnitzunders bei allen Stahlmarken eine Reduzierung der Schmelzbadoberfläche bewirkt. Die alleinige Anwesenheit von Walzzunder (OZ-GEB) zeigt bei den Werkstoffen AL700 und YM700 eine Reduzierung, führt bei der Stahlmarke SS700 aber zu einer Erhöhung der Flächenmaße der Schmelzbadoberfläche.

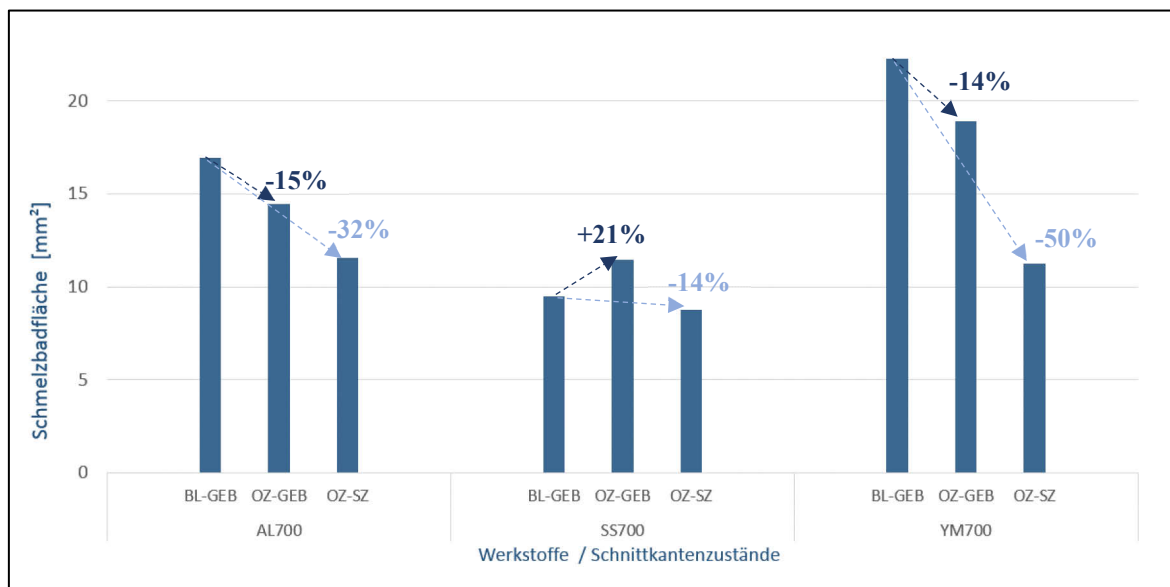


Abbildung 5-13: Bewertung Schnittoxide vs. Oberflächenoxide in der Festigkeitsklasse S700

Vergleich d): Wirksamkeit der künstlichen Nachstellung der Schnittoxidwirkung durch Auftragen von SiO₂ auf die Schnittkante

Wie in Abschnitt 3.5.1 beschrieben, können oberflächenaktive Substanzen das Schmelzbadverhalten signifikant beeinflussen. Um nachzuweisen, dass die Schnittoxide aus dem Vorprozess beim Laserstrahl-tiefschweißprozess als wirkungsvolles „Aktivmittel“ eingesetzt werden können, wurden im Vergleich d) die gebürsteten Schnittkanten mittels SiO₂, wie in

Abschnitt 4.6.2 beschrieben, bestrichen, um den Schnittkantenzustand „GEB+SiO₂“ zu erhalten. Die Auswertung dieser Proben ist im direkten Vergleich mit den gebürsteten (BL-GEB) und den schnittoxidbehafteten Proben (BL-SZ) in Abbildung 5-14 dargestellt.

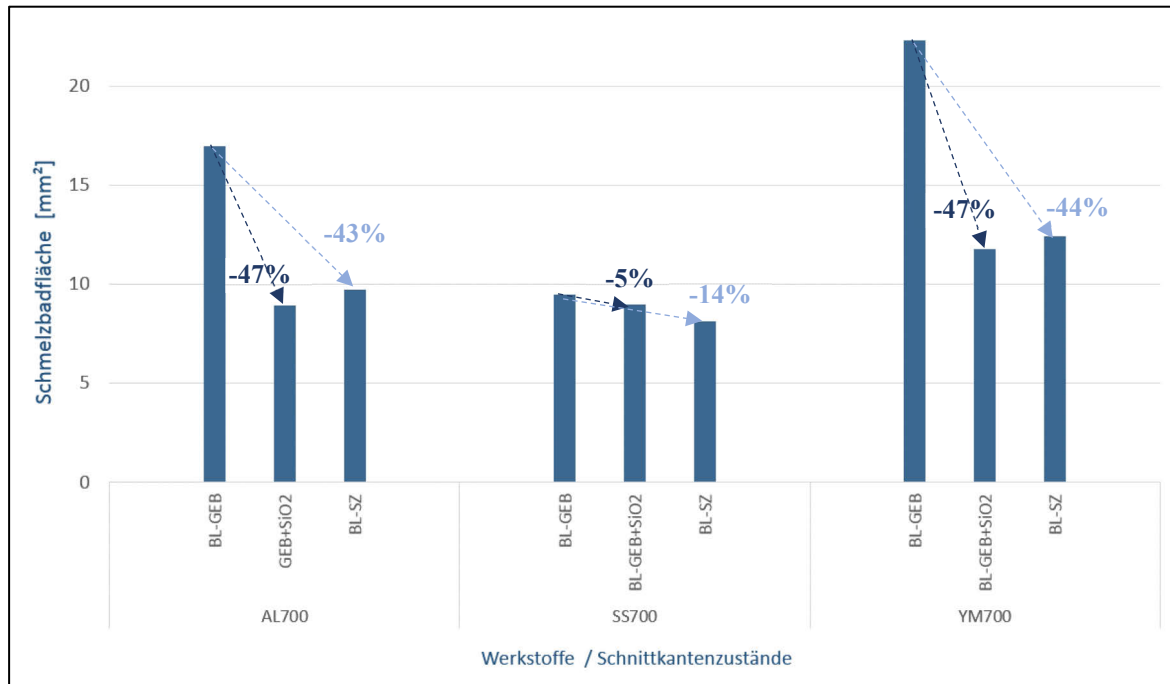


Abbildung 5-14: Vergleich der Schmelzbadfläche in Abhängigkeit der Fugenbeschichtung

Es zeigt sich, dass das „Aktivmittel“ SiO₂ und der Schnitzzunder dieselbe Wirkung auf die Schmelzbadgröße haben. Im Zuge dieser Versuche wurden auch Proben geschweißt, bei denen das SiO₂ ausschließlich auf der Blechoberfläche aufgetragen wurde. Dabei konnte eine wesentlich geringere Wirkung der Substanz auf die Schmelzbadflächengröße detektiert werden als bei Proben, bei denen die Oxide direkt in der Schweißnahtfuge aufgetragen wurden. Diese Ergebnisse bestätigen die Erkenntnisse aus Vergleich c). Daraus kann abgeleitet werden, dass die Schnittoxide und die SiO₂-Beschichtung im flüssigen Schmelzbad dieselben Mechanismen einleiten und das Schmelzbadverhalten auf eine gleiche Weise beeinflussen.

Vergleich e): Festigkeitsklasse S900 - Auswirkungen verschiedener Schnittkantenzustände

In diesem Vergleich wurden die ausgewerteten Ergebnisse der Schmelzbadgröße aus der Festigkeitsklasse S900 jenen der Festigkeitsklasse S700 aus den vorher beschriebenen Vergleichen gegenübergestellt. Hierbei ist anzumerken, dass der Werkstoff SS900 nicht als Warmband (vgl. SS700) gefertigt wurde, sondern als vergütetes Tafelblech. In Abbildung 5-15 sind die ermittelten Schmelzbadflächen im Vergleich zum BL-GEB-Zustand aus der FK S700 gegenübergestellt.

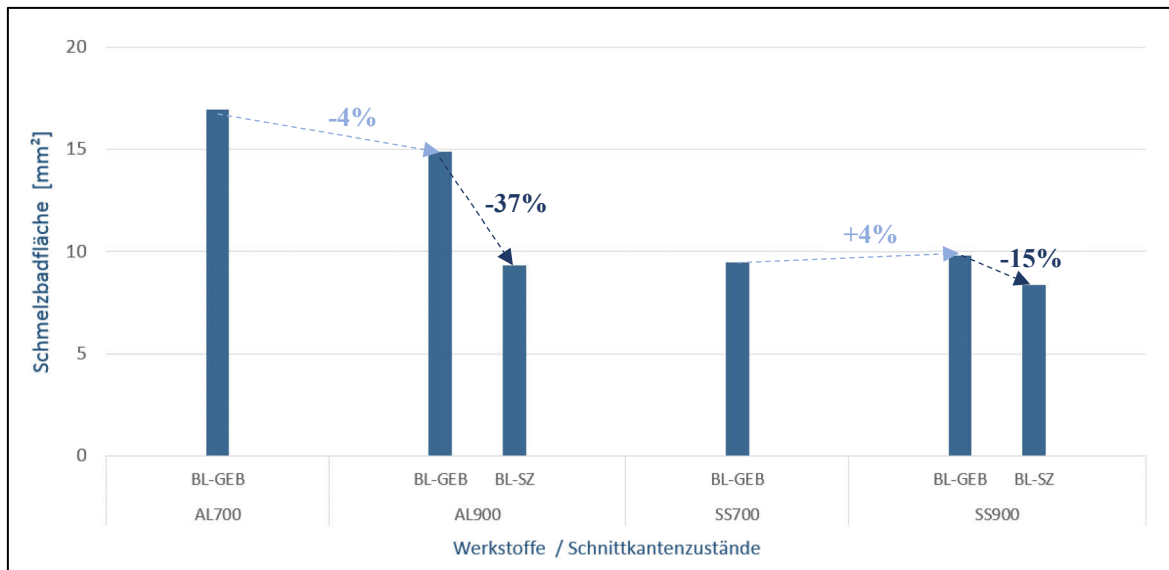


Abbildung 5-15: Schmelzbadflächen der FK S900 im Vergleich bezogen auf GEB-Zustand aus FK S700

Hier zeigt sich wiederum ein deutlicher Unterschied in der Schmelzbadgröße im gebürsteten Zustand (GEB) abhängig von der Stahlmarke. Die Schmelzbadgröße bei den Proben mit den schnittoxidbehafteten Schnittkanten (SZ) zeigen keine wesentlichen Unterschiede im Schmelzbadverhalten. Somit kann festgehalten werden, dass die Vergleichswerkstoffe in der FK S900 das gleiche Bild zeigen wie in der FK S700, obwohl der Werkstoff SS900 über eine andere Herstellroute (QT- Route „C“) erzeugt wird.

Vergleich f): Festigkeitsklasse S1100 - Auswirkungen verschiedener Schnittkantenzustände

Analog zum vorigen Vergleich wurden die Bleche der FK S1100 den Ergebnissen der Versuche aus FK S700 gegenübergestellt. Anders als im Vergleich mit der FK S900, zeigen diese Proben sehr ähnliche Schmelzbadgrößen.

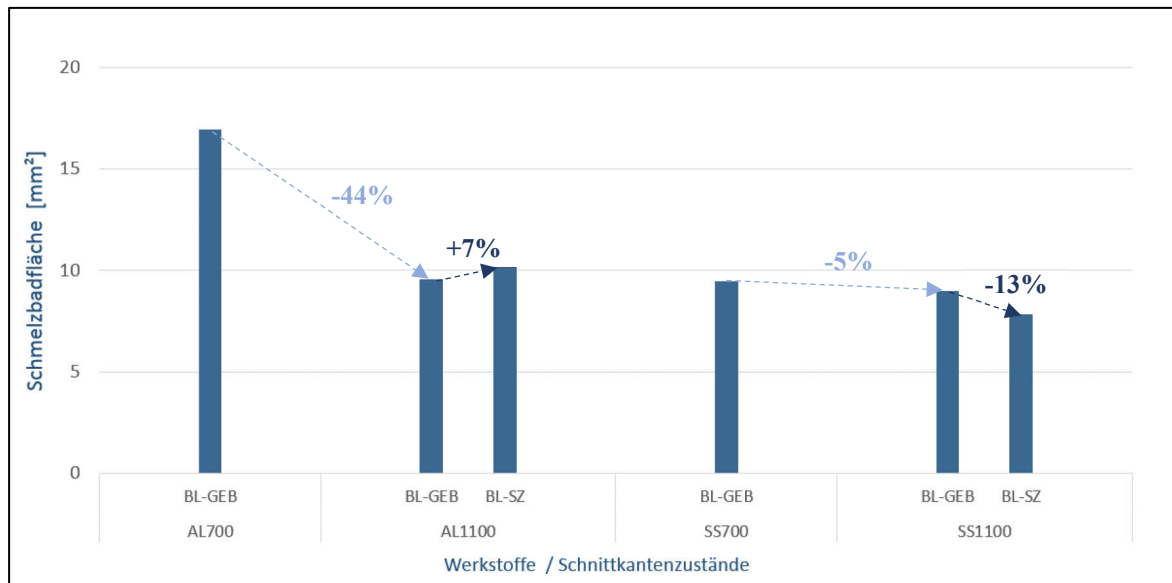


Abbildung 5-16: Schmelzbadflächen der FK S1100 im Vergleich bezogen auf GEB-Zustand aus FK S700

Es zeigt sich, dass in dieser FK die Schmelzbadgrößen im gebürsteten Zustand vergleichbar sind. Die Wirkung des Schnitzunders ist bei den AL-Proben dieser Streckgrenzenklasse scheinbar nicht mehr gegeben. Bei den SS-Proben zeigt sich hingegen, dass die Schnittoxide weiterhin eine Reduzierung der Schmelzbadfläche von 13% verursachen.

Vergleich g): Schmelzbadverhalten im Wurzelbereich

Das Schmelzbadverhalten im Wurzelbereich ist dadurch geprägt, dass die Schmelze einerseits Luft ausgesetzt ist und andererseits, dass bei der hier angewendeten Schweißposition PA die Schwerkraft das gesamte Schmelzbad nach unten zieht. Bei der Analyse der Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen aus dem Wurzelbereich wurde festgestellt, dass bei Schmelzbädern ohne Oxideinfluss der Schmelzenauswurf und somit die Spritzerbildung sehr unregelmäßig und abrupt abläuft. Nach einer kurzen Zeit, in der das Keyhole nicht sichtbar ist, erfolgt der Schmelzenauswurf explosionsartig. In Abbildung 5-17 sind beispielhaft Bilder aus den Aufnahmen für den Werkstoff Ympress700MC dargestellt. Bild a) zeigt eine Aufnahme mit gebürsteter Schnittkante (GEB), Bild b) eine Aufnahme mit oxidbehalteter Fugenkante (SZ). In der Aufnahme des Schweißprozesses mit Schnittkantenzustand GEB ist zu erkennen, dass das Keyhole durch einen Schmelzbadtropfen verschlossen ist, sodass für diesen Zeitpunkt kein Schmelzenauswurf möglich ist. Im Vergleich dazu ist das Keyhole im Bild b) als heller Fleck zu erkennen, von dem aus auch der Schmelzenauswurf kontinuierlich erfolgt und Spritzer zu erkennen sind.

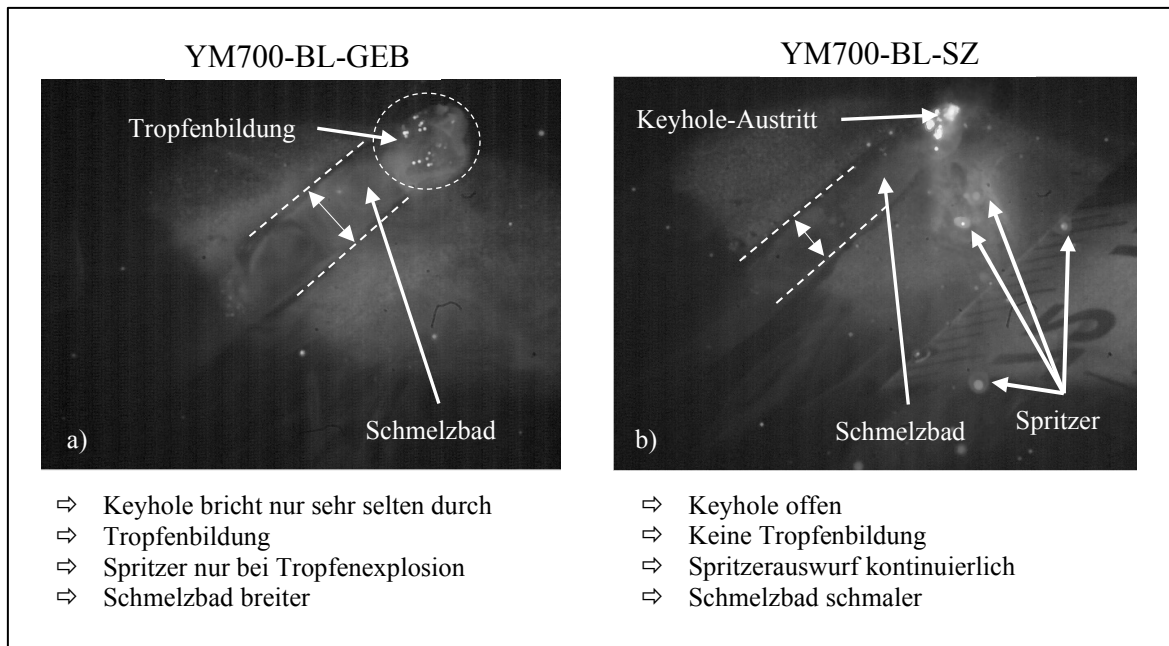


Abbildung 5-17: Beispielbilder aus den Videoaufnahmen im Wurzelbereich

Führt man dem Schmelzbad Oxide in der Fugenkante zu, erfolgt der Spritzerauswurf regelmäßiger und ruhiger und das Keyhole ist fast ständig nach unten offen. Dies deutet darauf hin, dass der Schweißprozess mit Oxiden in diesem Fall stabiler abläuft. Die Schmelzbäder im Wurzelbereich mit oxidbehafteten Schnittkantenzuständen sind auch kürzer und schmaler im Vergleich zu Schmelzbädern ohne Oxidzuführung. Die Unterschiede in der Schmelzbadgröße an der Unterseite sind jedoch wesentlich geringer als an der Keyhole-Oberseite.

Vergleich h): Vergleich der Schmelzbadausformung unterstützt durch Ausblasversuche

Durch den Druckluftstoß während des Schweißprozesses wurde die flüssige Schmelze entfernt und die Erstarrungsfront konnte sichtbar gemacht werden. Diese Methode hat bei schmalen und tiefen Schmelzbädern Einschränkungen, da das Ausbringen der Schmelze in tieferen Zonen des Schmelzbades und im Wurzelbereich nicht möglich ist und ein Großteil der Schmelze sofort erstarrt. Im oberen Schmelzbadbereich legt diese Methode jedoch die tatsächliche Form der Erstarrungsfront frei. Diese freigelegten Negativ-Formen des Schmelzbades sind in Abbildung 5-18 beispielsweise für den Schnittkantenzustand YM700-BL-GEB (Links) und YM700-BL-SZ (rechts) im Makroschliff längs zur Schweißnahtrichtung dargestellt.

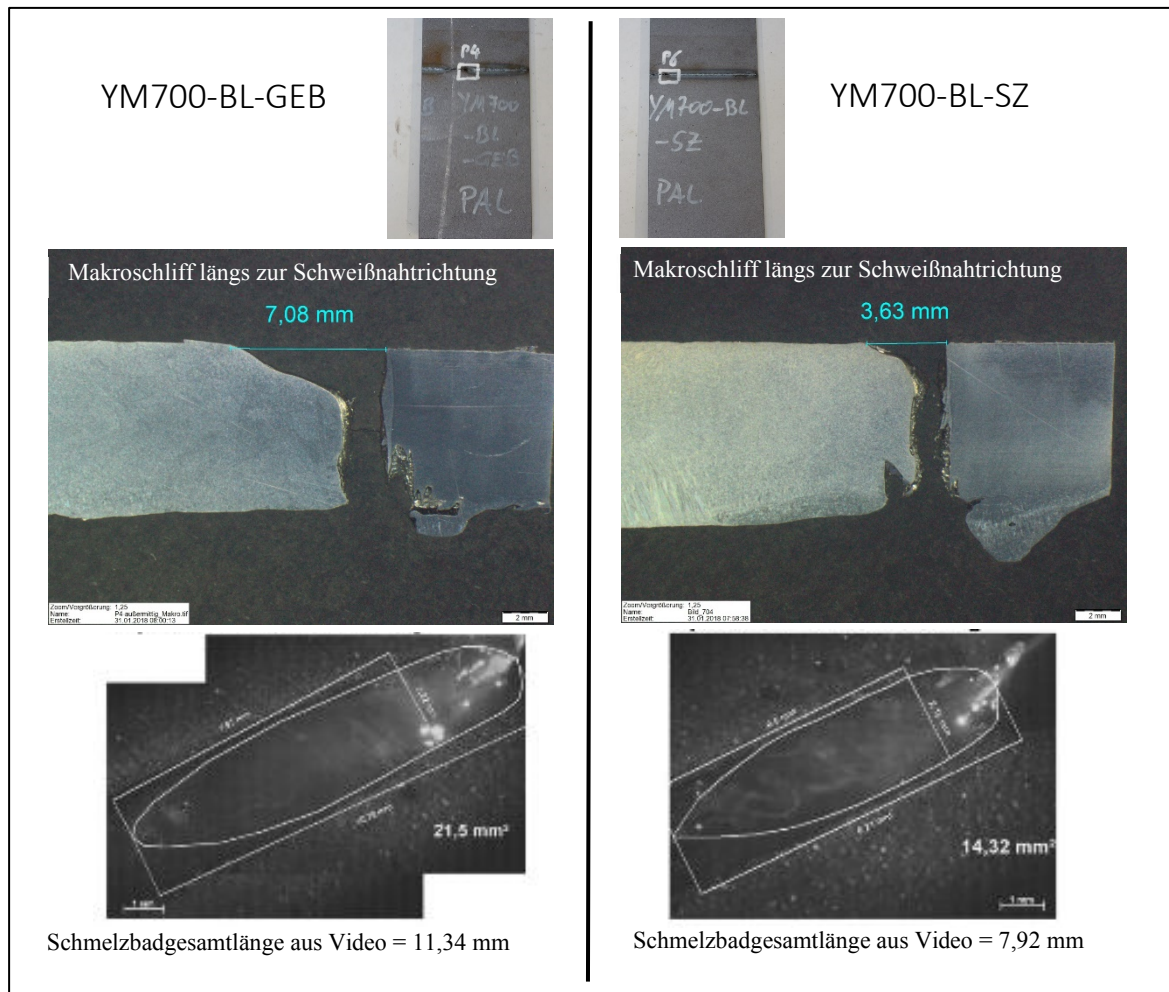


Abbildung 5-18: Makrolängsschliffe nach den Ausblasversuchen im Vergleich zu Videobildern; Beispiel YM700

Die Makroschlifferstellung erfolgte dabei längs der Schweißnaht in Schweißnahtmitte. Trotz der abrupten Abkühlung der Schmelze durch den Druckluftstoß entsprechen die gemessenen Abstände nicht genau den tatsächlichen Schmelzbadabmessungen aus der Bildanalyse der HS-Videos und sind in beiden Fällen um ca. 4,3 mm kürzer. Sie zeigen lediglich, die ungefähre Form der Erstarrungsisothermen in Schweißnahtmitte und dienen als Vergleich zu den nachfolgend beschriebenen Erstarrungsanalysen.

Aus den Schliff- und Erstarrungsanalysen kann abgeleitet werden, dass die in den Makroschliffen ersichtliche erstarrte Gefügestruktur Hinweise auf das Schmelzbadverhalten liefern kann. Dieser Zusammenhang wird in Abbildung 5-19 anhand von Schliffen der durchgeschweißten I-Naht ($t = 7 \text{ mm}$) erklärt. Hier sieht man, dass beim Schweißen ohne Schnittoxide das Schmelzbad in Oberflächennähe sehr langgezogen ist. Dieses Verhalten wurde in [15] als Ergebnis der Simulation mit negativen $\Delta\sigma/\Delta T$ (Oberflächenspannungs-Temperaturgradienten) berechnet. Das Schmelzbad erstarrt im oberen Drittel somit wesentlich später als in der Schweißnahtmitte, was sich auch in der Erstarrungsstruktur im

Makroschliff zeigt. Bei einem ausgeprägten Verhalten mit negativen $\Delta\sigma/\Delta T$ sieht man diese spätere Erstarrung ähnlich einer zweiten Schweißlage. Beim mehrheitlich positiven $\Delta\sigma/\Delta T$ -Verlauf zeigt sich diese Erstarrungsstruktur nicht.

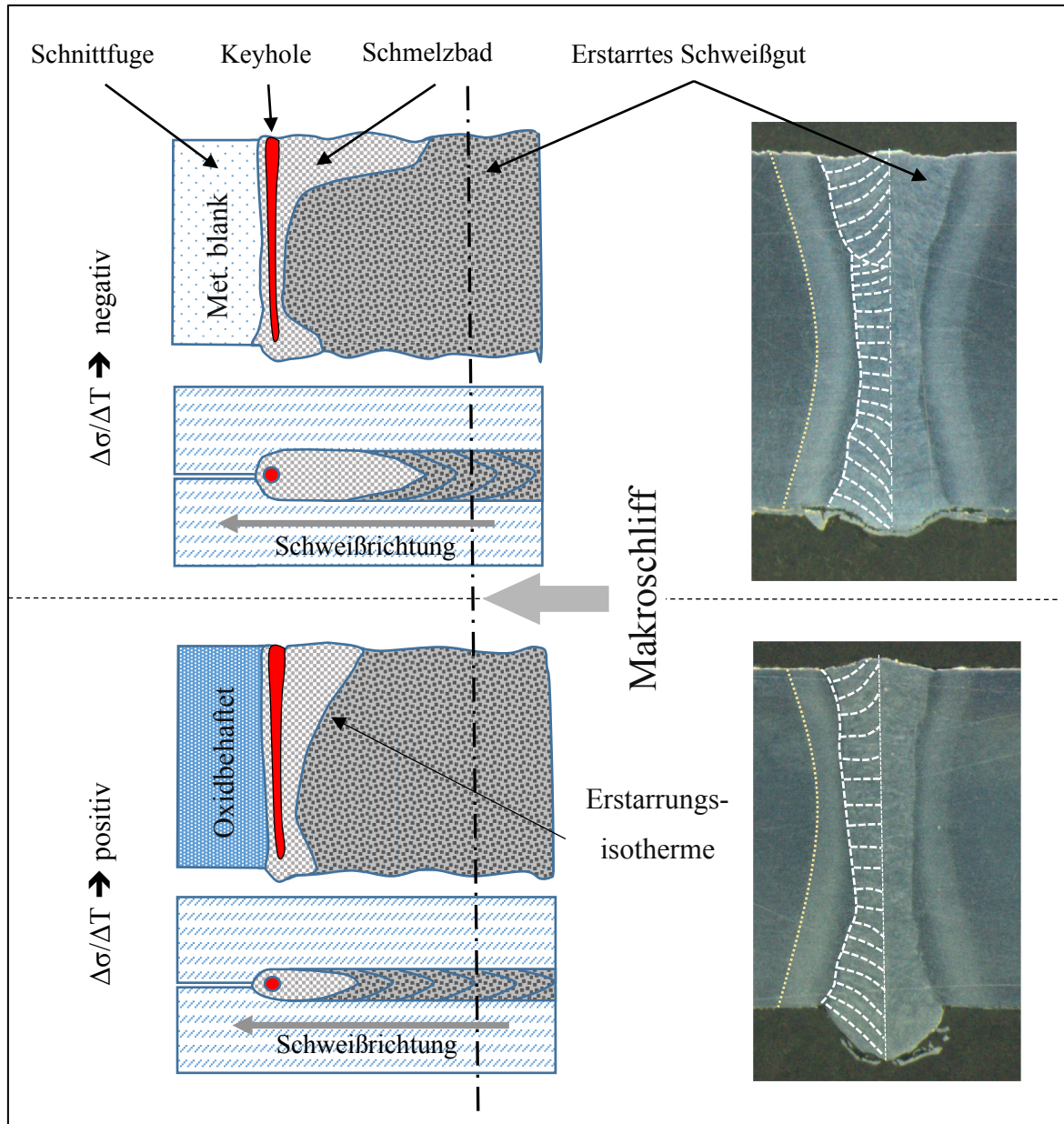


Abbildung 5-19: Vergleich der Erstarrungsanalyse am Beispiel AL700-OZ, $t = 7 \text{ mm}$;

Die Ergebnisse aus den Auswertungen der Temperaturverläufe zeigen eine eindeutige Korrelation der $t_{8/5}$ -Abkühlzeit zur Größe der Schmelzbadoberfläche. Abbildung 5-20 zeigt, dass somit auch die Abkühlrate vom Schnittkantenzustand beeinflusst wird. Durchschnittlich liegt die Abkühlzeit von 800°C auf 500°C aller Schweißungen in dieser Versuchsreihe zwischen 1,08 und 2,11 Sekunden. Die Auswirkungen dieser extrem hohen Abkühlraten auf die

mechanischen Eigenschaften der Verbindung werden in der nächsten Versuchsreihe ermittelt.

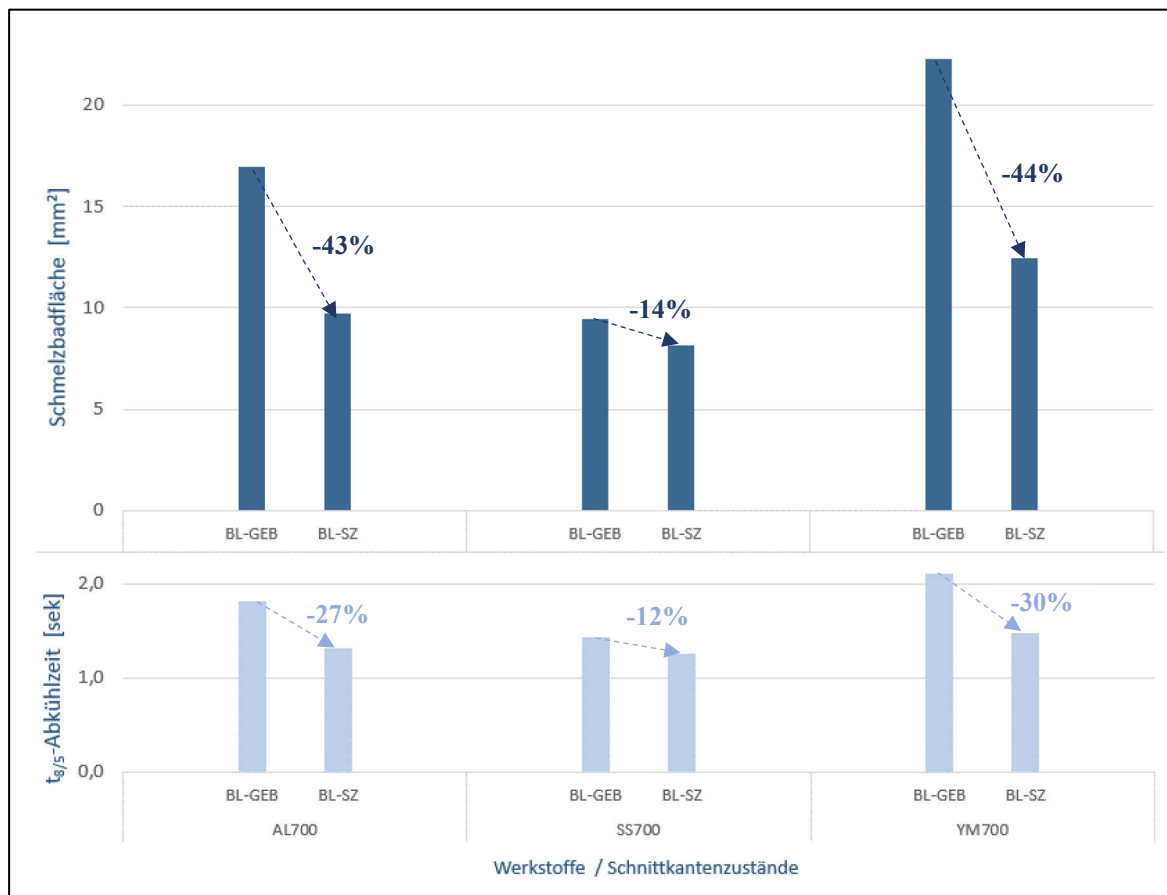


Abbildung 5-20: Gegenüberstellung der Schnittoxidwirkung auf Schmelzbadfläche und $t_{8/5}$ -Abkühlzeit

Zusammenfassend können folgende Erkenntnisse aus dieser Versuchsreihe formuliert werden:

Durch die Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen konnten wesentliche Unterschiede im Schmelzbadverhalten nachgewiesen werden. Es wurden werkstoff- und schnittkantenzustandsabhängig große Unterschiede in den Abmaßen der Schmelzbadoberfläche und deren Form beobachtet. Einzelne Strömungsrichtungen konnten jedoch nicht gesichert nachgewiesen werden.

