

Schlussbericht

zu IGF-Vorhaben Nr. 18.596 BR

Thema

Ermittlung geeigneter Wärmeführungen zur Vermeidung wasserstoffunterstützter Kaltrisse beim Schweißen höherfester Feinkornbaustähle mit modifiziertem Sprühlichtbogen

Berichtszeitraum

01.01.2015 bis 30.06.2017

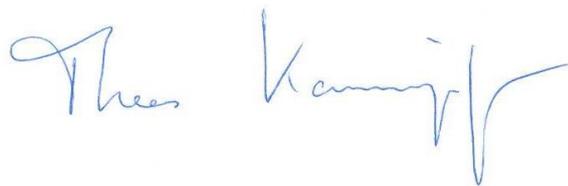
Forschungsvereinigung

Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.

Forschungsstelle(n)

Nr. 1: Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin

Nr. 2: Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF), Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg



Berlin, 17.10.2017

Ort, Datum

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

Name und Unterschrift des Projektleiters der Forschungsstelle 1



Magdeburg, 17.10.2017

Ort, Datum

Dr.-Ing. Manuela Zinke

Name und Unterschrift der Projektleiterin der Forschungsstelle 2

Gefördert durch:

Schlussbericht zum

AiF-Vorhaben IGF 18.596 BR

**Ermittlung geeigneter Wärmeführungen zur Vermeidung
wasserstoffunterstützter Kaltrisse beim Schweißen
höherfester Feinkornbaustähle mit modifiziertem Sprühlichtbogen**

Beantragt von der

Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS

Durchführende Forschungsstelle 1 (federführend)

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)

Fachbereich 9.4 „Integrität von Schweißverbindungen“

Unter den Eichen 87

12205 Berlin

Durchführende Forschungsstelle 2

Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF)

Universitätsplatz 2

39106 Magdeburg

Autoren:

M.Sc. Dipl.-Ing. (FH) Thomas Schaupp (BAM)

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Kannengießer (BAM)

M.Sc. Stefan Burger (IWF)

Dr.-Ing. Manuela Zinke (IWF)

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Sven Jüttner (IWF)

Kurzdarstellung

Um den wachsenden Anforderungen an den stofflichen und konstruktiven Leichtbau sowie den Forderungen nach Ressourceneffizienz Rechnung zu tragen, werden in vielen Industriebranchen zunehmend höherfeste Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen ≥ 690 MPa eingesetzt. Allerdings werden mit zunehmender Festigkeit deutlich höhere Anforderungen an deren schweißtechnische Verarbeitung gestellt. Weil gerade die Sensibilität gegenüber einer Degradation der mechanischen Eigenschaften der höherfesten Feinkornbaustähle durch den beim Schweißen aufgenommenen Wasserstoff mit steigender Festigkeit zunimmt, ist auf eine geeignete Wärmeführung zu achten. Für konventionelle MAG-Schweißprozesse liegen bereits Erfahrungen und Regelwerke zur Wärmeführung und entsprechende Wasserstoffgrenzwerte vor. Moderne Invertertechnik ermöglichte die Entwicklung modifizierter Sprühlichtbögen (mod. SLB). Im Vergleich zu konventionellen Lichtbogenprozessen wird ein äußerst kurzer und richtungsstabiler Lichtbogen, eine höhere Abschmelzleistung, ein größerer Kontaktrohrabstand und ein tieferer Einbrand realisiert. Neben den bekannten Vorteilen lassen außerdem reduzierte mögliche Nahtöffnungswinkel einen anderen Lagenaufbau und unterschiedliche Geometrien der einzelnen Schweißraupen erwarten. Jedoch fehlen hierzu Aussagen über den schweißverfahrensspezifisch eingetragenen Wasserstoff und die damit einhergehende Kaltrissgefahr. Hierzu lagen in der Industrie, besonders bei den KMU, kaum Kenntnisse vor und sollten deshalb als Ziel dieses Forschungsprojektes erarbeitet werden.

Die vergleichenden Untersuchungen mit konventionellem Übergangslichtbogen und mod. SLB mit angepasster Nahtkonfiguration erfolgten an freischumpfenden Stumpfstoßverbindungen sowohl mit Massivdraht als auch Metallpulverfülldraht. Zur Durchführung der Untersuchungen wurde eine Methodik entwickelt, die es ermöglicht, im Schweißgut realer Verbindungsschweißungen die Wasserstoffkonzentration reproduzierbar zu bestimmen. Anhand der Analysen konnte gezeigt werden, dass die Schweißprozessparameter die in das Schweißgut eingebrachte Wasserstoffkonzentration in Einlagenschweißungen beeinflussen. Auch beim Mehrlagenschweißen gestaltet sich der Wasserstoffeintrag abhängig von den Schweißprozessparametern und ist auf den unterschiedlichen Lagenaufbau zurückzuführen. Grundsätzlich ist den erarbeiteten Ergebnissen zu entnehmen, dass im Schweißgut von Stumpfstoßverbindungen mit abgesenktem Nahtöffnungswinkel erhöhte mittlere Wasserstoffkonzentrationen existieren. Außerdem beinhalten Schweißgüter aus Metallpulverfülldraht höhere Wasserstoffmengen als Massivdrahtschweißungen. Geeignete Wärmeführungen führten zu einer signifikanten Reduzierung der Wasserstoffkonzentration bei dem Einsatz der Nahtkonfiguration mit abgesenktem Nahtöffnungswinkel. Dabei erwies sich eine Nachwärmprozedur aus der Schweißwärme heraus als zielführend. Die Vorstellung von Zwischenergebnissen in Normungsgremien erfolgten, um mittelfristig vor allem den KMU eine sichere Verarbeitung höherfester Feinkornbaustähle zu ermöglichen.

Die dargestellten Ergebnisse stellen einen wichtigen Beitrag zur sicheren Auslegung von Schweißkonstruktionen aus höherfestem Feinkornbaustahl dar und ermöglichen den KMU die technischen und wirtschaftlichen Vorteile der mod. SLB-Prozesse auszunutzen sowie unter Berücksichtigung der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung kostenintensive Nacharbeiten zu reduzieren.

Die Ziele des Vorhabens wurden erreicht.

Danksagung

Das IGF-Vorhaben 18.596 BR (DVS 01.088) der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS, Aachener Straße 172, 40223 Düsseldorf wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Für diese Förderung und Unterstützung sei an dieser Stelle ausdrücklich gedankt.

Der Fachbereich 9.4 „Integrität von Schweißverbindungen“ der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) und das Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF) der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg bedanken sich ferner bei den Mitgliedern des Projektbegleitenden Ausschusses (PA) für die anregenden Diskussionen und konstruktiven Ergänzungen sowie für die Unterstützung mit Sachmitteln und Dienstleistungen zu diesem Vorhaben. Insbesondere gilt der Dank folgenden Firmen:

- Carl Cloos Schweißtechnik GmbH
- EWM AG
- Hermann Fliess & Co. GmbH
- H. W. Hermann GmbH
- Hydraulik Seehausen GmbH
- ITW Welding GmbH
- Dr. Rosert RCT GmbH
- SM Calvörde Sondermaschinenbau GmbH & Co. KG
- Stahlbau Magdeburg GmbH
- Tadano Faun Stahlbau GmbH
- Terex Cranes Germany GmbH
- ThyssenKrupp Steel Europe AG

Gefördert durch:



Bundesministerium
für Wirtschaft
und Energie

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Verwendete Abkürzungen und Formelzeichen	III
1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung	1
1.1 Anlass für den Forschungsantrag	1
1.2 Ausgangssituation	2
2 Stand der Technik	4
2.1 Höherfester Feinkornbaustahl	4
2.1.1 Eigenschaften und Herstellung	4
2.1.2 Legierungskonzepte zur Festigkeitssteigerung.....	5
2.1.3 Schweißen höherfester Feinkornbaustähle	6
2.2 MAG-Schweißprozesse	8
2.3 Wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung	10
2.3.1 Wasserstoffeintrag in die Schweißnaht	12
2.3.2 Mechanismen der Werkstoffdegradation durch Wasserstoff.....	13
2.3.3 Einflüsse auf die Wasserstoffkonzentration in Schweißnähten	14
2.3.4 Maßnahmen zur Wasserstoffreduktion in Schweißnähten.....	16
3 Forschungsziel und Lösungsweg	18
3.1 Forschungsziel	18
3.2 Angestrebte Forschungsergebnisse	18
3.3 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungsziels	19
4 Präzisierung des Arbeitsplanes	20
5 Versuchswerkstoffe und Werkstoffkennwerte	22
5.1 Grundwerkstoffe	22
5.2 Schweißzusatzwerkstoffe	23
6 Versuchsdurchführung	24
6.1 Schweißversuche	24
6.1.1 Versuchsaufbau für Verbindungsschweißungen	24
6.1.2 Einfluss der Prozessspezifika bei Ein- und Mehrlagenschweißungen.....	26
6.1.3 Variation der Wärmeführung	27
6.1.4 Untersuchung der mechanisch-technologischen Eigenschaften.....	30
6.1.5 Schweißungen nach ISO 3690.....	30
6.2 Kaltrissprüfung mittels Implant-Test.....	31
6.3 Ermittlung der Wasserstoffkonzentration	33
7 Forschungsergebnisse und Diskussion	37
7.1 Experimentelle Erfassung des Ausgangszustandes der Versuchswerkstoffe	37
7.1.1 Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften der verwendeten Grundwerkstoffe	37

7.1.2	Wasserstoffkonzentration in den Versuchswerkstoffen	37
7.2	Einfluss von Prozessparametern bei Einlagenschweißungen	38
7.2.1	Ermittelte Schweißprozessparameter und $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten	38
7.2.2	Wasserstoffkonzentration	44
7.2.3	Einfluss des Wasserstrahlschneidens auf die Wasserstoffeffusion.....	49
7.3	Einfluss von Prozessparametern bei Mehrlagenschweißungen	51
7.3.1	Ermittelte Schweißprozessparameter und $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten	51
7.3.2	Wasserstoffkonzentration.....	52
7.4	Kaltrissprüfung mittels Implant-Test nach DIN EN ISO 17642-3	55
7.5	Einfluss einer Wärmeführung auf die Wasserstoffkonzentration	58
7.5.1	Einfluss der Vorwärmtemperatur	58
7.5.2	Einfluss der Streckenenergie und Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur.....	58
7.5.3	Einfluss der Nachwärmtemperatur und Nachwärmzeit	63
7.5.4	Mechanisch-technologische Eigenschaften.....	67
7.6	Schweißungen nach DIN EN ISO 3690 und Normprüfung.....	71
8	Zusammenfassung und Schlussfolgerungen	73
9	Erläuterungen zur Verwendung der Zuwendungen	75
10	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse	76
11	Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen	77
12	Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft	78
13	Einschätzung der Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzeptes	80
14	Literaturverzeichnis	81
15	Abbildungsverzeichnis	87
16	Tabellenverzeichnis	92
17	Anhang	94

Verwendete Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzungen

ACC	Beschleunigte Kühlung / Accelerated Cooling
AH	Ausscheidungshärtung
AIDE	Adsorption-Induced Dislocation Emmission
AR	warmgewalzt und an Luft abgekühlt / As Rolled
DoE	Statistische Versuchsplanung / Design of Experiment
DQ	Intensivkühlung / Direct Quenching
FES	Funkenemissionsspektroskopie
GWS	Grundwerkstoff
HAC	wasserstoffunterstützte Rissbildung / Hydrogen Assisted Cracking
HEDE	Hydrogen Enhanced Decohesion
HELP	Hydrogen Enhanced Localized Plasticity
HRHT	Hydrogen Removal Heat Treatment
HV	Vickershärte
IR	Infrarot(-ofen)
K	Kurzlichtbogen
KF	Kornfeinung
KMU	Kleine und mittelständische Unternehmen
Konv. LB	Konventioneller Lichtbogen (Übergangslichtbogen)
KRA	Kontaktrohrabstand
MAG	Metall-Aktivgas(-Schweißen)
MS	Massenspektrometer
MSG	Metall-Schutzgas(-Schweißen)
Mod. SLB	Modifizierter Sprühlichtbogen
N	Normalisierte Stähle
Q	Vergüteter Feinkornbaustahl
QST	vergütet und selbst angelassen / Quenched and Self Tempered
SG	Schweißgut
T	thermomechanisch gewalzter Feinkornbaustahl
TGHE	Trägergasheißextraktion
UCI	Ultra Contact Impedance
Ü	Übergangslichtbogen
WEZ	Wärmeeinflusszone
WLD	Wärmeleitfähigkeitsdetektor
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

Lateinische Symbole

A_5	[%]	Bruchdehnung
Ar_1	[°C]	Ende der Austenitumwandlung beim Abkühlen
Ar_3	[°C]	Beginn der Austenitumwandlung beim Abkühlen
Ac_1	[°C]	Beginn der Austenitumwandlung beim Erhitzen
Ac_3	[°C]	Ende der Austenitumwandlung beim Erhitzen
A_v	[J]	Kerbschlagarbeit
CET	[%]	Kohlenstoffäquivalent (DIN EN 1011-2, C.3-Verfahren B)
d	[mm]	Schweißdrahtdurchmesser
E	[kJ·mm ⁻¹]	Streckenenergie
H	[mm]	Blechdicke
H_D	[ppm]	diffusible Wasserstoffkonzentration
$H_{D,mittel}$	[ppm]	mittlere diffusible Wasserstoffkonzentration
I	[A]	Schweißstrom
KRA	[mm]	Kontaktrohrabstand
R^2	[%]	Modellqualität
R_e	[MPa]	Streckgrenze
R_m	[MPa]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	0,2 %-Dehngrenze
t	[s]	Zeit
$t_{3/1}$	[s]	Zeitdifferenz bei der Abkühlung zwischen 300 °C und 100 °C
$t_{8/5}$	[s]	Zeitdifferenz bei der Abkühlung zwischen 800 °C und 500 °C
T	[°C]	Temperatur
T_i	[°C]	Zwischenlagentemperatur / Interpass temperature
T_p	[°C]	Vorwärmtemperatur / Preheat temperature
U	[V]	Schweißspannung
v_s	[mm·min ⁻¹]	Schweißgeschwindigkeit
v_D	[m·min ⁻¹]	Drahtvorschub(-geschwindigkeit)

1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung

Höherfester Feinkornbaustahl mit Streckgrenzen ≥ 690 MPa ist als Konstruktionswerkstoff in vielen Industriebranchen (insbesondere KMU) oftmals unentbehrlich geworden, um den wachsenden Anforderungen an den stofflichen und konstruktiven Leichtbau Rechnung zu tragen. Die Rohstahlproduktion hat sich in den letzten drei Jahrzehnten mehr als verdoppelt, wobei der Anteil an höherfesten Stählen stetig steigt. Anzuführen sind bspw. der Kran-, Nutzfahrzeug-, Brücken-/Anlagenbau und zunehmend auch der allgemeine Stahlbau. Wesentliche Schwerpunkte sind die Maximierung der Nutzlasten (z. B. Trage- und Hublasten) und damit verbundene Ressourceneinsparungen. Eine Werkstoffsubstitution des niederfesten S235JR mit dem höherfesten S1100QL ermöglicht bspw. eine Reduzierung des Werkstoffeinsatzes von bis zu 70 % bei gleicher Beanspruchbarkeit und kann zu einem Schweißkostenverhältnis von 6:1 führen [1].

Mit zunehmender Festigkeit der Feinkornbaustähle werden deutlich höhere Anforderungen an deren schweißtechnische Verarbeitung gestellt. Dies betrifft die Wärmeführung beim Schweißen und die damit verbundene Kaltrissvermeidung. So kam es in der Vergangenheit leider immer wieder zu Schadensfällen, weil gerade die Sensibilität gegenüber einer Degradation der mechanischen Eigenschaften der höherfesten Feinkornbaustähle, durch den im Lichtbogen aufgenommenen Wasserstoff, mit steigender Festigkeit signifikant zunimmt und zu wasserstoffunterstützten Kaltrissen führen kann [2]. Für konventionelle Metallschutzgas-(MSG)-Schweißprozesse liegen bereits Erfahrungen und Regelwerke zur Wärmeführung und entsprechende Wasserstoffgrenzwerte vor [3]. Diese Kenntnisse sind jedoch nicht auf moderne Lichtbogenprozesse mit modifizierten Sprühlichtbögen (mod. SLB) aufgrund deren Prozesscharakteristik übertragbar.

Modifizierte Sprühlichtbögen werden aus Gründen der Arbeitssicherheit, Ökobilanz und des Ausbaus des Wettbewerbsvorteils von KMU branchenübergreifend fokussiert. Im Vergleich zu den konventionellen Lichtbogenarten ermöglicht der äußerst kurze und richtungsstabile mod. SLB vor allem eine höhere Abschmelzleistung, einen größeren Kontaktrohrabstand und einen tieferen Einbrand. Diese prozessspezifischen Parameter erlauben einen deutlich kleineren Nahtöffnungswinkel und führen zu einer signifikanten Einsparung von Zusatzmaterial, Schweißzeit und Schweißnahtnachbearbeitung. Einzelfälle mit Stumpfstoßverbindungen belegen die vergleichbar sehr hohe Wirtschaftlichkeit mit Kosteneinsparungen von bis zu 75 % [4]. Neben diesen Zeit- und Materialeinsparungen ergeben sich auch hinsichtlich der stetig steigenden Anforderungen an Arbeitssicherheit und Umweltschutz durch den Einsatz des mod. SLB deutliche Vorteile. Zu den Energietreibern bzw. energieintensiven Prozessen in der metallverarbeitenden Industrie zählen die Schweißprozesse [5]. Durch den Einsatz des mod. SLB konnten in der Vergangenheit deutliche Energieeinsparungen erzielt und auch die Emissionsraten gesenkt werden [4, 6].

Jedoch gelingt eine Nachhaltigkeit und eine ressourceneffiziente schweißtechnische Verarbeitung höherfester Stähle u. a. nur dann, wenn fundierte Kenntnisse über geeignete Wärmeführungen zur Vermeidung wasserstoffunterstützter Kaltrisse beim Schweißen höherfester Feinkornbaustähle mit modifiziertem Sprühlichtbogen vorliegen.

1.1 Anlass für den Forschungsantrag

Bisherige Befunde belegen die hohe Sensibilität gegenüber einer Degradation der mechanisch-technologischen Güterwerte (insbesondere Zähigkeit) höherfester geschweißter Feinkornbaustähle bereits bei geringen Wasserstoffkonzentrationen [2]. Wesentlich ist dabei die Vermeidung von wasserstoffunterstützten Kaltrissen in der Schweißverbindung. Dies bedingt folglich eine gezielte Adaption der Schweißparameter und der Wärmeführung. In der Praxis werden aufgrund

fehlender Kenntnisse über das Kaltrissverhalten oft sehr unwirtschaftliche Wärmeführungsprozeduren durchgeführt. Dies betrifft aktuell Vorbehalte zur Anwendbarkeit des SEW 088 [7] für das Schweißen höherfester Feinkornbaustähle mit mod. SLB oder auch die nachgeführte zerstörungsfreie Prüfung. Allein durch die Optimierung der zeit- und kostenintensiven Wärmevor- und -nachbehandlungen für geschweißte Großbauteile im Anlagen-, Behälter- und auch Schwermaschinenbau können die Gesamtkosten deutlich reduziert werden [8]. Nachweislich steckt das größte Energieeinsparpotential in der Branche der Wärmebehandlung. Mit der Erarbeitung von präzisen Kenntnissen über die gezielte Wärmeführung vor, während und nach dem Schweißen höherfester Feinkornbaustähle mit mod. SLB ergeben sich hier außerordentliche Wettbewerbsvorteile dieser Industriebranchen, insbesondere für KMU im verarbeitenden Gewerbe. Eine Verbesserung der Materialeffizienz ist für heutige KMU für eine stabile Wettbewerbsfähigkeit unentbehrlich geworden. Hierzu fehlen Aussagen über den schweißverfahrensspezifisch eingetragenen Wasserstoff und die damit verbundene einhergehende Kaltrissgefahr. In diesem Zusammenhang sind der aufgenommene diffusible Wasserstoff und das Transportverhalten (Diffusion, Effusion) in Abhängigkeit von der Lichtbogencharakteristik zu quantifizieren und mit praktikablen Wärmeführungen im Schweißarbeitsbereich höherfester Feinkornbaustähle auf unterkritische Konzentrationen abzusenken. Eine Optimierung der eingesetzten Prozesse kann sowohl die Material- als auch Energiebilanz deutlich verbessern. Daher ist eine Analyse der Technologie bzw. Austausch der momentan eingesetzten Technologie für KMU hinsichtlich einer Bewertung Kosten-Nutzen unumgänglich.

Den prinzipiellen Einsatz des MAG-Schweißverfahrens mit mod. SLB für höherfeste Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen ≥ 690 MPa wurde im AiF-Forschungsvorhaben IGF 16.557 N [9] aufgezeigt. Die Untersuchungen belegen jedoch, dass kristalline Mikrorisse in den Schweißverbindungen auftreten, deren Anzahl von der Streckenenergie abhängt. Die Rissabnahme mit steigender Streckenenergie lässt aber bereits postulieren, dass hier offensichtlich eine Interaktion zwischen Wärmeführung und Wasserstoffreduktion infolge begünstigter Effusion existiert. Systematische Studien zum Zusammenhang zwischen Wärmeführung, Wasserstoffeintrag bzw. -reduktion und Kaltrissvermeidung beim Schweißen höherfester Feinkornbaustähle mit mod. SLB standen aber zunächst nicht im Fokus dieses Projektes.

In diversen Normen bzw. Richtlinien [7, 10, 11] sind Anweisungen zu entnehmen, wie bspw. Vorwärmen, Einhaltung von Zwischenlagentemperaturen und Nachwärmen, um wasserstoffunterstützte Kaltrisse sicher auszuschließen. Die enthaltenen Angaben sind aufgrund der genannten Prozessspezifika des mod. SLB und der geänderten Schweißnahtgeometrie nicht präventiv anwendbar [12]. Deshalb kommt es leider immer wieder zu meist unerwarteten Kaltrissen, verbunden mit zeit- und kostenintensiver Ertüchtigung von höherfesten Schweißkonstruktionen.

Es bleibt festzuhalten, dass für eine sichere schweißtechnische Verarbeitung höherfester Feinkornbaustähle unter Verwendung des mod. SLB fundierte Kenntnisse über die Wärmeführung auf die prozessgrößenspezifische Wasserstoffaufnahme und das Kaltrissverhalten notwendig sind. Letztlich können hierdurch Empfehlungen zur Überarbeitung von Normen generiert und das kaltrissichere Schweißen signifikant verbessert werden.

1.2 Ausgangssituation

Werkstoffeinsparungen sind zur Reduzierung von Ökobelastungen und wegen der begrenzten Rohstoffressourcen in den nächsten Jahren dringend erforderlich [12]. Die große wirtschaftliche Bedeutung wird bspw. durch den hohen Verbrauch von Roh-, Hilfs- und Betriebsstoffen von ca. 750 Milliarden Euro im Jahr 2010 verdeutlicht [5]. Die metallverarbeitende Branche leistet dabei

den größten Beitrag und zählt nach wie vor zu den höchsten Energieverbrauchern bzw. Produzenten von CO₂-Emissionen. Mit Hilfe der in diesem Forschungsantrag gestellten Fragestellung kann somit ein deutlicher Beitrag zur Steigerung der Ressourceneffizienzpotentiale geleistet werden. Deshalb werden höherfeste Feinkornbaustähle in vielen Industriebranchen mit einem außerordentlich hohen Anteil an KMU stark nachgefragt [13]. In vielen Fällen fehlen aber oft Detailangaben und Richtlinien zur Wärmeführung und Kaltrissbewertung beim Schweißen von höherfesten Feinkornbaustählen. Dies führt häufig im allgemeinen Stahlbau zu aufwändigen Einzelzulassungen (DIN EN 1993; EC 3) [14], wie bspw. im Zuge der Realisierung des Daches aus S690QL des Sony-Centers in Berlin und die schweißtechnische Fertigung bauteilähnlicher Probekörper [15]. Auch im Mobilkranbau werden durch tragende Konstruktionen aus höchfestem Feinkornbaustahl mit Streckgrenzen ≥ 690 MPa immer höhere Tragfähigkeiten von > 250 t und Hubhöhen von > 150 m angestrebt. Auch für Offshore-Schweißkonstruktionen gewinnen höherfeste Feinkornbaustähle immer größere Marktanteile. So fordert die Bundesregierung bis zum Jahr 2020 einen stetigen Ausbau der Windenergieanlagen bis 10 GW.

Die hohen Wirtschaftlichkeitspotenziale der modifizierten SLB Prozesse zur schweißtechnischen Verarbeitung höherfester Feinkornbaustähle sind hinsichtlich ihrer Prozessspezifika bislang nicht ohne Weiteres umsetzbar, weil neben dem Erreichen der notwendigen Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften höherfester Schweißverbindungen dabei insbesondere die Vermeidung von wasserstoffunterstützten Kaltrissen im Fokus steht. Es gibt jedoch bislang keine fundierten Erkenntnisse hinsichtlich der dafür notwendigen Wärmeführung beim Einsatz des mod. SLB.

2 Stand der Technik

Im folgenden Kapitel werden zunächst die höherfesten Feinkornbaustähle hinsichtlich ihrer Eigenschaften sowie der Herstellungsverfahren und der Legierungskonzepte zur Festigkeitssteigerung erörtert. Ebenso wird auf die schweißtechnische Verarbeitung der höherfesten Stähle eingegangen. Ein weiterer Fokus liegt dabei auf dem Schweißverhalten mittels konventioneller und moderner MAG-Prozesse. Abschließend steht die wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung sowie deren Ursachen im Vordergrund. Darüber hinaus werden Einflüsse auf den Wasserstoffeintrag und Maßnahmen zur Wasserstoffreduktion in Schweißverbindungen erläutert.

2.1 Höherfester Feinkornbaustahl

In modernen Schweißkonstruktionen werden zunehmend höherfeste Feinkornbaustähle eingesetzt. Durch den überwiegenden Einsatz von Stählen mit Streckgrenzen ≥ 960 MPa werden bspw. im Mobilkranbau hohe Tragfähigkeiten und Mobilität erreicht [16, 17]. Stahlhersteller stellen hierzu geeignete höherfeste Grund- und Zusatzwerkstoffe zur Verfügung [18].

2.1.1 Eigenschaften und Herstellung

Bereits in den 1990er Jahren ermöglichten fortschrittliche Walz- und Wärmebehandlungstechniken eine Erhöhung der Streckgrenzen von Feinkornbaustählen bis zu 1100 MPa, siehe *Abbildung 2.1a*. Mit modernen Konverteröfen können chemische Zusammensetzungen mit stark abgesetzten Gehalten an Phosphor und Schwefel erzielt werden [19]. Einsatz finden die höherfesten Feinkornbaustähle z. B. im Kran-, Anlagen-, und Stahlbau bis zu einer Streckgrenze von 1300 MPa [20]. Es gibt allerdings noch keine Schweißzusatzwerkstoffe, die diese Festigkeit garantieren [21]. Deshalb werden die Schweißnähte in weniger belastete Bauteilbereiche gelegt [22]. Die höherfesten Feinkornbaustähle zeichnen sich neben ihrer hohen Festigkeit, auch durch eine gute Zähigkeit, ein günstiges Verhalten beim Kaltumformen und eine gute Schweiß-eignung aus [19]. Dabei beeinflusst das Gefüge in starkem Maße die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Werkstoffe [23]. In den Schweißgütern werden die Festigkeiten dagegen durch Legierungen eingestellt.

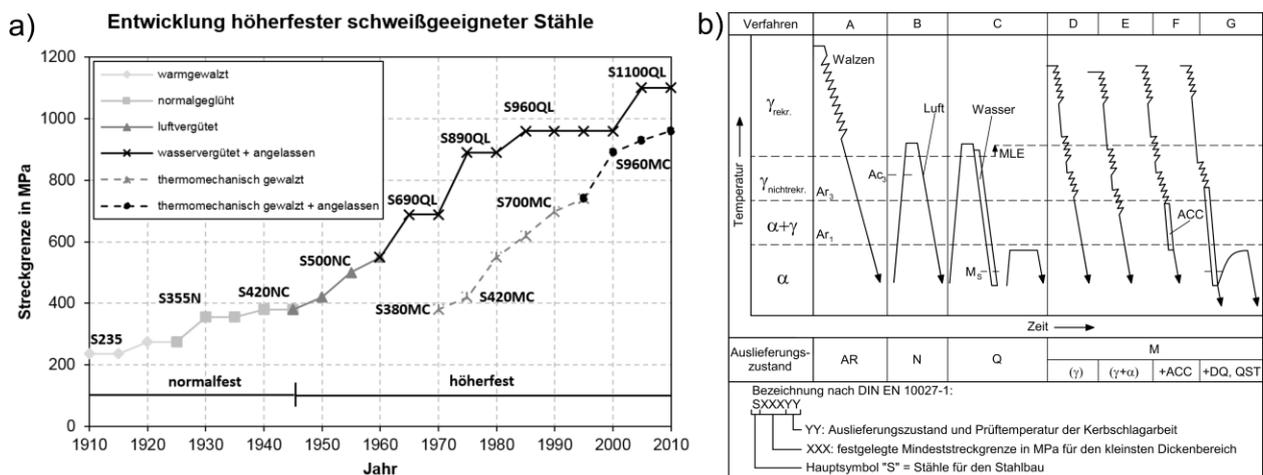


Abbildung 2.1: a) Stahlentwicklung nach [16] und b) Herstellungsverfahren, Einteilung und Bezeichnungssystem höherfester Feinkornbaustähle nach Norm [18, 24]

Während bei dem normalfesten Baustahl S235 allein der Kohlenstoffgehalt für die Festigkeit ausreicht, stehen für höherfeste Feinkornbaustähle weitere festigkeitssteigernde Mechanismen, wie Mischkristallverfestigung durch gelöste Atome, Kornfeinung, Ausscheidungshärtung durch Mikrolegierungselemente und Erhöhung der Versetzungsdichte (Bainit- oder Martensitumwandlung) zur Verfügung [23]. Generell beruht die hohe Festigkeit auf einem sehr feinen Gefüge, welches mit Hilfe von verschiedenen Herstellungsverfahren und Legierungskonzepten eingestellt werden kann.

Höherfeste Feinkornbaustähle zählen nach [24] zu den allgemeinen Baustählen. Die Einteilung und Bezeichnung dieser Stähle erfolgen anhand der Herstellungsprozesse und sind in *Abbildung 2.1b* dargestellt. Es wird in warmgewalzte (A), normalgeglühte/normalisierend gewalzte (B), vergütete (C) und thermomechanisch gewalzte (D-G) Stähle unterschieden. Je nach Walzprozess variieren, angepasst an die erforderlichen Festigkeiten, die Legierungszusammensetzungen und Verfestigungsmechanismen. Zunächst werden gegossene Brammen in einem Stoßofen vor dem Walzprozess bei Temperaturen von 1000 °C bis 1200 °C erwärmt [25]. Bei einer anschließenden konventionellen Warmwalzung über der Rekristallisationstemperatur und abschließender Luftabkühlung (Verfahren A) handelt es sich um den Zustand „as rolled“ (AR). Die Herstellung normalisierter Stähle (N) erfolgt durch ein an das Warmwalzen angeschlossenes Normalglühen im Ofen und einer Abkühlung an Luft (Verfahren B). Dieser Herstellprozess kann auch als zweistufiger Walzprozess dargestellt werden [26]. Hier findet nach dem ersten Walzvorgang ein zweiter Walzvorgang (normalisierendes Walzen) im Bereich der Normalisierungstemperatur statt. Bei diesen Herstellungsverfahren entstehen ferritisch-perlitische Gefügestrukturen, die in Verbindung mit Legierungselementen zu entsprechend hohen Streckgrenzen führen [18]. Genormt sind die konventionell gewalzten Stähle bis Streckgrenzen von 500 MPa [27, 28]. Die Herstellung von Stählen mit Streckgrenzen ≥ 500 MPa wird hauptsächlich durch das Vergüten (Q) oder thermomechanische Walzen (M) erreicht. Beim Vergüten (Verfahren C) findet nach dem konventionellen Walzen eine Abkühlung an Luft statt, gefolgt von einem zweistufigen Vergütungsprozess [25]. Beim Vergüten werden die Bleche auf ca. 920 °C erwärmt und anschließend in Wasser abgeschreckt. Dabei entsteht eine Gefügeumwandlung in der Bainit- bzw. Martensitstufe, wobei durch den zwangsgelösten Kohlenstoff im Mischkristall weitere Festigkeitssteigerungen resultieren [19]. Durch ein abschließendes Anlassen im Temperaturbereich von 560 °C bis 660 °C werden die Zähigkeitseigenschaften verbessert [25]. Beim thermomechanischen Walzen (Verfahren D bis G) erfolgt die Blechherstellung, dank moderner Regelungs- und Walztechniken, unter genau aufeinander abgestimmten Walz- und Kühlstopptemperaturen in mehreren Walz- und Umformschritten [26, 29, 30]. Mit Hilfe von Mikrolegierungselementen entsteht dabei ein feines, gleichmäßiges Korn mit Nitriden und Karbiden. Je nach Abkühlprozess (beschleunigte Abkühlung oder Intensivkühlung), kann die Festigkeit infolge einer Bainit- oder Martensitumwandlung zusätzlich gesteigert werden. Die vergüteten und thermomechanisch gewalzten Stähle sind bis zu einer Streckgrenze von 960 MPa genormt [27, 28]. Eingeteilt werden die höherfesten Feinkornbaustähle nach Herstellprozess und Prüftemperatur der nachgewiesenen Kerbschlagarbeit.