Der Werkstoff „Ympress S700MC“ zeigt im Schnittkantenzustand GEB ein um durchschnittlich +135% flächenmäßig größeres Schmelzbad, als der Werkstoff „Strenx 700MC E“. Die Anwesenheit von Oxiden im Schmelzbad reduziert die Schmelzbadgröße enorm und egalisiert werkstoffbedingte Unterschiede im Schweißverhalten fast komplett.

Durch die Versuche in diesem Abschnitt konnte klar festgestellt werden, dass die Oxide an den Schnittkanten wesentlich wirksamer sind, als Oxide, welche auf der Oberfläche, beispielsweise aus dem Walzprozess, in das Schmelzbad des Laserstrahl-tiefschweißprozesses gelangen.

Durch das Auftragen der oberflächenaktiven Substanz SiO_2 auf gebürstete Schnittkanten als Schweißnahtvorbereitung, konnte die Wirkung des Schnitzunders nachgestellt werden. Demnach kann davon ausgegangen werden, dass der Wirkungsmechanismus auf das Schmelzbadverhalten bei beiden Oxidformen der gleiche ist. Das Auftragen des oberflächenaktiven Mittels SiO_2 auf die Blechoberfläche (Vgl. Anwendung bei WIG-Schweißprozessen) zeigt keinen signifikanten Einfluss auf die Schmelzbadausbildung.

Mit zunehmender Festigkeitsklasse und steigenden Legierungselementanteilen zeigen die Stahlsorten zunehmend ein sehr ähnliches Verhalten. Die Schmelzbadgrößen in der Festigkeitsklasse S1100 sind für oxidbehaftete und gebürstete Fugenzustände sehr gering und bei beiden Vergleichswerkstoffen sehr ähnlich.

Durch die Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen aus dem Wurzelbereich konnten die Auswirkungen auf das Schmelzbadverhalten im Bereich des Keyhole-Austritts beobachtet und untersucht werden. Bei Anwesenheit von Oxiden im Schmelzbad scheint der Spritzer-auswurf erhöht und kontinuierlicher aufzutreten. Aufnahmen der YM700-BL-GEB-Schweißungen zeigen im Vergleich dazu keine stabile Keyhole-Öffnung nach unten. In unregelmäßigen Abständen entweicht eine große Menge an Spritzern explosionsartig. Dies deutet auf ein sehr instabiles Keyhole hin. Nahtunterwölbung und Tropfenbildung im Wurzelbereich (Humping) sind die Folge.

Durch hochenergetische Druckluftstöße konnten die tatsächlich auftretenden Erstarrungsfronten dokumentiert und ausgewertet werden. Damit ist die Bestimmung einer annähernden Form der Erstarrungsisotherme gelungen. Die daraus gewonnenen Erkenntnisse bestätigen die Ergebnisse aus den Erstarrungsanalysen. Es wurde nachgewiesen, dass sich Schmelzbäder in denen Oxide wirken, komplett anders ausbilden, diese schneller abkühlen und wesentlich anders erstarren als Schmelzbäder ohne Oxideinfluss.

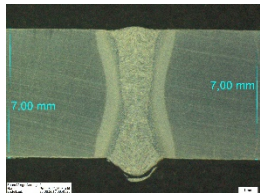
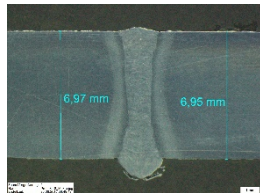
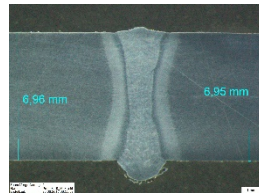
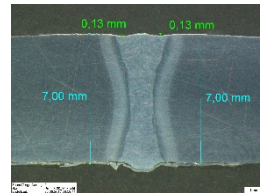
5.5.2 Ergebnisse aus Verfahrensprüfungen nach ISO 15614-11

In der zweiten Versuchsreihe „Verfahrensprüfungen nach ISO15614-11“ wurden Prüfungen zur Untersuchung der Auswirkungen der Schnittkantenzustände OZ-GEB, OZ-SZ, OZ-GEF und OZ-GEF+SiO₂ auf die Verbindungsfestigkeit der I-Naht $t = 7$ mm durchgeführt.

Nach dem Schweißen der vier Prüfstücke der Verfahrensprüfungen wurden diese mit den erforderlichen zerstörungsfreien Prüfverfahren (VT, MT, RT) geprüft. Alle Proben entsprachen den Anforderungen aus ISO 13919-1 [9] (Bewertungsgruppe B) und konnten somit für den Vergleich der mechanisch-technologischen Kennwerte herangezogen werden.

Die Makroschliffe in Tabelle 5-8 zeigen die Einbrandprofile aufgrund der vier unterschiedlichen Schnittkantenzustände, wobei die beiden mittleren Bilder die oxidbehafteten Schweißnahtfugen darstellen. Vergleicht man das Einbrandprofil der Probe VP-AL700-OZ-GEB mit dem der Probe VP-AL700-OZ-SZ kann man die Wirkung der Schnittoxide auf das Einbrandprofil erkennen, denn die Nahtbreite ist an der Blechoberseite (decklagenseitig) deutlich reduziert. Beim Makroschliff der Probe mit mechanisch bearbeiteten Schnittkanten VP-AL700-OZ-GEF ist die Nahtbreite vergleichsweise am größten und decklagenseitig sind bereits leichte Nahtunterwölbungen zu erkennen.

Tabelle 5-8: Makroschliffe der Verfahrensprüfungen am I-Stoß $t = 7$ mm

			
VP-AL700-OZ-GEB	VP-AL700-OZ-SZ	VP-AL700-OZ-GEF +SiO ₂	VP-AL700-OZ-GEF

Die ermittelten mechanisch-technologischen Kennwerte aus Vickers-Mikrohärteprüfung, Querkzugversuch, Biegeprüfung und Charpy-V-Kerbschlagprüfung sind in Tabelle 5-9 zusammengefasst und in Abhängigkeit der Schnittkantenzustände gegenübergestellt. Die angeführten Härtewerte zeigen die minimal und maximal gemessenen HV1-Werte des jeweiligen Verlaufes in der Wärmeeinflusszone (WEZ) und im Schweißgut (SG).

Tabelle 5-9: Mechanisch-technologische Gütwerte der Verbindungsschweißungen am I-Stoß 7 mm

			AL700-OZ-GEB	AL700-OZ-SZ	AL700-OZ-GEF+SiO ₂	AL700-OZ-GEF
Makroprüfung (EN ISO 6520)			entspricht	entspricht	entspricht	entspricht
Vickers-Mikrohärteprüfung (EN ISO 6507)	SG [HV1]	Min	258	251	261	276
		Max	282	290	272	287
	WEZ [HV1]	Min	249	246	250	254
		Max	307	298	311	314
Querzugversuch nach (EN ISO 6892-1)	R _e [MPa]		770	758	773	766
	R _m [MPa]		815	808	823	814
	A ₇₅ [%]		14,30	15,50	14,90	14,80
	Bruchlage		GW	WEZ	GW/WEZ	GW/WEZ
Biegeprüfung (EN ISO 5173) > 180°			OK	OK	OK	OK
Kerbschlagbiegeprüfung, Charpy-V bei -40°C (EN ISO 148-1)	SG (Mitte) [J] Probenquerschnitt 5x10 mm		67	63	76	72
	Schmelzlinie [J] Probenquerschnitt 5x10 mm		58	67	33	60

Der Vergleich der ermittelten mechanisch-technologischen Gütwerte zeigt, dass die verschiedenen Schnittkantenzustände keine wesentlichen Auswirkungen auf die Verbindungsfestigkeit haben. Alle zerstörungsfreien und zerstörenden Prüfungen erfüllten die Mindestanforderungen der zugrunde gelegten Regelwerke. Lediglich der gemittelte Kerbschlagwert der Probe „AL700-OZ-GEF+SiO₂“ zeigt eine verminderte Kerbschlagarbeit in der Schmelzlinie im Vergleich zu dem gefrästen Schnittkantenzustand ohne Oxide. Hier zeigt sich ein Abfall von ca. 50 % was sich durch die herabgesetzte Verformung der Bruchflächen dieser Kerbschlagproben bestätigt und in Abbildung 5-21 dargestellt ist.

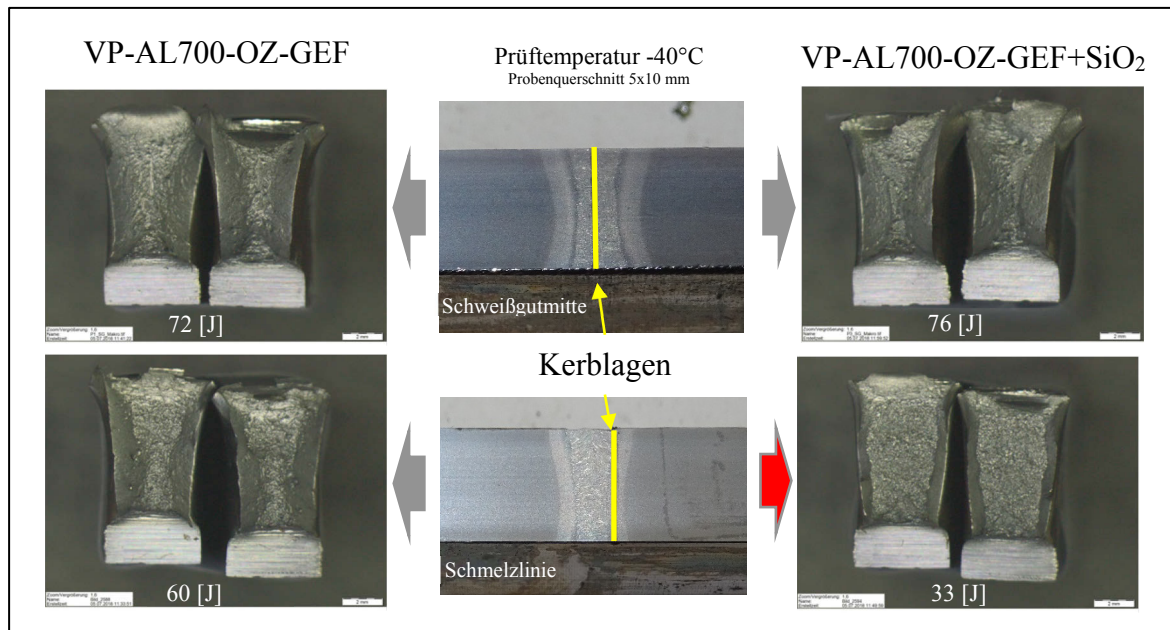


Abbildung 5-21: Vergleich der Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben $t = 7 \text{ mm}$

5.6 Ergebnisse der Schweißversuche mit Blechstärke $t = 10 \text{ mm}$

5.6.1 Ergebnisse der Auswertung der Prozessstabilität

Die Auswertung der Schliffe führt zu einer statistischen Betrachtung des Verhaltens der Einschweißtiefe auf Proben mit Blechstärke $t = 10 \text{ mm}$. Da bei bisherigen Versuchsreihen oxidbehaftete Schweißnahtvorbereitungen Einschweißtiefen über 10 mm und oxidfreie Kantenzustände Einschweißtiefen unter 10 mm zeigten, wurde für die Bewertung der Prozesssicherheit der Oxidwirkung diese Blechstärke gewählt. Wurde eine stabile Durchschweißung über die gesamte Schweißnahtlänge (250 mm) erreicht, so beträgt die herangezogene Einschweißtiefe $10,00 \text{ mm}$. In Tabelle 5-10 sind die Werte der Einschweißtiefen gegenübergestellt (Bilder der Makroschliffe sind in Anhang III a dargestellt). Dabei zeigt die linke Seite jene Proben, die mit Schweißzusatzwerkstoff geschweißt wurden.

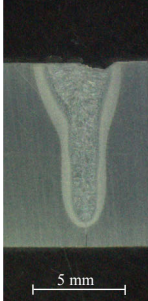
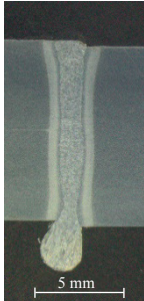
Tabelle 5-10: Einschweißtiefe in [mm] abhängig vom SZW-Zugabe, Grundwerkstoff und Fugenzustand

Fuge	Mit Schweißzusatzwerkstoff (SZW)				Ohne Schweißzusatzwerkstoff (SZW)			
	Gefräst		Gefräst mit SiO ₂		Gefräst		Gefräst mit SiO ₂	
Bezeichnung	AL700-BL-GEF	SS700-BL-GEF	AL700-BL-GEF +SiO ₂	SS700-BL-GEF +SiO ₂	AL700-BL-GEF	SS700-BL-GEF	AL700-BL-GEF +SiO ₂	SS700-BL-GEF +SiO ₂
Schliff-Nr.	AL25	SS25	AL27	SS27	AL26	SS26	AL28	SS28
1	7,29	6,96	10,00	10,00	8,93	8,25	10,00	10,00
2	7,35	7,19	10,00	10,00	8,72	8,11	10,00	10,00
3	7,33	7,14	10,00	10,00	8,86	8,42	10,00	10,00
4	7,39	6,99	10,00	10,00	9,12	8,33	10,00	10,00
5	7,31	7,21	10,00	10,00	8,74	8,32	10,00	10,00
6	7,34	7,18	10,00	10,00	8,93	8,04	10,00	10,00
Mittelwert	7,34	7,11	10,00	10,00	8,88	8,25	10,00	10,00
Standard- abweichung	0,031	0,099	0,000	0,000	0,134	0,131	0,000	0,000

Die Auswertungen zeigen, dass die Einschweißtiefe für einen Schnittkantenzustand nicht signifikant streut. Die gemittelten Abweichungen zwischen den beiden Vergleichswerkstoffen sind mit ca. 3 % (mit SZW) und 7 % (ohne SZW) auch sehr gering. Dabei zeigt der SS700 die jeweils geringere mittlere Einschweißtiefe. Mit oxidbehafteten Schweißnahtfugenkanten zeigt sich, dass bei beiden Werkstoffen eine kontinuierliche Durchschweißung möglich war. Bei den Schweißproben mit SZW zeigte sich Tropfenbildung (Humping) im Wurzelbereich. Das ist ein Hinweis auf eine geringfügig zu niedrige Laserleistung für eine stabile Wurzelerfassung. Dieses Leistungsdefizit konnte bei den Schweißproben (Zustand AL28, SS28 – ohne SZW) durch das Abschalten der Schweißdrahtzufuhr ausgeglichen werden. So lieferte die Kombination Fugenoxide/kein SZW eine stabile Wurzel ausformung bei allen Schliffproben diesen Zustandes.

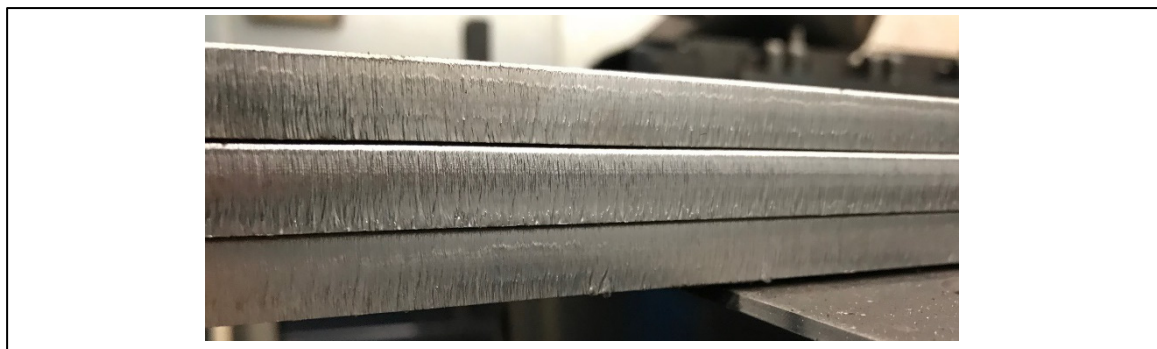
Diese Ergebnisse belegen, dass die Wirkung der Oxide an den Schnittkanten bei unveränderten Schweiß- und Werkstoffbedingungen einer geringen Streuung unterliegt. Bei dieser Versuchsreihe ist eine Einschweißtieferhöhung von über 30% durch Oxide nachweisbar, sodass trotz Blechstärke $t = 10$ mm, eine konstante Durchschweißung mit 7,5 kW Laserleistung erreicht werden konnte. In Tabelle 5-11 sind beispielhaft die Bilder der Schliffnummer 2 jeder Probenvariante dargestellt.

Tabelle 5-11: Makroschliffe der Zustände beispielhaft Probe 2 von 6 pro Zustand; Blechstärke $t = 10\text{ mm}$

	GEF		GEF + SiO ₂	
SZW	mit	ohne	mit	ohne
Schliff-nummer	25_2	26_2	27_2	28_2
AL700				
SS700				

5.6.2 Auswertung der Schweißungen mit N₂-geschnittenen Schnittkanten

Durch den Laserstrahlschmelzschneidprozess mit reaktionsträgem N₂ als Prozessgas zeigen die Schnittkanten zwar geometrische Abweichungen, jedoch keine chemische Beeinflussung durch eine Sauerstoffreaktion an der Schnittkante.

Abbildung 5-22: Probenvorbereitung durch N₂-Laserschnitt (Blechstärke $t = 10\text{ mm}$)

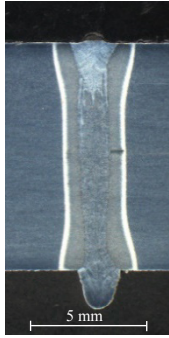
In Abbildung 5-22 sind 3 Fugenvorbereitungen dargestellt, die durch einen N₂-Laserschnitt hergestellt wurden. Die Kanten sind schnittzunderfrei und komplett metallisch blank, weisen aber die typische Laserstrahlschnitttrauheit auf. Die geometrischen Abweichungen durch

Kantenverrundungen und Winkelabweichungen unterscheiden sich nicht wesentlich von den O₂-Laserstrahlschnittkanten (Bilder der Makroschliffen sind in Anhang III b dargestellt). Diese Abweichungen zum gefrästen Kantenzustand wurden jedoch hier nicht näher untersucht.

Die Auswertung der Schweißversuche mit den Proben, welche mit N₂ als Prozessgas laser-geschnitten wurden, erfolgte analog zu jenen aus der Versuchsreihe mit Blechstärke $t = 15$ mm (vgl. Abschnitt 5.7). In Tabelle 5-12 sind die Ergebnisse der verschiedenen Grundwerkstoffe abhängig vom Fugenzustand gegenübergestellt. Für beide Werkstoffe wurden mit und ohne Oxide sehr ähnliche Einschweißiefen h_E erreicht. Auch bei dieser Versuchsreihe führt das Bestreichen der metallisch blanken Fugenkanten mit SiO₂ zu einer Durchschweißung bei beiden Vergleichswerkstoffen.

In den Einbrandprofilen ohne gesonderte Oxidzugabe, sind dennoch Unterschiede zu erkennen. Während sich die Trichterform beim AL-Werkstoff auf das obere Drittel des Einbrandprofils beschränkt, zeigt der SS-Makroschliff eine Trichterbildung bis in die untere Hälfte der Schweißnaht. Die Schweißnahtbreite auf der Blechoberfläche ist trotzdem beim AL-Werkstoff um ca. 16% erhöht.

Tabelle 5-12: Makroschliffanalyse der Proben mit N₂-lasergeschnittenen Fugenkanten

Fugenzu- stand	AL700-BL; t = 10 mm		SS700-BL; t = 10 mm	
N ₂ -ge- schnitten	AL21		SS21	
Laserschnitt- kante (Stickstoff- geschnittenen)	Profilmäße: $h_E = 7,93 \text{ mm}$ $b_O = 4,64 \text{ mm}$ $b_M = 1,32 \text{ mm}$ $b_U = 1,19 \text{ mm}$			Profilmäße: $h_E = 8,10 \text{ mm}$ $b_O = 3,89 \text{ mm}$ $b_M = 1,46 \text{ mm}$ $b_U = 1,05 \text{ mm}$
N ₂ -ge- schnitten + SiO ₂	AL23		SS23	
Laserschnitt- kante (Stickstoff- geschnittenen) mit SiO ₂ aufge- tragen	Profilmäße: $h_E = \text{durchgeschweißt}$ $b_O = 2,44 \text{ mm}$ $b_M = 1,48 \text{ mm}$ $b_U = 1,04 \text{ mm}$			Profilmäße: $h_E = \text{durchgeschweißt}$ $b_O = 2,20 \text{ mm}$ $b_M = 1,38 \text{ mm}$ $b_U = 1,40 \text{ mm}$

Auch in der Erstarrungsstruktur zeigen die beiden Werkstoffe ohne Oxide im Schmelzbad erhebliche Unterschiede. Dieses unterschiedliche Bild in der Erstarrungsstruktur und in der Einbrandform ist somit ein Nachweis, dass die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes das Schmelzbadverhalten signifikant mitbestimmen muss.

Abbildung 5-23 zeigt das Schmelzbad- und Erstarrungsverhalten von nicht durchgeschweißten Schweißnähten. Diese Makroschliffe zeigen den Grundwerkstoffeinfluss der beiden Vergleichswerkstoffe Alform700M und Strenx700E an einem 10-mm-I-Stoß ohne Oxide an den Fugenkanten (N₂-Schmelzschnitten). Die erkennbare Überhöhung ist auf die Schweißzusatzwerkstoffzugabe (SZW) zurückzuführen.

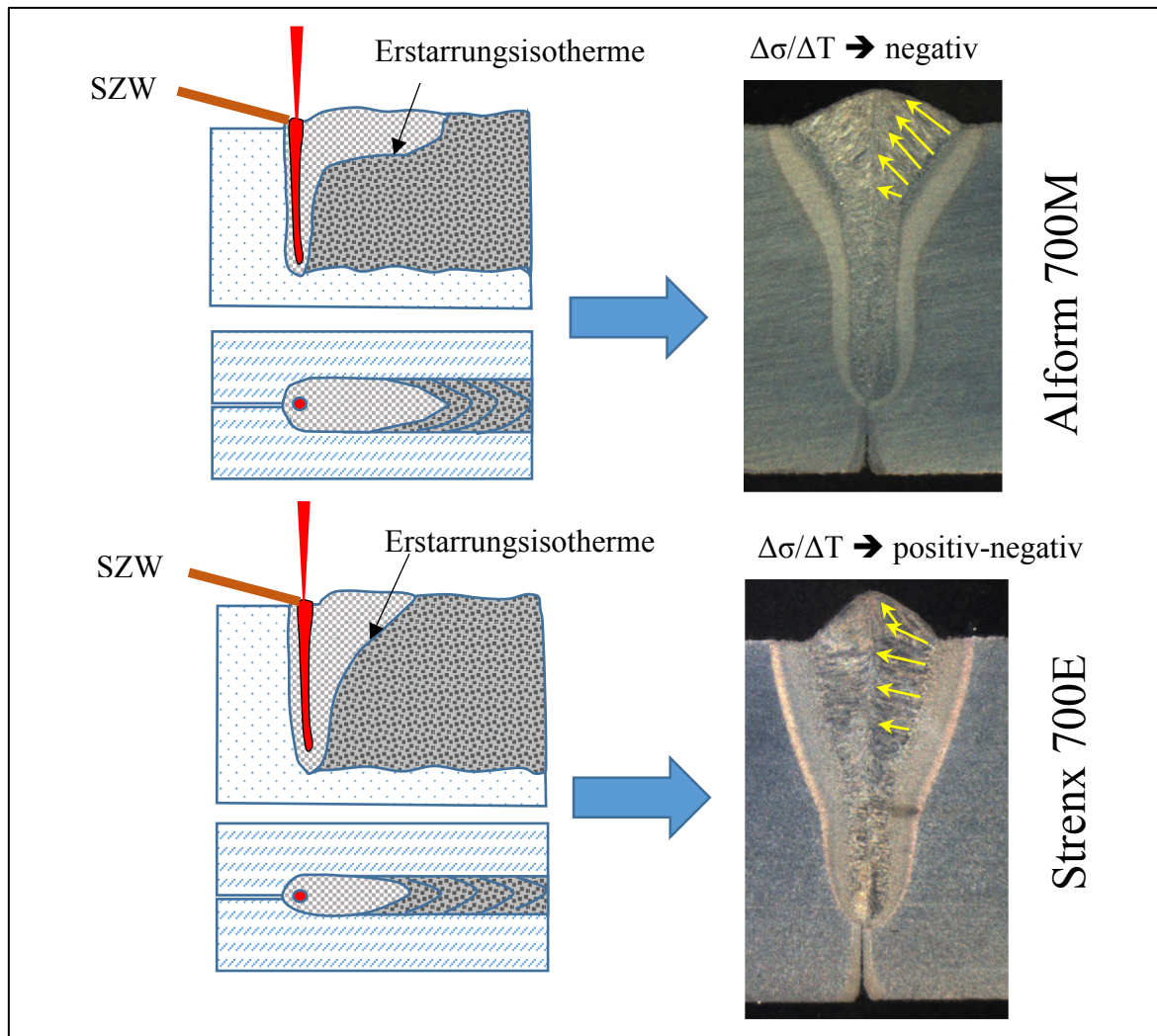


Abbildung 5-23: Einfluss des Grundwerkstoffes auf die Einbrandform und die Erstarrungsstruktur

Abbildung 5-23 stellt die verschiedenen Formen des Schmelzbades und die daraus entstehende Einbrandform und Gefügestruktur im Schweißgut gegenüber. Werkstoffabhängig sind deutliche Unterschiede in der Einbrandform (Trichterform), aber auch in der Erstarrungsstruktur erkennbar. Der Werkstoff Alform 700M zeigt ohne Oxide von den Schnittkanten die Einbrandform und Erstarrungsstruktur, welche auf ein Verhalten mit mehrheitlich negativem $\Delta\sigma/\Delta T$ während der Schmelzbadauskühlung hinweisen. Dies zeigt auch das im oberflächennahen Bereich sehr langgezogene Schmelzbad. Bei gleichen Schweißbedingungen zeigt der Strenx700E-Werkstoff signifikante Veränderungen bei Einbrandform und Erstarrungsstruktur, die auf einen mehrheitlich positiven $\Delta\sigma/\Delta T$ während der Abkühlphase des Schmelzbades hinweisen. Die Pfeile in den Makroschliffen zeigen schematisch die dendritische Erstarrungsrichtung ausgehend von der Schmelzlinie. Aus der Erstarrungsstruktur kann abgeleitet werden, dass die Trichterform der Erstarrungsisotherme tiefer geht und somit einen steileren Winkel zur senkrechten Keyhole-Achse ausformt.

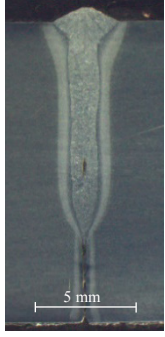
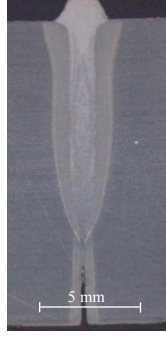
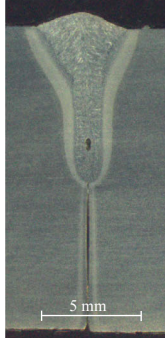
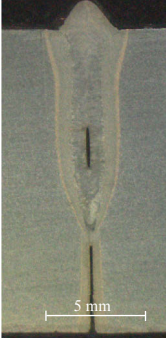
5.7 Ergebnisse der Schweißversuche mit Blechstärke $t = 15$ mm

Bei diesen Versuchsreihen wurden Schweißproben mit Blechstärken $t = 15$ mm unter denselben Schweißbedingung und mit denselben Schweißparametern geschweißt, wie in den Versuchsreihen in Abschnitt 5.5. Dabei wurde bewusst ein I-Naht-Stoß mit unvollständiger Durchschweißung provoziert, um die Auswirkungen der Schnittkantenzustände auf das Einbrandprofil und insbesondere auf die Einschweißtiefe untersuchen zu können. In diesem Abschnitt werden zwei Versuchsreihen beschrieben, wobei der Vergleich der Einschweißtiefe und Einbrandform verschiedener Schnittkantenzustände das Ziel der ersten Versuchsreihe ist. Die Auswirkungen von verschiedenen Schutzgaszusammensetzungen auf die Einschweißtiefe und das Einbrandprofil wurden in der zweiten Versuchsreihe untersucht.

5.7.1 Vergleich der Einschweißtiefen und Einbrandprofile

Aufgrund der Annahme, dass das Bestreichen der Schnittkanten mit SiO_2 den gleichen Effekt liefert, wie die Schnittoxide aus dem Laserschneidprozess, ist es möglich, die Auswirkungen von Oxiden direkt in der Schweißnahtfuge isoliert von anderen Einflussgrößen zu untersuchen. Durch ein Abfräsen der Schnittkante wird einerseits die Wärmeeinflusszone aus dem Schneidprozess entfernt und andererseits ein möglicher werkstoffabhängiger Geometrieinfluss der Schnittkanten eliminiert. Somit ist es möglich an nahezu ideal-geometrischen Fugenbedingungen die Wirkung der Schnittoxide nachzustellen. In Tabelle 5-13 und Tabelle 5-14 sind Makroschliffe der beiden Vergleichswerkstoffe AL700 und SS700 jeweils mit gleicher Fugenpräparation gegenübergestellt, wobei h_E die Einschweißtiefe bezeichnet. Die Schweißnahtbreite an der Blechoberfläche ist als b_0 bezeichnet, b_M und b_U zeigen die Breiten der Schweißnaht in der Mitte bzw. im unterem Viertel der Schweißnahthöhe. Alle Makroschliffe dieser Versuchsreihe sind in Anhang IV a dargestellt.

Tabelle 5-13: Makroschliffanalyse der I15 Schweißversuche abhängig vom Schnittkantenzustand

Schnittkan- ten-zustand	AL700-BL; t = 15 mm		SS700-BL; t = 15 mm	
SZ	AL1		SS1	
Schnittzunder- behaftet	Profilmaße: $h_E = 11,04 \text{ mm}$ $b_O = 3,50 \text{ mm}$ $b_M = 1,29 \text{ mm}$ $b_U = 1,13 \text{ mm}$			Profilmaße: $h_E = 10,67 \text{ mm}$ $b_O = 2,79 \text{ mm}$ $b_M = 1,35 \text{ mm}$ $b_U = 0,7 \text{ mm}$
GEB	AL3		SS3	
Gebürstet	Profilmaße: $h_E = 7,67 \text{ mm}$ $b_O = 4,55 \text{ mm}$ $b_M = 1,47 \text{ mm}$ $b_U = 1,25 \text{ mm}$			Profilmaße: $h_E = 10,41 \text{ mm}$ $b_O = 2,86 \text{ mm}$ $b_M = 1,55 \text{ mm}$ $b_U = 1,19 \text{ mm}$

Die Proben weisen teilweise relativ große Erstarrungsfehler in Schweißnahtmitte auf. Die Ursachen und die Beeinflussungsmöglichkeiten dieser Erstarrungsfehler sind in Abschnitt 3.7 beschrieben worden. Hier sind diese Fehler hauptsächlich darauf zurückzuführen, dass bewusst keine Anpassung der Schweißparameter erfolgte, um die Vergleichbarkeit der Ergebnisse mit den anderen Versuchsreihen zu erhalten.

Bei den schnittoxidbehafteten Schliffen (SZ) sind die Unterschiede minimal und hauptsächlich auf die Form des Einbrandprofils reduziert. Während bei der Probe AL1 die Trichterform noch klar erkennbar ist, zeigt die Probe SS1 keine ausgeprägte Trichterform im oberen Schmelzbadbereich. Das zeigt sich auch in der Breite der Schweißnaht an der Blechoberfläche b_O , welche bei dem AL-Werkstoff um ca. 0,7 mm breiter ist. Bei halber Höhe des Einbrandprofils weisen beide Schliffe bereits eine sehr ähnliche Nahtbreite b_M von ca. 1,3 mm auf. Die Einbrandtiefe ist bei beiden Schliffen vergleichbar und beträgt ca. 11 mm. Im Vergleich dazu zeigen die Schliffe im gebürsteten Zustand (GEB) ein völlig unterschiedliches Nahtbild. Einerseits zeigen diese eine sehr unterschiedliche Einschweißtiefe h_E , welche im Makroschliff AL3 um ca. 3 mm geringer ist als bei der Probe SS3 des SS700-

Werkstoffes. Auch zeigt die Probe AL3 eine stärker ausgeprägte, leicht asymmetrische, Trichterform im Vergleich zum schnittzunderbehafteten Fugenzustand der Probe AL1. Das Bürsten der Schnittkanten zeigt im Einbrandprofil des Schliffes SS3 wenig Wirkung, da die Veränderung zum Makroschliff SS1 sehr gering ist.

Tabelle 5-14: Makroschliffanalyse der I15-Schweißversuche mit Schnittkantenzustände GEF und GEF+SiO₂

Schnittkanten-zustand	AL700-BL; t = 15 mm		SS700-BL; t = 15 mm	
GEF	AL5		SS5	
Gefräst	Profilmaße: $h_E = 7,27 \text{ mm}$ $b_O = 4,50 \text{ mm}$ $b_M = 1,48 \text{ mm}$ $b_U = 1,24 \text{ mm}$			Profilmaße: $h_E = 7,59 \text{ mm}$ $b_O = 4,36 \text{ mm}$ $b_M = 1,75 \text{ mm}$ $b_U = 1,21 \text{ mm}$
GEF + SiO ₂	AL7		SS7	
Gefräst, mit SiO ₂ bestrichen	Profilmaße: $h_E = 9,65 \text{ mm}$ $b_O = 3,22 \text{ mm}$ $b_M = 1,60 \text{ mm}$ $b_U = 1,41 \text{ mm}$			Profilmaße: $h_E = 11,34 \text{ mm}$ $b_O = 2,86 \text{ mm}$ $b_M = 1,39 \text{ mm}$ $b_U = 1,13 \text{ mm}$
Blindraupen	AL9		SS9	
Blindraupen-Schweißungen ohne Schweißzusatz	Profilmaße: $h_E = 8,54 \text{ mm}$ $b_O = 3,73 \text{ mm}$ $b_M = 1,43 \text{ mm}$ $b_U = 1,22 \text{ mm}$			Profilmaße: $h_E = 8,33 \text{ mm}$ $b_O = 3,79 \text{ mm}$ $b_M = 1,86 \text{ mm}$ $b_U = 1,43 \text{ mm}$

Die Ergebnisse ideal planparalleler und metallisch blanker Schweißnahtfugen durch mechanisch bearbeitete Schnittkanten zeigen in der Tabelle 5-14 an den Schliffen AL5 und SS5 sehr ähnliche Einbrandprofile mit ähnlicher Einschweißtiefe. Der Vergleich der Schliffe aus

dem Schnittkantenzustand GEF+SiO₂ zeigt vergleichbare Einbrandprofile für die Vergleichswerkstoffe, die Einschweißtiefe im Makroschliff SS7 ist jedoch höher als jene der AL7-Probe. Dies deutet auf eine erhöhte Wirkung der Oxide in der Fugenkante des I-Stoßes bei der Stahlmarke SS700 hin. Im Abschnitt 5.5.1 zeigten die Schweißversuche mit dem SS700-Werkstoff bereits die geringsten Schmelzbadflächen. Als Schmelzbadbreite b_0 ist auch hier das Breitenmaß des erstarrten Schmelzbades gemessen. Diese Schliffe zeigen einen Zusammenhang zwischen Schweißnahtbreite b_0 und Einschweißtiefe h_E . Schweißnähte mit geringen Schweißnahtbreiten b_0 auf der Blechoberfläche zeigen hohe Einschweiß-tiefen.

Die Schliffe AL9 und SS9 stellen die Ergebnisse aus Blindraupenschweißungen ohne Schweißzusatz dar. Dabei ergeben sich grundsätzlich die gleichen Einbrandprofile wie beim Schweißzusatz dar. Dabei ergeben sich grundsätzlich die gleichen Einbrandprofile wie beim Schnittkantenzustand GEF (AL5 und SS5), die Einbrandtiefe ist dabei jedoch um ca. 1 mm größer, da der Energieverbrauch für das Drahtabschmelzen hier wegfällt und die gesamte Laserstrahlenergie für die Ausbildung des Tiefschweißeffektes zur Verfügung steht. Das Einbrandprofil der AL-Proben zeigt eine leicht asymmetrische Trichterform im oberen Bereich des erstarrten Schmelzbades, ist aber in den übrigen Abmaßen dem der SS-Probe sehr ähnlich.

Bei genauerer Betrachtung der Einbrandprofile mit gefrästen Schnittkanten (GEF) zeigen sich dennoch Unterschiede. So weist der Schliff der SS5-Probe eine deutlich tiefergehende Trichterform auf als die AL5-Probe. Auch die Erstarrungsstruktur des Gefüges der Proben zeigt deutliche Unterschiede, welche dennoch auf ein unterschiedliches Schmelzbadströmungsverhalten hinweisen (Vgl. Abschnitt 5.6.2). Somit kann festgehalten werden, dass nicht nur die Fugenzustände das Schmelzbadverhalten beeinflussen, sondern auch der beeinflusste Grundwerkstoff. Dies könnten mögliche unterschiedliche Sauerstoffgehalte in der Stahlmatrix verursachen, aber auch das Zusammenspiel anderer Legierungselemente im Schmelzbad kann diese Unterschiede ausmachen.

Nimmt man an, dass die Unterschiede aus Tabelle 5-13 und aus Tabelle 5-14 den Einfluss der geometrischen Abweichungen auf die Einschweißtiefe zeigen sollten, wird ein solcher hiermit nicht bestätigt. Vergleicht man beispielsweise die Schliffe des SZ-Zustandes mit jenen des GEF-SiO₂, zeigt sich, dass die Probe mit idealem Null-Spalt durch die gefrästen Fugen eine höhere Einschweißtiefe erreicht, als die Probe, die aufgrund der geometrischen Abweichungen aus dem Schneidprozess, einen Quasi-Luftspalt aufweist (siehe Probe SS1).

Abhängig vom sich ergebenden „Spaltmaß“, bedingt durch die geometrischen Abweichungen aus dem Schneidprozess, können diese Einflüsse sehr unterschiedlich starke Auswirkungen haben und sind in keiner Weise systematisch. Tabelle 5-15 zeigt die Veränderungen der Einschweißtiefe aufgrund geometrischer Einflüsse an oxidfreien und oxidbehafteten Fugenkanten gegenübergestellt.

Tabelle 5-15: Veränderungen in der Einschweißtiefe; Schnittkanten vs. gefrästen Fugen

Vergleich der Einschweißtiefe	AL	SS
$\Delta h_E = h_E \text{ (SZ)} - h_E \text{ (GEF+SiO)}$	$\Delta h_E = 1,39 \text{ mm}$	$\Delta h_E = -0,67 \text{ mm}$
$\Delta h_E = h_E \text{ (GEB)} - h_E \text{ (GEF)}$	$\Delta h_E = 0,40 \text{ mm}$	$\Delta h_E = 2,82 \text{ mm}$

Diese nicht systematischen Ergebnisse weisen darauf hin, dass die Oxide in der Fuge, abhängig von der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffes, unterschiedliche Auswirkungen haben. Die Anwesenheit von Oxiden auf der Schnittkante bei SS-Proben führt grundsätzlich zu einer stärkeren Steigerung der Einschweißtiefe verglichen mit AL-Proben.

Die Auswertung der Schliffe ohne Zusatzdraht erfolgte auf gleiche Weise, jedoch mit dem Ergebnis leicht erhöhter Einschweißtiefen. Die Gründe dafür wurden bereits bei den Schliffen der Blindraupen angeführt. Verstärkt durch den leicht erhöhten Energieeintrag, liefern diese die gleichen Erkenntnisse bezüglich der Wirkung der Oxide in der Schweißnahtfuge. Abbildung 5-24 zeigt zusammengefasst die Einschweißtiefen für die verschiedenen Fugenzustände mit und ohne Schweißzusatzwerkstoff (SZW).

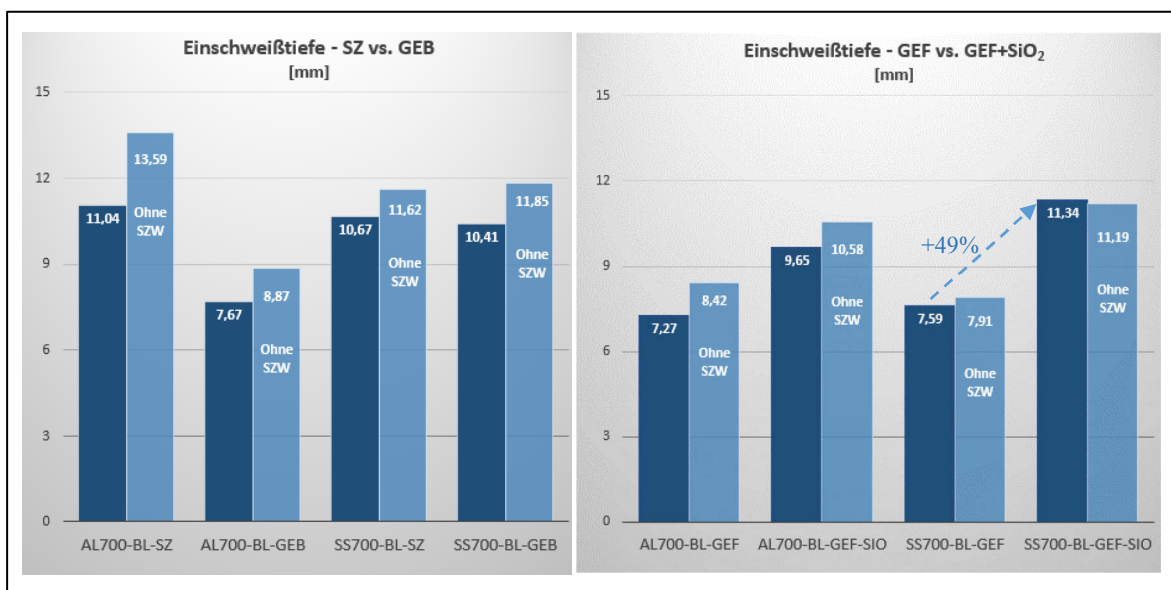


Abbildung 5-24: Vergleich der Einschweißtiefen mit bzw. ohne Schweißzusatzwerkstoff (SZW)

Vergleicht man die Makroschliffe aus den Schnittkantenzuständen SZ mit GEB und GEF mit GEF+SiO₂ so erhält man den Einfluss der Oxide auf die Einschweißtiefe. Hierbei zeigt sich, dass sowohl die Oxide im unbearbeiteten als auch im bearbeiteten Zustand eine signifikante Erhöhung der Einschweißtiefe bewirken. Abbildung 5-24 zeigt in der linken Grafik, dass sich dieser Effekt bei den SS700-Werkstoff im Zustand mit gebürsteten Schnittkanten nur sehr gering bemerkbar macht. Im Fall des SS700 muss also davon ausgegangen werden, dass auch im „GEB“-Zustand ausreichend Oxide ins Schmelzbad gelangen. Dies bestätigt die Ergebnisse aus Abschnitt 5.2.2. Darin haben die REM-Analysen gezeigt, dass das Bürsten bei dem SS700 (Strenx700E) in t = 15 mm nicht alle Schnittoxide entfernt.

Um nachzuweisen, dass sich oxidische Einschlüsse im erstarrten Schweißgut befinden, wurden REM-Untersuchungen von Querschliffen durchgeführt. Abbildung 5-25 zeigt im oberen Bildabschnitt die REM-Analyse eines Querschliffes einer Probe aus dem Schnittkantenzustand SS700-BL-GEB. Die Bilder aus dem Schmelzlinienbereich der Schweißnaht zeigen Einschlüsse bzw. Ausbruchlöcher von Einschlüssen, welche durchschnittlich ca. 3 µm im Durchmesser aufweisen. Diese Einschlüsse sind vermehrt an den Schmelzlinien, jedoch im gesamten Schweißgut (SG) zu finden. Im Grundwerkstoff bzw. in der WEZ sind diese Einschlüsse nicht vorhanden. Die Schliffprobe AL700-BL-GEB zeigt diese Einschlüsse in keinem Bereich der Schweißnaht, siehe Aufnahmen im unteren Teil der Abbildung 5-25.

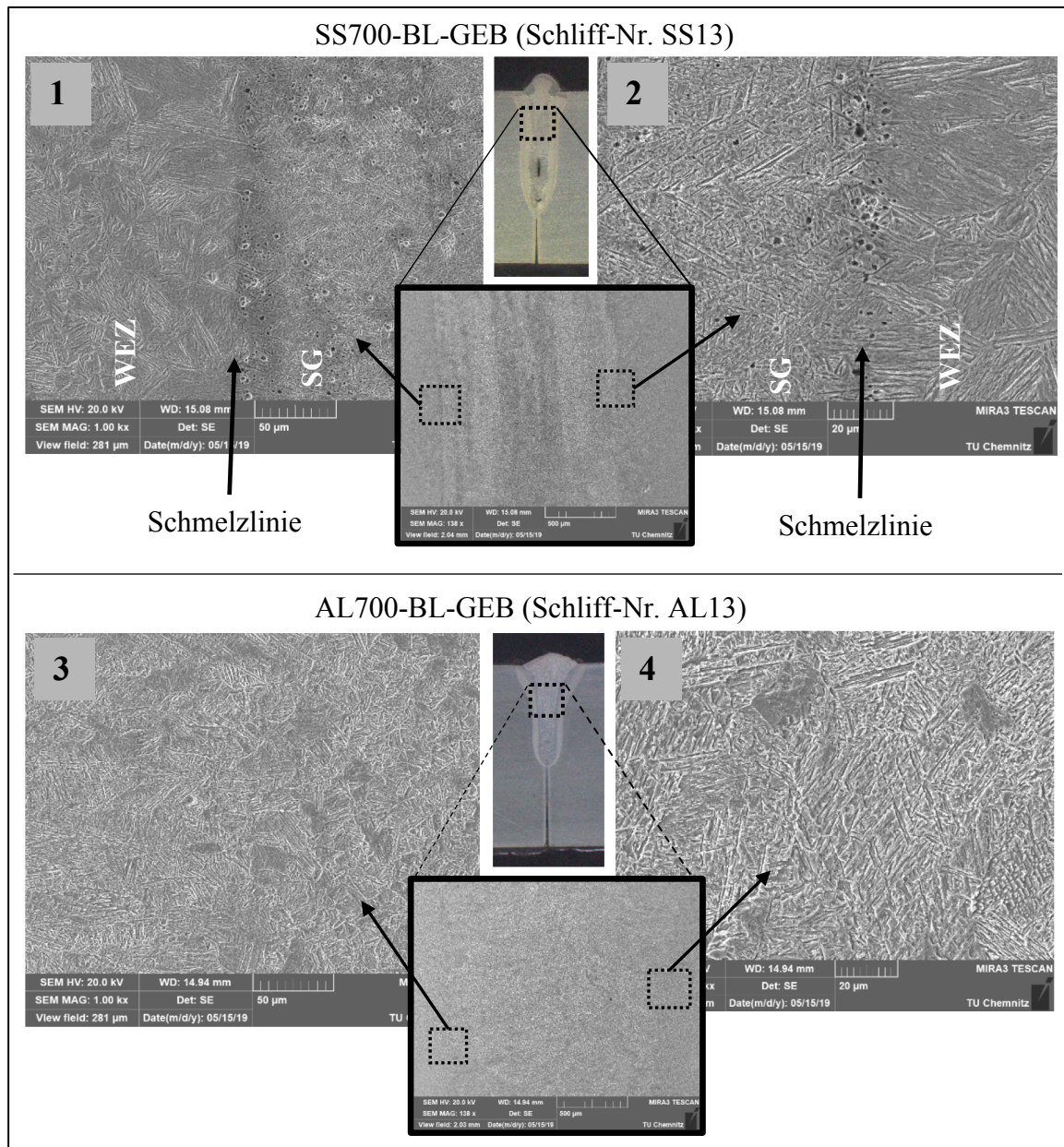


Abbildung 5-25: REM-Analyse der Querschliffe AL13 und SS13 (verschweißt im GEB-Schnittkantenzustand)

Diese Einschlüsse wurden mittels EDX-Mapping analysiert. Abbildung 5-26 zeigt, dass es sich bei den Einschlüssen im Schweißgut um Aluminium-Oxide handelt. Die tatsächliche Größe der analysierten Einschlüsse ist im Durchschnitt kleiner als $1\text{ }\mu\text{m}$ und somit wesentlich kleiner als die im REM detektierten Ausbrüche. An den meisten Einschlussstellen können jedoch keine Oxide detektiert werden. Eine Erklärung dafür könnte sein, dass durch die Probenvorbereitung (Schleifen, Polieren, Ätzen) die Bereiche der ursprünglichen Einlagerung angegriffen werden und in der REM-Analyse dann dadurch als Ausbruchstellen größer dargestellt sind.

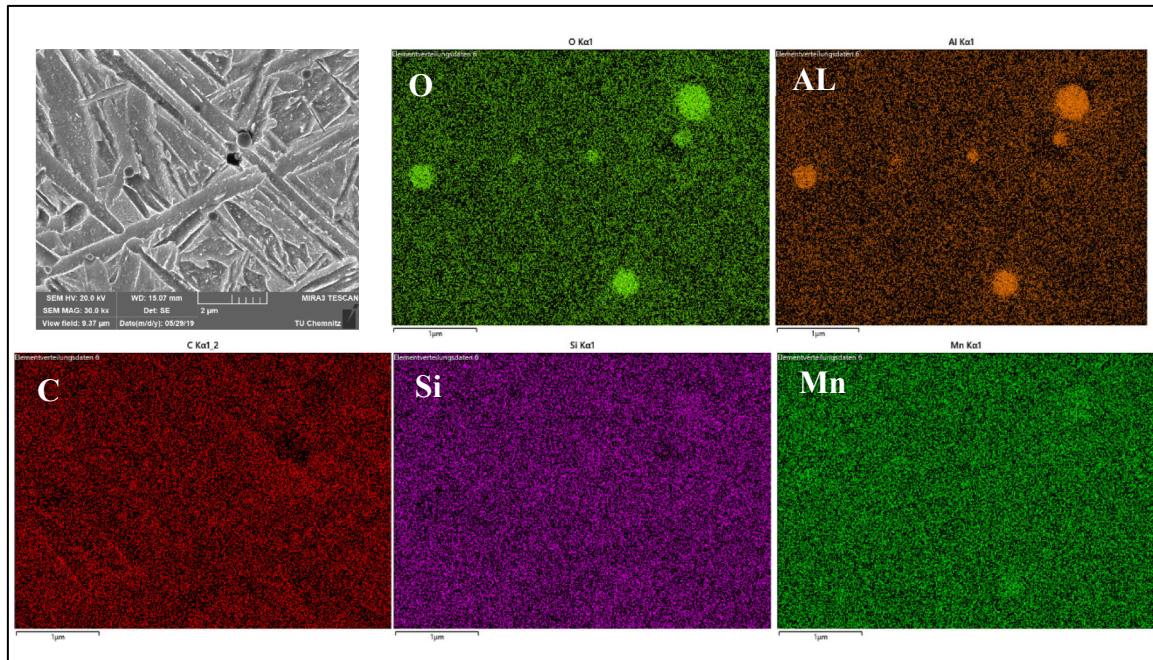


Abbildung 5-26: EDX-Mapping zur Analyse der Einschlüsse im Schweißgut der Probe SS700-BL-GEB

Diese Einschlüsse im Schweißgut beweisen, dass auch nach dem Bürsten bei der Probe SS700 Oxide in das Schweißgut eingebracht werden. Die Schnittoxidreste führen zu einem überwiegend positiven $\Delta\sigma/\Delta T$ (Oberflächenspannungs-Temperaturgradient) im flüssigen Schmelzbad. Dieses bildet sich deshalb beim SS700-Werkstoff bei beiden Schnittkantenzuständen (SZ und GEB) annähernd gleich aus. Diese Erkenntnis unterstützen auch die Ergebnisse aus dem Vergleich der Einschweißtiefen mit mechanisch bearbeiteten Schnittfugenkanten. Dabei zeigt sich, dass nach Abfräsen der Schnittkanten (GEF) keine Beeinflussung durch den Schneidprozess bzw. durch Schnittoxidreste mehr vorliegt, wie in Abbildung 5-24 in der rechten Grafik dargestellt.

Die Versuche an den umgedrehten Probeblechen liefern für beide Vergleichswerkstoffe dieselben Trends und Tendenzen der Einschweißtiefen in gleicher Größenordnung und werden somit hier nicht näher beschrieben.

Mit den Schliffen AL15 und AL16 wurde die Wirkung der Oxide an der gefrästen Schweißnahtfuge für einen Schweißparametersatz mit stark erhöhter Streckenergie untersucht. In Tabelle 5-16 sind die Makroschliffe mit den gemessenen Einschweißtiefen h_E und den Breitenmaßen des Einbrandprofils für die Zustände GEF und GEF+SiO₂ auf den Fugenkanten des Werkstoffes AL700 dargestellt.

Tabelle 5-16: Gegenüberstellung der Einbrandprofile bei gefrästen Fugenzustand mit und ohne Oxide

AL700-BL; t = 15 mm (Laserleistung 10kW, v _s = 100 cm/min)			
AL15		AL16	
AL700-BL-GEF+SiO ₂ Profilmaße: h _E = 10,67 mm b _O = 5,75 mm b _M = 1,95 mm b _U = 1,30 mm	 Ein optisches Bild des Einbrandprofils von AL15. Das Profil ist trichterförmig mit einer breiten Oberkante und einer schmalen Spitze. Ein Maßstab von 5 mm ist am unteren Rand eingezeichnet.	 Ein optisches Bild des Einbrandprofils von AL16. Das Profil ist trichterförmig mit einer breiten Oberkante und einer schmalen Spitze. Ein Maßstab von 5 mm ist am unteren Rand eingezeichnet.	AL700-BL-GEF Profilmaße: h _E = 10,14 mm b _O = 6,06 mm b _M = 1,84 mm b _U = 1,53 mm

Die Steigerung der Laserleistung von 7,5 auf 10 kW und die Verringerung der Schweißgeschwindigkeit von 130 auf 100 cm/min bedeutet eine Steigerung der Streckenenergie um 42,3 %. Auffällig ist, dass hier die Erhöhung der Einschweißtiefe durch die Oxide nur mehr ca. 5 % beträgt. Auch das Einbrandprofil ist mit dem ohne Oxideinfluss vergleichbar. Ein Erklärungsmodell könnte sein, dass durch die Erhöhung der Streckenenergie die Temperaturgradienten stark sinken, sodass sich damit auch die Scherkräfte auf der Schmelzbadoberfläche aufgrund des Marangoni-Effektes dermaßen verringern, dass der Effekt verschwindend gering wird. Aufgrund dessen verlieren die Oxide ihre Wirkung und das Schmelzbad zeigt vorwiegend ein Verhalten wie bei Vorliegen eines vorwiegend negativen Oberflächenspannungskoeffizienten. Vergleicht man nun die erreichten Einschweiß-tiefen der Proben AL7 mit jenen der Probe AL16 kann gesagt werden, dass Schnittoxide bei geeigneter Schweißparameterkonfiguration die Streckenenergiezunahme von 42,3 % kompensieren können, da die erreichten Einschweiß-tiefen bei beiden Proben vergleichbar sind.

Die Erkenntnisse aus dieser Versuchsreihe können folgendermaßen zusammenfassend formuliert werden:

- Im Zustand „GEB“ zeigt der SSAB-Werkstoff (SS700) nahezu ein gleiches Verhalten wie im Zustand „SZ“, was damit begründet wird, dass die Schnittoxide aus dem Laserbrennschneidprozess durch das Bürsten nicht vollständig entfernt wurden.

- Gefräste Fugenkanten liefern für beide Werkstoffe vergleichbare Einbrandprofile und Einschweißiefen. Geometrische Unterschiede der Schnittkante aus den Vorprozessen sind nicht maßgeblich für die Effekte verantwortlich, da die Unterschiede in der Einschweißtiefe auch bei gefrästen Stößen signifikant und in gleicher Art und Weise vorhanden sind.
- Schnittoxide und SiO_2 in der Schweißnahtfuge bewirken eine Reduzierung der Nahtbreite im oberen Nahtbereich
- Schnittoxide oder SiO_2 als oberflächenaktive Elemente auf den Schnittkanten bewirken eine teils signifikante Erhöhung der Einschweißtiefe bei konstanten Schweißparametern (Einschweißtieferhöhung bis zu 49%)
- Die Geometrie (Form und Rauheit) der Schnittkanten beeinflusst die Einschweißtiefe, im Vergleich zu dem Oxideinfluss ist dieser Einfluss jedoch als untergeordnet zu betrachten.
- Die Kombination von Kohlenstoff im Grundwerkstoff und Oxiden auf der Fugenkante stabilisiert das Keyhole zusätzlich durch CO-Bildung und kann so die Einschweißtiefe noch weiter erhöhen.
- Die Anwesenheit von oberflächenaktiven Elementen in der Schweißfuge liefert bei gefrästen Fugenkanten und geeigneter Schweißparameterkonfiguration nahezu die gleiche Erhöhung der Einschweißtiefe, wie eine Streckenenergieerhöhung um ca. 40%.

5.7.2 Schutzgasvergleiche

Um die in dieser Arbeit untersuchte Wirkung der Schnittoxide mit der Wirkung verschiedener Schutzgaszusammensetzungen zu vergleichen, wurden Schweißversuche an den Schnittkantenzuständen AL700-BL-SZ und AL700-BL-GEB durchgeführt und durch die Analyse der Einschweißtiefe bewertet. Abbildung 5-27 zeigt, dass Schnittoxide die Einschweißiefen wesentlich stärker beeinflussen als die Schutzgasatmosphäre. Die Makroschliffe aus dieser Versuchsreihe sind in Anhang IV b dargestellt. In Kombination mit einer inerten Schutzgasatmosphäre (100% Argon) scheint die Wirkung der Schnittoxide etwas reduziert. Ohne Schnittoxide zeigen die Schutzgasvarianten keine wesentlichen Unterschiede.

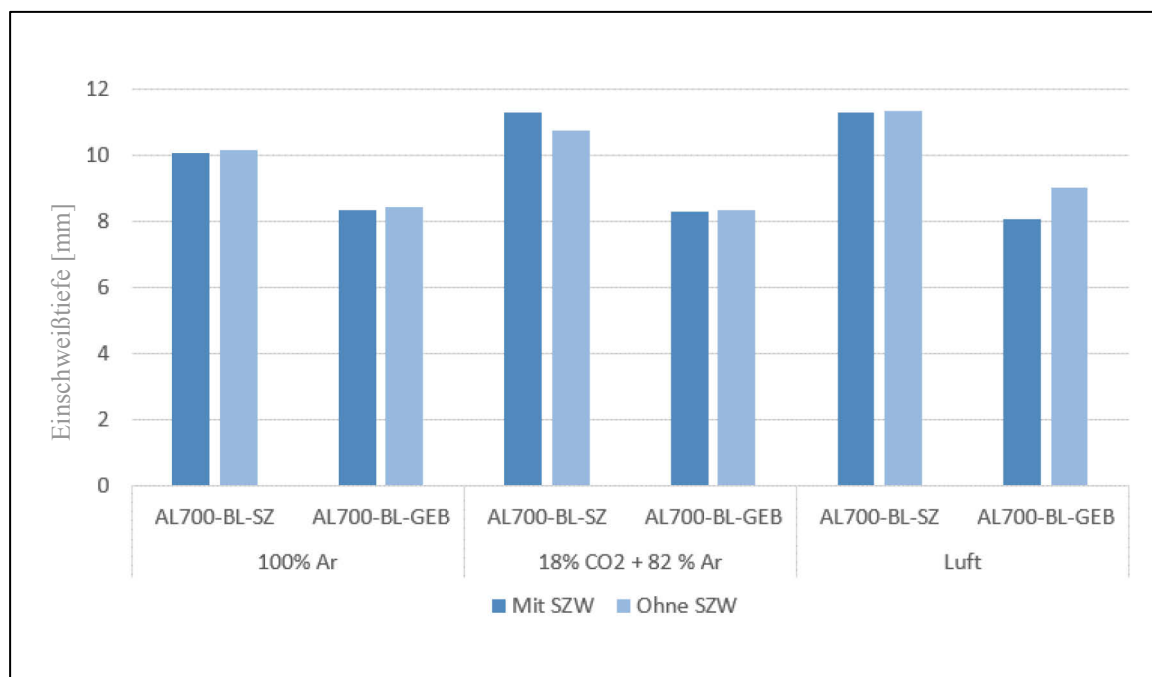


Abbildung 5-27: Auswertung der Einschweißtiefen für verschiedene Schutzgasatmosphären

6 Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse

In diesem Abschnitt werden die experimentellen Ergebnisse aus dieser Arbeit mit den Erkenntnissen aus Abschnitt 3 „Stand der Technik“ zusammengeführt. In Abbildung 6-1 sind die Einflüsse der chemischen Grundwerkstoffzusammensetzung auf die Vorprozesse bzw. die resultierende Schweißnahtvorbereitung zusammengefasst und in Abbildung 6-6 ist schlussendlich ein ganzheitliches Erklärungsmodell der Grundwerkstoffeinflüsse und der Wirkung von Oxiden auf das Schmelzbadverhalten beim Laserstrahl-tiefschweißprozess schematisch dargestellt. In den folgenden Abschnitten werden die in den beiden Darstellungen skizzierten Zusammenhänge näher diskutiert.

6.1 Wirkung der chem. Zusammensetzung des Grundwerkstoffes

Die in dieser Arbeit verglichenen Stahlsorten weisen, insbesondere bei gleicher Herstellroute, sehr ähnliche chemische Zusammensetzungen auf. Die gemessenen Unterschiede sind sehr gering. Grundsätzlich wirkt sich die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes, welche durch die Herstellroute und die Festigkeits- und Zähigkeitsanforderungen bestimmt wird, auf jeden einzelnen der Vorprozesse zum Laserstrahlschweißen aus. Diese Arbeit zeigt, dass die Fugenkantenbeschaffenheit für den Laserstrahl-tiefschweißprozess teilweise stark von der Grundwerkstoffzusammensetzung abhängig ist, was in Abbildung 6-1 schematisch dargestellt ist.

Die Schnittqualität aus dem Laserstrahlschneidprozess ist hauptsächlich von den Prozessparametern und der Oberflächenbeschaffenheit der Bleche abhängig, wie auch andere Autoren bestätigen [98, 99]. *Manohar* beschreibt in [51] dass mechanische Beschädigungen bzw. eine nicht homogene Blechoberfläche die Schnittqualität am stärksten beeinträchtigen. Es wird auch angeführt, dass insbesondere das Sandstrahlen durch die Erhöhung der Oberflächenrauheit, aber auch durch Ablagerungen von Elementen zu einer Verminderung der Schnittqualität führt. Demgegenüber führen dem Autor zufolge stahlkugelgestrahlte Oberflächen zu einer besseren Schnittqualität, verglichen mit jener aus Sandstrahlprozessen.