2.1.2 Legierungskonzepte zur Festigkeitssteigerung

Bei niedrigfesten Stählen (S235) reicht das ferritische Gefüge mit eingelagerten Perlitinseln bereits für die Festigkeit aus [31]. Durch weitere Zugabe von Mischkristallbildnern, wie Mangan und Silizium sowie Aluminium, das Al-Nitride bildet, kann die Streckgrenze bis auf 355 MPa erhöht werden. Durch ein weiteres Beimischen von umwandlungsverzögernden Elementen wie Chrom, Nickel und Molybdän ist bereits bei Luftabkühlung eine Ferritbildung möglich, womit eine beschleunigte Abkühlgeschwindigkeit für hinreichende Bainit- und Martensitumwandlung erreicht werden kann. Speziell beim Vergüten ist die Sicherstellung der Festigkeit über den gesamten

Blechquerschnitt zu gewährleisten. Um hier den Anteil kostenintensiver Legierungselemente (z. B. Nickel) herabsetzen zu können, werden geringe Mengen von Mikrolegierungselementen hinzugefügt, welche eine zusätzliche Ausscheidungshärtung bewirken [32, 33]. In *Abbildung 2.2a* ist der Einfluss einiger Legierungselemente auf die Zunahme der Streckgrenze an einem vergüteten Stahl exemplarisch dargestellt.

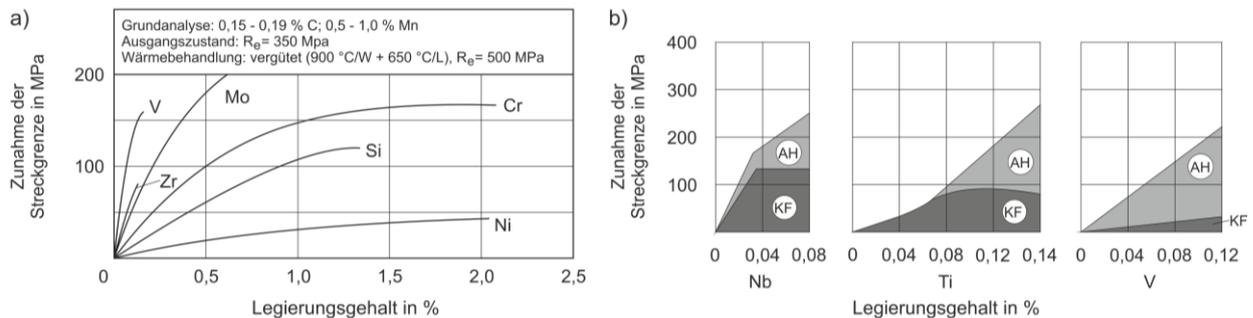


Abbildung 2.2: Exemplarische Darstellung des Einflusses der Legierungselemente auf die Streckgrenzenzunahme bei a) vergütetem (Q) Stahl [34] und b) thermomechanisch gewalztem (M) Stahl, KF – Kornfeinung, AH – Ausscheidungshärtung [29]

Das thermomechanische Walzen verbindet die Mechanismen Mischkristallbildung, Kornfeinung, Ausscheidungshärtung und Umwandlungshärtung zur Festigkeitssteigerung [26]. Durch einen höheren Anteil an Mikrolegierungselementen (Niob, Vanadium und Titan) kann der Gehalt an Kohlenstoff herabgesetzt werden. Während der Walzprozesse werden dadurch Nitride und Karbide gebildet, welche die Rekristallisation verzögern. Die Ausscheidungen führen neben einem feinen Korn während der Abkühlung auch zu einer Ausscheidungshärtung [26, 29, 30]. *Abbildung 2.2b* verdeutlicht die Wirkung der Mikrolegierungselemente.

2.1.3 Schweißen höherfester Feinkornbaustähle

Mittels der beschriebenen Herstellverfahren lassen sich die Kohlenstoffgehalte bei geringem Einsatz von Legierungselementen bei höherfesten Feinkornbaustählen auf unter 0,2 % herabsetzen. Diese Stahlgüten gelten daher als gut schweißbar, jedoch sollten Grenzen und Vorgaben für die schweißtechnische Verarbeitung eingehalten werden. Diese lassen sich in der DIN EN 1011-2 [10], im SEW 088 [7] sowie im DVS-Merkblatt 0916 [11] finden. Generell gilt es beim Schweißen, die hohen Festigkeiten der Grundwerkstoffe auch in der Schweißverbindung mit ausreichender Zähigkeit zu erreichen [35, 36]. Daher sollte die Festigkeit der Schweißzusätze denen der Grundwerkstoffe entsprechen. In der Regel sind die Festigkeitskennwerte des Schweißgutes höher als die des Grundwerkstoffes (overmatching). Jedoch gibt es noch keine Massivdrähte, die Streckgrenzen ≥ 960 MPa garantieren [37]. Infolgedessen werden diese Schweißnähte in weniger belastete Bauteilbereiche (z. B. auf Druck belastet) gelegt [22].

Für die Schweißeignung wird i. A. das Kohlenstoffäquivalent CET herangezogen, welches den Zusammenhang zwischen chemischer Zusammensetzung und Kaltrissverhalten in Feinkornbaustählen kennzeichnet. Mittels CET wird in der DIN EN 1011-2 [10] und im SEW 088 [7] die Wärmeführung in Form von Vorwärm-, Zwischenlagentemperatur und Streckenergie beim Schweißen zur Vermeidung von wasserstoffunterstützten Kaltrissen ermittelt. In den Richtlinien sind dazu zahlreiche Diagramme und Formeln angegeben, das DVS-Merkblatt 0916 [11] bietet darüber hinaus ergänzende Hilfestellungen speziell für das MAG-Schweißen. Ziel der Empfehlungen ist es, das gewünschte Gefüge unter Einhaltung der geforderten mechanischen Eigenschaften zu erzielen. Letztlich gelingt dies über die Abkühlgeschwindigkeiten. Als Maß dafür hat sich die $t_{8/5}$ -Abkühlzeit etabliert [7, 10, 38]. Diese gibt die Zeitdifferenz bei Abkühlung einer Schweißraupe

zwischen 800 °C und 500 °C an und ist abhängig von den Schweißbedingungen wie dem Wärmeeinbringen, der Nahtgeometrie, der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur und der Blechdicke. Generell werden die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten von den Stahlherstellern vorgegeben. Ein typischer Arbeitsbereich für einen höherfesten S960QL liegt zwischen 5 s und 15 s [11]. Zu geringe Abkühlzeiten führen zu einem harten und spröden Gefüge in der Wärmeeinflusszone (WEZ). Eine zu hohe Abkühlzeit erhöht die Gefahr, dass die geforderten Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften im Nahtbereich nicht mehr eingehalten werden. Generell ist hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung das Gefüge in der WEZ problematisch, da die Eigenschaften und Gefüge deutlich vom Grundwerkstoff abweichen. Beim Schweißen treten Temperaturzyklen (Temperatur-Zeit-Verläufe) auf, die sich von der Wärmebehandlung bei der Stahlherstellung sehr stark unterscheiden [38]. Zur Abschätzung der resultierenden Gefüge in der WEZ werden Schweiß-ZTU-Schaublätter verwendet.

Hohe Aufheiz- und Abkühlraten sowie eine geringe Austenitisierungsdauer kennzeichnen den Temperaturzyklus beim Schweißprozess [39]. Abhängig vom Schweißverfahren und der eingebrachten Wärmemenge nimmt die Spitzentemperatur mit erhöhtem Abstand zur Schmelzlinie ab und bedingt verschiedene Bereiche in der WEZ, die sich im Gefüge unterscheiden [40]. *Abbildung 2.3a* zeigt schematisch die WEZ einer Einlagenschweißung eines umwandlungsfähigen Stahls.

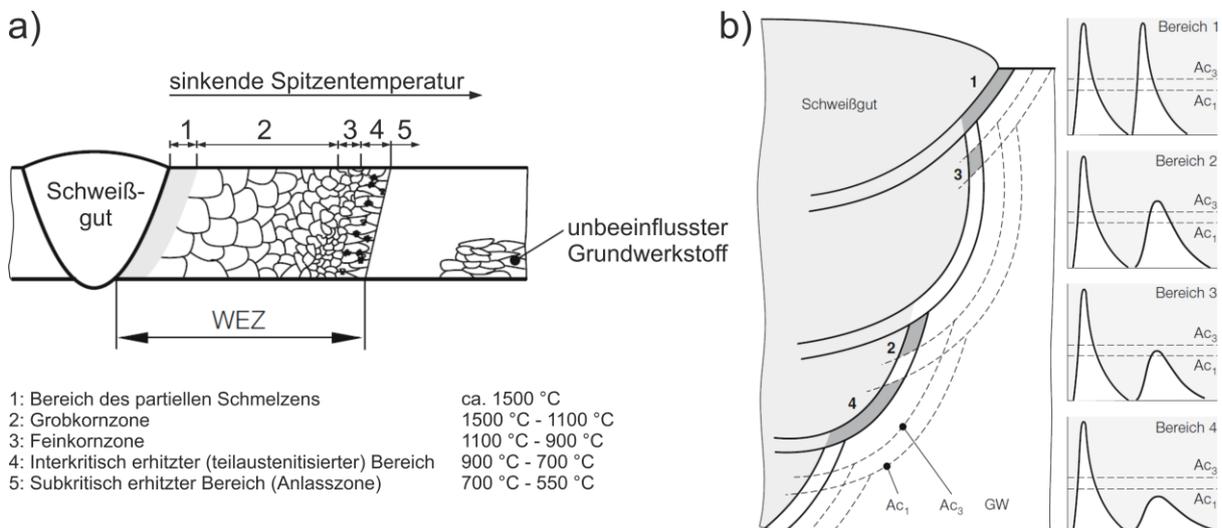


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung der Bereiche mit unterschiedlichem Gefüge in der WEZ eines umwandlungsfähigen Stahls bei a) einer Einlagenschweißung mit Temperaturangaben und b) einer Mehrlagenschweißung nach [39-41]

Das Erstarrungsgefüge in der Schweißnaht kann von seiner Struktur her mit einem Gussgefüge verglichen werden [41]. An die Schmelzgrenze schließt sich die partiell aufgeschmolzene Zone (1) an [39]. Bei Temperaturen zwischen Solidus- und Liquidustemperatur findet keine vollständige Aufschmelzung des Grundwerkstoffes statt. Nach raschem Abkühlen enthält hier die zuletzt erstarrte Restschmelze einen Großteil von niedrigschmelzenden Phasen, welche sich im Bereich der Korngrenzen konzentrieren können und damit die Heißrissneigung begünstigen [39]. In der Grobkornzone (2) können Temperaturen in Höhe der Solidustemperatur erreicht werden [38, 40]. Die im Grundwerkstoff vorhandenen Ausscheidungen gehen in Lösung und es findet eine Kornvergrößerung statt. Während des Abkühlens entsteht ein bainitisches oder martensitisches Härtegefüge, welches verschlechterte Zähigkeiten und ein erhöhtes Kaltrissrisiko aufweist [38]. Die benachbarte Feinkornzone (3) wird beim Schweißen auf Temperaturen von 900 °C bis 1100 °C erhitzt. Ausscheidungen lösen sich dabei nicht vollständig auf, so dass ein Wachstum der Austenitkörner ausbleibt. Das beim Abkühlen entstehende feinkörnige Gefüge weist bei vielen Stählen sehr gute Zähigkeitseigenschaften auf. Im interkritisch erhitzten Bereich (4) liegen die Spitzentemperaturen zwischen Ac_1 und Ac_3 . Bei raschen Abkühlvorgängen entsteht ein mit Kohlenstoff

angereicherter Martensit oder Bainit [40]. Bei Temperaturen unterhalb A_{c1} können im subkritisch erhitzten Bereich (5) Zonen erweichen, wenn die Anlasstemperatur der Stähle überschritten wird [39, 40]. Generell gilt, dass neben der Grobkornzone auch das Schweißgut bei höherfesten Feinkornbaustählen Aufhärtungen aufgrund rascher Abkühlung aufweisen kann. Damit gilt für diese beiden Zonen ein erhöhtes Risiko gegenüber einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung [42, 43].

Beim Mehrlagenschweißen werden die WEZ und die bereits eingebrachten Schweißraupen durch weitere Wärmeeinbringung zusätzlich beeinflusst, vgl. *Abbildung 2.3b*. Nach [39, 40] werden vier Bereiche unterschieden. Der Bereich 1 stellt die unveränderte Grobkornzone dar, die nicht oder über 1200 °C erwärmt wurde. Die Grobkornzone wird durch erwärmen auf Temperaturen $\geq A_{c3}$ im Bereich 2 feinkörnig. Im Bereich 3 wurde die Grobkornzone auf Temperaturen zwischen A_{c1} und A_{c3} und im Bereich 4 auf Temperaturen $< A_{c1}$ erwärmt. Aus den erneuten Erwärmungen und Umkörnungen ergeben sich verbesserte Zähigkeitseigenschaften [39, 40]. Des Weiteren kann durch das Mehrlagenschweißen bei jeder Folgeraube eingelagerter Wasserstoff aus den unteren Lagen effundieren, womit das Risiko gegenüber einer Kaltrissbildung in den unteren Lagen gesenkt werden kann [44, 45].

2.2 MAG-Schweißprozesse

Das Fügen von höherfesten Feinkornbaustählen erfolgt schweißtechnisch zumeist mit dem Metallaktivgas-(MAG-)Schweißen, entsprechend der Norm DIN EN ISO 4063 [46] mit den Prozessen 135 und 138. Bei diesen Prozessen lassen sich verschiedene Arbeitsbereiche bzw. Verfahren unterscheiden, siehe *Abbildung 2.4*. Dünnere Bleche werden wegen der niedrigen Abschmelzleistung und geringen Wärmeeinbringung im Bereich des Kurzlichtbogens geschweißt. Der Werkstoffübergang erfolgt dabei mit einem Kurzschluss, wobei der Lichtbogen während des Tropfenüberganges im Schweißbad erlischt [47]. Dabei ist durch die Abstimmung des Stromkreises und den konstruktiven Aufbau der Schweißstromquelle die Dynamik des Schweißprozesses gegeben. Unregelmäßige Einflüsse auf die Dynamik können Störungen und Spritzer bewirken [48]. Eine Weiterentwicklung des Kurzlichtbogens ist der Impulslichtbogen. Hier wird in der Stromquelle zwischen zwei Kennlinien umgeschaltet, womit abwechselnd ein niedriger Grundstrom und ein höherer Impulsstrom fließt [47]. Als Schweißparameter tritt neben Grund- und Impulsstrom oder -spannung die von Grund- und Impulszeit abhängige Impulsfrequenz auf. Diese ist bei transistorisierten Stromquellen stufenlos einstellbar, ebenso wie das Verhältnis von Pulsdauer zu Periodendauer. Der Impulslichtbogen ermöglicht den stabilsten und spritzerärmsten Schweißprozess, womit eine sichere und gezielte Ablösung des Tropfens in das Schmelzbad erreicht wird. Jedoch liegen Wärmeeinbringung und Abschmelzleistung relativ hoch. Das Schweißen höherfester Feinkornbaustähle mit dem Impulslichtbogen ist wegen der Begrenzung der Streckenenergie, um den empfohlenen $t_{8/5}$ -Abkühlzeitbereich nicht zu überschreiten, stark einschränkt.