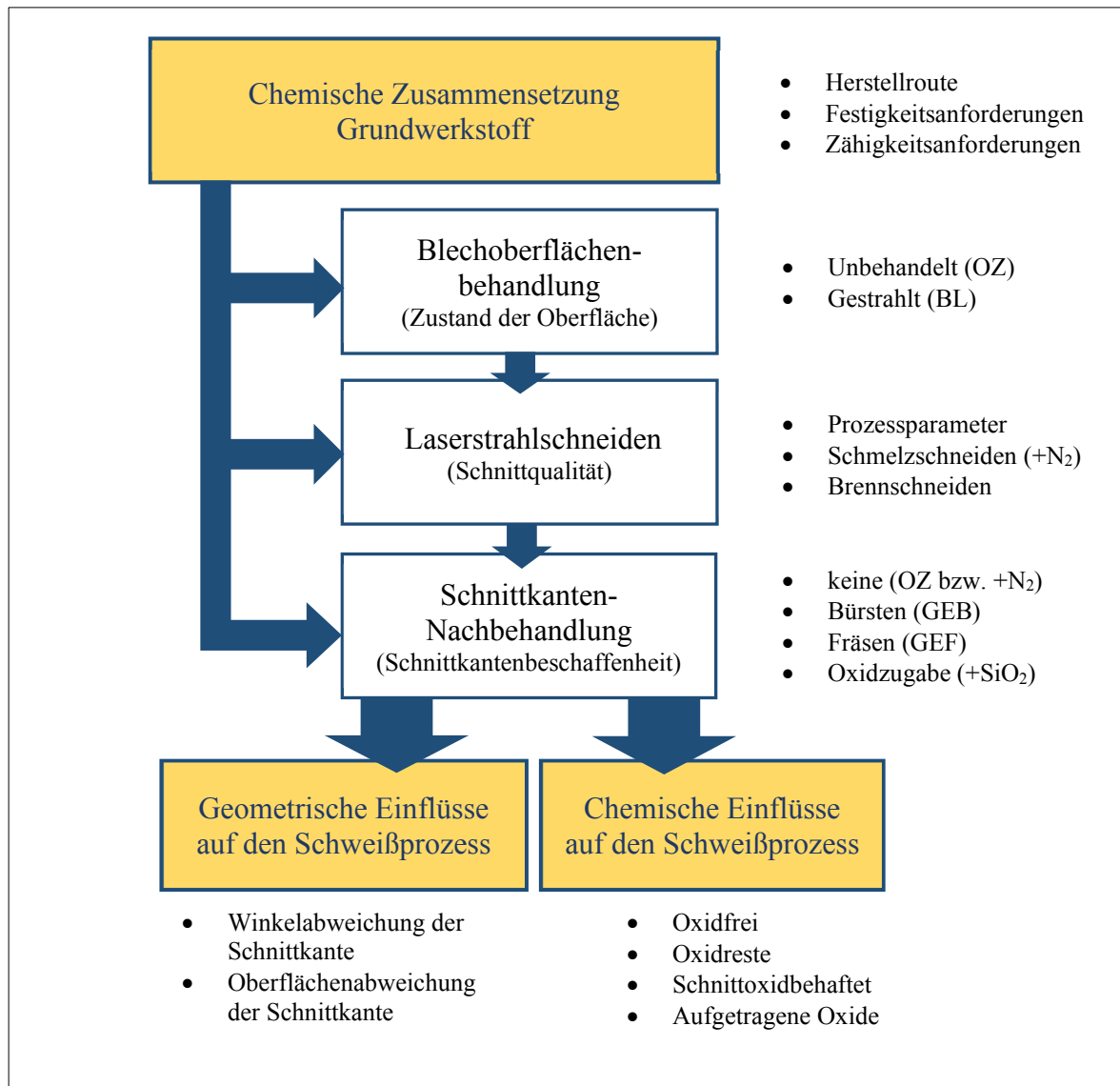


Abbildung 6-1: Einfluss der chemischen Grundwerkstoffzusammensetzung auf die Schweißnahtvorbereitung

Die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes beeinflusst auch die Schnittqualität (vgl. Abschnitt 3.3.1) und somit die Spaltbedingungen im I-Stoß. Die Werkstoffabhängigkeit der Laserstrahlschnittqualität wird in [51] sehr ausführlich beschrieben. Darin wird berichtet, dass sich ein erhöhter Si-Gehalt negativ auf die Schnittqualität auswirken kann, Elemente wie Cu, Ni und Cr dagegen die Schnittqualität erhöhen können. *Ivarson et al.* [49] zeigt hingegen, dass die Schnittqualität an hochfesten Feinkornbaustählen hauptsächlich von den Elementgehalten an C und Mn abhängig ist. Die Effekte der Legierungselemente auf die Schnittqualität konnten im Rahmen dieser Arbeit nicht nachgewiesen werden, da die Unterschiede in den Elementgehalten der Vergleichswerkstoffe zu gering sind. Die gemessenen Rauheitswerte an den Schnittkanten entsprechen in ihrer Größenordnung jenen aus anderen Publikationen [95, 96]. Bei Berücksichtigung sämtlicher geometrischer Abweichungen der

Laserschnittkante von der ideal-planen Fläche, werden die gemessenen Winkelabweichungen als vernachlässigbar bewertet. Diese Annahme wird dadurch bestätigt, dass in den verschiedenen Versuchsreihen (vgl. Abschnitte 4.7 und 4.8) Schweißungen mit umgedrehten Probeblechen durchgeführt und ausgewertet wurden. Dabei ergibt sich relativ zur Laserstrahlrichtung eine Verdoppelung des Winkелеffektes in negativer Richtung. Auch diese Versuche konnten keinen maßgeblichen Zusammenhang der Schnittwinkelabweichungen mit den veränderten Schmelzbadverhalten nachweisen. Die gemessenen Unterschiede in der Schnittkantengeometrie und der Schnittkantenrauheit korrelieren nicht mit den Unterschieden in der Schmelzbadgröße. Ein direkter Zusammenhang zwischen der Veränderung der Schnittqualität und dem unterschiedlichen Schmelzbadverhalten der Stahlsorten konnte nicht nachgewiesen werden. Die Schnittkantengeometrie bzw. die Schnittkantenrauheit weisen demnach eine Werkstoffabhängigkeit auf, deren Größenordnung aber für die Ergebnisse dieser Arbeit eine untergeordnete Rolle spielt.

Der Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Schmelztemperatur wurde anhand von Proben des Strenx 700 MC und des Ympress S700 MC durch die DDK bestimmt. Die Daten zeigen kein wesentlich unterschiedliches Schmelzverhalten und keine merklich unterschiedlichen Schmelztemperaturen. Die dynamische Viskosität der Schmelze des reinen Grundwerkstoffes wurde auch für diese beiden Werkstoffe simuliert, da diese die größten Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung dieser Festigkeitsklasse zeigten. Die Simulation ergab lediglich marginale Unterschiede in den Ergebnissen bei 1480°C. Die dynamische Viskosität nimmt mit steigender Temperatur stark ab. Dazu kommt, dass im Schmelzbad des Laserstrahltiefschweißprozesses auch sehr viel höhere Temperaturen herrschen. Insbesondere im Nahebereich des Keyholes liegen die Temperaturen nahe an der Verdampfungstemperatur. Somit wird davon ausgegangen, dass eine grundwerkstoffbedingte Veränderung der dynamischen Viskosität als direkte Hauptursache für das unterschiedliche Schmelzbadverhalten auszuschließen ist.

Eine Aussage zur Wirkung einzelner Legierungselemente auf das Schmelzbadverhalten kann auf Basis der vorliegenden Untersuchungen nicht pauschal getätigt werden. Die Untersuchungen zeigen jedoch, dass - einzeln betrachtet - der Einfluss der Elemente C und Cr in Bezug auf die gemessene Schmelzbadoberfläche nicht signifikant ist. Aus den Ergebnissen kann abgeleitet werden, dass jene Stähle mit einem erhöhten Mo-Gehalt zu verringerten

Schmelzbadoberflächen führen. Ein erhöhter Mn-Gehalt scheint demgegenüber eine Vergrößerung der Schmelzbadoberflächen zu fördern. Die Gehalte an Schwefel in den untersuchten Werkstoffen sind sehr gering und sehr ähnlich, sodass der Einfluss des Schwefelgehaltes im Grundwerkstoff als oberflächenaktives Element nicht für die unterschiedlichen Schmelzbadverhalten verantwortlich sein kann. Die Analyse des Grundwerkstoffgehaltes an Sauerstoff mittels Trägergasheißextraktionsmethode lieferte keine belastbaren Ergebnisse, da die detektierten Mengen an Sauerstoff sehr gering sind und die Nachweisgrenze der verwendeten Methode mit 20 ppm begrenzt ist. Mit selbiger Methode wurden Stickstoffgehalte von ca. 50 ppm unverändert in allen Vergleichswerkstoffen gemessen. Dennoch ist anzumerken, dass beim SSAB-Werkstoff Strenx 700 MC E mit ca. 40 ppm ein Sauerstoffgehalt in der Stahlmatrix gemessen wurde, der, verglichen mit den gemessenen Werten der Werkstoffe Ympress S700MC und Alform 700ME (ca. 20 ppm), erhöht zu sein scheint. Dass bereits eine geringe Menge an Sauerstoff oder Schwefel im Schmelzbad einen negativen $\Delta\sigma/\Delta T$ in einen mehrheitlich positiven umkehren kann, wird vielfach in der Literatur bestätigt [59, 75, 77]. Die in Abschnitt 5.6.2 erstellten Makroschliffe zeigen, dass sich die Erstarrungsform und die Einbrandgeometrie auch bei oxidfreien Schweißnahtvorbereitungen, abhängig vom Grundwerkstoff, unterschiedlich ausbilden. Diese sind in Abbildung 6-2 nochmals vergrößert dargestellt und belegen eine gewisse Werkstoffabhängigkeit der Schmelzbadausbildung ohne Einfluss von Oxiden von den Schnittkanten (N_2 -geschnitten). Die Ergebnisse aus Blindraupenschweißversuchen und an gefrästen Schnittkanten bestätigen diesen direkten Einfluss der Elemente aus dem Grundmaterial.

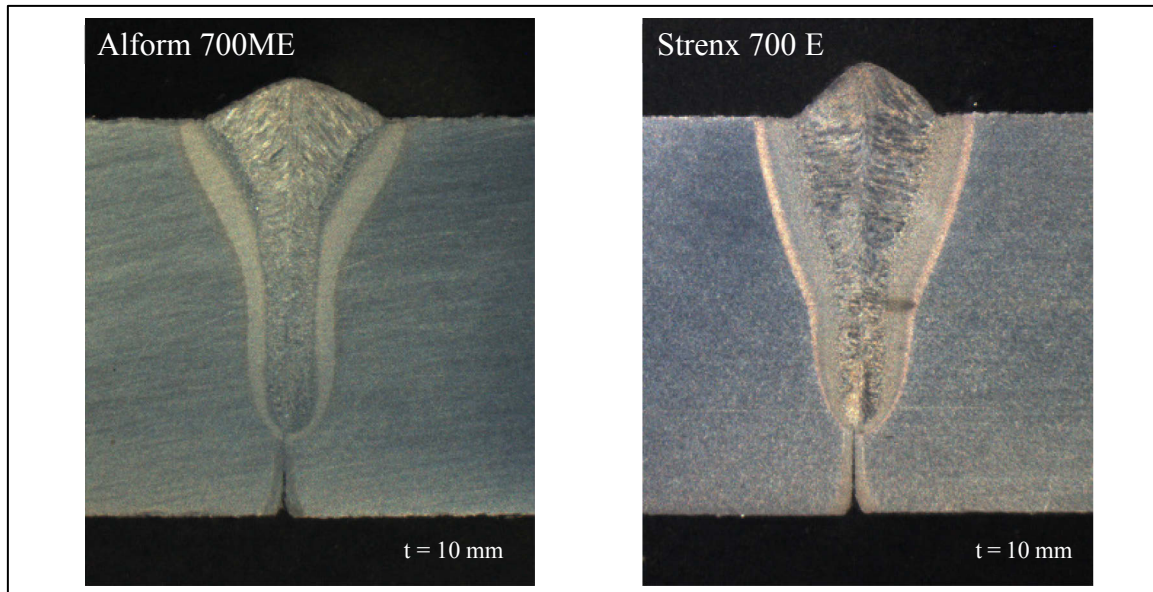


Abbildung 6-2: Erstarrungsstruktur und Einbrandform, abhängig vom Grundmaterial mit oxidfreien Schweißfugen

Grundsätzlich ist die Gesamtmenge an ausgewiesenen Legierungselementen der näher analysierten Werkstoffe (Alorm700M, Strenx700MC E, Ympress700MC) im Bereich von rund 2,3 Gewichts-% und somit für diese Werkstoffe sehr ähnlich. Daraus lässt sich schließen, dass die Kombination der Mikrolegierungselemente untereinander die Schmelzbadgröße beeinflussen können. So zeigt sich, dass die Summe der desoxidierend wirkenden Elemente Si, Al, Mn mit der Schmelzbadgröße zu korrelieren scheint. Steigt der Anteil dieser Elemente, führt das demnach zu einem mehrheitlich negativen $\Delta\sigma/\Delta T$ während der Schmelzbadabkühlung und das Schmelzbad wird oberflächennah breiter und länger. Diese Feststellung bestätigt die Erkenntnisse aus [15, 68]. Desoxidierende Elemente (Al, Mn, Si, Ca) können sich demnach mit dem Sauerstoff verbinden und dessen Oberflächenaktivität neutralisieren, wenn der Sauerstoff in begrenzter Form vorliegt. Steigert man den Sauerstoff im Schmelzbad, beispielsweise durch den verbleibenden Schnitzunder, reichen die Gehalte dieser Elemente nicht mehr aus, um den gelösten Sauerstoff zu binden. Der $\Delta\sigma/\Delta T$ wird zunehmend positiv und die Marangoni-Konvektion führt zur Verringerung der Schmelzbadoberfläche. Dies zeigen auch die Ergebnisse aus den Schweißversuchen, da die Stahlsorten mit geringeren Gehalten an Al, Si und Mn auf Oxide in der Schweißfuge stärker reagieren als die Werkstoffe mit höheren Gehalten dieser Elemente.

Die Schweißversuche in dieser Arbeit zeigen eine erhebliche Werkstoffabhängigkeit der Schweißergebnisse aus der Prozesskette „Laserstrahlschneiden-Fugenvorbereitung-Laserstrahl-tiefschweißen“ am I-Stoß und bestätigen die Erfahrungen aus der Praxis (Abschnitt 1.3). Damit wurde erstmals nachgewiesen, dass das Schmelzbadverhalten teilweise trotz

gleicher Werkstoffgruppe nach EN ISO 15608 sehr stark vom jeweiligen Grundwerkstoff abhängen kann. Insbesondere bei gebürsteten Schnittkanten (GEB) wurden Unterschiede von Schmelzbadoberflächen von bis zu 240 % nachgewiesen. Dabei zeigt der Werkstoff Strenx700MC des Herstellers SSAB bei gleichen Schweißbedingungen eine sehr kleine Schmelzbadoberfläche und der Werkstoff Ympress700MC des Herstellers TATA Steel eine um das 2,4-fache größere Schmelzbadfläche. Die Schweißversuche mit gebürsteten Schnittkanten belegen diese Werkstoffabhängigkeit der Schmelzbadausbildung. Bei nicht durchgeschweißten Nähten am I-Stoß zeigen die Makroschliffe von Proben mit gebürsteter Schnittkante wesentliche Unterschiede in der Einschweißtiefe und Einbrandform, abhängig vom Werkstoff.

Die Erkenntnisse aus den Schweißversuchen mit spanabhebend bearbeiteten (GEF) Schnittkanten und bei Blindraupenschweißungen weisen darauf hin, dass trotz des Bürstens eine gewisse Veränderung der Schnittkantenoberfläche vorhanden sein muss. Mit den zur Verfügung stehenden Untersuchungsmöglichkeiten (EDX, OES) konnten beim Werkstoff Strenx 700E Schnitzunderreste an gebürsteten Schnittkantenoberflächen festgestellt werden.

Mit zunehmender Festigkeitsklasse werden die werkstoffbedingten Unterschiede auch im GEB-Zustand geringer. In der Festigkeitsklasse S1100 wurden keine signifikanten Unterschiede im Schmelzbadverhalten festgestellt. Dies weist darauf hin, dass grundsätzlich eine Steigerung der Menge an Legierungselementen zu einer Erhöhung der Schnitzunderhaftfähigkeit und somit zu einer verminderten Wirkung des Bürstens führt. Auch die in Abschnitt 3.3.2 beschriebenen Ergebnisse weisen auf einen Einfluss der Legierungselemente auf die Haftfähigkeit der Oxidschicht hin. So zeigen die Makrobilder der Schnittkanten in der Festigkeitsklasse S1100 auch bei dem Alform1100X-treme-Werkstoff, dass die gebürsteten Schnittkanten nicht frei von Schnitzunder sind. Diese Schnitzunderreste führen im Schweißprozess zu einem mehrheitlich positiven $\Delta\sigma/\Delta T$ im Schmelzbad, welcher eine flächenmäßig verkleinerte Schmelzbad und eine veränderte Erstarrungsstruktur des Schweißgutes zur Folge hat.

Diese Erkenntnisse können mit den Ergebnissen der Analyse der Schnitzunderschicht untermauert werden. Mit der Erhöhung der Legierungselementgehalte bildet sich die Schnitzunderschicht zunehmend homogener aus und ihre Haftfähigkeit nimmt zu. Die untersuchten Werkstoffe der Strenx-Marke weisen in allen Festigkeitsklassen die höchste Haftfähigkeit der Schnitzunderschicht auf. Diese Haftfähigkeit hängt damit zusammen, dass

die Übergangsschicht zwischen Stahlkante und Schnitzzunder viel geringer ausgebildet ist, als bei den Vergleichswerkstoffen. Umso geringer sich diese Übergangsschicht ausbildet, desto höher ist die Zunderhaftfähigkeit. Hierbei scheint besonders der Mo-Gehalt mit der Schichtzunderhaftfähigkeit und dem Erscheinungsbild der Übergangsschicht zu korrelieren. So zeigt beispielsweise der Werkstoff Strenx700MC E verglichen mit den Werkstoffen derselben Herstellroute (TM – Route „D“) den höchsten Mo-Gehalt und die höchste Zunderhaftfähigkeit. Nach [54] ist die Oxidationsrate und die Oxidausbildung an mikrolegierten Stählen gegenüber reinem Eisen sehr stark herabgesetzt. Demnach sammeln sich Elemente wie Si und Mo in einer Übergangsschicht, und behindern die Eisen-Kationen-Diffusion. *Yang et. al.* [52] beschreiben, dass mit steigenden Gehalten an reaktiven Elementen wie Si und Cr die Zunderhaftung steigt. Die Haftfähigkeit der Oxidschicht wird den Autoren zufolge auch durch den Gradienten des O_2 -Partialdruckes (p_{O_2}) während der Oxidationsphase bestimmt. Dieser Gradient ist wiederum vom C-Gehalt des Grundwerkstoffes abhängig. Diese Untersuchungsergebnisse werden von den Ergebnissen aus dieser Arbeit bestätigt und zeigen, dass die Schnitzzunderhaftung sehr stark von der Grundwerkstoffzusammensetzung abhängig ist.

Die unterschiedlichen Grundwerkstoffzusammensetzungen führen somit zu Unterschieden in der Schnitzzunderausbildung und in der Schichthaftung. Aufgrund dessen, dass das Bürsten die Schnitzzunderschicht teilweise nicht mehr vollständig entfernen kann, führt eine hohe Schnitzzunderhaftfähigkeit zu Oxidresten auf der gebürsteten Blechkante. Diese Oxidreste reichen aus, dass bei diesen Versuchsreihen bei den Strenx-Grundwerkstoffen auch im gebürsteten Zustand ein mehrheitlich positiver $\Delta\sigma/\Delta T$ im Schmelzbad vorhanden ist.

Zusammenfassend kann die Werkstoffabhängigkeit der Schweißergebnisse mehrheitlich auf die Unterschiede in der Schnitzzunderhaftung und somit indirekt auf die abweichenden chemischen Zusammensetzungen der Grundwerkstoffe zurückgeführt werden. Zusätzlich dazu beeinflussen die oberflächenaktiven Elemente (O, S) aus dem Grundwerkstoff bzw. die Menge an desoxydierenden Elementen (Si, Al, Mn) direkt das Schmelzbadverhalten. Somit wurde nachgewiesen, dass auch sehr geringe Unterschiede in den Legierungsgehalten vergleichbarer Grundwerkstoffe das Schmelzbadverhalten sehr stark beeinflussen können.

6.2 Wirkung des Schnitzunders

Grundsätzlich entspricht der Schnitzunderaufbau jenen herkömmlicher Oxidschichten dieser Stähle. Nach [54] besteht eine Zunderschicht an mikrolegierten Stählen aus ca. 90% Wüstit (FeO), 9% Magnetit (Fe_3O_4) und 1 % Hämatit (Fe_2O_3) bei Oxidationstemperaturen über 1100°C und ausreichend Oxidationszeit. Es wird auch festgestellt, dass der Einfluss der Legierungselemente den Hauptgrund für die Unterschiede in den Oxidschicht-Phasenanteilen der legierten Stahlsorten gegenüber reinem Eisen darstellt. Aufgrund der extrem kurzen Oxidationszeit beim Laserstrahlschneiden, weichen die jeweiligen Anteile der Oxidphasen in den Schnitzunderschichten der untersuchten Grundwerkstoffe stark davon ab. Die ermittelten Phasenanteile zeigen untereinander große Unterschiede. Da diese Unterschiede in den Phasenanteilen nicht mit den Schweißergebnissen korrelieren, wurde von einer tiefergehenden Untersuchung der Zusammenhänge der verschiedenen Phasenanteile mit den Legierungselementgehalten abgesehen.

Die Ergebnisse aus den Schnitzunderanalysen in Abschnitt 5.2.1 dieser Arbeit und die typischen Walzzunderzusammensetzungen für diese Stahlsorten (siehe [60]) lassen den Rückschluss zu, dass die chemische Zusammensetzung der Schnitzunderschicht an sich nicht für die Veränderungen in der Schmelzbadausbildung verantwortlich ist. Somit ist die Form und Art der Eisenoxide, welche dem Schmelzbad zugeführt werden, scheinbar von untergeordneter Relevanz.

Dies führt zu der Annahme, dass die Wirkung vom Ort, von der Art der Zuführung in das Schmelzbad und von der Menge der Oxide abhängig sein muss. Schnittoxide werden im vorliegenden I-Stoß über die gesamte Blechstärke dem Schmelzbad zugeführt. Die Schnittoxide wirken somit auch im Spalt der Schweißnahtfuge als O_2 -Lieferant und verringern die Schmelzbadviskosität, die Oberflächenspannung und beeinflussen damit das Schmelzbadströmungsverhalten über die gesamte Schmelzbadhöhe. Diese Erkenntnisse bestätigen die Untersuchungen von *Frostevarg et al.* [82].

Werden die Schnittoxide aus dem Laserbrennschneidprozess vor dem Schweißen nicht vollständig entfernt, führen diese zu erheblichen Veränderungen im Einbrandverhalten und bei der Einschweißtiefe (zusammenfassend in Abbildung 6-3 dargestellt).

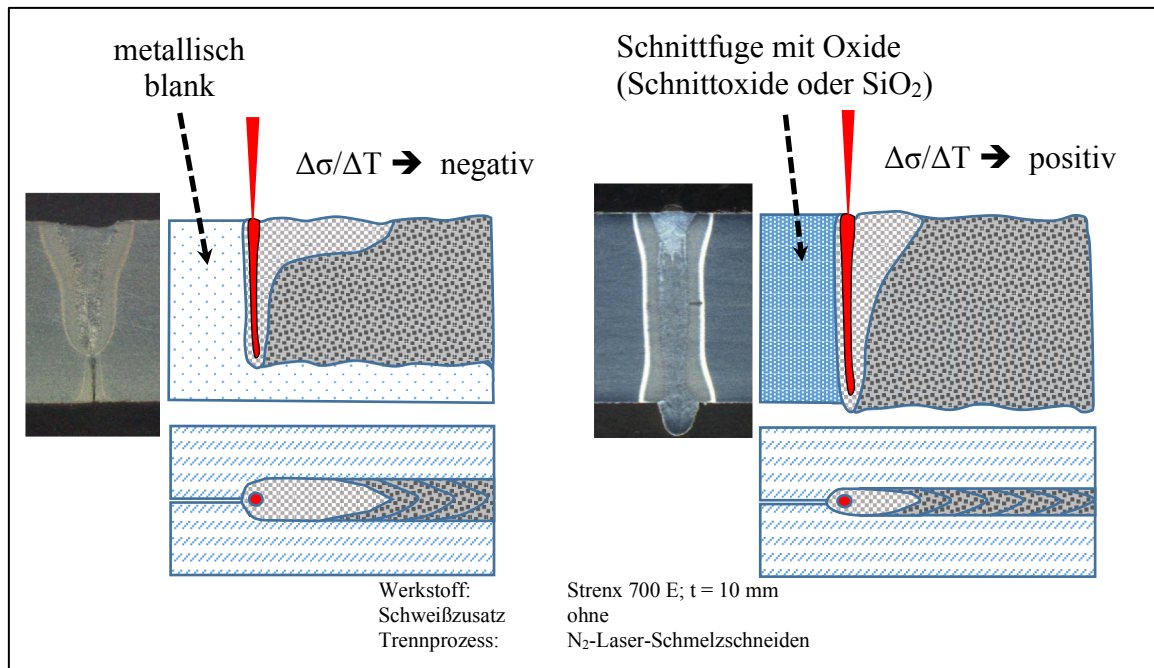


Abbildung 6-3: Einfluss der Oxide in der Schweißfuge

Dass das Einbringen von Oxiden in das Schmelzbad die Oberflächenspannung vermindert und somit durch die Marangoni-Konvektion Einfluss auf das Schmelzbadverhalten nimmt, ist in der Literatur vielfach beschrieben und nachgewiesen [59, 60, 77].

Die Ergebnisse aus den Schweißversuchen mit Blechstärken $t = 10$ bzw. 15 mm zeigen eindrucksvoll, dass sich durch die Anwesenheit von Oxiden an den Fugenkanten nicht nur die Schmelzbadoberfläche ändert, sondern auch die Einschweißtiefe und die Einbrandform. Die Ergebnisse aus der Literaturrecherche weisen darauf hin, dass noch nicht ganz geklärt ist, welcher Mechanismus für die Erhöhung der Einschweißtiefe durch sauerstoffhaltiges Schutzgas vorwiegend verantwortlich gemacht werden kann. Als nachgewiesen scheint jedoch die Aussage, dass die Erhöhung der Einschweißtiefe nicht vorwiegend durch die Marangoni-Konvektion erfolgt, sondern, dass gewisse andere Effekte dafür hauptverantwortlich sein müssen. So wird vielfach die CO-Bildung an der Keyholewand für eine Erklärung der Erhöhung der Einschweißtiefe herangezogen [74, 75]. Demnach führt eine Erhöhung des C-Gehaltes zu einer Einschweißtieferhöhung unter sauerstoffhaltigem Schutzgas. Diese Theorie würde erklären, warum der vergleichsweise hohe Kohlenstoffanteil im SSAB-Werkstoff in Verbindung mit oxidbehafteten Fugenkanten zu einem signifikant größeren Effekt bezüglich der Erhöhung der Einschweißtiefe führt. Die Ergebnisse der Blindraupenschweißversuche (siehe Abschnitt 5.7.1) und auch die N_2 -Schweißversuche (siehe Abschnitt 5.6.2) liefern hingegen gleiche Einschweißtiefen bei allen Vergleichswerkstoffen, obwohl der C-Gehalt der Werkstoffe Alform700M (0,065 Gew.-%)

und Strenx700E (0,140 Gew.-%) ca. um den Faktor 2 abweicht. Eine Begründung dafür könnte sein, dass die über die CO₂-haltige Schmelzbadatmosphäre zugeführten Mengen an gelösten Sauerstoff und/oder Kohlenstoff zur ausreichenden CO-Bildung für eine signifikante Einschweißtieferhöhung in diesem Fall zu gering sind.

Auch bei den Ergebnissen der Versuche mit Schutzgasvariation (siehe Abschnitt 5.7.2) scheint es so, dass der dabei zugeführte Sauerstoff für eine C-Gehalt-abhängige Einschweißtieferveränderung zu gering ist. Die Schweißversuche mit erhöhtem CO₂-Anteil (18% CO₂) im Schutzgas und die Versuche mit Luft als Schmelzbadatmosphäre führen zu den gleichen Einschweißtiefen. Lediglich eine inerte Schutzgasatmosphäre (100% Ar) führt zur Verringerung der Wirkung der Schnittoxide. Ein O-Gehalt in der Schutzgasatmosphäre führt demnach zu einer leichten Erhöhung der Einschweißtiefe, für eine Erhöhung des CO₂-Gehaltes in der Schmelzbadatmosphäre als C-Lieferant kann dies nicht nachgewiesen werden. Der Effekt der Einschweißtiefersteigerung durch Zuführung von Sauerstoff über das Schutzgas ist im Vergleich zur Wirkung der Schnittoxide als untergeordnet zu betrachten.

Zhao et al. berichten hingegen in [77], dass die Einschweißtieferhöhung durch Sauerstoff im Schmelzbad bzw. in der Schmelzbadatmosphäre nicht auf die CO-Bildung an der Keyholewand zurückzuführen ist, was anhand von Ergebnisvergleichen aus CO₂-Laser- und Faserlaser-Schweißversuchen untersucht wurde. Die Bildung von stabilem CO müsste durch die wesentlich höheren Keyhole-Temperaturen beim CO₂-Laserstrahlschweißprozess leichter möglich sein, als beim Nd:YAG-Laserstrahlschweißprozess. Die berichteten Ergebnisse konnten diese Nachweise nicht liefern und sind lt. Autoren [77] somit inkonsistent zur beschriebenen Theorie, welche postuliert, dass die CO-Bildung hauptverantwortlich für die Einschweißtieferhöhung durch Oxide ist. Nach den Autoren [77] soll für die Einschweißtieferhöhung die Partikelgröße von Metalloxiden in der Dampfkapillare verantwortlich sein. Dabei wird beschrieben, dass mit zunehmenden Sauerstoff im Schmelzbad die mittlere Größe der kondensierenden Partikel im Metaldampf sinkt. Den Autoren [77] zufolge schwächt die Sauerstoffumgebung das Lorenz-Mie-Streuungsphänomen nahe dem Keyhole ab, verringert den Streuungswinkel und steigert die Fokussierung der Laserenergie. Für konstante Schweißparameter wurden mit der Steigerung von 0% auf 20% Sauerstoff im Schutzgas die gemessenen initialen Fokusedurchmesser von 289 auf 210 µm verringert. Hierbei wird der Energieeintrag im Bereich der Schmelzbadoberfläche drastisch reduziert, was eine signifikante Reduzierung der Schmelzbadoberfläche zur Folge hat. Die Ergebnisse aus den

Schweißversuchen in dieser Arbeit belegen diese Theorie eindrucksvoll. Mit der Zuführung von Oxiden (Schnitzunder oder SiO_2) über die gesamte Keyholehöhe wurden die Schmelzbadoberflächen drastisch reduziert und Einschweißtiefensteigerungen von bis zu 49 % erzielt.

Wie bereits erwähnt, kommt man in [75] zu der Schlussfolgerung, dass die Marangoni-Konvektion nicht für die Einschweißtiefenenerhöhung durch Sauerstoff verantwortlich ist. Dies wird auf Basis von Simulationsergebnissen damit begründet, dass in tieferen Schmelzbadbereichen die Temperatur-Gradienten nahe der Keyhole-Wand zu klein sind, um vertikale Schmelzbadströme aufgrund der Marangoni-Konvektion zu erzeugen. Diese theoretisch ermittelten Ergebnisse sind aber mit den Erkenntnissen aus den Schweißversuchen mit erhöhter Streckenenergie aus Abschnitt 5.7.1 dieser Arbeit inkonsistent. Dass die Marangoni-Konvektion für die Verstärkung des Tiefschweißeffektes durch den Sauerstoff mitverantwortlich sein muss, beweist die Tatsache, dass die Einschweißtiefenenerhöhung mit sinkendem Temperaturgradienten abnimmt. Eine starke Erhöhung der Streckenenergie führte in dieser Arbeit zu einer verminderten, oxid-bedingten Einschweißtiefenenerhöhung. Somit kann davon ausgegangen werden, dass die Marangoni-Konvektion mit Wärmetransporten in die Tiefe zur Einschweißtiefenenerhöhung wesentlich beitragen muss. Zumindest dann, wenn der Sauerstoff in Form von Oxiden auf der Schweißfugenkante zugeführt wird und die Temperaturgradienten ausreichend hoch bzw. die Streckenenergie gering genug ist.

Kombiniert man die angeführten Erkenntnisse, ist die Einschweißtiefenenerhöhung hauptsächlich auf die Theorie der Fokussierung des Laserstrahls durch oxid-bedingte Streuungseffekte nach [77] in Kombination mit dem veränderten Wärmetransport durch die Marangoni-Konvektion zurückzuführen. Die CO-Bildung an der Keyholewand kann diese Mechanismen unterstützen, die Einschweißtiefenenerhöhung aller Versuche kann aber in dieser Arbeit nicht ausschließlich mit der CO-Bildungstheorie erklärt werden. Eine Begründung hierfür könnte sein, dass das verwendete Schutzgasgemisch (10% CO_2 + 90% Ar) abweichend zu den He- O_2 -Gemischen bei den Versuchen in [74, 75], weniger freien Sauerstoff bzw. Kohlenstoff im Keyhole-Bereich zu Verfügung stellt.