Als Folge ist der regelmäßige Einsatz des konventionellen MAG-Schweißens im Bereich des Übergangslichtbogens zu erklären. Die wirtschaftlichen Vorteile bei einem vergleichsweise niedrigen Verhältnis von Wärmeeinbringung zu Abschmelzleistung überwiegen die Nachteile eines instabilen spritzerbehafteten Schweißprozesses [49, 50]. Beim Übergangslichtbogen liegt die Schweißgeschwindigkeit, die für eine optimale Streckenenergie zur Einhaltung der geforderten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten benötigt wird, für die manuelle Schweißung in einem optimalen Bereich.

Noch höhere Abschmelzleistungen sind mit dem Sprühlichtbogen erzielbar. Der klassische Sprühlichtbogen zeichnet sich durch einen praktisch kurzschlussfreien und feintropfigen Werkstoffübergang aus [48]. Dabei bleibt die Lichtbogenlänge, bei gleichmäßigem Schweißstrom bzw. gleichmäßiger Schweißspannung, nahezu konstant [47]. Allerdings führt der Arbeitsbereich des

Sprühlichtbogens unter relativ hoher Lichtbogenlänge zu Einbrandkerben, übermäßiger Blaswirkung und zu einem hohen Legierungsabbrand, weshalb ein kurzer Sprühlichtbogen mit etwas niedrigerer Schweißspannung eingestellt wird [48, 51]. Dabei entstehen Kurzschlüsse, dessen Dauer und die damit verbundenen Schweißstromanstiege so gering sind, dass kaum Spritzer bei der Lichtbogenwiederzündung entstehen. Eine weitere Verkürzung des Lichtbogens ist jedoch nicht möglich, da der Schweißprozess instabiler wird und damit die Kurzschlussdauer ansteigt. Es kommt dann zu einer verstärkten Spritzerbildung.

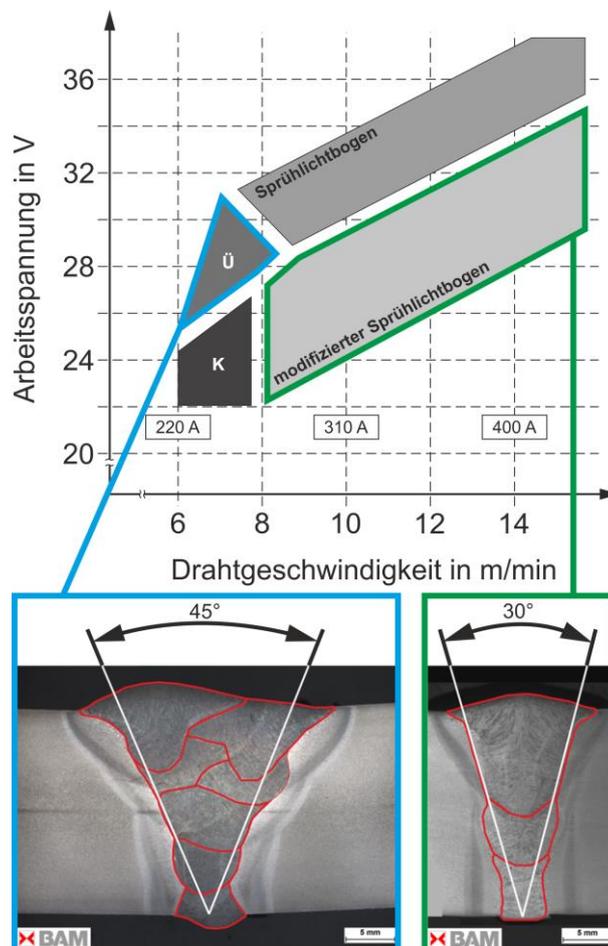


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung der Arbeitsbereiche beim MAG-Schweißen [48] und Reduzierung der Schweißraupenanzahl durch verringerten Nahtöffnungswinkel – Ü: Übergangslichtbogen, K: Kurzlichtbogen

Durch die eingeführte Invertertechnik in Kombination mit einer digitalen Steuerung, lassen sich Eingriffe während der Kurzschlussphase in resultierenden Stromverläufen vornehmen, sodass Kurzschlüsse in ihrer Entstehung behindert oder vollständig vermieden werden. Damit kann die Schweißspannung bzw. Lichtbogenlänge weiter herabgesetzt werden [48, 51]. Es resultiert daraus ein sehr kurzer, richtungsstabiler Sprühlichtbogen mit hohem Plasmadruck. Da der Lichtbogen in einer Schmelzbadmulde brennt, werden auftretende Schweißspritzer bereits im Schweißbad aufgefangen. Darüber hinaus ist durch den fokussierten Sprühlichtbogen ein größerer Kontaktrohrabstand möglich, wodurch deutlich reduzierte Nahtöffnungswinkel mit guter Wurzelersfassung geschweißt werden können [4, 48, 51]. Auf dem Markt werden gegenwärtig von verschiedenen Herstellern diverse modifizierte Sprühlichtbogenprozesse (mod. SLB) angeboten. Einen allgemeinen Überblick über die verschiedenen Prozessvarianten gibt das DVS-Merkblatt 0973 [52]. Im Vergleich zu konventionellen Lichtbogenprozessen führt die Verringerung des Nahtöffnungswinkels zur Verringerung des Nahtvolumens und damit zu einer Einsparung an Schweißzusatzwerkstoff und Schweißzeit. Somit wird die gesamte Wärmeeinbringung reduziert.

Gleichzeitig wird eine höhere Abschmelzleistung durch höhere Drahtvorschubgeschwindigkeiten erreicht. Insgesamt führt dies zu einer Absenkung der erforderlichen Anzahl an Schweißraupen. *Abbildung 2.4* zeigt beispielhaft eine Stumpfstoßverbindung mit einem Nahtöffnungswinkel von 45° (geschweißt mit Überganslichtbogen) und einem Nahtöffnungswinkel von 30° (geschweißt mit mod. SLB). Die Schweißraupenanzahl konnte von sieben auf drei bei einer Blechdicke von 20 mm reduziert werden.

Es wird angenommen, dass wegen der reduzierten Anzahl an Schweißraupen und der damit verbundenen geringeren Anzahl an Wiedererwärmungen der unteren Lagen unterschiedliche Wasserstoffkonzentrationen in der Schweißnaht vorliegen. Des Weiteren ist die Effusionsoberfläche bezogen auf das Nahtvolumen bei beiden Lichtbogenvarianten unterschiedlich, wodurch unterschiedliche Diffusionswege zur Nahtoberfläche vorherrschen. Daher befasst sich der nächste Abschnitt mit der Thematik Wasserstoff in Schweißverbindungen und der damit einhergehenden wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung.

2.3 Wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung

In Schweißkonstruktionen aus höherfesten Feinkornbaustählen ist Wasserstoff in vielen Schadensfällen die Ursache für eine Kaltrissbildung. Durch Wasserstoff kann eine Degradation der mechanisch-technologischen Eigenschaften erfolgen [2, 53]. Somit ist die Möglichkeit einer Schädigung einer Schweißkonstruktion bereits während der schweißtechnischen Fertigung gegeben. Generell wird von einer wasserstoffunterstützten Rissbildung und speziell beim Schweißen von einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung gesprochen. Als Abkürzung wird in der Literatur oft die englische Bezeichnung HAC (hydrogen assisted cracking) gefunden. Grundlegend entsteht HAC in Konstruktionswerkstoffen und Schweißverbindungen im festen Zustand bei Temperaturen unterhalb von 200°C . Dies beruht auf der Tatsache, dass während des Abkühlvorganges einer Schweißnaht die Spannungen stark zunehmen. Infolge des zeitabhängigen und diffusionsgesteuerten Prozesses des Wasserstoffes im Metallgitter, können Werkstoffschädigungen auch ein paar Stunden bis mehrere Tage nach Fertigstellung der Schweißkonstruktion auftreten. In diesem Fall wird der Begriff zeitverzögerte Kaltrissbildung verwendet. Im Allgemeinen kann die Anfälligkeit eines Werkstoffes gegenüber HAC durch die Interaktion von drei Haupteinflussgrößen dargestellt werden. Wie in *Abbildung 2.5* veranschaulicht wird, beeinflussen eine kritische lokale Wasserstoffkonzentration, eine lokale mechanische Beanspruchung und eine risskritische Mikrostruktur die Neigung zur wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung.

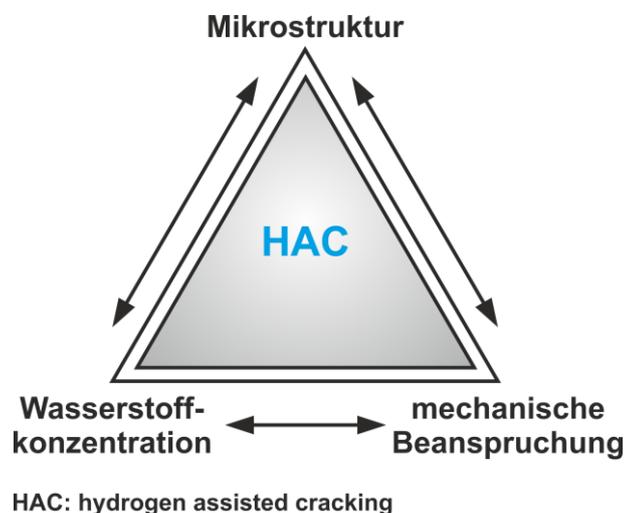


Abbildung 2.5: Einflussfaktoren auf die wasserstoffunterstützte Rissbildung (engl.: HAC - hydrogen assisted cracking)

Die *lokale risskritische Mikrostruktur* umfasst die chemische Zusammensetzung, die Gitterstruktur und die Kristallgröße, Versetzungsdichte und den Ausscheidungszustand. Generell sind die härtesten Feinkornbaustähle wegen ihrer bainitischen und martensitischen Gefügestruktur, speziell in der Grobkornzone der WEZ und im Schweißgut, risskritischer im Vergleich zu normalfesten Baustählen [2, 43, 54, 55]. Die *lokalen Wasserstoffkonzentrationen* geben die aufgelöste Wasserstoffmenge wieder, die beim Herstellungsprozess oder Schweißen eingebracht worden ist. Ein kritischer Wert wird erreicht, wenn die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes bzw. der Schweißnaht beträchtlich degradiert werden [2, 53]. Dies bedingt eine Herabsetzung der Duktilität des Werkstoffes und somit erhöht sich das Entstehungsrisiko der Mikrorisse. Die *mechanische Beanspruchung* ist durch die eingebrachten Kräfte bei der Herstellung und den fúgetechnischen Prozessen beeinflusst. Bei Schweißverbindungen führen die hohen Temperaturunterschiede und die daraus resultierenden Dehnungen zu hohen Eigenspannungen im Schweißgut sowie in der WEZ [56-58]. Bei dickwandigen Strukturen führt eine Schrumpfbehinderung der Schweißverbindung zu hohen Spannungsspitzen.

Die gegenseitige Wechselwirkung der drei Hauptfaktoren führt zum Bedarf an sehr großen Datenmengen, um die Empfindlichkeit des Werkstoffes gegenüber HAC zu bewerten. Die mechanische Beanspruchung, die für die Kaltrissentstehung einen wichtigen Faktor einnimmt, kann aus den Eigenspannungen nach der Schweißung resultieren, während der Einfluss der Mikrostruktur des Materials von der Gefügearart sowie den Abkühlbedingungen abhängt. Da bei allen Schweißprozessen Wasserstoff in die Schweißnaht sowie in die nahtnahe Umgebung eingebracht wird und die Faktoren risskritische Mikrostruktur und lokale Beanspruchung schwer kontrollierbar sind, wird die Vermeidung von HAC nur noch durch ein Reduzieren der Wasserstoffkonzentration erreicht. Inwiefern sich Wasserstoff auf die Degradation der mechanischen Eigenschaften auswirkt, veranschaulicht *Abbildung 2.6* anhand der Nullduktilität. Angegeben sind hier die kritischen Wasserstoffkonzentrationen, bei denen die Werte für die Streckgrenzen und Zugfestigkeiten aufeinander fallen. Der normalfeste Baustahl S355 zeigt bis Wasserstoffkonzentrationen von ca. 8 ppm noch ausreichend Duktilität [2]. Jedoch ist bei dem härtesten Feinkornbaustahl S690Q bereits bei 3 ppm eine kritische Konzentration erreicht. Bei Schweißverbindungen der Stähle S960QL bzw. S1100QL liegen die kritischen Wasserstoffkonzentrationen sogar unterhalb 2 ppm.

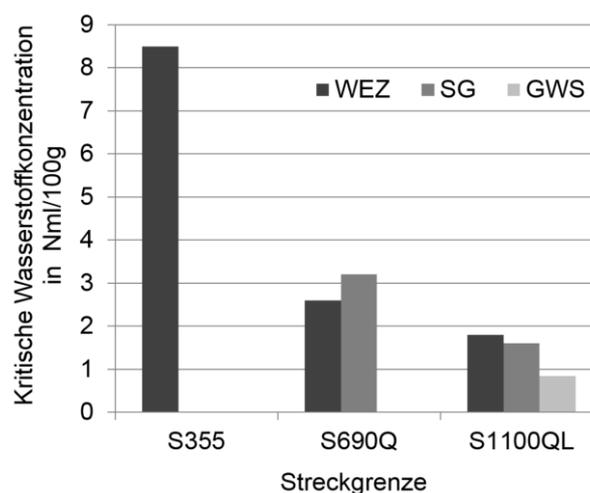


Abbildung 2.6: Kritische Wasserstoffkonzentration für kompletten Duktilitätsverlust (Zusammenfall Zugfestigkeit/Streckgrenze) normalfester und höherfester Stähle [2]

Zur Untersuchung der Kaltrissempfindlichkeit von härtesten Feinkornbaustählen, Schweißgut und Schweißverbindung existieren eine Vielzahl geeigneter Prüfverfahren [59]. Diese lassen sich in selbstbeanspruchende und fremdbeanspruchte Prüfungen unterteilen. Bei den selbstbeanspruchenden Prüfungen erfolgt die Probenbelastung durch Spannungen, die während und nach

dem Schweißen einer eingespannten Probe entstehen. Bei der Fremdbeanspruchung ist die Probenbeanspruchung das Ergebnis des Prüfverfahrens und erfolgt von außen. Generell liefern alle Prüfverfahren qualitative (Riss / kein Riss) oder quantitative (Bestimmung von Grenzkurven) Ergebnisse bzgl. der untersuchten Werkstoffe und Schweißprozesse bzw. -parameter. Die gängigsten Kaltrissprüfverfahren sind der Implant-, TEKKEN- und CTS-Test, welche in der DIN EN ISO 17642 Teile 1-3 genormt sind. Zusätzlich sei hier auf die DVS-Richtlinie 1001 [60] zum Implant-Test verwiesen.

Im folgenden Abschnitt erfolgt die Beschreibung der Wasserstoffaufnahme beim Schweißen. Anschließend wird kurz auf die in der Literatur diskutierten Mechanismen der wasserstoffunterstützten Rissbildung eingegangen. Abschließend werden schweißtechnische Einflüsse auf die Wasserstoffkonzentration in Schweißnähten sowie Maßnahmen zur Wasserstoffreduktion in Schweißverbindungen erläutert.

2.3.1 Wasserstoffeintrag in die Schweißnaht

Bei Lichtbogenschweißprozessen wird Wasserstoff aus der Schweißbadoberfläche und der Schutzgasumgebung absorbiert. Grundlage hierfür ist die Dissoziation im Lichtbogen von molekularem natürlichem Wasserstoff in atomarem Wasserstoff. Die gesamte Wasserstoffmenge, die in einer Schweißnaht eingebracht wird, hängt letztlich von der Umgebungsfeuchtigkeit, Gasatmosphäre und dem Schweißprozess (Schweißparameter) ab. Es ist aber auch nicht zu vernachlässigen, dass der unsachgemäße Einsatz von wasserstoffhaltigen Schweißzusätzen, Leckagen in der Wasserkühlung oder Feuchtigkeit und Verunreinigungen auf der Bauteiloberfläche, zu beträchtlichen Wasserstoffmengen im Schweißbad führen kann. Das in der Umgebung befindliche Wasser in Form der Luftfeuchte wird bei den hohen Temperaturen im Lichtbogen ebenfalls dissoziiert und kann in der Schmelzbadumgebung molekular, atomar, als Ion oder ionisiertes Molekül verteilt werden. In Folge dessen wird die lokale Wasserstoffkonzentration in Schweißverbindungen von der Dissoziation sowie der anschließenden Absorption stark beeinflusst. In der *Abbildung 2.7* ist der prinzipielle Vorgang des Wasserstoffeintrages in die Schweißnaht nach [61, 62] dargestellt.