Die Erkenntnisse aus den Aufnahmen der Keyhole-Austrittsseite im Rahmen der instrumentierten Schweißversuche (vgl. Abschnitt 5.5.1) betätigen hingegen, dass die CO-Bildung an der Keyhole-Wand den Innendruck in der Dampfkapillare erhöht. Demnach wird der Laserstrahliefschweißprozess stabilisiert, indem der Innendruck der Dampfkapillare steigt und

somit Instabilitäten des Keyholes vermindert werden [82]. Die Videoaufnahmen aus dem Wurzelbereich zeigen bei Schweißungen mit Oxiden in der Schweißfuge eine stabile Keyhole-Öffnung und einen kontinuierlichen Spritzerauswurf, was auf eine stabilisierende Wirkung der Oxide auf das Keyhole bzw. auf den Gesamtprozess hindeutet. Diese Erkenntnis kann mit Hilfe der CO-Bildungstheorie erklärt werden. Die Zuführung von Oxiden im Schmelzbad kann demnach zur Prozessstabilisierung und somit zur Verminderung von Schweißnahtfehlern (beispielsweise Poren und Spritzer) genutzt werden. Die Ergebnisse zur prozessstabilisierenden Wirkung der Oxide aus dieser Arbeit betätigen die Erkenntnisse aus der Literatur (siehe Abschnitt 3.5 dieser Arbeit).

Das in Abbildung 6-4 schematisch dargestellte Druckgleichgewicht hilft diesen Zusammenhang zu verdeutlichen. Die Hauptkrümmungsradien der doppelt-gekrümmten Flächen an der Kapillare (hier an der oberen Kapillar-Öffnung dargestellt) sind entsprechend der Strömungsverhältnisse und der Druckverhältnisse an jedem Ort der Kapillare zeitlich variabel [15]. Somit verändert sich der Oberflächenspannungsdruck P_σ , der keyhole-schließend wirkt, in jedem Punkt der Kapillarwand ständig. Grundsätzlich wird die Größe dieser Druckkraft P_σ durch die Anwesenheit von FeO im Schmelzbad herabgesetzt, was die Schließwirkung auf die Keyholewand vermindert. Gleichzeitig wird durch die CO-Bildung der Überdruck im Inneren des Keyholes (ΔP_g) erhöht. Diese beiden Veränderungen im Druckgleichgewicht erhöhen die Keyhole-Stabilität im hoch dynamischen Prozessverhalten.

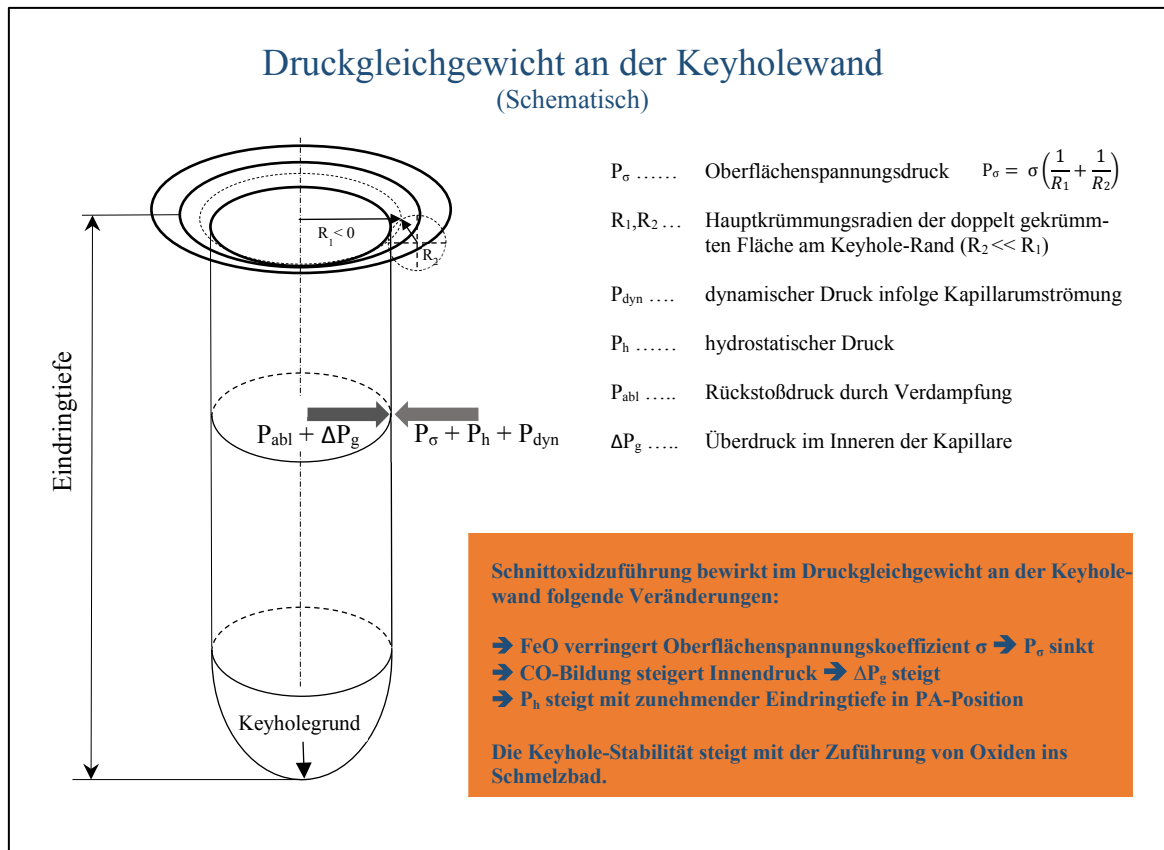


Abbildung 6-4: Schema des Druckgleichgewichtes an der Keyhole-Wand

Die Einbrandform und die Keyhole-Stabilität sind stark von den vorherrschenden Strömungsverhältnissen abhängig. Diese werden vorwiegend im oberen Drittel des Schmelzbades durch die Marangoni-Konvektion und somit auch vom O_2 -Gehalt im Schmelzbad beeinflusst. Die in dieser Arbeit beobachtete - oxid-bedingt fast gänzliche - Vermeidung der Trichterform und die drastische Reduzierung der Schmelzbadbreiten im oberflächennahen Bereich wird neben der Marangoni-Konvektion auch auf eine verminderte Streuung des Laserstrahles durch eine FeO-bedingte Verkleinerung der metall-oxidische Partikel an der Keyhole-Eintrittsöffnung zurückgeführt. Somit kann die Laserstrahlung in höherer Leistungsdichte in tiefere Regionen des Werkstückes vordringen und die Oxidzuführung führt zu einer signifikanten Einschweißtieferhöhung bei unveränderten Schweißparametern. In Abbildung 6-5 sind die wirkenden Mechanismen bei Oxidzuführung auf das Keyhole- und das Schmelzbadverhalten schematisch zusammengefasst.

Das Einbrandprofil ist, wie in Abschnitt 3.6 beschrieben, von sehr vielen prozesstechnischen Faktoren abhängig. Die Ergebnisse und Vergleiche in dieser Arbeit zeigen aber auch die Wirkung der Oxide im Schweißspalt auf die Einbrandform. Insbesondere im oberflächennahen Schmelzbadbereich werden deutliche Verringerungen der Schmelzbadbreite festgestellt,

wobei die Einbrandform bei Schweißungen mit Schnittoxiden immer eine geringere Nagelkopfbildung bzw. eine schmalere Einbrandform im oberen Drittel des Schweißgutes zur Folge hat. Analysen der makroskopischen Gefügestruktur geben Hinweise darauf, unter welchen Bedingungen die Erstarrung der Schmelze abgelaufen ist. Werden Oxide in der Schweißfuge zugeführt, verändert sich das Erstarrungsverhalten aufgrund der veränderten Strömungsbedingungen durch die Marangoni-Konvektion. Die Erstarrungsstruktur zeigt einen erhöhten Flächenanteil an Gefüge, dass senkrecht zur Keyhole-Achse erstarrt. Bei einem negativen Oberflächenspannungs-Temperaturgradienten ($-\Delta\sigma/\Delta T$) wird das Schmelzbad im oberflächennahen Bereich wesentlich in die Länge gezogen, sodass die dendritische Erstarrung im unterkühlten Schmelzbad in Richtung Schmelzbadoberfläche gerichtet ist. Damit kann im makroskopischen Querschnitt auf die Form der Erstarrungsisotherme geschlossen werden. Die Formen der Erstarrungsisothermen bei negativen, positiven, positiv-negativen Verhalten des $\Delta\sigma/\Delta T$ wurden von *Fuhrich* [15] in Simulationen theoretisch untersucht. Während die Differenzierung zwischen einem positiven, neutralen und positiv-negativen Verhalten des $\Delta\sigma/\Delta T$ anhand der Analyse der Erstarrungsisotherme nicht getroffen werden kann, ist es auf Basis der Erkenntnisse aus dieser Arbeit möglich, ein vorwiegend negatives Verhalten des $\Delta\sigma/\Delta T$ mittels einer Makroschliff-Analyse zu identifizieren. Somit ist es in dieser Arbeit gelungen, durch Ausblasversuche und der nachträglichen Digitalisierung der Schmelzbadvolumina den Nachweis für diesen Zusammenhang zu führen.

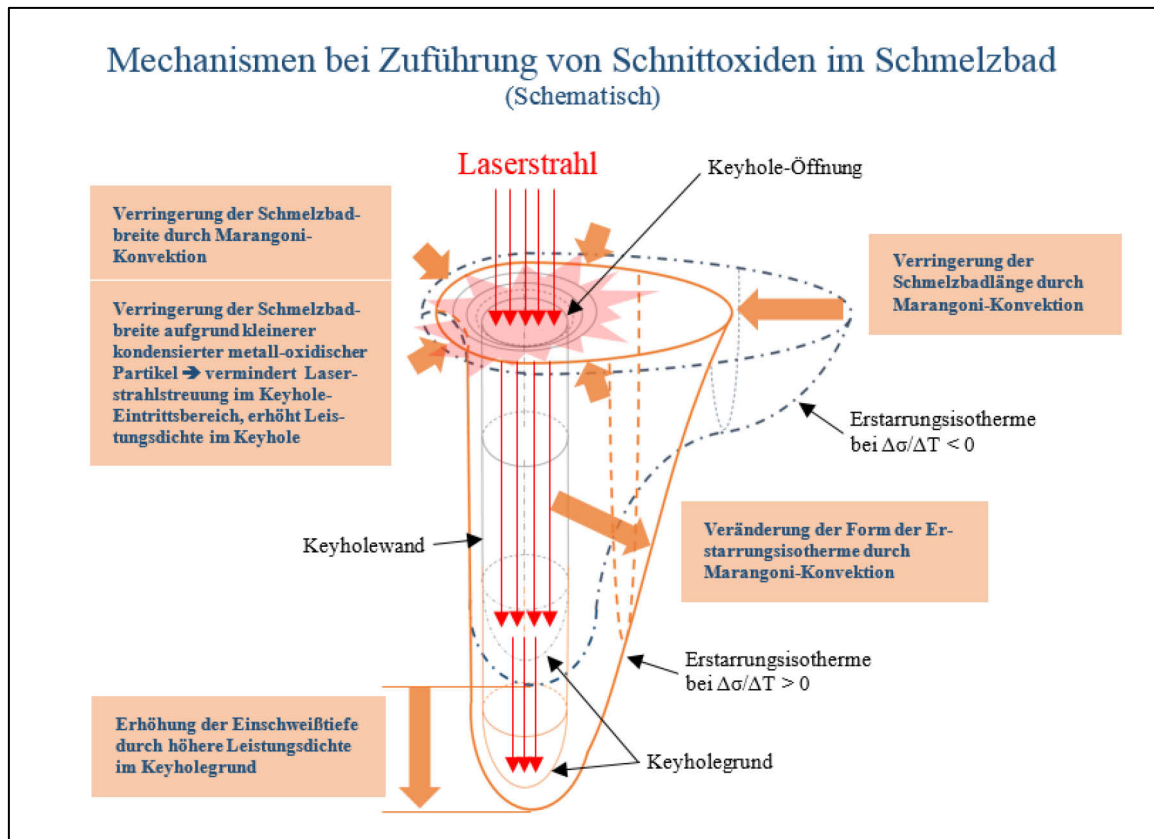


Abbildung 6-5: Schematische Darstellung der Mechanismen im Keyhole und Schmelzbad bei Oxidzuführung

Signifikant sind auch die Unterschiede in den Ergebnissen zwischen durchgeschweißten und nicht durchgeschweißten I-Stößen. Grundsätzlich fehlt beim durchgeschweißten I-Stoß in der PA-Position die badstützende Wirkung des restlichen Blechquerschnittes. Dies verändert die dynamischen Drücke (P_{dyn}) im Bereich des Keyhole-Austrittes und die Strömungsverhältnisse aufgrund der Reibungskräfte des vertikalen Metaldampfstromes an der Keyholewand. Weiters wird P_{abl} in Richtung der Keyhole-Achse im Keyhole-Grund stark verändert bzw. wird bei vollständiger Öffnung der Kapillare nach unten gegen Null gehen. Da das Schmelzbad am Keyhole-Austritt in den Versuchen dieser Arbeit Luft ausgesetzt war, sind auch hier Strömungsveränderungen durch die O_2 -bedingte Marangoni-Konvektion anhand der sich ausbildenden Trichterform im Querschliff nachweisbar. Die Tatsache, dass diese Schmelzbäder am Keyhole-Austritt schmaler sind, wird einerseits auf die Wirkrichtung der Schwerkraft in Schweißposition PA zurückgeführt. Die reduzierten Breiten des Schmelzbades an der Keyhole-Austrittsseite werden andererseits aber auch darauf zurückgeführt, dass hier keine Streuung des eintretenden Laserstrahls durch kondensierte metall-oxidische Partikel im Schmelzbadoberflächenbereich wirkt.

Die Oberflächenbeschaffenheit (Walzzunder) bzw. das Zuführen oberflächenaktiver Substanzen an der Blechoberfläche (vgl. WIG) hat verhältnismäßig wenig Einfluss auf die Ergebnisse. Dies wurde auch damit bestätigt, dass ein Auftragen von SiO_2 auf der metallisch blanken Blechoberfläche nur zu verhältnismäßig geringen Änderungen in der Schmelzbadgröße führte. Will man nun die Vorteile von oberflächenaktiven Zusätzen auch beim Laserstrahl-tiefschweißprozess nutzen, müssen diese Substanzen im Schweißspalt zugeführt werden. Dabei konnte in dieser Arbeit nachgewiesen werden, dass durch das Zuführen von Schnittoxiden aus dem vorgelagerten Laserbrennschneidprozess dieselbe Wirkung erzeugt wird, wie durch das manuelle Aufbringen von SiO_2 .

In den angeführten Referenzen [71, 74, 75, 79, 80] wird die Sauerstoffzuführung immer über eine Veränderung der Schutzgaszusammensetzung untersucht. In dieser Arbeit konnte mit den Schweißversuchen unter verschiedener Schutzgasatmosphäre erstmals gezeigt werden, dass die Zuführung von Oxiden direkt über die Schweißnahtfugenkanten wesentlich effektiver ist, die Einschweißtiefe bzw. das Einbrandprofil zu beeinflussen, als die Oxidzuführung an der Schmelzbadoberfläche mit dem Schutzgas. Dies kann eine Erklärung dafür sein, warum bei dieser Art der Oxidzuführung die bisherigen Simulationsergebnisse, wie beispielsweise in [75] angeführt, teilweise widerlegt werden. Wie auch in [71] für ein Laserstrahl-Punktschweißverfahren beschrieben, hat der O_2 -Gehalt im Schutzgas lediglich eine sehr geringe Auswirkung auf das Strömungsverhalten im Schmelzbad des Laserstrahl-tiefschweißprozesses.

Eine Änderung der Schnitzzunderschichtdicke führt zu keinen merklichen Unterschieden im Schweißverhalten. Ein Zusammenhang zwischen Schichtzunderdicke und Schmelzbadoberflächenmaßen konnte nicht nachgewiesen werden. Es scheint, dass die Anwesenheit einer geringen Menge an Oxiden ausreicht, um grundsätzlich die Wirkung auf das Schmelzbadverhalten zu erzielen. Die weitere Erhöhung der Oxidmenge wird das Ergebnis nicht wirklich verändern, da bereits geringe Oxidmengen einen mehrheitlich positiven $\Delta\sigma/\Delta T$ im Schmelzbad bewirken. Dies wird auch dadurch bestätigt, dass bereits geringe Mengen an Schnitzzunderresten an gebürsteten Schnittkanten diese Wirkung zeigen. Die Tatsache, dass undefinierte Mengen an aufgetragenen SiO_2 -Oxiden die gleichen Ergebnisse liefern, deutet auf eine Sättigung des Effektes hin. Die minimale Menge an Oxiden für diese Sättigung stellt somit die sinnvolle Obergrenze für eine Ausnutzung des technologischen Effektes dar.

Mit mechanisch-technologischen Verfahrensprüfungen konnte gezeigt werden, dass keine wesentlichen Einflüsse auf die Verbindungsfestigkeiten durch die Schnittoxide vorliegen. Alle Ergebnisse der Prüfungen der 4 Fugenzustände erfüllten die erforderlichen Mindestwerte. Bei der Zuführung von oberflächenaktiven Substanzen zeigte sich ein Abfall der Kerbschlagzähigkeit im Bereich der Schmelzlinie. Dieses Verhalten konnte in der vorliegenden Arbeit nicht weiter untersucht werden. Dieser Abfall in der Kerbschlagzähigkeit könnte durch die Anwesenheit von Oxideinschlüssen im Bereich der Schmelzlinie erklärt werden. Diese Einschlüsse wurden aber auch im gesamten Schweißgut detektiert, aber ein Abfall der Kerbschlagzähigkeit in Schweißgutmitte konnte nicht festgestellt werden. Diese Einschlüsse wurden als Aluminium-Oxide (Al_xO_x) identifiziert und bestätigen die Erkenntnisse aus [82]. Bei den Proben mit Schnitzunder aus dem Vorprozess, kann dieser Einbruch der Kerbschlagzähigkeit nicht nachgewiesen werden. Den Ergebnissen dieser Prüfungen zufolge, scheint der schnitzunderbehaftete Fugenzustand keine merkliche Verminderung der Verbindungsfestigkeit auszulösen.

Anhand einer Reihe von unveränderten Schweiß- und Fugenbedingungen wurde nachgewiesen, dass die Erhöhung der Einschweißtiefe durch Schnittoxide konstant auftritt und beim vorliegenden Parametersatz eine konstante Durchschweißung bei verschiedenen Werkstoffen am 10 mm I-Stoß erreicht werden konnte.

Die Erkenntnisse zum Grundwerkstoffeinfluss und zur Wirkung von Oxiden beim Laserstrahlschweißprozess aus dieser Arbeit sind konsistent und können schlussendlich zu einem ganzheitlichen Erklärungsmodell zusammengefasst werden. Abbildung 6-6 zeigt schematisch die Zusammenhänge zwischen der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffes und der auch werkstoffabhängigen Schweißnahtvorbereitung (vgl. Abbildung 6-1) mit den relevanten Wirkungsmechanismen beim Schweißen. Dabei werden die unterschiedlichen Ausbildungsformen des Schmelzbades und die damit verbundenen Auswirkungen auf die Einbrandtiefe, die Erstarrungsstruktur und die daraus resultierenden Auswirkungen auf die Verbindungseigenschaften dargestellt.

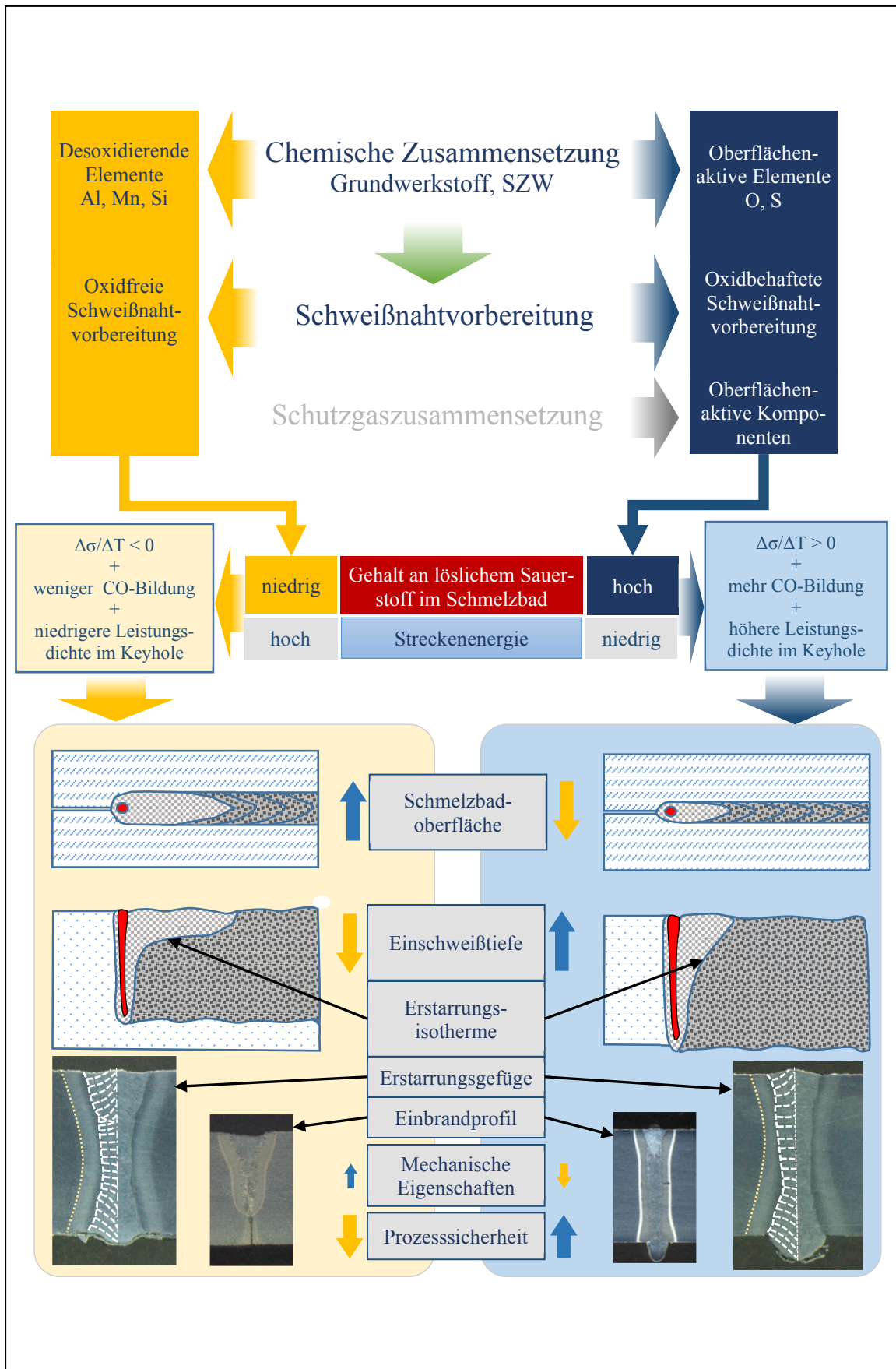


Abbildung 6-6: Visualisierung des ganzheitlichen Erklärungsmodells

7 Schlussfolgerungen und Ausblick

7.1 Schlussfolgerungen

Die in dieser Arbeit erlangten Erkenntnisse zur Wirkungsweise der Grundwerkstoffzusammensetzung und der Schnittoxide beim Laserstrahltiefschweißprozess an hochfesten Feinkornbaustählen ermöglichen die Nachvollziehbarkeit der beobachteten Effekte aus den Vorversuchen. Es zeigt sich, dass die positive Wirkung der Schnittoxide für das Erreichen der Nahtanforderungen genutzt werden kann. Anhand des abgeleiteten gesamtheitlichen Erklärungsmodells können die kombinierten Fragestellungen aus Abschnitt 2 folgendermaßen beantwortet werden:

1. Wird der Schnittkantenzustand bzw. das Schmelzbadverhalten im Laserstrahltiefschweißprozess von der chemischen Grundwerkstoffzusammensetzung beeinflusst?

Es wurden nur geringfügige Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung der verglichenen Grundwerkstoffe nachgewiesen. Ein Einfluss dieser Unterschiede auf die Schnittkantenometrie und –rauheit nach dem Laserbrennschneidprozess konnte nicht nachgewiesen werden. Im Schmelzbadverhalten wurden signifikante Unterschiede von Stählen innerhalb der Werkstoffgruppe 2.1 nachgewiesen. Die unterschiedlichen Schnitzzunderhafterfähigkeiten der Grundwerkstoffe sind hauptverantwortlich für grundwerkstoffabhängige Schweißergebnisse. Aber auch das Zusammenspiel der desoxidierenden Legierungselemente mit dem zur Verfügung stehenden Sauerstoff im Schmelzbad beeinflusst das Schmelzbadverhalten und somit das Erstarrungsgefüge. Die geometrische Schweißfugenbeschaffenheit hat einen Einfluss auf die Einschweißtiefe, jedoch ist diese nicht hauptverantwortlich für den beobachteten Unterschied im Schmelzbadverhalten. Demnach kann postuliert werden, dass der Haupteinflussfaktor in der chemischen Beschaffenheit der Fugenkante liegt. Es wurde nachgewiesen, dass die herstellerabhängigen Grundwerkstoffeinflüsse im gebürsteten Fugenzustand auf die unterschiedliche Schnitzzunderausbildung zurückzuführen sind. Diese Einflüsse können durch das spanabhebende Abfräsen der Schnittkanten vermieden werden. Die Schliffe an Schweißnähten auf gefrästen, oxidfreien Fugenvorbereitungen und auf Schnittfugen nach einem Laserstrahlschmelzschneidprozess zeigen trotzdem eine gewisse Abhängigkeit der chemischen

Grundwerkstoffzusammensetzung. Das Zuführen von Schnittoxiden führt bei allen Vergleichswerkstoffen zu einem mehrheitlich positiven Verhalten des Oberflächenspannungs-Temperaturkoeffizienten und somit zu gleichen Schweißergebnissen.

2. Wie wird das Schmelzbadverhalten genau beeinflusst und welche Wirkungsmechanismen spielen dabei eine Rolle?

Die Schnittoxide verringern die Schmelzbadoberfläche aufgrund der Umkehrung des negativen in einen mehrheitlich positiven Oberflächenspannungs-Temperaturgradienten. Sie erhöhen die Einschweißtiefe bei nicht-durchgeschweißten I-Stößen aufgrund von Veränderungen von Streuungseffekten im Keyhole in Kombination mit den Auswirkungen der Marangoni-Konvektion, die einen Energietransport in die Schmelzbadtiefe zur Folge hat. Eine prozessstabilisierende Wirkung tritt durch die Verringerung der Schmelzbadviskosität und der Oberflächenspannung durch FeO im Schweißgut auf und kann bei Anwesenheit von Kohlenstoff und Sauerstoff aufgrund der CO-Bildung an der Keyholewand durch Erhöhung des Keyhole-Innendruckes verstärkt werden. Die Zuführung von Oxiden in der Schnittfuge stellt beim Laserstrahltiefschweißprozess eine wesentlich effizientere Möglichkeit dar das Schmelzbad bzw. die Einschweißtiefe positiv zu beeinflussen, als bisher berichtete Methoden, wie Oxidzuführung über das Schutzgas, oder die Zuführung über die Blechoberfläche.

3. Welche Auswirkung haben direkt über die Schweißnahtfuge bzw. die Schnittkanten zugeführte oberflächenaktive Elemente auf die Verbindungseigenschaften?

Schmelzbäder mit negativen Oberflächenspannungs-Temperaturgradienten, also mit großer Oberfläche, weisen leicht erhöhte $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten auf der Schweißnahtoberfläche auf. Für durchgeschweißte I-Stöße konnten keine Abweichungen in den mechanisch-technologischen Verbindungseigenschaften durch die Schnitzzunderanwesenheit beobachtet werden. Jedoch verursachte künstlich zugeführtes SiO₂ einen Abfall in der Kerbschlagzähigkeit im Bereich der Schmelzlinie. Eine prozessstabilisierende Wirkung der Oxide wurde mittels Videoaufnahmen dokumentiert und nachgewiesen. Die Wirkung der Oxide kann aufgrund einer statistischen Absicherung als konstant und prozesssicher bestätigt werden.

In Hinblick auf die wirtschaftliche Gestaltung der Fertigungsprozesskette Laserstrahlbrennschneiden-Laserstrahltiefschweißen zeigt diese Arbeit, dass die aufwendige Entfernung der Schnittoxide als Schweißnahtvorbereitung eingespart werden kann. Gleichzeitig können dabei die grundwerkstoffabhängigen Veränderungen im Schmelzbadverhalten egalisiert werden, welche aufgrund der teilweise unvollständigen Entfernung der Oxide an gebürsteten Schnittkanten zu Prozessunsicherheiten führen. Die erlangten Erkenntnisse zur Einschweißtieferhöhung durch die Schnitzunderschicht im I-Stoß-Spalt erlaubt die Feststellung, dass eine Energieeinsparung durch die Anwesenheit von Schnitzunder möglich ist. Geometrisch ideal gefräste Schnittkanten zeigen erst bei einer Erhöhung der Streckenenergie von 43% die gleiche Wirkung auf die Einschweißtiefe, wie die Anwesenheit von Schnitzunder oder künstlich zugeführten, oberflächenaktiven Substanzen direkt in der Schweißfuge.

7.2 Ausblick / Offene Fragen

Obwohl viele Fragestellungen beantwortet werden konnten, ist es notwendig in weiteren Forschungsarbeiten folgende Themen näher zu untersuchen:

Es muss geklärt werden, welche Elemente die Schnitzunderhaftfähigkeit vorwiegend bestimmen bzw. mit welchen Legierungselementkombinationen diese beeinflusst werden kann. Die genauen Einflussfaktoren auf die Schnitzunderhaftfähigkeit konnten in dieser Arbeit nicht näher untersucht werden.

Es zeigt sich, dass bereits Schnitzunderreste die beschriebenen positiven Effekte auslösen können und dass eine Erhöhung der Oxidmenge darüber hinaus keine signifikanten Veränderungen des Effektes verursachen. Die Oxidmenge an den Schnittkanten, welche diese Sättigung hervorruft, kann als sinnvolle Obergrenze der Oxidmenge bei einer möglichen technologischen Ausnutzung des Effektes festgelegt werden. Diese Sättigungsmenge konnte in dieser Arbeit nicht näher bestimmt werden und muss in weiteren Versuchsreihen festgestellt werden.

In weiterführenden Arbeiten wäre es auch wichtig zu klären, wie sich die beschriebene Übergangsschicht zwischen Schnitzunder und Stahlmatrix genau ausbildet und welche Mechanismen und Legierungselemente die Bildung dieser Zwischenschicht fördern oder

hemmen. Interessant ist auch, wie die Übergangsschicht die Schnitzzunderhaftung genau beeinflusst und warum eine ausgeprägte Übergangsschicht die Schnitzzunderhaftung verringert.

Die Zuführung der oberflächenaktiven Substanz SiO_2 führte, anders als bei schnittoxidbehafteten Fugenkanten aus dem Laserbrennschneidprozess, zu einem signifikanten Abfall der Kerbschlagzähigkeit im Bereich der Schmelzlinie. Die Ursachen des beobachteten Abfalls der Werte konnten in dieser Arbeit nicht näher analysiert werden. Obwohl die gemessenen Werte bei -40° die Mindestanforderungen von 27 J erfüllten, sind hier weitere Untersuchungen zu empfehlen. Auch deshalb, um eine mögliche Obergrenze für die maximale Oxidmenge zu erforschen, bei welcher inakzeptable Einschränkungen in den mechanischen Verbindungswerten noch ausgeschlossen werden können.