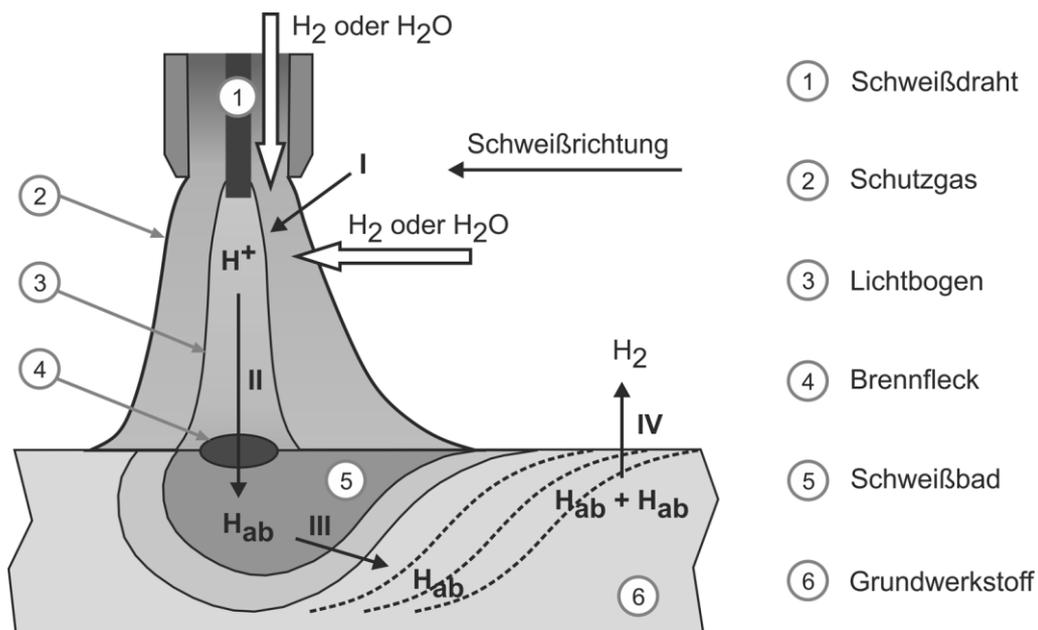


Abbildung 2.7: Wasserstoffeintrag beim Schweißen nach [61, 62]

Im Allgemeinen wird der molekulare Wasserstoff aus Luftfeuchtigkeit und Schutzgas sowie aus dem Schweißzusatzwerkstoff im Lichtbogen zu atomarem Wasserstoff dissoziiert (I). Dieser atomare Wasserstoff wird in das Schmelzbad transportiert und dort absorbiert (II). Anschließend kann der atomare Wasserstoff in die erstarrte Schweißnaht diffundieren (III). Die Naht besteht aus dem erstarrten Schweißgut, der WEZ und dem Grundwerkstoff. Ein Teil des absorbierten Wasserstoffes effundiert und rekombiniert an der Oberfläche zu molekularem Wasserstoff (IV). Der andere Teil diffundiert durch das Metallgitter und ist verantwortlich für die Degradation der mechanischen Eigenschaften und die daraus folgende Kaltrissbildung. Darüber hinaus ist zu berücksichtigen, dass der Grundwerkstoff selbst, bedingt durch die Herstellung, eine Wasserstoffquelle darstellt.

Der Transportmechanismus des atomaren Wasserstoffes im Metallgitter wird durch die Diffusion beschrieben [62]. Die gelösten Wasserstoffatome diffundieren von einem Zwischengitterplatz zum anderen. Die dafür notwendige Aktivierungsenergie ist vergleichsweise gering. Die Diffusionsgeschwindigkeit ist dabei stark von der Temperatur und dem Gefüge abhängig. In höherfesten Feinkornbaustählen findet die Zwischengitterplatzdiffusion unterhalb 200 °C mit stark reduzierter Diffusionsgeschwindigkeit statt [63]. Technische Werkstoffe weisen darüber hinaus eine Vielzahl von Gitterbaufehlern auf. Im Metallgitter führen bestimmte Gebiete zu einer beschleunigten bzw. verzögerten Diffusion. Die beschleunigte Diffusion wird als „Enhancing“ bezeichnet und auf den Spannungs- bzw. Verformungszustand zurückgeführt. Die stark reduzierte Diffusion ist auf Korngrenzen, Ausscheidungen, Phasengrenzen sowie Einschlüssen und Poren zurückzuführen. Es wird in diesem Fall von einem sog. Trapping (Fallen) gesprochen. Der Transport des Wasserstoffes wird durch die Fehlstellen im Gitter behindert und erniedrigt die Diffusionsgeschwindigkeit. Es wird somit der Wasserstoff in einen getrappten und beweglichen Wasserstoff eingeteilt. Der bewegliche Teil wird als diffusibler Wasserstoff bezeichnet. Hingegen wird der im Werkstoff verbleibende als residualer Wasserstoff bezeichnet. Die Norm DIN EN ISO 3690 [64] gibt Aufschluss über die Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffes im Lichtbogenschweißgut. Zur Minimierung der Gefahr einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung gilt es, den diffusiblen Wasserstoff schnellstmöglich aus der Schweißnaht zu entfernen. Dies kann durch Effusion bei erhöhten Temperaturen erreicht werden.

2.3.2 Mechanismen der Werkstoffdegradation durch Wasserstoff

Nach dem Stand der Technik gibt es mehrere Theorien über die Wechselwirkung zwischen Metallgitter und atomarem Wasserstoff. Um den Mechanismus HAC vollständig erklären zu können, wird als möglicher Ansatz eine Kombination der Theorien für möglich gehalten. Eine allgemeingültige Theorie zur Klärung des Mechanismus für die Degradation der mechanischen Eigenschaften kann jedoch nicht geliefert werden. Im Folgenden sind die derzeit bedeutsamen Theorien kurz aufgeführt, welche Teilaspekte der Auswirkung von Wasserstoff auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes beschreiben.

▪ Drucktheorie

Die älteste Theorie besagt, dass der atomare Wasserstoff an Defekten im Gitter (Ausscheidungen, Poren, Korngrenzen) zu molekularem Wasserstoff rekombiniert. Dies ist mit einer Volumen- und Druckzunahme verbunden und kann in oberflächennahen Bereichen zur Blasenbildung (Blistering) führen, wenn sehr hohe Wasserstoffkonzentrationen vorhanden sind [65].

▪ **Adsorptionstheorie**

Diese Theorie vermittelt die Idee, dass der adsorbierte Wasserstoff die Oberflächenenergie herabsetzt [66]. Somit wird die kritische Energie, die zur Bildung neuer Oberflächen beim Rissfortschritt benötigt wird, gesenkt. Da aber die Werkstofftrennung nicht an der Oberfläche der Risspitze, sondern im Werkstoffinneren in rissspitzennahen Bereichen entsteht, bleibt diese Theorie schwer anwendbar [67].

▪ **Dekohäsionstheorie**

Der Grundgedanke dieser Theorie basiert auf der Diffusion des Wasserstoffes in mechanisch hoch belastete Bereiche [68, 69]. Durch die starke Kerbwirkung liegen mechanisch hochbelastete Bereiche u. a. vor Risspitzen und sowohl an geometrischen als auch metallurgischen Kerben. In diesen mit Wasserstoff angereicherten Bereichen führt der Wasserstoff zu einer Reduktion der Bindungskräfte zwischen den Metallatomen. Die Kombination von hoher Spannung und der Reduzierung der Bindungskräfte führt zur Schädigung. Bezeichnet wird diese Theorie als HEDE-Mechanismus (engl.: Hydrogen Enhanced Decohesion).

▪ **Plastizitätstheorie**

Die Plastizitätstheorie basiert auf der Annahme, dass Wasserstoff lokal die Versetzungsbewegung und damit die Plastizität des Werkstoffes beeinflusst. Nelson [70] hat beobachtet, dass der Wasserstoff auf die Beweglichkeit der Versetzungen sowohl eine Verfestigung (hardening) als auch eine Entfestigung (softening) zur Folge haben kann. Bei der Verfestigung wird angenommen, dass der Werkstoff die Versetzungsbewegung hindert. Dadurch wird die Plastizität reduziert und an der Risspitze eine Sprödbuchbildung begünstigt [67]. Bei der Entfestigung wird angenommen, dass die Versetzungsbewegung beschleunigt wird [67]. In Experimenten konnte an höherfesten Stählen beobachtet werden, dass durch erhöhte Versetzungsbewegung und das damit erhöhte Verformungsvermögen das Risswachstum begünstigt [71]. Die mit diesem Phänomen einhergehende Theorie des HELP-Mechanismus (engl.: Hydrogen Enhanced Localized Plasticity) besagt, dass Wasserstoff lokal das Verformungsvermögen erhöht. Die Fließgrenze wird damit herabgesetzt, begleitet mit einer Abnahme der Festigkeit [72-74]. Bei entsprechend hohen Spannungen kann es zur Rissbildung kommen.

▪ **Adsorptionsinduzierte Versetzungsbewegung**

Der AIDE-Mechanismus (engl.: Adsorption-Induced Dislocation Emmission) nutzt die Mechanismen HEDE und HELP [75]. Der in den ersten paar Atomlagen adsorbierte Wasserstoff schwächt dort die atomare Bindung des Gitters und erleichtert somit die Auslösung von Versetzungen. Durch das erleichterte Versetzungsgleiten kommt es vor der Risspitze (plastische Zone) zur Bildung von Mikroporen und zu einer Überschneidung von Versetzungen. Wird dabei Wasserstoff in die plastische Zone mittransportiert, kommt es auch in den Mikroporen und Einschlüssen zur Auslösung von Versetzungen. Mit diesem Mechanismus lassen sich Quasi-Spaltbrüche und duktile Brüche erklären.

2.3.3 Einflüsse auf die Wasserstoffkonzentration in Schweißnähten

Da oftmals an den Umgebungsbedingungen nichts geändert werden kann und die Grund- und Schweißzusatzwerkstoffe herstellungsbedingt Wasserstoff enthalten, sollte bereits durch eine geeignete Wahl der Schweißprozesse und -parameter auf einen geringen Wasserstoffeintrag in die Schweißnaht geachtet werden. Anhand erster Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass die Schweißparameter die diffusible Wasserstoffkonzentration in Schweißverbindungen sowohl beim

Einsatz von Massiv- als auch Fülldraht beeinflussen kann [3, 76-81]. *Abbildung 2.8* zeigt den Einfluss des Kontaktrohrabstandes und der Lichtbogenlänge (in Form der Schweißspannung) auf die eingebrachte diffusible Wasserstoffkonzentration in Auftragschweißungen nach DIN EN ISO 3690 am höherfesten Feinkornbaustahl S690QL. Die Ergebnisse zeigen zunächst, dass ein erhöhter Kontaktrohrabstand tendenziell zur Reduktion der Wasserstoffkonzentration führt. Mit verlängertem Kontaktrohrabstand wird ebenfalls die freie Drahtlänge erhöht. Dieser Bereich des Schweißdrahtes unterliegt einer Widerstandserwärmung bevor es zur Lichtbogenzündung kommt. Mit Erhöhen des Kontaktrohrabstandes (längeres freies Drahtende) wird die Zeit, in der das Drahtende in der widerstandserwärmten Zone verbringt, ebenfalls erhöht und ein Teil des Wasserstoffes kann somit aus dem Schweißzusatz effundieren [78, 80]. Des Weiteren verringert sich die Stromstärke mit erhöhtem Kontaktrohrabstand, wodurch weniger Wasserstoff im Lichtbogen dissoziiert (geringe Wärmeleistung) [76, 78, 79]. Ebenfalls fällt bei den Ergebnissen auf, dass bei den Schweißungen mit Fülldraht mehr Wasserstoff eingetragen wird als beim Einsatz des Massivdrahtes.

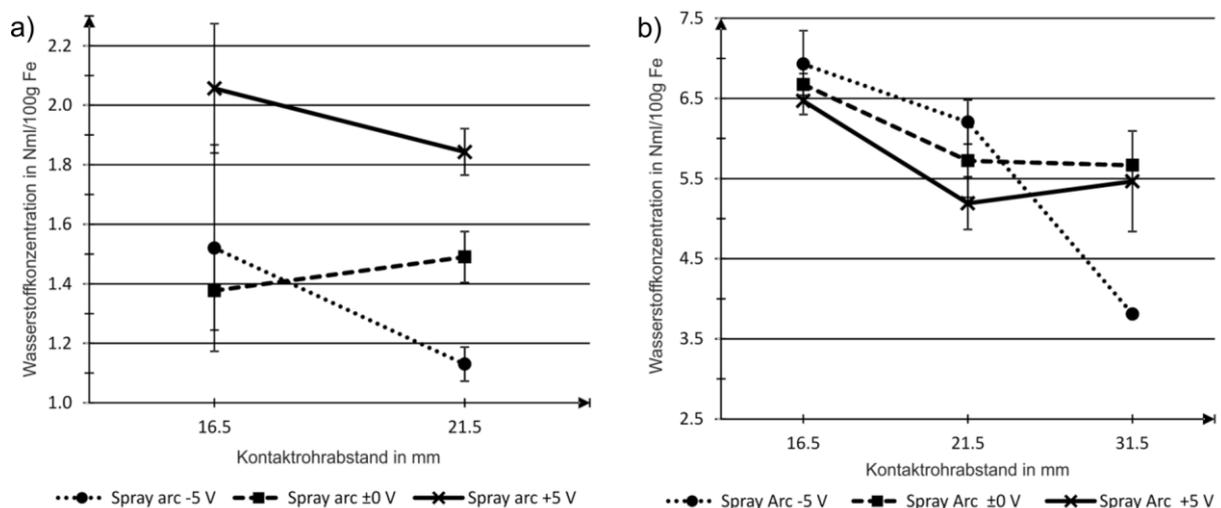


Abbildung 2.8: Einfluss von Kontaktrohrabstand und Lichtbogenlänge auf die Wasserstoffkonzentration beim MAG-Schweißen des höherfesten Feinkornbaustahles S690QL mit a) Massivdraht und b) Fülldraht [3]

Die Wasserstoffkonzentration kann darüber hinaus durch Variation der Schweißspannung (Lichtbogenlänge) beeinflusst werden. Erhöhte Spannungen führen tendenziell zu erhöhten Wasserstoffkonzentrationen. Mit Erhöhen der Lichtbogenlänge wird das freie Drahtende bei konstantem Kontaktrohrabstand kürzer. Dies führt zum oben beschriebenen Effekt. Darüber hinaus führt eine erhöhte Schweißspannung zu einer erhöhten Wärmeleistung. Dadurch kann im Lichtbogen mehr Wasserstoff dissoziiert und vom Schweißbad absorbiert werden [78, 80, 81]. In [76, 77] wurden weitere Einflüsse in Form von Drahtvorschub und resultierender Stromstärke analysiert. Es zeigte sich, dass durch einen erhöhten Drahtvorschub eine erhöhte Nahtfüllung erreicht wird. Dies führt zu einem Anstieg der eingebrachten Wasserstoffmenge. Mit erhöhtem Drahtvorschub ist auch ein Schweißstromanstieg verbunden. Numerische Untersuchungen zeigen, dass durch eine erhöhte Nahtfüllung die Diffusionswege für den Wasserstoff zur Nahtoberfläche verlängert werden und somit mehr Zeit zur Effusion benötigt wird [82]. Zudem konnte ein Einfluss der Nahtgeometrie auf die Wasserstoffmenge sowie Wasserstoffdiffusion nachgewiesen werden [83].

An dieser Stelle ist festzuhalten, dass die bisherigen Untersuchungen an Einlagenschweißungen in Form von Auftragschweißungen nach DIN EN ISO 3690 durchgeführt wurden. Unterschiedliche Nahtgeometrien, wie sie beim Einsatz des mod. SLB möglich sind, wurden nicht berücksichtigt. Darüber hinaus ist der Einfluss einer Mehrlagenschweißung zu beachten. Auf Grund der unterschiedlichen Temperaturzyklen und erneuten Wiedererwärmungen der bereits erfolgten

Schweißraupen ist davon auszugehen, dass bei jeder Folgeraube Wasserstoff aus den unteren Lagen effundieren kann. Hier schließt sich der Vergleich von unterschiedlichen Nahtgeometrien bzw. Lichtbogenprozessen an. Beim Einsatz des mod. SLB (30°) werden weniger Schweißraupen benötigt als beim konventionellen Übergangsbogen (45° bis 60°) [9, 50]. Auch bei Einlagenschweißungen ist von Unterschieden auszugehen, da durch den erhöhten Einbrand wegen höherem Drahtvorschub, geringem Nahtöffnungswinkel und kürzerem Lichtbogen beim mod. SLB die Diffusionswege für den Wasserstoff länger werden [84].