Literaturverzeichnis

- [1] W. Maurer, W. Ernst, R. Rauch, S. Kapl, A. Pohl, T. Krüssel, R. Vallant und N. Enzinger, „Electron beam welding of a TMCP steel with 700 MPa yield strength,“ *Welding in the world*, Bd. 56, Nr. 9-10, pp. 85 - 94, 2012.
- [2] C. Schneider, W. Ernst, R. Schnitzer, H. Staufer, R. Vallant und N. Enzinger, „Welding of S960MC with undermatching filler material,“ *Welding in the world*, Bd. 62, pp. 801 - 809, 2018.
- [3] NORM, „ISO 14175: Welding consumables -- Gases and gas mixtures for fusion welding and allied processes,“ ISO, 2008-03-01.
- [4] NORM, „ISO 16834: Welding consumables -- Wire electrodes, wires, rods and deposits for gas shielded arc welding of high strength steels - Classification,“ 2012-05-01.
- [5] voestalpine Stahl GmbH, „Warmgewalztes Tafelblech - alform x-treme - Datenblatt,“ 2013.
- [6] SSAB, „Data Sheet 2010de Strenx 900E,“ 2017.
- [7] TATA Steel Europe Ltd., „Ympress S700MC data sheet,“ 2014.
- [8] Ö. Üstündag, V. Avilov, A. Gumenyuk und M. Rethmeier, „Full penetration hybrid laser arc welding of up to 28 mm thick S355 plates using electromagnetic weld pool support,“ *Journal of Physics: Conference Series*, Bd. 1109, pp. 1 - 7, 2018.
- [9] NORM, „EN ISO 13919-1: Schweißen - Elektronen- und Laserstrahl-Schweißverbindungen - Leitfaden für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten - Teil 1: Stahl,“ 2018.
- [10] NORM, „EN 10149-2: Warmgewalzte Flacherzeugnisse aus Stählen mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte Stähle,“ 2013.
- [11] NORM, „EN 10025-6: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand,“ 2018.
- [12] NORM, „EN ISO 15609-4: Anforderungen und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe - Schweißanweisung - Teil 4: Laserstrahlschweißen (ISO 15609-4:2009)“, 2017.
- [13] NORM, „EN ISO 15614-11: Schmelzschweißverbindungen an Stahl - Teil 11: Laserstrahlgeschweißte Verbindungen,“ Normungsinstitut, 2012.
- [14] NORM, „CEN ISO/TR 15608 - Schweißen - Richtlinien für eine Gruppeneinteilung von metallischen Werkstoffen (ISO 15608:2017),“ 2017.
- [15] T. Fuhrich, Marangoni-Effekt beim Laserstrahl-tiefschweißen von Stahl, München: Herbert Utz Verlag GmbH, 2005.
- [16] R. Esterl, M. Sonnleitner, M. Stadler, G. Wögler und R. Schnitzer, „Mikrostrukturelle Charakterisierung von ultrahochfesten martenistischen Stählen,“ *Praktische Metallographie*, Bd. 55, Nr. 4, pp. 203 - 222, April 2018.

- [17] M. Klein, H. Spindler, A. Luger, R. Rauch, P. Stiaszny und M. Eigelsberger, „Thermomechanical Hot Rolled High and Ultra High Strength Steel Grades - Processing, Properties and Applications,“ *Material Science Forum*, Bd. 505, pp. 543-550, November 2005.
- [18] H. Karbasian und A. Tekkaya, *Journal of Material Processing Technology*, Bd. 210, pp. 2103 - 2118, 2010.
- [19] G. E. Totten, „Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies,“ Bd. 2nd edition, crc Press, 2006, p. 21ff.
- [20] P. C. S. Brozzo, „Das Gefüge von modernen hochfesten Baustählen und ihre Spaltbruchfestigkeit,“ *Praktische Metallographie*, Bd. 29, Nr. 8, 1992.
- [21] A. Bakkaloglu, „Die Auswirkungen einer Ausscheidungshärtung auf Gefüge und mechanische Eigenschaften von HSLA-Stählen,“ *Praktische Metallographie*, Bd. 12, 1995.
- [22] A. Samuelsson und F. Schröter, „High performance steels in Europe,“ in *Use and Application of High-Performance Steels for Steel Structures. Structural Engineering Documents*, Zürich, 2005, pp. 99 - 109.
- [23] voestalpine Stahl GmbH, „Warmgewalztes Stahlband - alform M-Reihe - Datenblatt,“ 2018.
- [24] SSAB, „Data Sheet 2008de Strenx 700 MC,“ 2017.
- [25] SSAB, „Data Sheet 2006de Strenx700 E/F,“ 2019.
- [26] SSAB, „Data Sheet 2017de Strenx 1100E,“ 2017.
- [27] M. Sonnleitner und G. Reiter, „Produktionsrouten hochfester Tafelbleche,“ *Präsentation, Technologietage der PALFINGER AG*, 20 09 2018.
- [28] H. Spindler, M. Klein, R. Rauch, A. Pichler und P. Stiaszny, „High strength and ultra high strength hot rolled steel grades - products for advanced applications,“ in *1st Int. Conf. on Super High-Strength Steels*, Rome, 2005.
- [29] M. Klein, R. Rauch, H. Spindler und P. Stiaszny, „Ultra high strength steels produced by thermomechanical hot rolling - Advanced properties and applications,“ in *3rd Int. Conf. on Steels for Cars and Trucks*, 2011.
- [30] M. Sonnleitner, M. Klein, H. Spindler, P. Stiaszny und K. Spiradek-Hahn, „Exceeding the limits of TM-rolled hot strip steel by transformation hardening on the runout table,“ in *3rd Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Steels (TMP)*, Padua, 2008.
- [31] D. Porter, „Developements in hot rolled high-strenght structural steels,“ in *Nordic welding conference 06, New trends in welding technology*, Tampere, Finnland, 2006.
- [32] R. Rauch, „Thermomechanisch behandelte Stähle,“ in *IWE Ergänzungslehrgang*, 2008.
- [33] NORM-Reihe, *EN 1011: Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe*, 2009-07.
- [34] E. Engindeniz, W. Würmell und F. Hanus, „MAG-Schweißen hochfester Sonderfeinkornbaustähle mit Fülldrähten,“ in *Große Schweißtechnische Tagung*, Essen, 12. - 14. September 2005.

- [35] F. Wallner, R. Schimböck und R. Rauch, „Advanced and new TMCP-steels for welded constructions,“ in *Internationale Schweiß- und Fertigungstagung*, Wien, 2000.
- [36] F. Hochhauser, W. Ernst, R. Rauch, R. Vallant und N. Enzinger, „Influence of the soft zone on the strength of welded modern HSLA steels,“ *Welding in the World*, Bd. 56, Nr. 5, pp. 77 - 85, 2012.
- [37] W. Maurer, W. Ernst, R. Rauch, R. Vallant und N. Enzinger, „Evaluation of the factors influencing the strength of HSLA steel weld joint with softened HAZ,“ *Weld in the World*, Bd. 59, pp. 809 - 822, 2015.
- [38] R. Oyyaravelu, P. Kuppan und N. Arivazhagam, „Metallurgical and mechanical properties of laser welded high strength low alloy steel,“ *Journal of advanced research*, Bd. 7, pp. 463 - 472, 2016.
- [39] M. Sokolov und A. Salminen, „Improving Laser Beam Welding Efficiency,“ *Engineering*, Bd. 6, pp. 559 - 571, 2014.
- [40] H. Hügel und T. Graf, *Laser in der Fertigung - Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren*, 2. Auflage Hrsg., Wiesbaden: Vieweg+Teubner I GWV Fachverlage GmbH, 2009.
- [41] M. Sobih, P. Crouse und L. Li, „Elimination of striation in laser cutting of mild steel,“ *Journal of Phys. D: Appl. Phys.*, Nr. 40, pp. 6908 - 6916, 2007.
- [42] Y. Arata, H. Maruo, I. Miyamoto und S. Takeuchi, „Dynamic behaviour in laser gas cutting of mild steel,“ *Trans. Japan. Weld. Res. Inst.*, Nr. 8, pp. 15 - 29, 1979.
- [43] A. Ivarson, J. Powell, J. Kamalu und C. Magnusson, „The oxidation dynamics of laser cutting of mild steel and the generation of striations on the cut edge,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Bd. 40, pp. 359 - 374, 1994.
- [44] M. Sparkes, M. Gross, S. Celotto, T. Zhang und W. O'Neill, „Inert cutting of medium section stainless steel using a 2.2kW high brightness fibre laser,“ *Laser Materials Processing Convergence - ICALEO*, Bd. 402, 2006.
- [45] C. Wandera, A. Salminen, F. O. Olsen und V. Kujanpää, „Cutting of stainless steel with fiber and disk laser,“ *Laser Materials Processing Conference - ICALEO*, Bd. 404, pp. 211 - 220, 2006.
- [46] S. Stelzer, A. Mahrle, A. Wetzig und E. Beyer, „Experimental investigations on fusion cutting stainless steel with fiber and CO2 laser beams,“ *Physics Procedia*, Bd. 41, pp. 399 - 404, 2013.
- [47] J. Litecká, J. Fabianová und S. Pavlenko, „Relation between Cutting Surface Quality and Alloying Element Contents when using a CO2 Laser,“ *Acta Polytechnica*, Bd. Vol. 51, Nr. 3, pp. 39 - 45, 2011.
- [48] NORM, „EN ISO 9013: Thermisches Schneiden - Einteilung thermischer Schnitte - Geometrische Produktspezifikation und Qualität,“ 2017.
- [49] A. Ivarson, J. Powell und J. Siltanen, „Influence of alloying elements on the laser cutting process,“ *Physics Procedia*, pp. 84 - 88, 2015.
- [50] E. Nagels, J. Duflou und J. Van Humbeeck, „The influence of sulphur content on the quality of laser cutting of steel,“ *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 159 - 162, 2007.

- [51] M. Manohar, „CO2 laser beam cutting of steels: Material issues“, *Journal of laser applications*, Bd. 18, Nr. 2, pp. 101 - 112, May 2006.
- [52] C.-W. Yang, S.-M. Cho, Y.-H. Kang, J.-S. Lee und J.-W. Park, „The effect of alloy composition on the microstructure and the mechanical strength of oxide scales on four selected steels“, *Material Science & Engineering A*, Bd. 556, pp. 246 - 252, 2012.
- [53] A. A. Mouayd, A. Koltsov, E. Sutter und B. Tribollet, „Effect of silicon content in steel and oxidation temperature on scale growth and morphology“, *Materials Chemistry and Physics*, Bd. 143, pp. 996 - 1004, October 2013.
- [54] S. Liu, D. Tang, H. Wu und L. Wang, "Oxide scales characterization of micro-alloyed steel at high temperature," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 213, pp. 1068 - 1075, February 2013.
- [55] Y. Ai, P. Jiang, C. Wang, G. Mi und S. Geng, „Experimental and numerical analysis of molten pool and keyhole profile during high-power deep-penetration laser welding“, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Nr. 126, pp. 779 - 789, 2018.
- [56] B. Huang, J. Yang, W. Yin, P. Cheng, Y. Zhu und J. Li, „Research Progress and Prospect of A-TIG Welding“, *In: Materials Guide A: Review articles 30*, Nr. 2, pp. 76 - 80, February 2016.
- [57] X. He, Y. Tong und Y. Guo, „Research and Application of TIG with Active Flux“, *Hot Working Technology*, Bd. 39, Nr. 17, pp. 155 - 158, 2010.
- [58] R. Zhang, D. Fan und S. Yu, „Development of Active Agent for Low Carbon Steel A-TIG Welding“, *Transactions of the China Welding Institution*, Bd. 24, Nr. 2, pp. 16 - 18, April 2003.
- [59] Y. Zhao, H. Zhao, Y. Lei und Y. Shi, „Theoretical study of Marangoni convection and weld penetration under influence of high oxygen content in base metal“, *Science and Technology of Welding and Joining*, Bd. 12, Nr. 5, pp. 410 - 417, 2007.
- [60] R. Sharma und U. Reisgen, „Influence of mill scale on weld bead geometry and thermal cycle during GTA welding of HSLA steels“, *Low alloy steels welds - IX-1155-16*, pp. 1 - 9, June 2016.
- [61] T. Hibiya und S. Ozawa, „Marangoni Flow and Surface Tension of High Temperature Melts“, in *High-Temperature Measurements of Materials. Advances in Materials Research*, vol 11 Hrsg., Springer, Berlin, Heidelberg, 2009, pp. 39 - 59.
- [62] Q.-m. Li, X.-h. Wang, Z.-d. Zou und J. Wu, „Effect of activating flux on arc shape and arc voltage in tungsten inert gas welding“, *Transactions of the Nonferrous Metals Society of China*, Bd. 17, Nr. 3, 2007.
- [63] F. Liu, C. Yang, S. Lin, L. Wu und Q. Zhang, „Spectral distribution characteristics of A-TIG welding arc“, *Acta Metallurgica Sinica (Chinese Letters)*, Bd. 39, Nr. 8, 2003.
- [64] X. Wang, J. Huang, Y. Huang, D. Fan und Y. Guo, „Investigation of heat transfer and fluid flow in activating TIG welding by numerical modeling“, *Applied Thermal Engineering*, Bd. 113, 2017.
- [65] S. Lu, H. Fujii, H. Sugiyama, M. Tanaka und K. Nogi, „Marangoni convection and welding penetration in A-TIG welding“, *Transactions of JWRI (Japan Welding Research Institute)*, Bd. 32, Nr. 1, 2003.

- [66] Y. Cai, Z. Luo, M. Feng, Z. Liu, Z. Huang und Y. Zeng, „Effect of activator on mechanical properties and intercrystalline corrosion resistance of austenitic stainless steel weld,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Bd. 234, 2016.
- [67] V. Arunkumar, M. Vasudevan, V. Maduraimuthu und V. Muthupandi, „Effect of activating flux on the microstructure and mechanical properties of 9Cr-1Mo steel weld joint,“ *Materials and Manufacturing Processes*, Bd. 27, Nr. 12, 2012.
- [68] D. K. Aidun und S. A. Martin, „Effect of Sulfur and Oxygen on Weld Penetration of High-Purity Austenitic Stainless Steels,“ *Journal of Material Engineering and Performance*, pp. 496 - 502, August 1997.
- [69] P. Sahoo, T. Debroy und M. J. McNallan, „Surface Tension of Binary Metal - Surface Active Solute Systems under Conditions Relevant to Welding Metallurgy,“ *Metallurgical Transactions B*, pp. 483 - 491, June 1988.
- [70] Y. Hu, X. He, G. Yu, S. Li, C. Zheng und W. Ning, „Experimental and numerical study on laser keyhole welding of 42CrMo under air and argon atmosphere,“ *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, November 2016.
- [71] C. Zhao, C. Kwakernaak, Y. Pan, I. Richardson, Z. Saldi, S. Kenjeres und C. Kleijn, „The effect of oxygen on transitional Marangoni flow in laser spot welding,“ *Acta Materialia* 58, pp. 6345 - 6357, 2010.
- [72] R. Rai, S. Kelly, R. Martukanitz und T. Debroy, „A Convective Heat-Transfer Model for Partial and Full Penetration Keyhole Mode Laser Welding of a Structural Steel,“ *Metallurgical and Materials Transactions*, Bd. 39A, pp. 98 - 1123, Jänner 2008.
- [73] K. Ono und et al, „Laser welding of mild steel with oxid film. Influence of oxide film on high power CO₂ laser welding of mild steel (Report 1),“ *Welding International*, Bd. 17, Nr. 1, p. 5, 2003.
- [74] L. Zhao, S. Tsukamoto, G. Arakane, T. Sugino und T. DebRoy, „Influence of oxygen on weld geometry in fibre laser and fibre laser-GMA hybrid welding,“ *Science and Technology of Welding and Joining*, Bd. 16, pp. 166 - 173, 2011.
- [75] B. Ribic, S. Tsukamoto, R. Rai und T. DebRoy, „Role of surface-active elements during keyhole-mode laser welding,“ *Journal of Physics D: Applied Physics*, Bd. 44, Nr. 485203, p. 10pp, November 2011.
- [76] J. Chipman, „Basic open hearth steelmaking,“ New York, AIME, 1951, p. 638.
- [77] H. Zhao, L. He und W. Niu, „Understanding the effect of oxygen on weld pool and keyhole in laser beam welding,“ *Journal of Laser Applications*, Bd. 30, Nr. 1, pp. 012003-1 - 012003-16, January 2018.
- [78] M. Schellhorn, „CO-Hochleistungslaser: Charakteristika und Einsatzmöglichkeiten beim Schweißen,“ *Dissertation, Universität Stuttgart*, 2000.
- [79] L. Zhao, S. Tsukamoto, G. Arakane und T. Sugino, „Prevention of porosity by oxygen addition in fibre laser and fibre laser-GMA hybrid welding,“ *Science and Technology of Welding and Joining*, Bd. 19, Nr. 2, pp. 91 - 97, 2014.
- [80] S. Li, W. Xu, F. Su, H. Deng und Z. Deng, „Influence of CO₂ Shielding Gas on High Power Fiber Laser Welding Performance,“ *Metals*, Nr. 8, pp. 449 - 460, Juni 2018.

- [81] R. Kaul, P. Ganesh, N. Singh, R. Jagdheesh, M. S. Bhagat, H. Kumar, P. Tivari, H. S. Vora und A. K. Nath, „Effect of active flux addition on laser welding of austenitic stainless steel,“ *Science and Technology of Welding and Joining*, Bd. 12, pp. 127 - 137, 2007.
- [82] J. Frostevarg, P. Qinglong, M. Mizutani, Y. Kawahito and S. Katayama, "Effects of edge oxides from laser cutting in laser-arc hybrid welding," *Journal of Laser Applications, Volume 30, No. 1*, pp. 012014-1 - 012014-9, 21 February 2018.
- [83] I. Miyamoto und H. Maruo, „The mechanism of laser cutting,“ *Welding World*, Bd. 29, Nr. 9/10, pp. 283 - 294, 1991.
- [84] E. Brandes (Ed.), *Smithells Metals Reference Book*, 6th ed. Hrsg., London: Butterworths, 1983.
- [85] M. Zhang, S. Chen, Y. Zhang, G. Chen und Z. Bi, „Mechanisms for Improvement of Weld Appearance in Autogenous Fiber Laser Welding of Thick Stainless Steels,“ *Metals*, Bd. 625, Nr. 8, pp. 1 - 12, August 2018.
- [86] Ö. Üstündag, N. Bakir, S. Gök, A. Gumenjuk und M. Rethmeier, „Neueste Entwicklungen im Bereich des Hochleistungslaserstrahl- und Hybridschweißens von hohen Blechstärken,“ *Schiff&Hafen, Werft- und Fertigungstechnologie*, Bd. 2, pp. 26 - 30, Februar 2020.
- [87] Z. Gao, P. Jiang, G. Mi, L. Cao and W. Liu, "Investigation on the weld bead profile transformation with the keyhole and molten pool dynamic behavior simulation in high power laser welding," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, pp. 1304 - 1313, 09 October 2017.
- [88] P. Y. Shcheglov, A. V. Gumenyuk, I. B. Gornushkin, M. Rethmeier und V. N. Petrovskiy, „Vapor-plasma plume investigation during high-power fiber laser welding,“ *Laser Physics*, Bd. 23, pp. 016001-1 - 016001-7, November 2013.
- [89] J. Zou, W. Yang, S. Wu und R. Xiao, „Effect of plume on weld penetration during high-power fiber laser welding,“ *Journal of Laser Applications*, Bd. 28, Nr. 2, pp. 022003-1 bis 022003-8, May 2016.
- [90] N. Bakir, Ö. Üstündag, A. Gumenyuk und M. Rethmeier, „Experimental and numerical study on the influence of the laser hybrid parameters in partial penetration welding on the solidification cracking in the weld root,“ *Welding in the world*, pp. 1 - 11, 27 January 2020.
- [91] A. Artinov, M. Bachmann und M. Rethmeier, „A decoupling numerical approach for the study of hot cracking formation during high-power keyhole mode welding of steel plates with a high sheet thickness,“ *Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung*, Berlin, 2019/10/18.
- [92] A. Artinov, N. Bakir, M. Bachmann, A. Gumenyuk und M. Rethmeier, „Weld pool shape observation in high power laser beam welding,“ in *Procedia CIRP 74*, 10th CIRP Conference on Photonic Technologies, LANE, 2018.
- [93] A. Artinov, N. Bakir, M. Bachmann, A. Gumenyuk, S.-J. Na und M. Rethmeier, „On the search for the origin of the bulge effect in high power laser beam welding,“ *Journal of Laser Applications*, Nr. 31, pp. 022413-1 - 022413-7, March 2019.
- [94] M. Vänskä, F. Abt, R. Weber, A. Salminen und T. Graf, „Effects of welding parameters onto keyhole geometry for partial penetration laser welding,“ *Physics Procedia*, Bd. 41, pp. 199-208, December 2013.

- [95] M. Sokolov, A. Salminen, V. Somonov und A. Kaplan, „Laserwelding of structural steels: Influence of the edge roughness level,“ *Optics & Laser Technology*, Nr. 44 (7), pp. 2064-2071, October 2012.
- [96] M. Sokolov und A. Salminen, „Experimental investigation of the influence of edge morphology in high power fiber laser welding,“ *Physics Procedia* 39, pp. 33 - 42, December 2012.
- [97] F. Farrokhi und M. Kristiansen, „A practical approach for increasing penetration in hybrid laser-arc welding of steel,“ *Physics Procedia*, Bd. 83, pp. 577 - 586, 2016.
- [98] J. Mesko, A. Zrak, R. Nigrovic und R. R. Nikolic, „The Effect of selected technological parameters of laser cutting on the surface roughness,“ *Tehnicki vjesnik*, Bd. 25, pp. 997 - 1003, 2018.
- [99] M. Boujelbene, „Influence of the CO2 laser cutting process parameters on the quadratic mean roughness Rq of the low carbon steel,“ *Procedia Manufacturing*, Bd. 20, pp. 259 - 264, 2018.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1: Anwendungsbeispiele für den Einsatz hochfester Feinkornbaustähle (Quelle: PALFINGER AG)	20
Abbildung 3-1: Darstellung von Zähigkeits-Festigkeits-Kombinationen verschiedener Stahlsorten nach [18]	27
Abbildung 3-2: Herstellrouten für verschiedene Stahlsorten im Vergleich nach [22]	29
Abbildung 3-3: Herstellungsschema des thermomechanisch gewalzten Alform 700ME-Tafelbleches nach [27]	31
Abbildung 3-4: Schematischer Vergleich der Wärmeeinflusszonen (QT vs. TMCP) nach [35]	35
Abbildung 3-5: Schematische Darstellung des Laserstrahlschneidens [40]	39
Abbildung 3-6: CO ₂ -Laser- (links) und Fiber-Laser-Fugengeometrie (rechts) eines rostfreien Stahls [46]	42
Abbildung 3-7: Unterschied des Wärmeleitungs- zum Lasertiefschweißen [40]	47
Abbildung 3-8: Keyhole-Schweißprozess und Kräftegleichgewicht für ein nicht-durchdringendes Keyhole nach [40]....	48
Abbildung 3-9: Kräftegleichgewicht an der Keyhole-Grenzfläche [55].....	49
Abbildung 3-10: Effekt oxidischer Aktivmittel auf die Einbrandtiefe niedriggekoelter Stähle (WIG) [58]	50
Abbildung 3-11: Qualitativer Verlauf von Oberflächenspannungskoeffizienten als Funktion der Temperatur nach [15] .	52
Abbildung 3-12: Vergleich Durchschweißung ohne und mit Marangoni-Konvektion nach [15].....	54
Abbildung 3-13: Laser-GMA-Hybrid Schweißen; Auswirkung von O ₂ im Schutzgas auf die Einschweißtiefe nach [74]	55
Abbildung 3-14: Oberflächenspannung (a) und $\Delta\sigma/\Delta T$ (b) für das Fe-O-Zweistoffsystem als Funktion der Temp. [74] .	56
Abbildung 3-15:Einschweißtiefe abhängig von der Oberflächenspannung bei 1900°C (a), bei 2600°C (b) nach [74].....	56
Abbildung 3-16: a) Einschweißtiefe abhängig vom C-Gehalt nach [74]; b) ΔG als Funktion der Temp. nach [76].....	57
Abbildung 3-17: Spektroskopisch ermittelte Temperatur der Metaldampf-/Plasmaströmung am Keyhole-Austritt [78] .	58
Abbildung 3-18: Gewichtsverlust abhängig von der O-Konzentration in verschiedenen Schutzgasatmosphären [79]	60
Abbildung 3-19: Simulation des Schmelzbades für negativen (a), neutralen (b) und positiven (c) $\Delta\sigma/\Delta T$ nach [77]	61
Abbildung 3-20: Schweißnahtporosität in Abhängigkeit vom Sauerstoffgehalt im Schutzgas nach [77]	62
Abbildung 3-21: Viskosität von flüssigem Fe und FeO als Funktion der Temperatur, berechnet nach [83, 84]	64
Abbildung 3-22: Mechanische Beeinflussung der Nagelkopfbildung durch einen Gas-Jet [85]	66
Abbildung 3-23: Vergleich der Auswirkung des Laserstrahleinfallwinkels nach [85].....	67
Abbildung 3-24: Vergleich von Schweißpositionen beim Lasertiefstrahlschweißen nach [85]	68
Abbildung 3-25: Auswirkung der laser-induzierten Rauchfahne auf das Einbrandprofil und die Einschweißtiefe [89]	71
Abbildung 3-26: Erstarrungsrisse in Wurzelbereich; a) horizontale, b) vertikale und c) kreuzförmige Risse [90]	72
Abbildung 3-27: a) Querspannungsverteilung; b) Spannungsentwicklung als Funktion der Temperatur [90].....	73
Abbildung 3-28: Schmelzbadform und zeitliche Schnitte im Temperaturfeld am durchgeschweißten I-Stoß nach [91] ...	73
Abbildung 3-29: Querspannungsentwicklung der abkühlenden Laserstrahl-Schweißnaht nach [91].....	74
Abbildung 3-30: Auswirkungen der Schnittkantenrauheit auf die Energieabsorption und die Einschweißtiefe [95].....	75
Abbildung 4-1: Bezeichnungssystem des Schnittkantenzustandes.....	79
Abbildung 4-2: Übersicht der experimentellen Untersuchungen.....	81
Abbildung 4-3: Messung der Schnitzunderschichtstärke am Beispiel einer Probe aus SS700	87
Abbildung 4-4: Beispielhafte Darstellung der Schnitzunderablösung abhängig von der Vickers-Diamantbelastung	87
Abbildung 4-5: Versuchsaufbau der EDX-Analyse der Schnittkanten.....	88
Abbildung 4-6: Chemische Zusammensetzung der Schnitzunderschicht am Beispiel AL700-OZ-SZ.....	89
Abbildung 4-7: EDX- Linescan quer zur Schnitzunderschicht der Probe AL900-BL-SZ.....	90
Abbildung 4-8: Querschliffanalyse der Schnitzunderschicht und Randzone zur Schnittkante.....	91
Abbildung 4-9: Mögliche Variationen der Schnittkanten geometrie	93
Abbildung 4-10: Bewertung der geometrischen Abweichungen der Schnittkante	93
Abbildung 4-11: Aufbau der Schweißausrüstung.....	95

Abbildung 4-12: Übersicht der Schweißversuche mit Blechstärke $t = 7$ mm.....	97
Abbildung 4-13: Versuchsaufbau für die Schweißversuche.....	98
Abbildung 4-14: Beispielhafte Darstellung der Analysemethoden für ausgewählte Schweißprobenzustände.....	100
Abbildung 4-15: Übersicht Schweißversuche mit Blechstärke $t = 10$ mm.....	104
Abbildung 4-16: Vermessungsmethodik der Makroschliffe dargestellt am Beispiel AL22; Abmaße in [mm].....	104
Abbildung 4-17: Schliffpositionen für statistische Bewertung der Einschweißtiefe; Blechstärke $t = 10$ mm.....	106
Abbildung 4-18: Übersicht der Schweißversuche mit Blechstärke $t = 15$ mm.....	108
Abbildung 5-1: Vergleich der chem. Zusammensetzung in der Festigkeitsklasse S700 in Gew.-%.....	114
Abbildung 5-2: Vergleich der chem. Zusammensetzung in der Festigkeitsklasse S900 und S1100 in Gew.-%.....	115
Abbildung 5-3: Vergleich der Summen der desoxidierenden Elemente Mn, Si, AL.....	116
Abbildung 5-4: Vergleich Schnitzunderschichtdicke in Abhängigkeit vom Lieferzustand und der Festigkeitsklasse....	119
Abbildung 5-5: Vergleich der Schnitzunderschichtdicke in Abhängigkeit des Oberflächenzustands.....	120
Abbildung 5-6: Chemische Analyse der Schnitzunderschicht und der Blechoberfläche aus EDX-Analyse in Gew.-%. 122	122
Abbildung 5-7: Phasenanteile der Schnitzunderschichten in Gew.-% aus XRD-Messung.....	123
Abbildung 5-8: Chemische Analyse der Schnittkantenzustände SZ und GEB mit EDX in Gew.-%.....	125
Abbildung 5-9: EDX-Analyse der Schnittkanten im Zustand GEB an Proben der Blechstärke $t = 7$ mm.....	126
Abbildung 5-10: EDX-Analyse der Schnittkanten im Zustand GEB an Proben der Blechstärke $t = 15$ mm.....	127
Abbildung 5-11: Oberflächenrauheit der verschiedenen Schnittkantenzustände.....	128
Abbildung 5-12: Einfluss von Oxiden auf die Schmelzbadoberfläche in Festigkeitsklasse S700 (%-Werte gerundet) ...	132
Abbildung 5-13: Bewertung Schnittoxide vs. Oberflächenoxide in der Festigkeitsklasse S700.....	133
Abbildung 5-14: Vergleich der Schmelzbadfläche in Abhängigkeit der Fugenbeschichtung.....	134
Abbildung 5-15: Schmelzbadflächen der FK S900 im Vergleich bezogen auf GEB-Zustand aus FK S700.....	135
Abbildung 5-16: Schmelzbadflächen der FK S1100 im Vergleich bezogen auf GEB-Zustand aus FK S700.....	136
Abbildung 5-17: Beispielbilder aus den Videoaufnahmen im Wurzelbereich.....	137
Abbildung 5-18: Makrolängsschliffe nach den Ausblasversuchen im Vergleich zu Videobildern; Beispiel YM700.....	138
Abbildung 5-19: Vergleich der Erstarrungsanalyse am Beispiel AL700-OZ, $t = 7$ mm;.....	139
Abbildung 5-20: Gegenüberstellung der Schnittoxidwirkung auf Schmelzbadfläche und $t_{8/5}$ -Abkühlzeit.....	140
Abbildung 5-21: Vergleich der Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben $t = 7$ mm.....	144
Abbildung 5-22: Probenvorbereitung durch N_2 -Laserschnitt (Blechstärke $t = 10$ mm).....	146
Abbildung 5-23: Einfluss des Grundwerkstoffes auf die Einbrandform und die Erstarrungsstruktur.....	149
Abbildung 5-24: Vergleich der Einschweißiefen mit bzw. ohne Schweißzusatzwerkstoff (SZW).....	154
Abbildung 5-25: REM-Analyse der Querschliffe AL13 und SS13 (verschweißt im GEB-Schnittkantenzustand).....	156
Abbildung 5-26: EDX-Mapping zur Analyse der Einschlüsse im Schweißgut der Probe SS700-BL-GEB.....	157
Abbildung 5-27: Auswertung der Einschweißiefen für verschiedene Schutzgasatmosphären.....	160
Abbildung 6-1: Einfluss der chemischen Grundwerkstoffzusammensetzung auf die Schweißnahtvorbereitung.....	162
Abbildung 6-2: Erstarrungsstruktur und Einbrandform, abhängig vom Grundmaterial mit oxidfreien Schweißfugen....	165
Abbildung 6-3: Einfluss der Oxide in der Schweißfuge.....	169
Abbildung 6-4: Schema des Druckgleichgewichtes an der Keyhole-Wand.....	173
Abbildung 6-5: Schematische Darstellung der Mechanismen im Keyhole und Schmelzbad bei Oxidzuführung.....	175
Abbildung 6-6: Visualisierung des ganzheitlichen Erklärungsmodells.....	178

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1-1: Auswahl an Herstellern und ihre Markenbezeichnungen für hochfeste Feinkornbaustähle	19
Tabelle 3-1: Zuordnung der Herstellroute nach Abbildung 3-2 zu Erzeugnisspezifikation und Markenbezeichnung	30
Tabelle 3-2: Mögliche Unregelmäßigkeiten beim Laserstrahl-tiefschweißprozess nach [9, 39]	38
Tabelle 3-3: Klassifizierung der 3 Arten von Einbrandprofilen nach [87]	69
Tabelle 4-1: Zuordnung der Stahlmarkenbezeichnung zur Herstellroute abhängig von FK und Blechstärke	80
Tabelle 4-2: Probenbezeichnung nach Abbildung 4-1 mit Hersteller- und Chargen-Zuordnung	83
Tabelle 4-3: Bezeichnung nach Abbildung 4-1 und Übersicht der Proben für die Fugenzustandsanalyse	85
Tabelle 4-4: Schneidparameter zur Probenherstellung auf einer Flachbettlaserschneidmaschine	86
Tabelle 4-5: Probenbezeichnung zur Bewertung der Schnittkantenzustände SZ und GEB	91
Tabelle 4-6: Probenbezeichnung für die Analyse der Schnittkante im GEB-Zustand mittels EDX-Spektroskopie	92
Tabelle 4-7: Aufstellung der Analysen aus instrumentierten Schweißversuchen durch Ergebnisvergleiche	99
Tabelle 4-8: Chemische Zusammensetzung Alform 700 ME für Verfahrensprüfungen in Gew.-%	101
Tabelle 4-9: Werkstoff und Bezeichnung der Prüfbleche mit Zuordnung des Schnittkantenzustandes	101
Tabelle 4-10: Übersicht des Schliffkantenzustandes mit Zuordnung der Schliffnummern	105
Tabelle 4-11: Übersicht des Schliffkantenzustandes mit Zuordnung der Schliffnummern (N ₂ -Schnittkante)	107
Tabelle 4-12: Chemische Zusammensetzung der Vergleichswerkstoffe für I15 Schweißversuche in Gew.-%	109
Tabelle 4-13: Aufstellung der Proben und Zuordnung der Schnittkantenzustände zu einzelnen Schliffnummern	110
Tabelle 4-14: Übersicht und Zuordnung der Schnittkantenzustände für Schutzgasvergleiche	111
Tabelle 5-1: Vergleich der chemischen Zusammensetzung der Werkstoffe in Gew.-%	113
Tabelle 5-2: Ergebnisse der Trägerheißgasextraktion der Werkstoffe der Streckgrenzenklasse S700	117
Tabelle 5-3: Ermittelte Schichtstärken der Schnitzunderschicht	118
Tabelle 5-4: Ergebnisse der qualitativen Bewertung der Schnitzunderhaftung	121
Tabelle 5-5: Analyse des GEB-Zustandes im Vergleich zum SZ-Zustand	124
Tabelle 5-6: Durchschnittswerte der Schnittkantenwinkel	127
Tabelle 5-7: Gegenüberstellung der Ergebnisse des GEB-Zustandes in der Festigkeitsklasse S700	131
Tabelle 5-8: Makroschliffe der Verfahrensprüfungen am I-Stoß t = 7 mm	142
Tabelle 5-9: Mechanisch-technologische Gütewerte der Verbindungsschweißungen am I-Stoß 7 mm	143
Tabelle 5-10: Einschweißtiefe in [mm] abhängig vom SZW-Zugabe, Grundwerkstoff und Fugenzustand	145
Tabelle 5-11: Makroschliffe der Zustände beispielhaft Probe 2 von 6 pro Zustand; Blechstärke t = 10 mm	146
Tabelle 5-12: Makroschliffanalyse der Proben mit N ₂ -lasergeschnittenen Fugenkanten	148
Tabelle 5-13: Makroschliffanalyse der I15 Schweißversuche abhängig vom Schnittkantenzustand	151
Tabelle 5-14: Makroschliffanalyse der I15-Schweißversuche mit Schnittkantenzustände GEF und GEF+SiO ₂	152
Tabelle 5-15: Veränderungen in der Einschweißtiefe; Schnittkanten vs. gefrästen Fugen	154
Tabelle 5-16: Gegenüberstellung der Einbrandprofile bei gefrästen Fugenzustand mit und ohne Oxide	158

Industrieprojekt

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein Industrieprojekt der Fa. PALFINGER Europe GmbH in Kooperation mit dem Institut für Füge- und Montagetechnik (Professur Schweißtechnik) der Technischen Universität Chemnitz durchgeführt. Dieses Industrieprojekt wurde unter wissenschaftlicher Anleitung des Autors durchgeführt, sodass Teile der Ergebnisse in diese Arbeit einfließen konnten. Der Autor dankt allen beteiligten Mitarbeitern der TU Chemnitz, insbesondere Herrn Dipl.-Ing. Kevin Höfer für die Betreuung des Projektes an der TU Chemnitz und die Verfassung des Projektabschlussberichtes „Analyse des Einflusses von Schnitzzunder auf die Schweißbarkeit von hochfesten Feinkornbaustählen“, Ausgabe vom 05.10.2018.