2.3.4 Maßnahmen zur Wasserstoffreduktion in Schweißnähten

Um das Risiko einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung zu minimieren, gilt es die Wasserstoffkonzentration in der Schweißnaht auf unterkritische Werte herabzusetzen. Dies erfolgt in der Regel mittels erhöhter Temperaturen und wird durch eine adäquate Wärmeführung vor, während und nach dem Schweißen in den geltenden Regelwerken empfohlen [7, 10, 11].

▪ Durchführung einer Vorwärmung

Das Ziel einer Vorwärmung der zu schweißenden Bleche hinsichtlich der Wasserstoffreduktion ist eine Verlängerung der Effusionszeit und somit einer Erhöhung der Abkühlzeit. Generell führt eine Vorwärmung zur Erhöhung der $t_{8/5}$ -Abkühlzeit [7, 10, 11]. Da dadurch jedoch das Gefüge beeinflusst wird und eine Erniedrigung der Härte bzw. Festigkeit daraus folgt, ist auf die geforderten Abkühlzeiten strengstens zu achten [38, 85]. In den Regelwerken wird die Vorwärmtemperatur anhand der Kohlenstoffäquivalente und der geforderten $t_{8/5}$ -Abkühlzeit ermittelt. Untersuchungen zeigen allerdings, dass eine Vorwärmung zu keiner signifikanten Reduzierung der Wasserstoffkonzentration führt. Jedoch bedingt diese eine Erhöhung der Eigenspannungen in der Schweißnaht [86-88], siehe *Abbildung 2.9*. Dies wirkt sich hingegen negativ auf das Kaltrissrisiko aus.

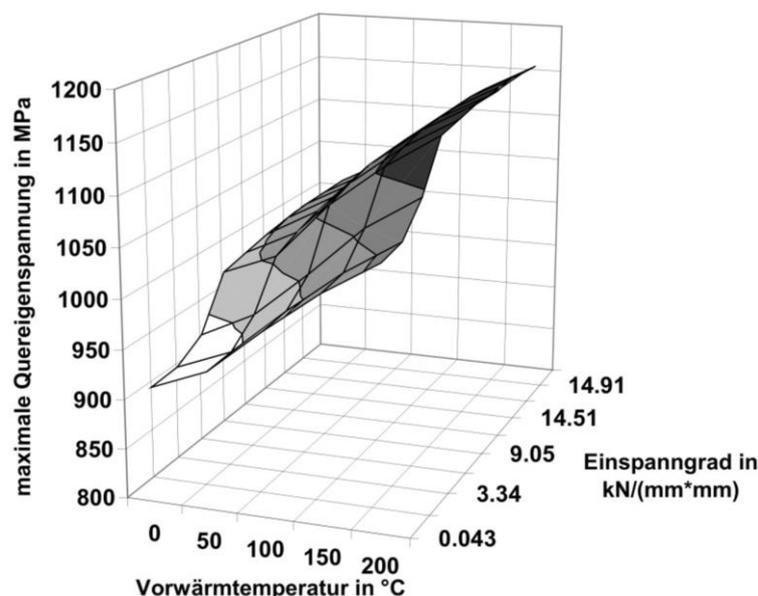


Abbildung 2.9: Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die maximalen Quereigenspannungen bei einer Einlagenschweißung des höherfesten Feinkornbaustahles S1100QL [88]

▪ Einhalten von Zwischenlagentemperaturen

Beim Mehrlagenschweißen wird das Einhalten einer Zwischenlagentemperatur empfohlen [7, 10, 11]. Dabei kann die Zwischenlagentemperatur als Vorwärmtemperatur der Folgeraupe angesehen werden. Die Schweißverbindung wird zwar über einen längeren Zeitraum auf Temperatur gehalten, jedoch hat dies wenig Einfluss auf die Wasserstoffkonzentration. Um die erforderlichen $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten einzuhalten, werden Zwischenlagentemperaturen im Bereich zwischen 50 °C bis 200 °C, je nach Blechdicke, empfohlen. Die Diffusionsgeschwindigkeit von Wasserstoff in Metall sinkt unterhalb von 200 °C jedoch signifikant [63], womit keine ausreichende Wasserstoffeffusion erreicht werden kann. Weitere Untersuchungen zeigen, dass sich erhöhte Zwischenlagentemperaturen negativ auf die Reaktionskräfte und -momente sowie Eigenspannungen in Schweißkonstruktionen höherfester Feinkornbaustähle auswirken [49, 50, 57, 89].

▪ Durchführen einer Nachwärmprozedur

Die effektivste Möglichkeit zur suffizienten Reduktion der eingebrachten Wasserstoffkonzentration stellt die Nachwärmprozedur dar. Die Regelwerke [7, 10, 11] empfehlen ein Nachwärmen bei Temperaturen zwischen 200 °C und 300 °C für eine Dauer von mindestens zwei Stunden bei Blechdicken über 30 mm. Bei dickeren Blechen sind längere Nachwärmzeiten einzuhalten. Dabei ist zu empfehlen, die Nachwärmung aus der Schweißwärme heraus durchzuführen und darauf zu achten, dass die Temperatur die Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur nicht unterschreitet [7, 10, 11]. Eigenspannungen werden durch die Nachwärmprozedur kaum beeinflusst [88]. In numerischen Untersuchungen [90] konnte der Einfluss von Blechdicke, Nahtform und Nahtöffnungswinkel auf die Wirkung der Nachwärmprozedur nachgewiesen werden. Dabei zeigten die Ergebnisse, dass das Diffusions- und Effusionsverhalten maßgeblich durch diese Faktoren beeinflusst wird. Die Wasserstoffkonzentration konnte durch eine passende Nachwärmprozedur auf unterkritische Werte herabgesetzt werden. Verdeutlicht werden die Ergebnisse in sog. Hydrogen Removal Heat Treatment (HRHT) Diagrammen. *Abbildung 2.10a* zeigt den Verlauf der Wasserstoffkonzentration über die Zeit ohne Nachwärmung für verschiedene Nahtgeometrien. Unterkritische Werte werden hier erst nach mehreren Tagen erreicht. Demgegenüber zeigt *Abbildung 2.10b* ein HRHT-Diagramm für einen T-Stoß (12 mm Blechdicke). Darin wird die Wirkung der Nachwärmung auf die suffiziente Reduzierung der Wasserstoffkonzentration belegt.

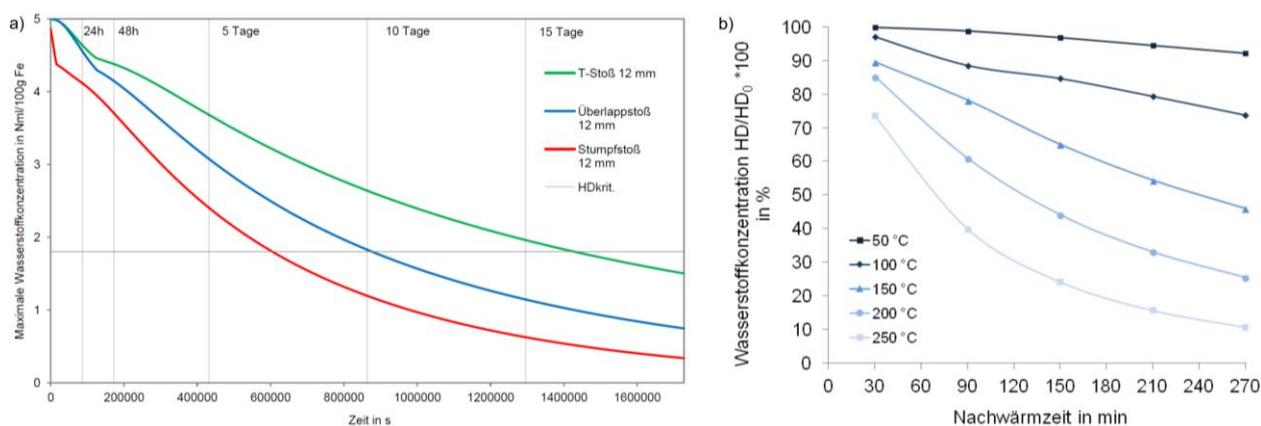


Abbildung 2.10: a) Verlauf der maximalen Wasserstoffkonzentration über der Zeit für unterschiedliche Nahtgeometrien und b) HRHT-Diagramm für den höherfesten Feinkornbaustahl S1100QL [44, 45]

3 Forschungsziel und Lösungsweg

3.1 Forschungsziel

Das übergeordnete Ziel des Gemeinschaftsvorhabens bestand in der Reduzierung des Wasserstoffeintrages und der Kaltrissvermeidung in höherfesten Schweißverbindungen durch geeignete Wärmeführungen (vor, während und nach dem Schweißen) beim MAG-Schweißen mit mod. SLB. Hierzu wurde eine Quantifizierung des prozessspezifisch aufgenommenen Wasserstoffes in Ein- bzw. Mehrlagenschweißungen angestrebt. Ferner sollte damit eine Optimierung moderner Lichtbogenprozesse für eine sichere schweißtechnische Fertigung höherfester Feinkornbaustähle realisiert werden. Damit verbunden sollte das Risiko für eine wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung signifikant gesenkt werden. Eine deutliche gesteigerte Effizienz in der Bearbeitung der Gesamthematik war hier nur durch die integrative Verzahnung beider Forschungsstellen gewährleistet.

Die Forschungsstelle BAM (Forschungsstelle 1) sollte sich dem Ziel widmen, die Wärmeführung beim MAG-Mehrlagenschweißen mit mod. SLB von höherfesten Feinkornbaustählen für einen suffizienten Wasserstoffabbau zu adaptieren.

Die Forschungsstelle OvGU Magdeburg (Forschungsstelle 2) sollte sich zum Ziel setzen, die prozessspezifischen Einflussgrößen des mod. SLB auf den Wasserstoffeintrag und das Kaltrissverhalten anhand von Einlagenschweißungen systematisch zu analysieren.

3.2 Angestrebte Forschungsergebnisse

Die Forschungsstelle 2 sollte Ergebnisse zum Einfluss der Lichtbogenlänge, des Kontaktrohrstandes und des Schweißstromes auf den Wasserstoffeintrag anhand von Einlagenschweißungen erarbeiten. In diesem Zusammenhang ergab sich gleichzeitig ein dringender normativer Handlungsbedarf. So sollte deshalb zur Ermittlung des diffusiblen Wasserstoffs in den Schweißungen eine prozessspezifische Adaption der für das Schweißen mit mod. SLB notwendigen standardisierten Prüfprozeduren gemäß DIN EN ISO 3690 erzielt werden.

Die Forschungsstelle 1 strebte an, die Einflüsse der Wärmeführung beim MAG-Mehrlagenschweißen mit mod. SLB von höherfesten Feinkornbaustählen auf die Wasserstoffreduzierung zu ermitteln. Grundlage dieser Untersuchungen sollten dabei fortwährend die von der Forschungsstelle 2 gewonnenen Zusammenhänge für Einlagenschweißungen zwischen Prozessspezifika des mod. SLB und Wasserstoffkonzentration bilden.

Teilziel stellte dabei die Bestimmung der Wasserstoffkonzentration in Abhängigkeit von der Vorwärm-, Zwischenlagentemperatur und Nachwärmprozedur für realitätsnahe Mehrlagenschweißungen mit mod. SLB von höherfesten Feinkornbaustählen dar. Diese Resultate sollten außerdem unter Berücksichtigung der Mikrostruktur der Mehrlagenschweißungen bewertet werden, um letztlich fundierte Aussagen über eine wasserstoffunterstützte Kaltrissneigung treffen zu können.

Die Forschungsstelle 2 sollte schließlich das Kaltrissverhalten anhand von Einlagenschweißungen mit dem fremdbeanspruchten Implant-Test nach DIN EN ISO 17642-3 ermitteln. Der Fokus lag hierbei auf der Bestimmung der risskritischen Implantspannung unter Berücksichtigung der zuvor ermittelten prozessspezifischen Einflussgrößen des mod. SLB beim Einlagenschweißen. Zum Erreichen dieser Ziele sollten vergleichende Untersuchungen mit höherfesten Massiv- und Fülldrahtelektroden erfolgen. Ergebnis ist hier die Erstellung von Grenzkurven (Riss / kein Riss) zur Ermittlung der kritischen Implantspannung. Dabei sollten Massiv- und Fülldraht sowie der mod. SLB mit einem herkömmlichen Lichtbogen verglichen werden.

Ein abschließendes Ziel der Forschungsstelle 1 war es, aus diesen systematischen Studien spezifische Handlungsweisen für das Schweißen mit mod. SLB höherfester Feinkornbaustähle und normative Empfehlungen für die Überarbeitung der DIN EN 1011-2 bzw. SEW 088 zu erarbeiten.

3.3 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungsziels

In diesem Gemeinschaftsprojekt wurden geeignete Wärmeführungen (vor, während und nach dem Schweißen) zur Vermeidung wasserstoffunterstützter Kaltrisse beim MAG-Schweißen höherfester Feinkornbaustähle mit modifiziertem Sprühlichtbogen ermittelt. Folgende Arbeitsschritte waren laut Forschungsantrag zu realisieren:

- A1: Klärung des Einflusses der Prozessspezifika des mod. SLB auf den Wasserstoffeintrag in Einlagenschweißungen
- A2: Klärung des Einflusses der Prozessspezifika des mod. SLB auf den Wasserstoffeintrag in Mehrlagenschweißungen
- B1: Kaltrissprüfung mit dem Implantttest
- B2: Klärung des Einflusses der Wärmeführung mit mod. SLB auf den Wasserstoffeintrag in Mehrlagenschweißungen und auf die Mikrostruktur
- C1: Ableitung einer standardisierten Prüfmethode für DIN EN ISO 3690
- C2: Erarbeitung regelwerkskonformer Empfehlungen
- D: Verfassen des Abschlussberichtes

4 Präzisierung des Arbeitsplanes

Bei Projektbeginn kam es aufgrund von Angebotsvergleichen und Lieferengpässen zu einer erheblichen Verzögerung der Lieferung der Grundwerkstoffe und mit der damit verbundenen Probenfertigung zu einem zeitlichen Rückstand. In Absprache mit den PA-Mitgliedern wurden daher in der Anfangsphase des Projektes Vorversuche zur Festlegung der Parameterkombinationen des statistischen Versuchsplans anhand von Ein- und Mehrlagenschweißungen am Baustahl S355NL durchgeführt. Um diesen Rückstand aufzuholen, wurden die unter *Abschnitt 3.1 und 3.2* beschriebenen Forschungsziele und angestrebten Forschungsergebnisse mit den Arbeitspaketen in Absprache mit dem PA auf die Forschungsstellen vom Antrag abweichend aufgeteilt. Die Forschungsstelle 1 führte daher die Schweißversuche mit dem Massivdraht und die Forschungsstelle 2 die Schweißversuche mit dem Fülldraht durch.

Des Weiteren wurde auf den Sitzungen des PA beschlossen, dass im zweiten und vierten Arbeitspunkt für die Mehrlagenschweißungen nur eine Blechdicke untersucht wird. Grund waren die sehr hohe Anzahl an Wasserstoffanalysen zur statistischen Absicherung und die damit verbundenen weiteren Arbeiten. Jedoch wurden bei den Schweißungen zum Einfluss der Wärmeleitung zusätzlich die mechanisch-technologischen Eigenschaften überprüft.

In Abstimmung der Forschungsstellen mit den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses wurden die im Arbeitsplan des Projektes festgelegten Arbeitspunkte wie nachfolgend beschrieben präzisiert und durchgeführt:

(1) Klärung der Prozessspezifika des mod. SLB auf den Wasserstoffeintrag in Einlagenschweißungen

Im ersten Arbeitspunkt erfolgten zunächst werkstoffkundliche Untersuchungen an den Versuchswerkstoffen. Am Grundwerkstoff wurden an den Blechdicken 10 mm und 20 mm die chemische Zusammensetzung und die mechanisch-technologischen Eigenschaften ermittelt und mit dem gelieferten Abnahmeprüfzeugnis verglichen. Des Weiteren wurden die Gesamtwasserstoffkonzentrationen in den Grund- und Schweißzusatzwerkstoffen gemessen. Es folgten Einlagenschweißungen an den 10 mm Blechen mit V-Naht anhand einer statistischen Versuchsplanung. Zum Einsatz kamen der konventionelle Übergangslichtbogen (MAG-Konv.) mit 60° Nahtöffnungswinkel und zwei modifizierte Sprühlichtbogenprozesse (MAG-Mod. 1 und MAG-Mod. 2) mit 30° Nahtöffnungswinkel. Die Schweißungen wurden sowohl mit Massiv- als auch mit Fülldraht durchgeführt. Durch den Einsatz der verschiedenen Prozesse war es möglich, die Wasserstoffkonzentration in Abhängigkeit von Drahtvorschub, Kontaktrohrabstand und Schweißspannung sowie von der Nahtgeometrie (Lichtbogenprozess) und vom Schweißzusatzwerkstoff zu bestimmen.

(2) Klärung der Prozessspezifika des mod. SLB auf den Wasserstoffeintrag in Mehrlagenschweißungen

Im zweiten Arbeitspunkt wurden an ausgewählten Versuchspunkten aus dem ersten Arbeitspunkt Mehrlagenschweißungen an der Blechdicke 20 mm durchgeführt. Dies ermöglichte einen direkten Vergleich zu den Einlagenschweißungen und eine experimentelle Quantifizierung des Einflusses des Anlassens beim Wiedererwärmen durch die Folgeraupe auf die Wasserstoffdiffusion und -effusion.

(3) Kaltrissprüfung mittels Implant-Test

Im dritten Arbeitspunkt wurde die Kaltrissempfindlichkeit beim Einsatz des mod. SLB mittels Implant-Test untersucht. Mit den Lichtbogenprozessen MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 erfolgten Kaltrisstests sowohl mit Massiv- als auch mit Fülldraht. Es wurden Diagramme erstellt, in denen die Implantspannung über der Standzeit aufgetragen ist. Daraus wurde eine kritische Implantspannung bestimmt, bei welcher kein Bruch bzw. Anriss mehr erfolgte. Die nicht gebrochenen Proben wurden metallografisch bei bis zu 500facher Vergrößerung auf Anrisse überprüft. Als Schweißparameter kamen die Parameter aus AP1 zum Einsatz.

(4) Klärung des Einflusses der Wärmeführung mit mod. SLB auf den Wasserstoffeintrag in Mehrlagenschweißungen und auf die Mikrostruktur

Aufbauend auf den ersten beiden Arbeitspaketen, erfolgten im vierten Arbeitspunkt Schweißversuche zum Zusammenhang zwischen Wärmeführung und Wasserstoffkonzentration. Zur Untersuchung des Einflusses einer Vorwärmung wurden Einlagenschweißungen an 10 mm Versuchsblechen mit dem MAG-Mod. 2 bei einem Nahtöffnungswinkel von 30° unter Einsatz von Fülldraht durchgeführt. Der Einfluss der Wärmeführung wurde außerdem in Form einer variierten Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur und Streckenenergie untersucht. Hierzu erfolgten an 20 mm dicken Blechen Mehrlagenschweißungen nach statistischer Versuchsplanung (Design of Experiment – DoE) mit dem MAG-Konv. bei 60° V-Naht (Massivdraht) und mit dem MAG-Mod. 1 bei 30° V-Naht (Massiv- und Fülldraht). Die Variation einer Nachwärmprozedur erfolgte ebenfalls mittels DoE an Mehrlagenschweißungen an 20 mm dicken Versuchsblechen mit dem MAG-Mod. 1 unter Einsatz von Massiv- und Fülldraht sowie an Einlagenschweißungen an 10 mm dicken Blechen mit dem MAG-Mod. 2 beim Einsatz von Fülldraht. Darüber hinaus erfolgte an den jeweiligen Zentralpunktversuchen der DoE die mechanisch-technologische Prüfung. Dabei umfassten die Prüfungen die Sichtprüfung, Durchstrahlungsprüfung, Querkzugprüfung, Seitenbiegeprüfung, Kerbschlagbiegeprüfung, Härteprüfung und Makroschliff-Untersuchung. Auf die Entnahme der Kerbschlagproben aus den Schweißungen mit Massivdraht wurde bewusst verzichtet, da hierzu in einem Vorgängervorhaben bereits umfangreiche Untersuchungen stattfanden.

(5) Ableitung einer standardisierten Prüfmethodik für DIN EN ISO 3690

Im fünften Arbeitspunkt erfolgte die Überprüfung der Anwendbarkeit der Probengeometrie aus der DIN EN ISO 3690 beim Einsatz des MAG-Mod. 1. Auftragschweißungen wurden mit dem Prüfstücksatz A unter Einsatz von Fülldraht nach statistischer Versuchsplanung durchgeführt. Die Schweißparameter wurden dabei an die Parameter aus AP-1 angepasst, um die Ergebnisse vergleichen zu können. Variiert wurden Drahtvorschub, Kontaktrohrabstand sowie Schweißspannung. Die Arbeitspunkte 1 bis 5 wurden darüber hinaus von umfangreichen Wasserstoffmessungen begleitet. Mittels Trägergasheißextraktionsanlage wurde bei einer Temperatur von 400 °C der diffusive Wasserstoff gemessen.

(6) Erarbeitung regelwerkskonformer Empfehlungen

Die Forschungsergebnisse wurden für die Erarbeitung regelwerkskonformer Empfehlungen genutzt. Am Ende der Kapitel und in der Schlussfolgerung sind zusammenfassende Handlungsempfehlungen erläutert.

(7) Anfertigen des Schlussberichtes

5 Versuchswerkstoffe und Werkstoffkennwerte

Aufgrund der hohen Sensibilität gegenüber einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung kam für die experimentellen Untersuchungen der höherfeste Feinkornbaustahl S960QL nach DIN EN 10025-6 [27] zum Einsatz. Zur Realisierung der notwendigen Untersuchungen wurden die Blechdicken $H = 10$ mm und $H = 20$ mm gewählt. Als Schweißzusatzwerkstoffe kamen, entsprechend der Festigkeitsklasse des Grundwerkstoffes, der massive Schweißdraht G 89 6 M Mn4Ni2CrMo (DIN EN ISO 16834-A [91]) und der Metallpulver-Fülldraht T 89 4 Mn2NiCrMo M M 1 H5 (DIN EN ISO 18276-A [92]) mit Durchmessern von jeweils $d = 1,2$ mm zum Einsatz, welche freundlicherweise von Mitgliedern des PA zur Verfügung gestellt wurden. Die verwendeten Grundwerkstoff-Schweißzusatz-Kombinationen sind in *Tabelle 5.1* aufgelistet.

Tabelle 5.1: Untersuchte Grundwerkstoff-Schweißzusatz-Kombinationen

Grundwerkstoff				Schweißzusatz			
Normbezeichnung	H in mm	Markenname	Charge	Normbezeichnung	d in mm	Markenname	Charge
S960QL ¹ (Werkstoff-Nr. 1.8933)	10	MAXIL 960	40809	G 89 6 M Mn4Ni2CrMo ²	1,2	ED-FK 1000	854451
S960QL ¹ (Werkstoff-Nr. 1.8933)	20	MAXIL 960	41190				
S960QL ¹ (Werkstoff-Nr. 1.8933)	10	MAXIL 960	40809	T 89 4 Mn2NiCrMo M M 1 H5 ³	1,2	MEGAFIL 1100 M	095596 234030 234037
S960QL ¹ (Werkstoff-Nr. 1.8933)	20	MAXIL 960	41190				

¹DIN EN ISO 10025-6, ²DIN EN ISO 16834-A, ³DIN EN ISO 18276-A

5.1 Grundwerkstoffe

Die chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe laut Schmelzanalyse des Stahlherstellers wurde mit der Norm abgeglichen. Alle Werte erfüllen die Normvorgaben. *Tabelle 5.2* zeigt die Herstellerangaben mit den maximal zugelassenen der Norm.

Tabelle 5.2: Chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe laut Schmelzanalyse des Herstellers (Abnahmeprüfzeugnis 3.1 nach DIN EN 10204) in Gew.-% (Rest Fe)

Güte/Sorte	H in mm	C	Si	Mn	P	S	N	B	Cr	Cu	Mo	Ni	V	Nb	Ti
Norm S960QL ¹	≤ 50	0,20	0,80	1,70	0,020	0,0100	0,015	0,0050	1,50	0,50	0,70	2,00	0,12	0,06	0,050
MAXIL 960	10	0,18	0,26	1,20	0,012	0,0010	0,006	0,0026	0,59	0,03	0,31	0,32	0,04	0,03	0,010
MAXIL 960	20	0,17	0,32	0,99	0,011	0,0003	0,005	0,0004	0,58	0,03	0,35	0,97	0,06	0,03	0,004

¹DIN EN ISO 10025-6

Die Prüfzeugnisse des Stahlherstellers umfassen zudem die mechanischen Eigenschaften. Diese sind mit den Mindestwerten der Norm verglichen. Auch hier stimmen die Herstellerangaben mit den Normvorgaben überein. Die mechanischen Eigenschaften zeigt *Tabelle 5.3*.

Tabelle 5.3: Mechanische Eigenschaften der Grundwerkstoffe laut Herstellerangabe (Abnahmeprüfzeugnis 3.1 nach DIN EN 10204)

Güte/Sorte	H in mm	R_{eH} in MPa	R_m in MPa	A_5 in %	A_v bei -40 °C in J
Norm S960QL ¹		min. 960	980 bis 1150	min. 10	min. 27
MAXIL 960	10	1073	1125	13	23*
MAXIL 960	20	1048	1093	10	38

¹DIN EN ISO 10025-6, *Probenform KV300/7,5

5.2 Schweißzusatzwerkstoffe

Die chemische Zusammensetzung der Schweißzusatzwerkstoffe laut mitgeliefertem Abnahmeprüfzeugnis der Hersteller wurde ebenfalls mit der Norm verglichen, *Tabelle 5.4*. Beim Ni-Gehalt des MEGAFIL 1100 M konnte bei der Charge 234030 eine Überschreitung festgestellt werden.

Tabelle 5.4: Chemische Zusammensetzung der Schweißzusatzwerkstoffe laut Abnahmeprüfzeugnis 3.1 nach DIN EN 10204 der Hersteller in Gew.-% (Rest Fe)

Güte/Sorte	C	Si	Mn	P	S	N	B	Cr	Cu	Mo	Ni	V	Nb	Ti
<i>Norm</i> G 89 6 M Mn4Ni2CrMo ¹	0,12	0,90	2,10	0,015	0,018	k.A.	k.A.	0,45	0,300	0,70	2,30	0,030	k.A.	k.A.
ED-FK 1000 (854451)	0,10	0,81	1,77	0,009	0,013	k.A.	0,001	0,38	0,013	0,57	2,22	0,003	0,003	0,047
<i>Norm</i> T 89 4 Mn2NiCrMo M M 1 H5 ²	0,10	0,90	2,00	0,020	0,020	k.A.	k.A.	0,60	k.A.	0,60	2,60	0,050	k.A.	k.A.
MEGAFIL 1100 M (095596)	0,07	0,33	1,68	0,013	0,017	k.A.	k.A.	0,52	0,147	0,60	2,44	0,013	0,013	0,072
MEGAFIL 1100 M (234030)	0,06	0,61	1,88	0,013	0,019	k.A.	0,0006	0,58	0,119	0,58	2,68	0,009	0,003	0,057
MEGAFIL 1100 M (234037)	0,07	0,33	1,77	0,009	0,019	k.A.	0,0003	0,50	0,111	0,60	2,43	0,006	0,010	0,045

¹DIN EN ISO 16834-A, ²DIN EN ISO 18276-A

Die mechanischen Eigenschaften der Schweißzusatzwerkstoffe laut Herstellerprüfzeugnisse sind in *Tabelle 5.5* mit der Norm verglichen. Es konnten keine Unzulässigkeiten gegenüber den Normwerten festgestellt werden.

Tabelle 5.5: Mechanische Eigenschaften der Schweißzusatzwerkstoffe laut Werkzeugnis 2.2 nach DIN EN 10204 der Hersteller

Güte/Sorte	$R_{p0,2}/R_{eH}$ in MPa	R_m in MPa	A_5 in %	A_v in J
G 89 6 M Mn4Ni2CrMo ¹	min. 890	940 bis 1180	min. 15	min. 47 bei -60 °C
ED-FK 1000 (854451)	938	980	15	62
T 89 4 Mn2NiCrMo M M 1 H5 ²	min. 890	940 bis 1180	min. 15	min. 47 bei -40 °C
MEGAFIL 1100 M (095596)	1010	1030	17	51
MEGAFIL 1100 M (234030)	955	980	19	76
MEGAFIL 1100 M (234037)	1018	1037	14	59

¹DIN EN ISO 16834-A, ²DIN EN ISO 18276-A

6 Versuchsdurchführung

6.1 Schweißversuche

6.1.1 Versuchsaufbau für Verbindungsschweißungen

In *Abbildung 6.1* ist der Versuchsaufbau für die Verbindungsschweißungen an der Forschungsstelle 1 (BAM) dargestellt. Der Versuchsaufbau an der Forschungsstelle 2 (IWF) wurde dem entsprechend realisiert, um gleiche Versuchsrandbedingungen gewährleisten zu können. Die Versuchsproben wurden auf einer Stahlplatte fixiert. Diese Stahlplatte wurde mit einer Nut versehen, in welcher die keramische Schweißbadsicherung eingelegt werden konnte. Der MAG-Brenner wurde an einer Linearachse automatisch geführt, damit reproduzierbare Schweißergebnisse möglich waren. Als Schweißprozesse kamen nach DIN EN ISO 4063 [46] die MAG-Schweißprozesse 135 und 138 mit dem Schweißgas ISO 14175-M21-ArC-18 [93] und Schweißdrahtdurchmessern von 1,2 mm zum Einsatz. Die Reinigung der Proben, speziell der Nahtflanken, erfolgte vor dem Schweißen mittels Aceton. Etwaige Vor- bzw. Nachwärmungen erfolgten in einem Ofen. Zur Messung von Zwischenlagentemperaturen dienten Anlegethermoelemente (Typ K) und zusätzlich auf einer Blechhälfte (10 mm neben der Nahtflanke) angebrachte Typ-K-Thermoelemente. In das flüssige Schmelzbad eingetauchte Typ-K-Thermoelemente und ein Pyrometer (zur berührungslosen Temperaturmessung) dienten zur Aufzeichnung der Abkühlkurven, um die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten bestimmen zu können. Die Ermittlung der Schweißprozessparameter, wie Schweißstrom, -spannung und Drahtvorschub, erfolgte an der Forschungsstelle 1 mit einem in die Stromquelle integrierten Messsystem (Messdaten über PC auswertbar) und an der Forschungsstelle 2 mittels WeldAnalyst. Unmittelbar nach Schweißende wurden die Schweißproben in Anlehnung an DIN EN ISO 3690 [64] in Eiswasser abgeschreckt und in flüssigem Stickstoff gelagert, um eine Effusion des eingebrachten Wasserstoffes aus der Schweißnaht heraus zu verhindern.

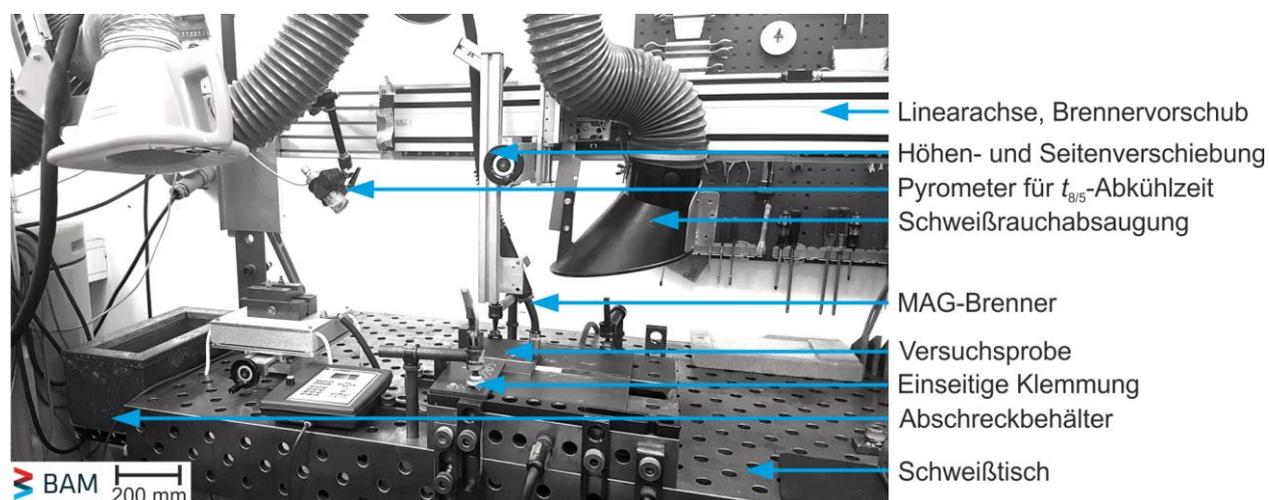


Abbildung 6.1: Versuchsaufbau für die Verbindungsschweißungen an der Forschungsstelle 1 (BAM)

Die Geometrie der Versuchsproben für die Verbindungsschweißungen und die Nahtvorbereitungen sind in *Abbildung 6.2* dargestellt. Die Schweißnahtvorbereitung für die Stumpfstoße mit V-Naht und Nahtöffnungswinkeln von 60° und 30° an den 10 mm und 20 mm dicken Blechen erfolgte mechanisch. Zur Sicherstellung einer vollständigen Wurzelschweißung wurde ein Spalt zwischen 1 mm und 1,5 mm und eine Stegbreite von 1 mm realisiert. Am Nahtanfang und -ende wurden beide Blechhälften geheftet, wobei die Schweißrichtung der Walzrichtung der Grundwerkstoffe entsprach.