Danksagung

Hiermit möchte ich mich bei Herrn Univ.-Prof. Dr.tech. Peter Mayr für die höchst kompetente und intensive Betreuung während des Forschungsvorhabens recht herzlich bedanken. Auch bei den Herrn Assoc.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.tech. Norbert Enzinger und Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Lampke möchte ich mich für die konstruktive Kritik bei der Begutachtung bedanken.

Diese Forschungsarbeit wäre ohne die finanzielle Unterstützung durch die PALFINGER Europe GmbH, geführt von Herrn Gottfried Rumpl nicht in dieser Form möglich geworden. Dabei geht ein besonderes Dankeschön an Herrn Wolfgang Dürager (FCC) für die professionelle Anlagenbedienung und an das gesamte Team des Analyse zentrums CCF der PALFINGER Europe GmbH für die Probenentnahmen und die Berichterstellungen.

Für die persönliche Motivation und Unterstützung während der gesamten Projektlaufzeit möchte ich mich bei Herrn Dr.mont. Wilfried Marketz recht herzlich bedanken.

Bei meiner Frau Maria und meinen drei Kindern Clara, Philipp und Maximilian möchte ich mich besonders für die enorme Rückendeckung, die Motivation und das viele Verständnis während der gesamten Projektlaufzeit recht herzlich bedanken.

Bibliografische Beschreibung

Autor: Wirnsperger, Franz

Titel: Laserstrahl-tiefschweißen hochfester Feinkornbaustähle
Experimentelle Bewertung werkstoffbedingter und fertigungs-
technischer Einflüsse auf die Prozess- und Verbindungs-
stabilität

Dissertation am Institut für Füge- und Montagetechnik der Technischen Universität Chem-
nitz, Professur Schweißtechnik, Dissertation, 2020

Seitenanzahl: 210 (inkl. Verzeichnisse und Anhang)

Anzahl der Abbildungen: 96 (inkl. Abb. im Anhang)

Anzahl der Tabellen: 48 (inkl. Abb. im Anhang)

Anzahl der Literaturzitate: 99

Schlagworte: Laserstrahl-tiefschweißen, Keyhole, oberflächenaktive Ele-
mente, Marangoni-Effekt, Laserstrahlschneiden, hochfeste
Feinkornbaustähle, HSLA, Schnitzzunder,

Anhang I Grundwerkstoffanalyse

Anhang I a OES-Analyse

Tabelle Anhang I-1: Chemische Zusammensetzung der Vergleichswerkstoffe

Festigkeitsklasse S700																
Elemente		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	B	N
Soll-Werte nach DIN EN 10149-2		max. 0,12	max. 0,60	max. 2,1	max. 0,025	max. 0,015	min. 0,0150	---	---	max. 0,50	---	max. 0,20	max. 0,090	max. 0,22	max. 0,0050	
Alform 700 ME	3.1 Zeugnis	0,0630	0,0280	1,9200	0,0070	0,0014	0,0570	0,0290	0,0150	0,0070	0,0140	0,0070	0,0510	0,1350	0,0002	---
	OES-Analyse	0,0530	0,0360	1,9200	0,0084	0,0026	0,0470	0,0320	0,0152	0,0054	0,0130	0,0027	0,0420	0,1260	0,0010	0,0053
STREX 700 MC E	3.1 Zeugnis	0,0590	0,0100	1,8300	0,0110	0,0020	0,0320	0,0300	0,0400	0,1000	0,0100	0,0200	0,0560	0,1000	0,0001	
	OES-Analyse	0,0670	0,0130	1,8300	0,0110	0,0025	0,0280	0,0420	0,0360	0,1010	---	0,0130	0,0560	0,1110	0,0009	
YMPRESS S700 MC	3.1 Zeugnis	0,0580	0,1050	1,9720	0,0140	0,0010	0,0400	0,0200	0,0200	0,0040	0,0150	0,0080	0,0710	0,1240	0,0000	0,0061
	OES-Analyse	0,0610	0,0910	1,8800	0,0130	0,0030	0,0350	0,0250	0,0240	0,0030	---	0,0030	0,0640	0,1160	0,0009	

Alform-Festigkeitsklassen S900 / S1100																
Elemente		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	B	N
Soll-Werte nach voestalpine		max. 0,20	max. 0,60	max. 2,1	max. 0,025	max. 0,010	min. 0,0150			max. 1,0		max. 0,20	max. 0,090	max. 0,25	max. 0,0050	
Alform 900 x-treme	3.1 Zeugnis	0,0910	0,1040	1,6100	0,0070	0,0010	0,0510	0,7300	0,0190	0,2230	0,0120	0,1040	0,0020	0,0270	0,0020	0,0050
Alform 1100 x-treme	3.1 Zeugnis	0,1740	0,2830	1,4400	0,0090	0,0008	0,0560	0,7200	1,0100	0,3900	0,4500	0,0420	0,0380	0,0210	0,0002	0,0051

Strenx-Festigkeitsklassen S900 / S1100																
Elemente		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	B	N
Soll-Werte nach DIN EN 10025-6		max. 0,20	max. 0,80	max. 1,70	max. 0,02	max. 0,01	min. 0,0150	max. 1,5	max. 2,0	max. 0,70	max. 0,50	max. 0,12	max. 0,06	max. 0,05		
STREX 900 E	3.1 Zeugnis	0,1700	0,2200	1,4100	0,0090	0,0010	0,0550	0,2600	0,0500	0,4530	0,0100	0,0390	0,0160	0,0060	0,0020	0,0030
STREX 1100 E	3.1 Zeugnis	0,1700	0,2000	1,2500	0,0090	0,0010	0,0570	0,2000	0,0700	0,6020	0,0100	0,0420	0,0150	0,0070	0,0010	0,0030

Anhang I b Diffraktogramme der Schnittunderschichten

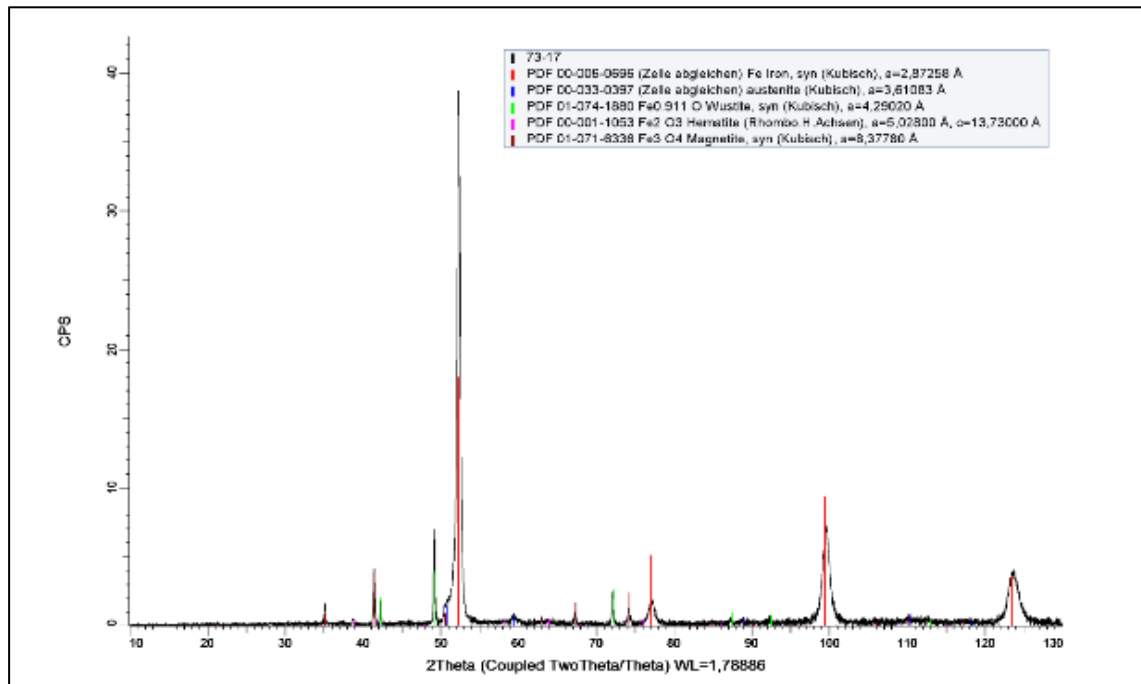


Abbildung Anhang I-1: Diffraktogramm AL700-BL-SZ

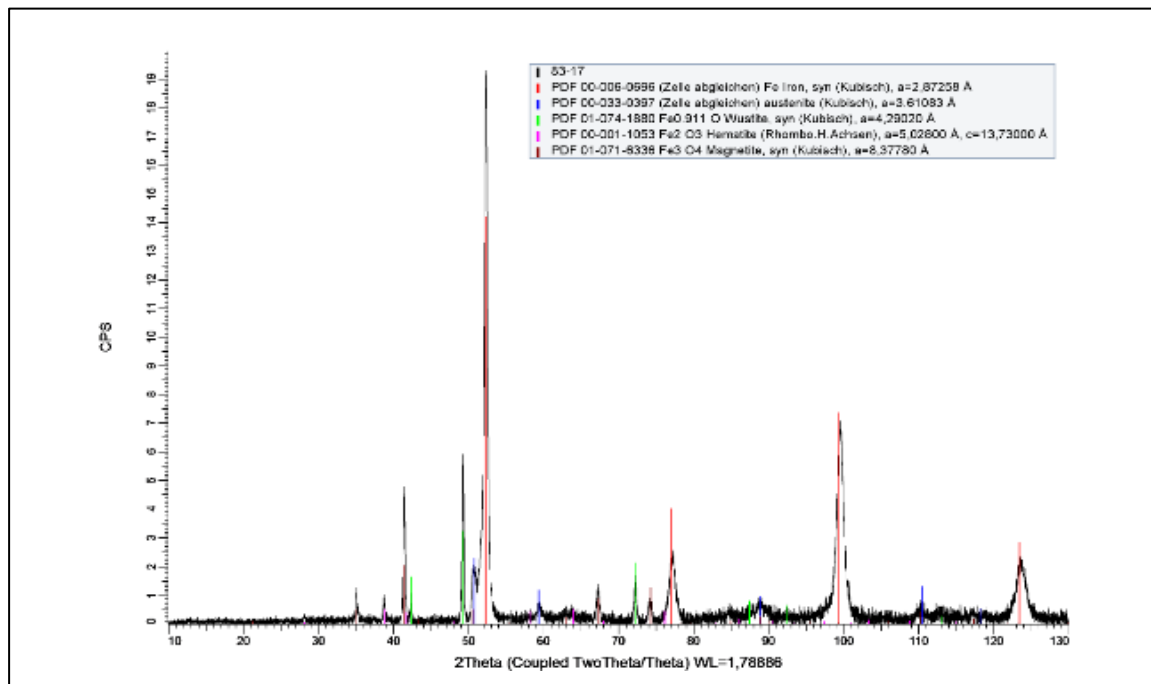


Abbildung Anhang I-2: Diffraktogramm AL700-BL-SZ

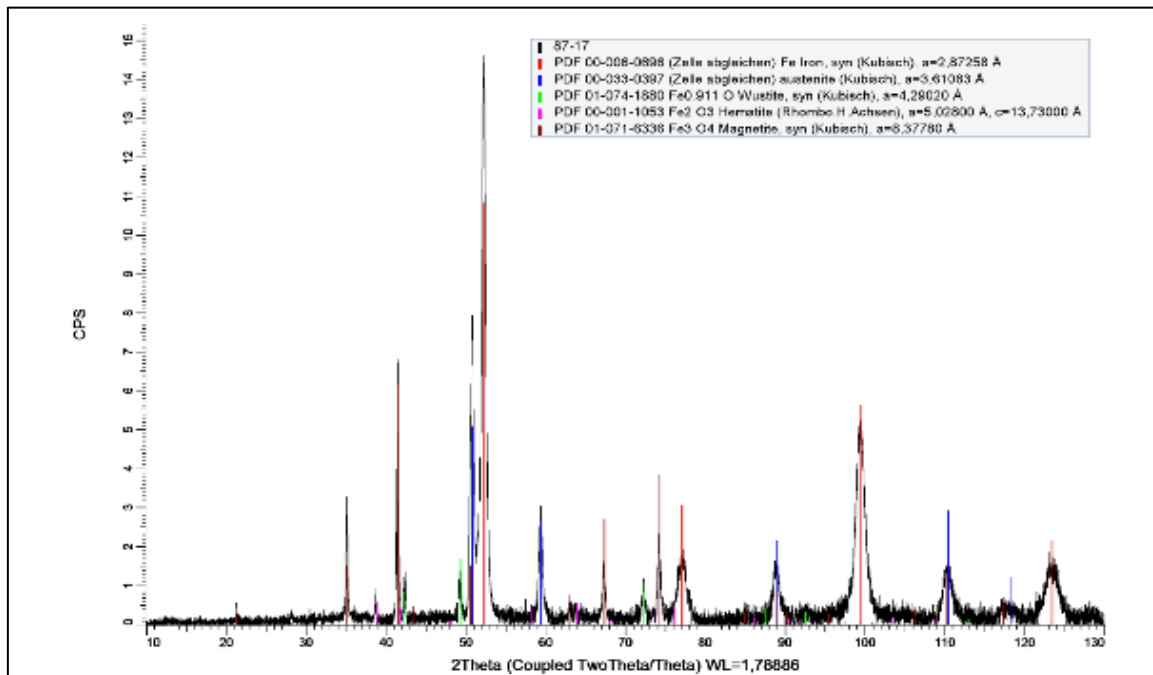


Abbildung Anhang I-3: Diffraktogramm AL1100-BL-SZ

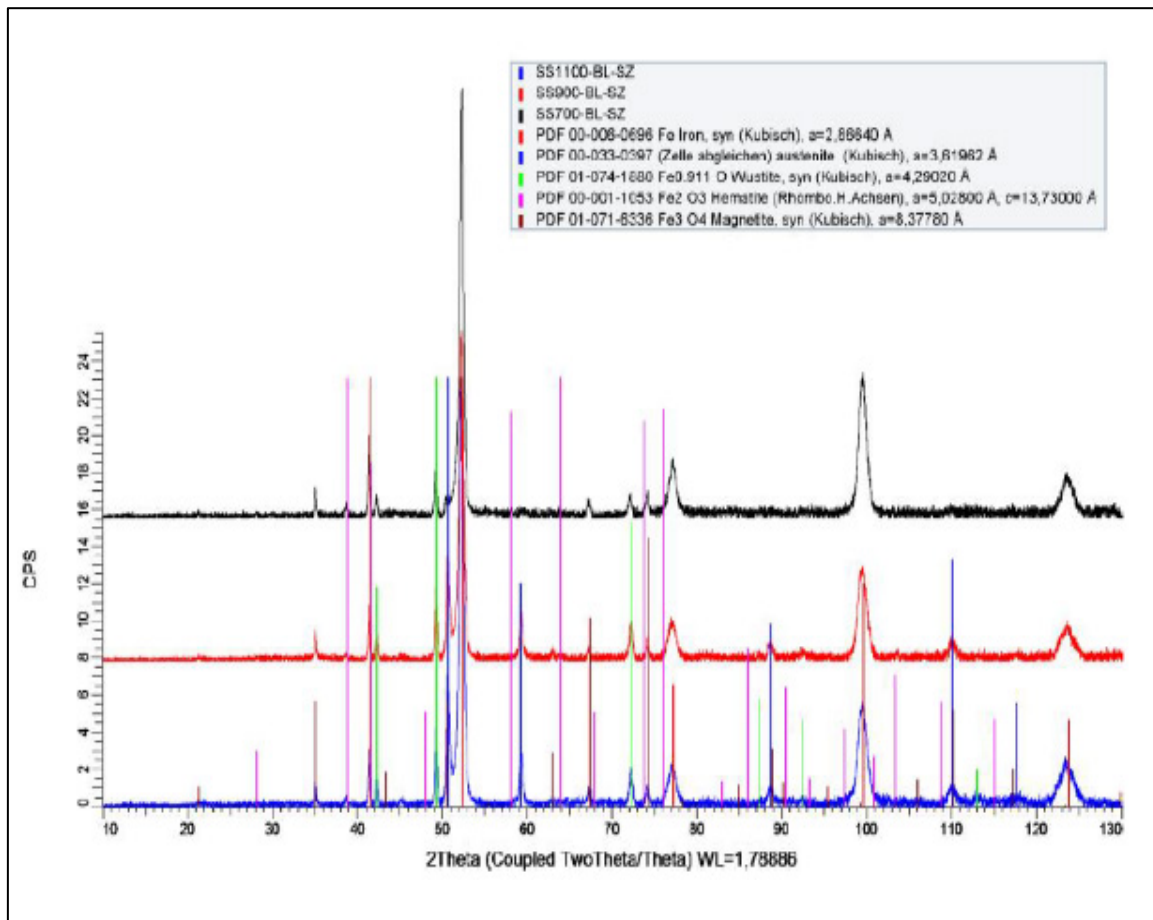


Abbildung Anhang I-4: Diffraktogramme der Stahlsorten Strenx

Tabellen Anhang I-2: XRD-Messungen - Gesamtmessung und Anteil an der Schnittzunderschicht

XRD-Messungen					
Probe	Gesamtmessung				
	Gew.-%				
	Ferrit	Austenit	Magnetit	Wüstit	Hämatit
73-17 / Al700	87,6	5,2	6,9	9,0	0,4
83-17 / Al900	74,9	7,1	8,5	8,0	1,5
87-17 / Al1100	64,7	17,7	12,7	4,1	0,7

Probe	Anteil Schnittzunderschicht		
	Gew.-%		
	Magnetit	Wüstit	Hämatit
73-17 / Al700	42,6	55,2	2,3
83-17 / Al900	47,2	44,6	8,2
87-17 / Al1100	72,4	23,4	4,2

Tabelle Anhang I-3: Rauheitsmessungen der verschiedenen Schnittkantenzustände

Rauheitsmessungen				
Werkstoff	Schnittkantenzustand	Rauheit [µm]		
		Ra	Rz	Ra_max
AL700	Al700-OZ-SZ	0,84	4,31	5,92
	Al700-OZ-GEB	2,26	11,42	12,39
	Al700-BL-SZ	2,33	9,3	11,68
	Al700-BL-GEB	4,93	26,76	34,92
YM700	YM700-OZ-SZ	1,04	4,78	5,99
	YM700-OZ-GEB	2,25	12,40	15,32
	YM700-BL-SZ	1,31	5,71	7,46
	YM700-BL-GEB	1,67	10,41	15,94
SS700	SS700-OZ-SZ	1,06	4,54	5,30
	SS700-OZ-GEB	1,63	7,73	10,74
	SS700-BL-SZ	1,56	6,81	10,45
	SS700-BL-GEB	2,12	9,30	12,13
AL900	Al900-BL-SZ	1,14	5,19	7,89
	Al900-BL-GEB	4,35	24,45	40,02
SS900	SS900-BL-SZ	1,25	5,47	6,15
	SS900-BL-GEB	1,06	4,84	5,98
AL1100	Al1100-BL-SZ	1,80	11,44	16,09
	Al1100-BL-GEB	1,30	6,61	8,03
SS1100	SS1100-BL-SZ	1,06	6,21	9,89
	SS1100-BL-GEB	1,20	6,79	7,85

Anhang II Schweißversuche mit Blechstärke $t = 7 \text{ mm}$

Anhang II a Instrumentierte Schweißversuche

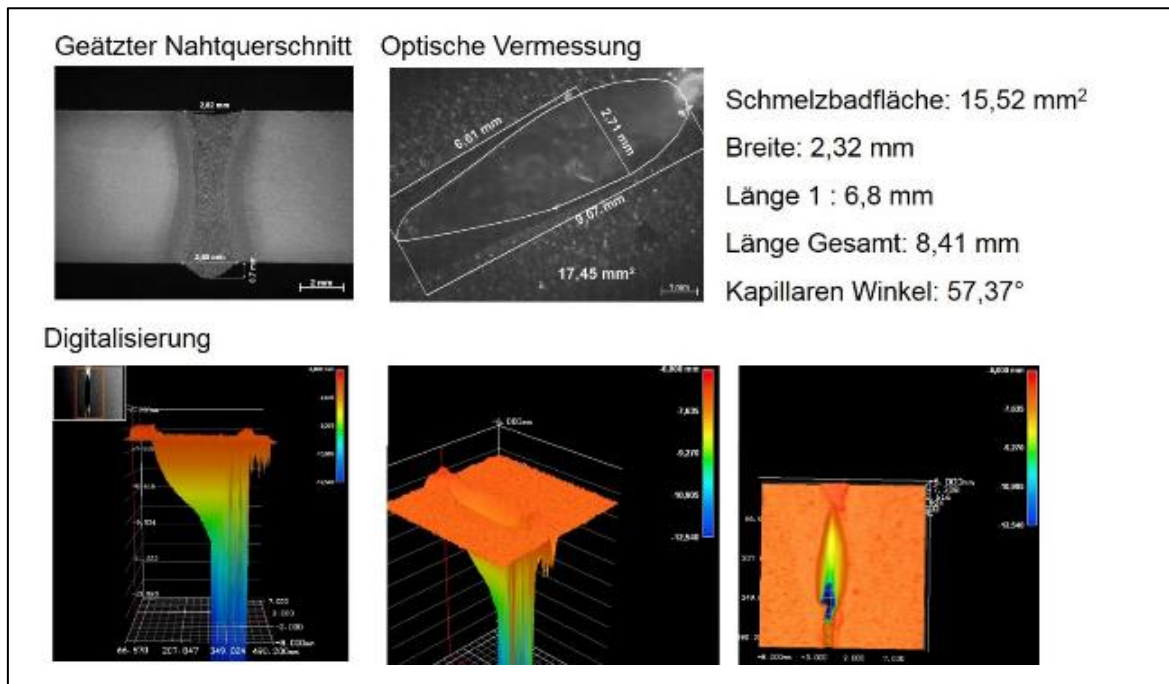


Abbildung Anhang II-1: Ergebnisse aus dem Schnittkantenzustand AL700-BL-GEB

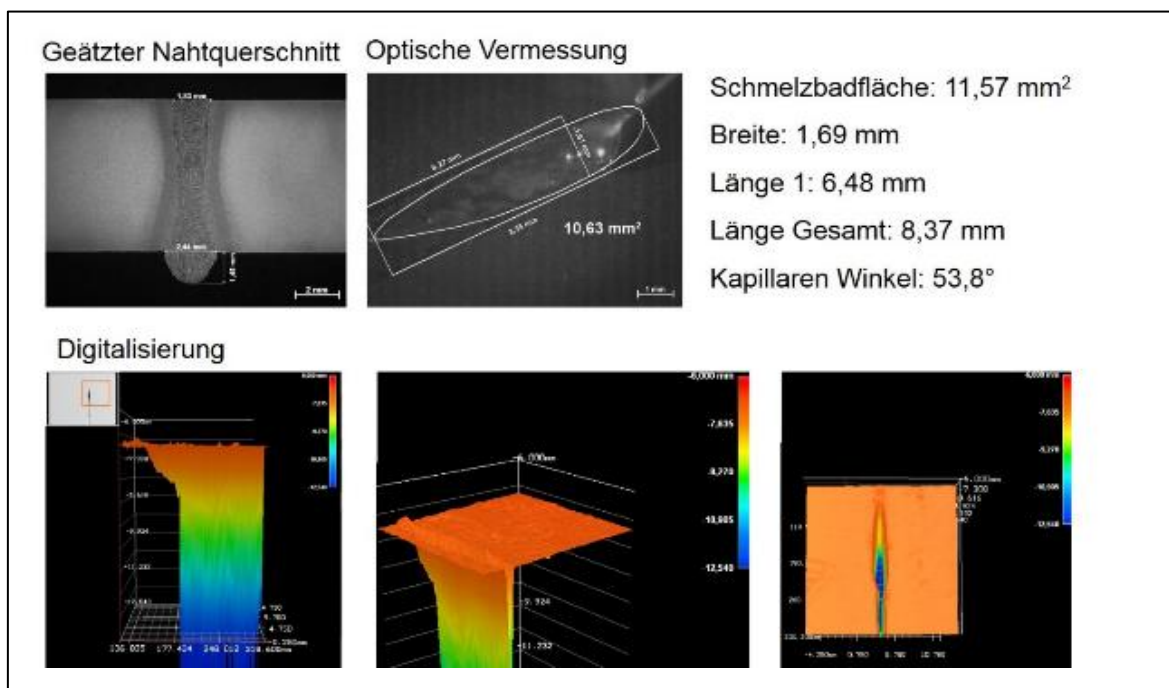


Abbildung Anhang II-2: Ergebnisse aus dem Schnittkantenzustand AL700-OZ-SZ

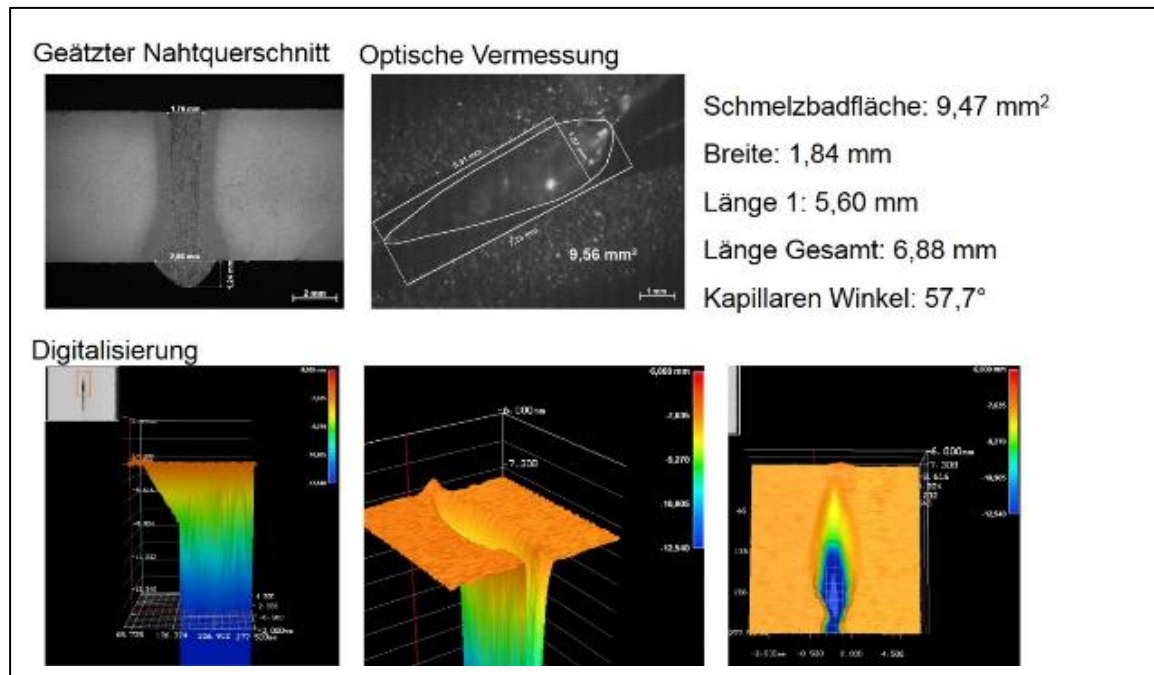


Abbildung Anhang II-3: Ergebnisse aus dem Schnittkantenzustand SS700-BL-GEB

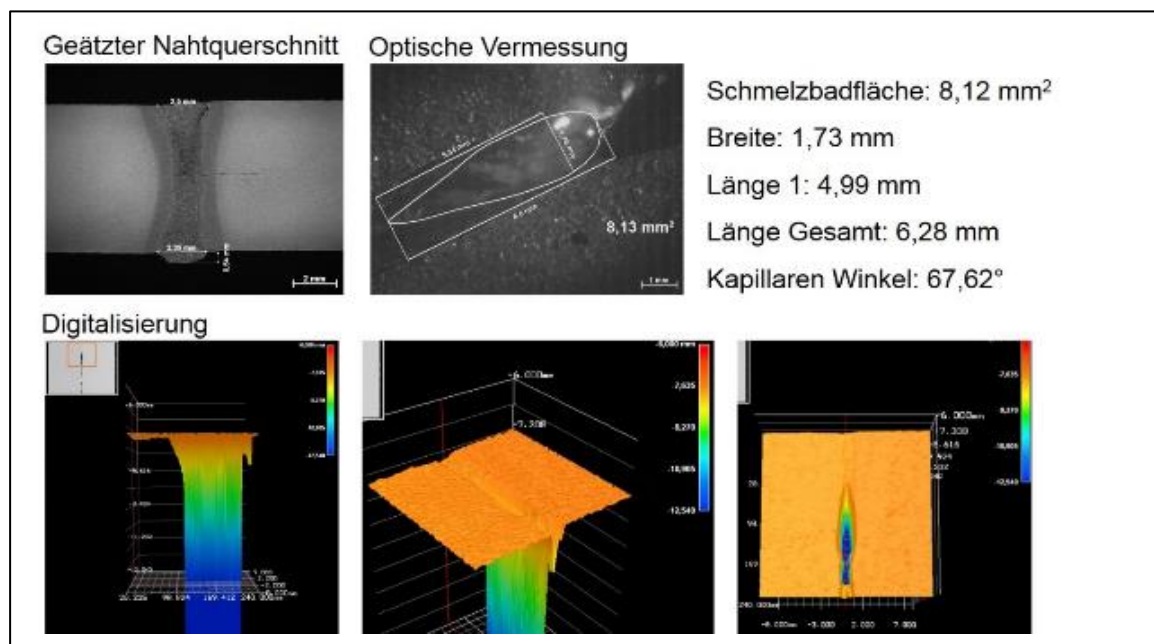


Abbildung Anhang II-4: Ergebnisse aus dem Schnittkantenzustand SS700-BL-SZ

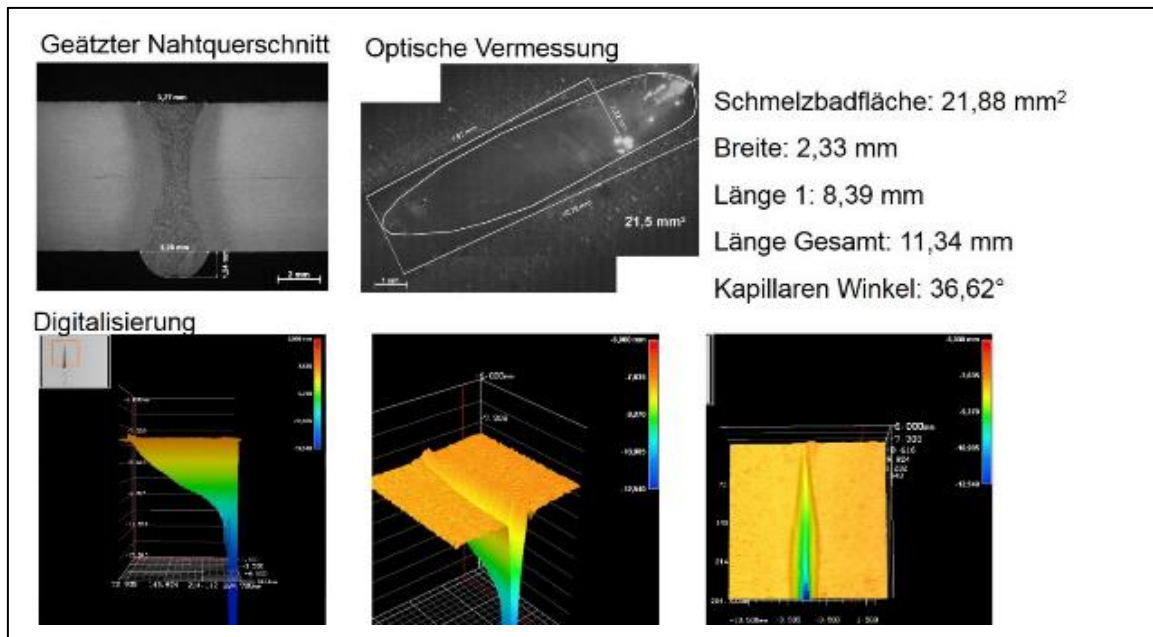


Abbildung Anhang II-5: Ergebnisse aus dem Schnittkantenzustand YM700-BL-GEB

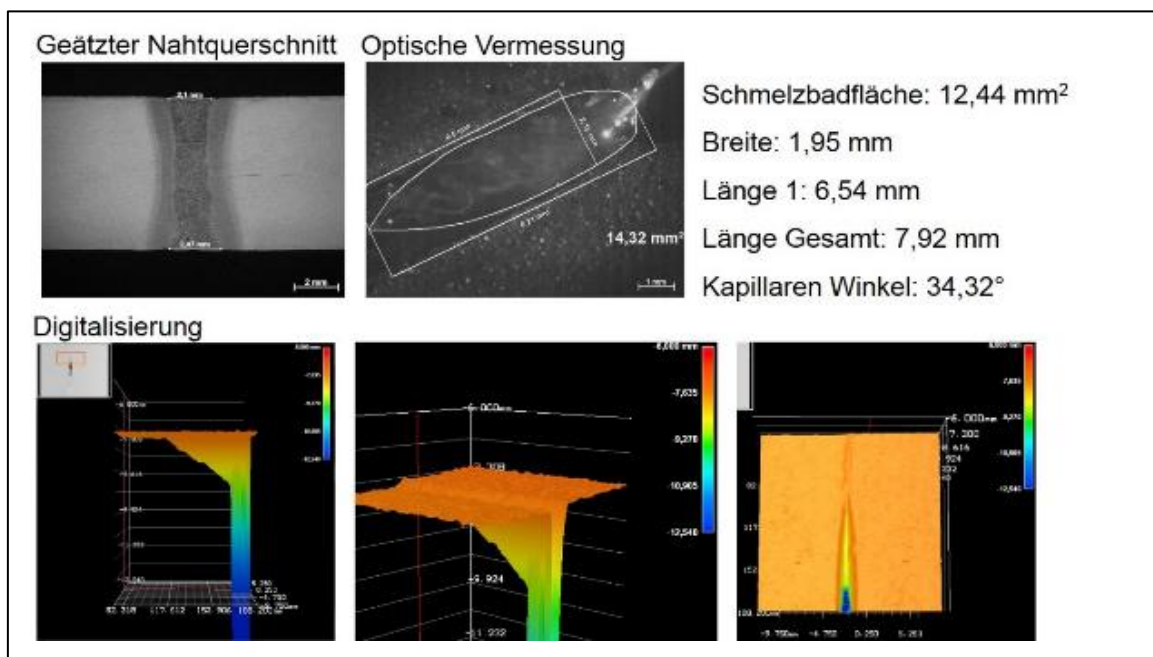


Abbildung Anhang II-6: Ergebnisse aus dem Schnittkantenzustand YM700-BL-SZ

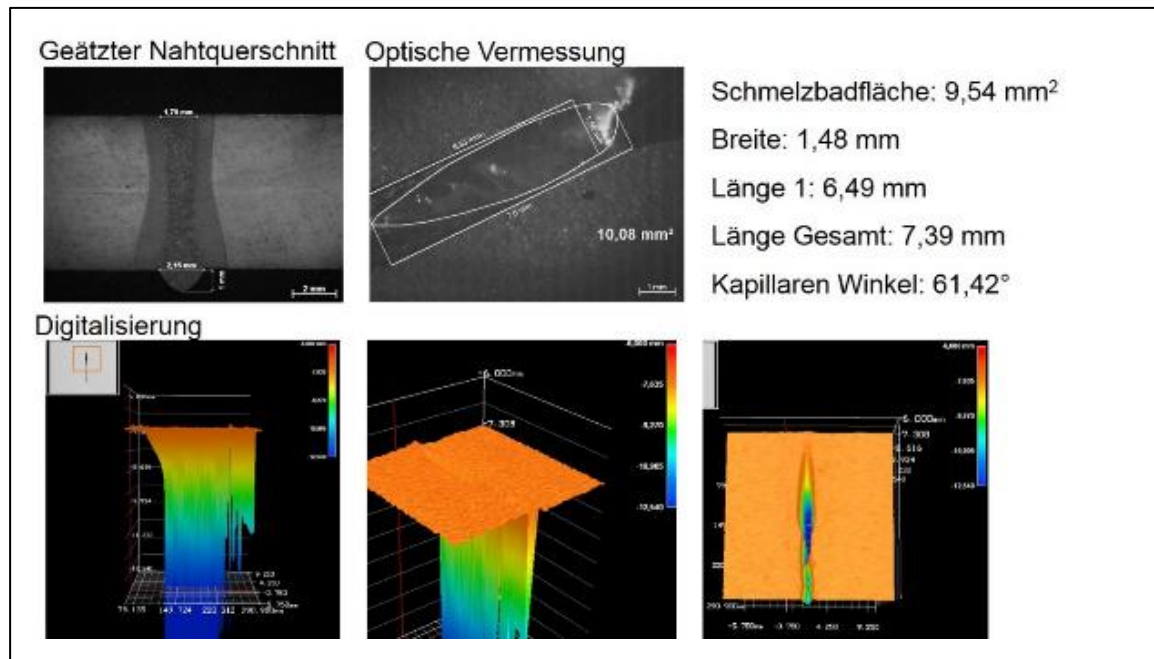


Abbildung Anhang II-7: Ergebnisse aus dem Schnittkantenzustand A11100-BL-GEB

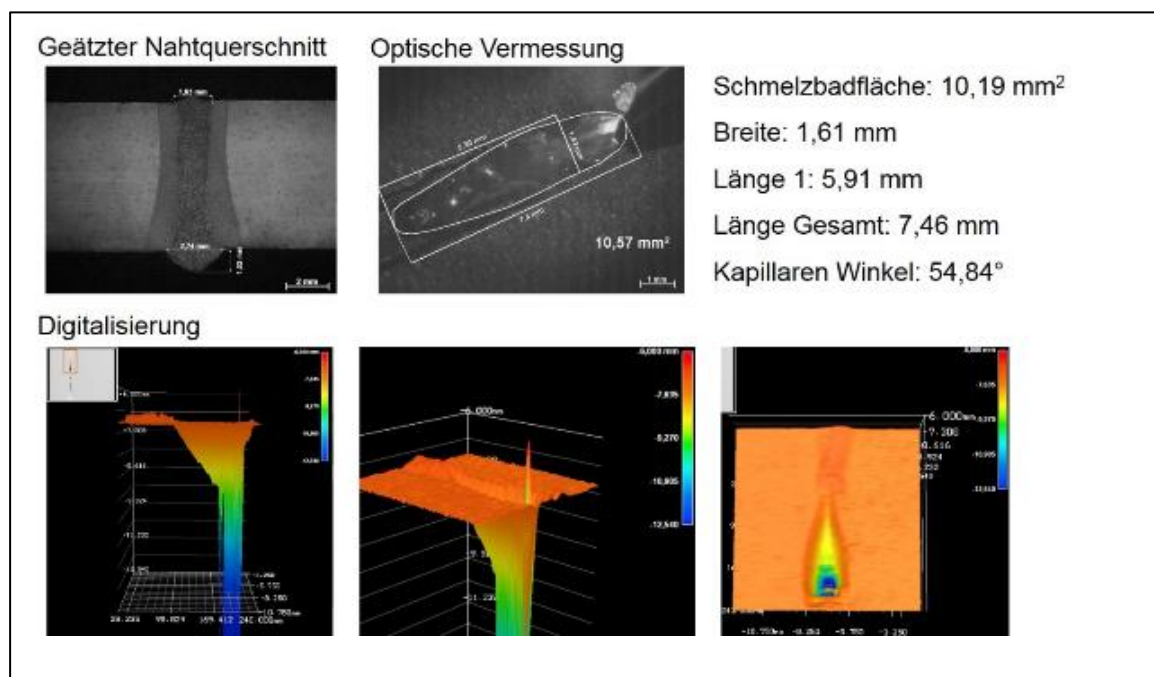


Abbildung Anhang II-8: Ergebnisse aus dem Schnittkantenzustand A11100-BL-SZ

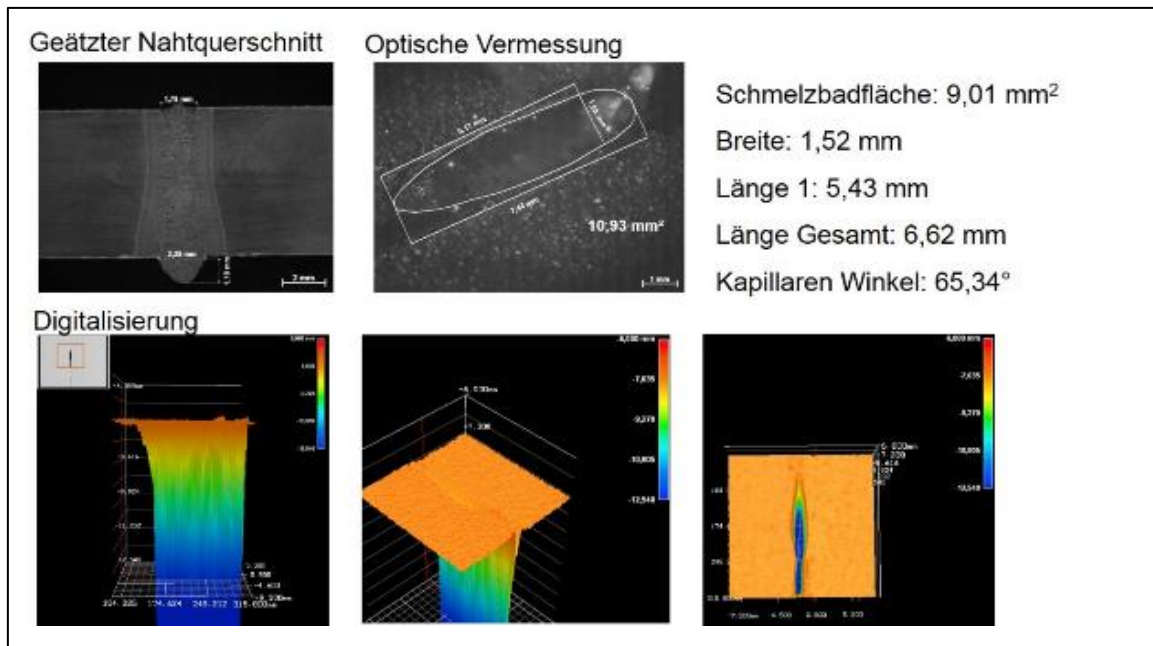


Abbildung Anhang II-9: Ergebnisse aus dem Schnittkantenzustand SS1100-BL-GEB

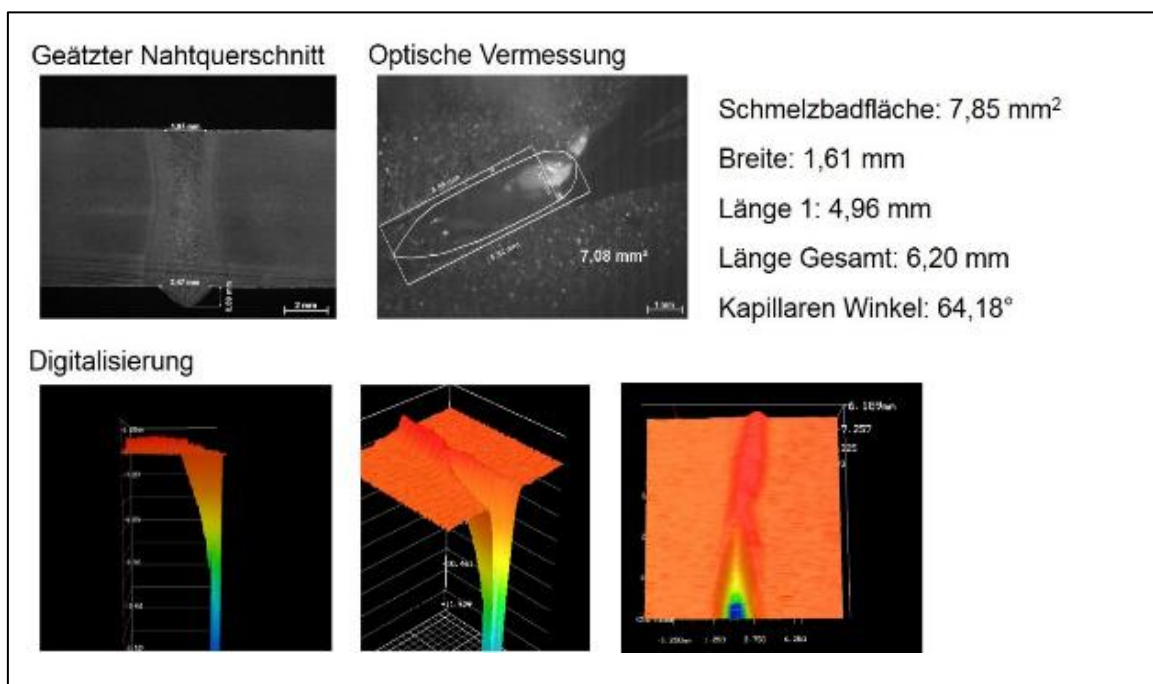


Abbildung Anhang II-10: Ergebnisse aus dem Schnittkantenzustand SS1100-BL-SZ

Tabelle Anhang II-1: Ergebnisse der Schmelzbadoberflächenvermessung

Schmelzbadvermessungen - Durchschnittswerte											
Werkstoff	Schnittkanten- zustand	Schmelzbad- fläche	STAB Fläche	Schmelzbad- breite	STAB Breite	Schmelzbad- länge 1	STAB Länge	Schmelzbad- länge Gesamt	STAB Länge Gesamt	$t_{8/5}$	STAB $t_{8/5}$
		[mm ²]	[mm ²]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[s]	[s]
AL700	BL-GEB	16,96	1,08	2,32	0,28	6,85	0,88	8,41	0,92	1,81	0,33
	GEB+SIO2	8,94	1,29	1,59	0,21	4,95	0,70	6,40	0,62	1,22	0,05
	GEB+SIO2_Oberfl.	18,13	0,29	2,22	0,11	7,53	0,65	9,50	0,21	1,30	0,02
	BL-SZ	9,73		1,87		4,93		6,15		1,32	0,05
	OZ-GEB	14,47	0,73	1,76	0,05	8,02	0,03	9,62	0,14	1,77	0,43
	OZ-SZ	11,57	1,33	1,69	0,11	6,48	0,30	8,37	0,02	1,47	0,07
AL900	BL-GEB	14,90	0,12	1,98	0,04	7,05	0,10	8,72	0,68	1,44	0,05
	BL-SZ	9,34	1,03	1,81	0,09	5,29	1,03	6,74	0,90	1,16	0,01
AL1100	BL-GEB	9,54	0,76	1,48	0,11	6,49	0,20	7,39	0,30	1,28	0,07
	BL-SZ	10,19	0,54	1,61	0,04	5,91	0,45	7,46	0,08	1,19	0,05
SS700	BL-GEB	9,47	0,08	1,84	0,04	5,60	0,45	6,88	0,50	1,42	0,02
	BL-GEB+SIO2	8,96	2,44	1,88	0,18	4,53	0,86	6,35	0,37	1,28	0,11
	BL-SZ	8,12	0,02	1,73	0,04	4,99	0,49	6,28	0,46	1,25	0,10
	OZ-GEB	11,47	1,52	1,80	0,06	6,22	0,06	7,68	0,42	1,48	0,05
	OZ-SZ	8,78		1,49		5,60		6,65		1,61	0,37
SS900	BL-GEB	9,82	1,73	1,69	0,28	5,75	0,13	7,12	0,38	1,23	0,12
	BL-SZ	8,38	0,20	1,53	0,13	5,45	0,72	6,68	0,48	1,08	0,01
SS1100	BL-GEB	9,01	2,72	1,52	0,10	5,43	1,05	6,62	1,16	1,33	0,14
	BL-SZ	7,85	1,09	1,61	0,27	4,96	0,09	6,20	0,53	1,18	0,03
YM700	BL-GEB	22,30	0,35	2,33	0,19	8,39	0,54	11,34	0,92	2,11	0,25
	BL-GEB+SIO2	11,76	2,18	1,79	0,28	5,84	0,15	7,52	0,61	1,62	0,23
	BL-SZ	12,44	2,66	1,95	0,29	6,54	0,05	7,92	0,42	1,48	0,10
	OZ-GEB	18,93	0,02	2,14	0,03	8,25	0,21	10,51	0,18	1,92	0,01
	OZ-SZ	11,23	0,80	1,67	0,04	6,26	0,55	7,78	0,52	1,49	0,04

Anhang III Schweißversuche mit Blechstärke $t = 10 \text{ mm}$

Anhang III a Schweißversuche zur Bewertung der Prozesssicherheit

Tabelle Anhang III-1: Makroschliffe $t = 10 \text{ mm}$; Mit Schweißzusatz; Schneidlage = Schweißlage

AL700		SS700	
Gefräst	Gefräst mit SiO ₂	Gefräst	Gefräst mit SiO ₂
Probe AL25-1 	Probe AL27-1 	Probe SS25-1 	Probe SS27-1
Probe AL25-2 	Probe AL27-2 	Probe SS25-2 	Probe SS27-2
Probe AL25-3 	Probe AL27-3 	Probe SS25-3 	Probe SS27-3
Probe AL25-4 	Probe AL27-4 	Probe SS25-4 	Probe SS27-4
Probe AL25-5 	Probe AL27-5 	Probe SS25-5 	Probe SS27-5
Probe AL25-6 	Probe AL27-6 	Probe SS25-6 	Probe SS27-6

Tabelle Anhang III-2: Makroschliffe $t = 10\text{ mm}$; Ohne Schweißzusatz; Schneidlage = Schweißlage

AL700		SS700	
Gefräst	Gefräst mit SiO ₂	Gefräst	Gefräst mit SiO ₂
Probe AL26-1 	Probe AL28-1 	Probe SS26-1 	Probe SS28-1
Probe AL26-2 	Probe AL28-2 	Probe SS26-2 	Probe SS28-2
Probe AL26-3 	Probe AL28-3 	Probe SS26-3 	Probe SS28-3
Probe AL26-4 	Probe AL28-4 	Probe SS26-4 	Probe SS28-4
Probe AL26-5 	Probe AL28-5 	Probe SS26-5 	Probe SS28-5
Probe AL26-6 	Probe AL28-6 	Probe SS26-6 	Probe SS28-6

Anhang III b Schweißversuche mit N₂-geschnittener FugenkanteTabelle Anhang III-3: Makroschliffe $t = 10$ mm; N₂-geschnittene Fugenkante; Schneidlage $\neq$ Schweißlage

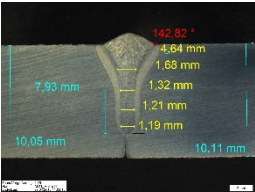
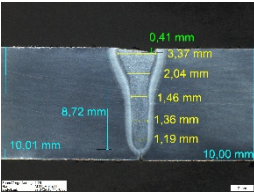
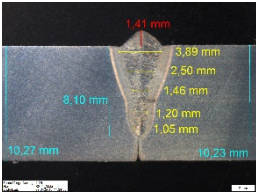
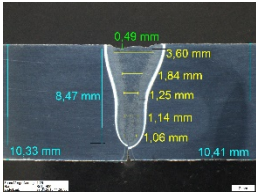
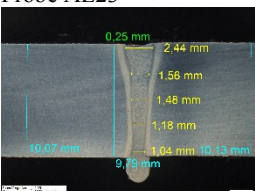
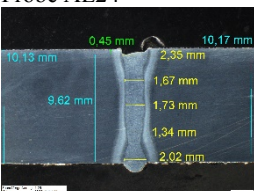
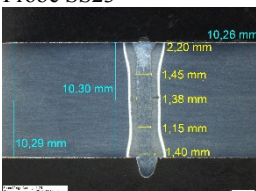
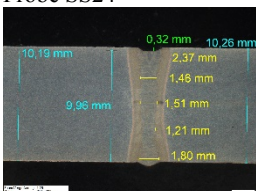
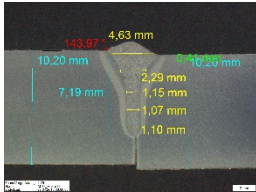
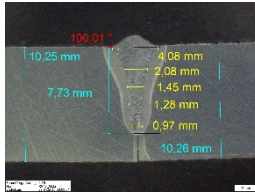
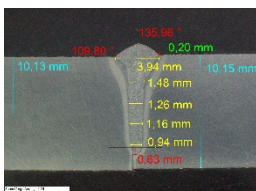
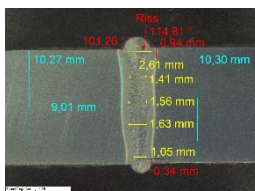
	AL700		SS700	
	Mit Schweißzusatz-werkstoff	Ohne Schweißzusatz-werkstoff	Mit Schweißzusatz-werkstoff	Ohne Schweißzusatz-werkstoff
Schnittrauh	Probe AL21 	Probe AL22 	Probe SS21 	Probe SS22 
	Probe AL23 	Probe AL24 	Probe SS23 	Probe SS24 

Tabelle Anhang III-4: Makroschliffe $t = 10$ mm; N₂-geschnittene Fugenkante; Schneidlage = Schweißlage

	AL700	SS700
N ₂ -Schnittrauh	Probe AL17 	Probe SS17 
N ₂ -Schnittrauh mit SiO ₂	Probe AL19 	Probe SS19 

Anhang IV Schweißversuche mit Blechstärke $t = 15 \text{ mm}$

Anhang IV a Vergleich der Einschweiß-tiefen und Einbrandprofile

Tabelle Anhang IV-1: Makroschliffe $t = 15 \text{ mm}$; mit und ohne Schweißzusatz; Schneidlage = Schweißlage

	AL700		SS700	
	Mit Schweißzusatz- werkstoff	Ohne Schweißzusatz- werkstoff	Mit Schweißzusatz- werkstoff	Ohne Schweißzusatz- werkstoff
Schnittunterbehaftet	Probe AL1 	Probe AL2 	Probe SS1 	Probe SS2
	Probe AL3 	Probe AL4 	Probe SS3 	Probe SS4
Gebürstet	Probe AL5 	Probe AL6 	Probe SS5 	Probe SS6
	Probe AL7 	Probe AL8 	Probe SS7 	Probe SS8
Gefräst mit SiO ₂				

Tabelle Anhang IV-2: Makroschliffe $t = 15$ mm; Blindraupe ohne Schweißzusatz; Schneidlage = Schweißlage

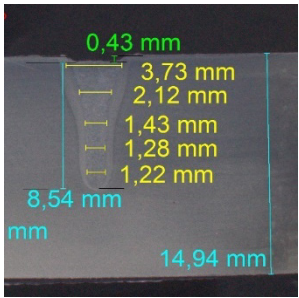
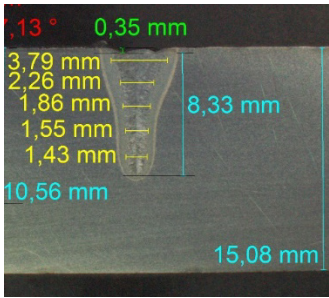
	AL700	SS700
Blindraupe	Probe AL9 	Probe SS9 

Tabelle Anhang IV-3: Makroschliffe $t = 15$ mm; Erhöhte Streckenenergie mit Schweißzusatz; Gefräst vs. Gefräst mit SiO_2

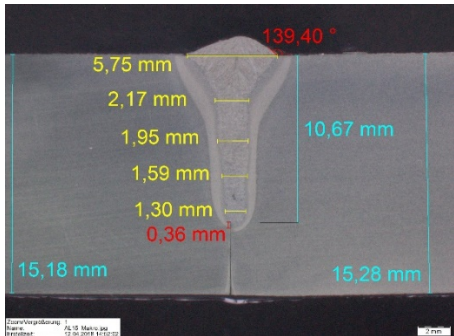
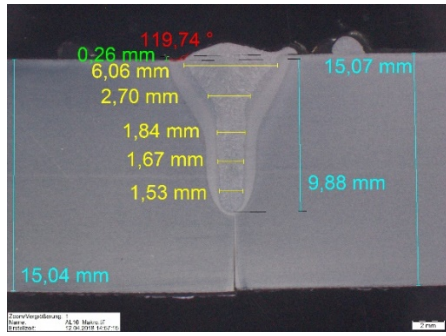
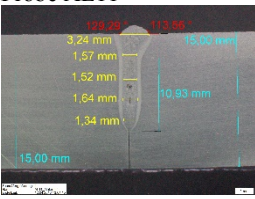
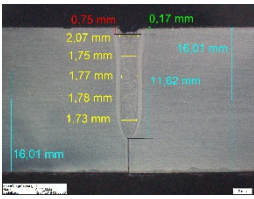
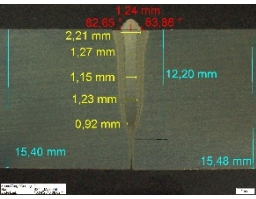
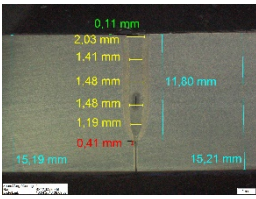
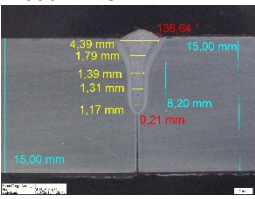
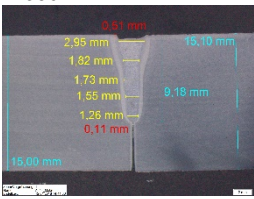
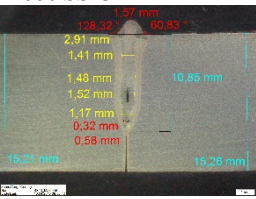
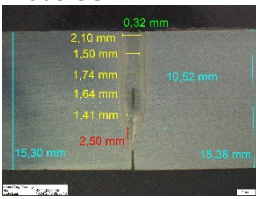
	AL700	
Erhöhte Streckenenergie - gefräst	Probe AL15  139,40 ° 5,75 mm 2,17 mm 1,95 mm 1,59 mm 1,30 mm 0,36 mm 15,18 mm 15,28 mm 10,67 mm Querschnittsbildung: Name: AL15-Matrix-11 Datum: 12.06.2018 14:02:13 Verdreh: 2 mm	Probe AL16  119,74 ° 0,26 mm 6,06 mm 2,70 mm 1,84 mm 1,67 mm 1,53 mm 15,04 mm 15,07 mm 9,88 mm Querschnittsbildung: Name: AL16-Matrix-11 Datum: 12.06.2018 14:02:13 Verdreh: 2 mm
	Gefräst + SiO ₂	Gefräst

Tabelle Anhang IV-4: Makroschliffe $t = 15$ mm; mit und ohne Schweißzusatz; Schneidlage $\neq$ Schweißlage

	AL700		SS700	
	Mit Schweißzusatz- werkstoff	Ohne Schweißzusatz- werkstoff	Mit Schweißzusatz- werkstoff	Ohne Schweißzusatz- werkstoff
Schnittunterbehafet	Probe AL11 	Probe AL12 	Probe SS11 	Probe SS12 
Gebürstet	Probe AL13 	Probe AL14 	Probe SS13 	Probe SS14 

Anhang IV b Schutzgasvergleiche

Tabelle Anhang IV-5: Makroschliffe $t = 15 \text{ mm}$; Schutzgasvergleiche; mit und ohne Schweißzusatz

	AL700-BL-SZ Zunderbehaftete Schnittkante		AL700-BL-GEB Gebürstete Schnittkante	
	Mit Schweißzusatz- werkstoff	Ohne Schweißzusatz- werkstoff	Mit Schweißzusatz- werkstoff	Ohne Schweißzusatz- werkstoff
100 % Ar	Probe AL5-SG 	Probe AL6-SG 	Probe AL7-SG 	Probe AL8-SG
	Probe AL1-SG 	Probe AL2-SG 	Probe AL3-SG 	Probe AL4-SG
	Probe AL9-SG 	Probe AL10-SG 	Probe AL11-SG 	Probe AL12-SG

Wissenschaftliche Schriftenreihe CHEMNITZER FÜGETECHNIK

- (1) Georgi, Wolf (2014)
Beitrag zum mechanischen Fügen von Metall-Kunststoff-Mischverbindungen
ISBN 978-3-944640-15-0
Volltext: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa-138534>
- (2) Hälsig, André (2014)
Energetische Bilanzierung von Lichtbogenschweißverfahren
ISBN 978-3-944640-10-5
Volltext: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa-140249>
- (3) Alaluss, Khaled Ahmed (2017)
Modellbildung und Simulation des Plasma-Schweißens zur Entwicklung innovativer Schweißbrenner
ISBN 978-3-96100-007-4
Volltext: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa-216002>
- (4) Podlesak, Frank (2017)
Entwicklung und Verifizierung eines vorlochfreien mechanischen Fügeverfahrens zum Verbinden von Leichtmetallen und Faser-Kunststoff-Verbunden
ISBN 978-3-96100-016-6
Volltext: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa-220249>
- (5) Kaars, Jonny (2017)
Zur Thermomechanik des Widerstandspunktschweißens von Vergütungsstahl am Blechstoß mit Spalt
ISBN 978-3-96100-027-2
Volltext: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa-226313>
- (6) John, Björn (2018)
Verwendung instationärer Gasströme in der Laserfügetechnik
ISBN 978-3-96100-059-3
Volltext: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa2-312405>
- (7) Al-Mashhadani, Hayder (2019)
Refractory metals low temperature diffusion bonding
ISBN 978-3-96100-090-6
Volltext: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa2-337582>
- (8) Wirnsperger, Franz (2020)
Laserstrahl-tiefschweißen hochfester Feinkornbaustähle in der Serienproduktion : Experimentelle Bewertung werkstoffbedingter und fertigungstechnischer Einflüsse auf die Prozess- und Verbindungsstabilität
ISBN 978-3-96100-123-1
Volltext: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa2-717218>