6 Versuchsdurchführung

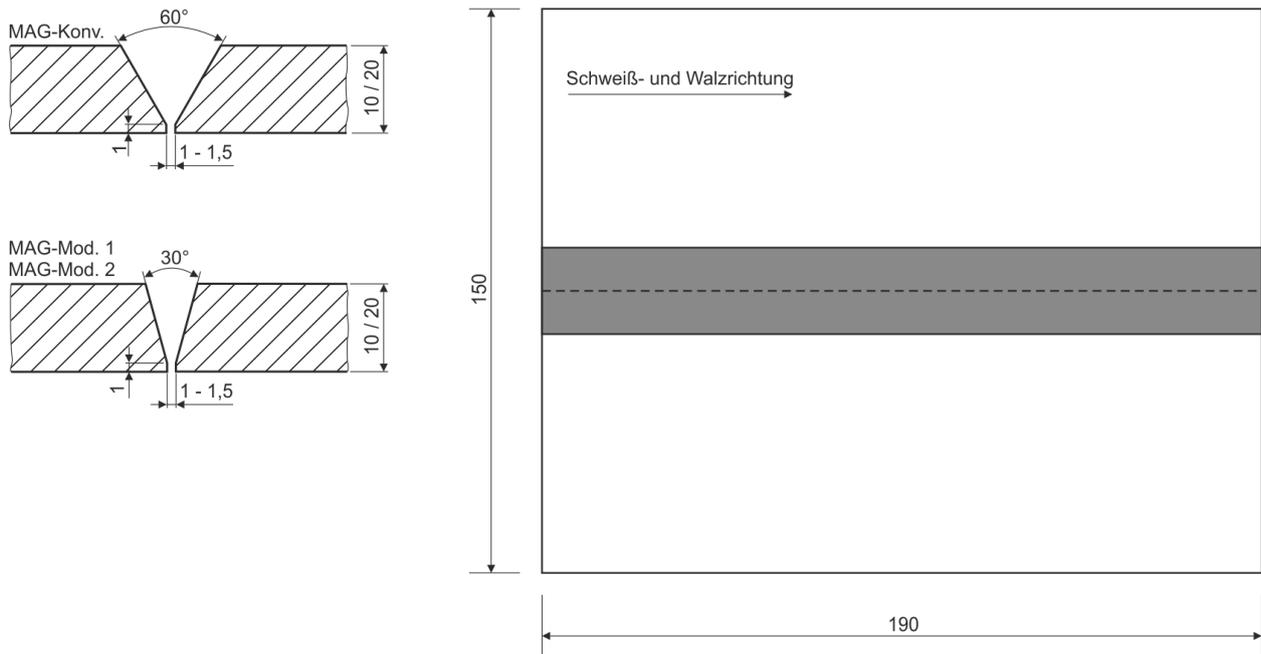


Abbildung 6.2: Probengeometrie und Nahtvorbereitung der Verbindungsschweißungen

Zur differenzierten Untersuchung des Einflusses des mod. SLB auf die eingebrachte diffusive Wasserstoffkonzentration wurden die Schweißprozesse bzw. Nahtöffnungswinkel variiert. Die Untersuchung des mod. SLB erfolgte an der Nahtvorbereitung mit einem Nahtöffnungswinkel von 30° im Vergleich zum konventionellen Übergangsbogen bei einer Nahtvorbereitung von 60° . Die große Spanne der gewählten Nahtöffnungswinkel ist darin begründet, dass somit größere Unterschiede in der Effusionsoberfläche bezogen auf das Nahtvolumen sowie in der benötigten Anzahl an Schweißraupen bei den Mehrlagenschweißungen vorhanden sind. Es ist davon auszugehen, dass somit auch unterschiedliche Wasserstoffkonzentrationen zwischen den Lichtbogenvarianten (Nahtöffnungswinkeln) gemessen werden können. Im Fall des mod. SLB wurden die Lichtbogenprozesse zweier unterschiedlicher Hersteller mit unterschiedlichem Lichtbogen-Arbeitsbereich untersucht. Die beiden Prozesse (MAG-Mod. 1 und MAG-Mod. 2) sind in *Abbildung 6.3* in das Lichtbogen-Arbeitsdiagramm nach [48] eingetragen. Die im PA teilnehmenden Mitglieder haben die Schweißstromquellen freundlicherweise zur Durchführung des Vorhabens zur Verfügung gestellt.

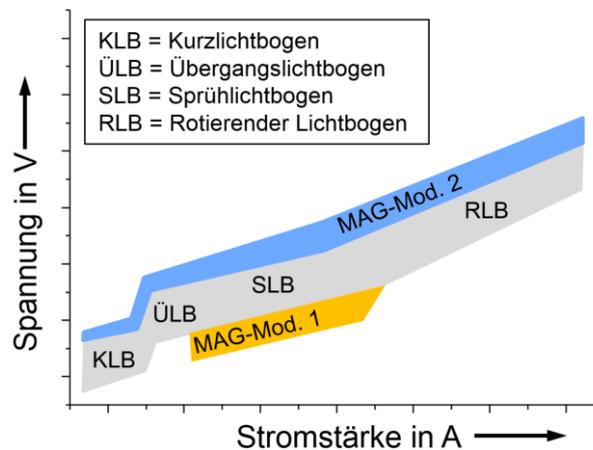


Abbildung 6.3: Überblick über die verwendeten modifizierten Sprühlichtbogenprozesse im Lichtbogen-Arbeitsbereichsdiagramm nach [48]

6.1.2 Einfluss der Prozessspezifika bei Ein- und Mehrlagenschweißungen

Für die Untersuchung des Einflusses der Prozessparameter auf die eingebrachte Wasserstoffkonzentration in Einlagenschweißungen wurden sowohl Schweißungen mit Massiv- als auch mit Fülldraht durchgeführt. Zum Einsatz kamen die Versuchsbleche mit einer Blechdicke von 10 mm. Für die Massivdrahtschweißungen kamen die Lichtbogenprozesse MAG-Konv. (60° Nahtöffnungswinkel) und MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel) zum Einsatz. Für die Fülldrahtschweißungen wurden die Prozesse MAG-Konv., MAG-Mod. 1 sowie MAG-Mod. 2 verwendet. Als zu variierende Schweißprozessparameter wurden die Schweißspannung U (Lichtbogenlänge), der Drahtvorschub v_D und der Kontaktrahabstand identifiziert, da diese Größen an den Schweißstromquellen eingestellt werden können. Aus der Kombination dieser Parameter folgte der Schweißstrom I , womit die Streckenenergie E und die theoretischen $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten entsprechend SEW 088 [7] und DIN EN 1011-2 [10] bestimmt werden konnten.

Für die Planung und Durchführung der Versuche wurde die statistische Versuchsplanung (DoE – Design of Experiment) [94] angewendet, die wegen der zeitgleichen Variation von mehreren Einflussfaktoren eine deutliche Reduktion der Versuchsanzahl im Vergleich zur klassischen Methode „one factor at time“ erlaubt. Zunächst wurden zentrale Parameter (Zentralpunktversuche) definiert, auf dessen Basis die gezielte Variation der Faktoren stattfand. Die Parameter für die Zentralpunktversuche wurden dabei an die verwendeten Parameter aus dem Vorhaben FOSTA P 1011 / IGF 17978 N [50] angelehnt, um stabile Prozesse gewährleisten zu können sowie eine geeignete Abkühlzeit zu erreichen. Für die Zentralpunktversuche wurden daher folgende Parameter definiert:

- MAG-Konv.: Drahtvorschub $v_D = 8,7$ m/min, Schweißspannung $U = 26,5$ V
- MAG-Mod. 1: Drahtvorschub $v_D = 11$ m/min, Schweißspannung $U = 28,7$ V
- MAG-Mod. 2: Drahtvorschub $v_D = 20,7$ m/min, Schweißspannung $U = 35,5$ V

Um diese Zentralpunktversuche wurden die Parameter in ausreichend großem Abstand variiert, damit auch bei kleiner Versuchsanzahl und hoher Streuung signifikante Effekte hinsichtlich $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten sowie eingebrachter Wasserstoffkonzentrationen registrierbar waren. In *Abbildung 6.4* ist die Parametermatrix dargestellt. Es ergeben sich insgesamt neun Versuchspunkte, wobei der Punkt „0“ den Zentralpunkt darstellt. *Tabelle 6.1* zeigt alle Schweißprozessparameter und deren Faktorstufe für die jeweils verwendeten Lichtbogenprozesse. Dabei steht die Faktorstufe „0“, wie bereits erwähnt, für den Zentralpunktversuch. Die Faktorstufe „-1“ gibt den niedrigsten Wert eines Parameters an und Faktorstufe „1“ beschreibt den höchsten Wert. Z. B. beschreibt der Versuchspunkt „2“ in *Abbildung 6.4* die Faktorstufen „-1“ für die Schweißspannung, „-1“ für den Drahtvorschub und „1“ für den Kontaktrahabstand.

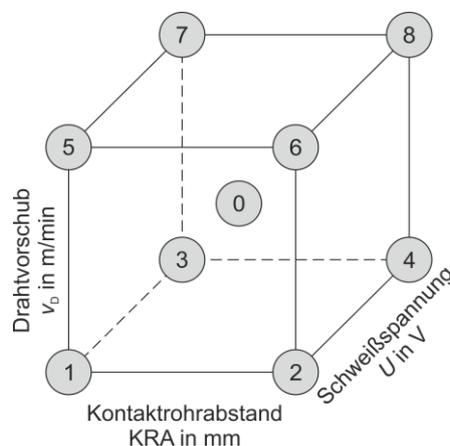


Abbildung 6.4: Parametermatrix (Versuchswürfel) für die statistische Versuchsplanung mit 9 Versuchspunkten

Tabelle 6.1: Schweißprozessparameter der Einlagenschweißungen für die verwendeten Lichtbogenprozesse und Faktorstufen für die statistische Versuchsplanung

Lichtbogenprozess Faktorstufen	MAG-Konv.			MAG-Mod. 1			MAG-Mod. 2		
	-1	0	1	-1	0	1	-1	0	1
Spannung U in V	23,5	26,5	29,5	25,7	28,7	31,7	33,5	35,5	37,5
Drahtvorschub v_D in m/min	5,7	8,7	11,7	8	11	14	19,7	20,7	21,7
Kontaktrohrabstand in mm	17	22	27	18	23	28	18	28	38
Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min		48			60			85	
Nahtöffnungswinkel		60°			30°			30°	
Schutzgasfluss in l/min		17			18			20	
Schweißzusatzwerkstoff	Massiv- und Fülldraht			Massiv- und Fülldraht			Fülldraht		

Es sei angemerkt, dass alle Einlagenschweißungen entsprechend DIN EN ISO 3690 [64] ohne Vorwärmung der Versuchsbleche durchgeführt wurden, um eine möglichst schnelle Abkühlung und damit eine möglichst hohe Wasserstoffkonzentration in den Schweißverbindungen sicherzustellen. Zudem wurde die Schweißgeschwindigkeit für den jeweiligen Lichtbogenprozess konstant gehalten, um weitere Einflüsse auf die eingebrachte Wasserstoffmenge auszuschließen.

Zur Untersuchung des Einflusses der Prozessparameter auf die Wasserstoffkonzentration in Mehrlagenschweißungen, wurden ausgewählte Versuchspunkte der Parametermatrix mit den Schweißprozessparametern aus *Tabelle 6.1* sowohl mit Massiv- als auch mit Fülldraht an 20 mm dicken Versuchsblechen durchgeführt. Um die Wasserstoffeffusion aus der Schweißnaht zwischen den einzelnen Schweißfolgen zu minimieren, wurde bei den Mehrlagenschweißungen mit Massivdraht eine Zwischenlagentemperatur von 175 °C gewählt. Für die Schweißungen mit Fülldraht wurde die Zwischenlagentemperatur auf zwischen 140 °C und 150 °C abgesenkt, da durch die Kennlinie für den Fülldraht höhere Wärmeleistungen erzielt werden und somit die Abkühlzeiten bei höherer Zwischenlagentemperatur zu groß gewesen wären im Vergleich zu den Schweißungen mit Massivdraht.

6.1.3 Variation der Wärmeführung

Auf Basis der Untersuchungen zur Klärung des Einflusses der Prozessparameter auf die eingebrachte Wasserstoffkonzentration wurden ausgewählte Parametersätze zur Untersuchung des Einflusses der Wärmeführung auf die Wasserstoffmenge angewandt. Die Versuchsplanung sah vor, die Untersuchung des Einflusses der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur von der Untersuchung der Nachwärmprozedur zu trennen.

▪ Einfluss der Vorwärmtemperatur

Für die Untersuchungen zum Einfluss einer Vorwärmtemperatur auf die im Schweißgut verbleibende Wasserstoffkonzentration wurden mit dem Lichtbogenprozess MAG-Mod. 2 unter dem Einsatz von Fülldraht an den Versuchsproben der Blechdicke 10 mm Einlagenschweißungen durchgeführt. Der Drahtvorschub von 20,7 m/min befindet sich im oberen Bereich des MAG-Hochleistungsschweißens [95]. Daher war es möglich, die V-Naht mit einem Nahtöffnungswinkel von 30° mit einer Schweißraupe, unter Einhaltung der geforderten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten, vollständig zu füllen. Die verwendeten Schweißparameter sind in *Tabelle 6.2* aufgelistet.

Tabelle 6.2: Schweißprozessparameter für die Einlagenschweißungen zum Einfluss der Vorwärmtemperatur unter Einsatz des MAG-Mod. 2 mit Fülldraht

Lichtbogenprozess	MAG-Mod. 2		
Streckenenergie E in kJ/mm	1,2		
Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min	85		
Vorwärmtemperatur T_p in °C	50	100	150
Spannung U in V	35,5		
Kontaktrohrabstand in mm	28		
Drahtvorschub v_D in m/min	20,7		
Brennerneigung	10° stechend		
Nahtöffnungswinkel	30°		
Schutzgasfluss in l/min	18		
Schweißzusatzwerkstoff	Fülldraht		

▪ Einfluss der Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur und Streckenenergie

Die Wärmeleitung wurde in Form der Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur $T_{p/i}$ und Streckenenergie E im Rahmen einer statistischen Versuchsplanung variiert. Analog zu den Schweißungen unter *Abschnitt 6.1.2*, war auch hier ein ausreichend großer Abstand der Einflussfaktoren notwendig, um bei kleiner Versuchszahl signifikante Effekte identifizieren zu können. Die Parametermatrix wurde so gewählt, dass der gesamte Arbeitsbereich hinsichtlich der $t_{8/5}$ -Abkühlzeit aufgespannt wurde. Für die Abschätzung der zu erwartenden Abkühlzeiten wurden die Gleichungen aus SEW 088 [7] und DIN EN 1011-2 [10] verwendet. *Abbildung 6.5* zeigt für die untersuchte Blechdicke von 20 mm das Konturdiagramm der theoretischen $t_{8/5}$ -Abkühlzeit und die Parametermatrix. Versuch 2 repräsentiert den Zentralpunktversuch. Ausgehend von diesem wurde die Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur und die Streckenenergie jeweils im gleichen Abstand erhöht bzw. abgesenkt. Die eingestellten Schweißprozessparameter und die verwendeten Schweißzusatzwerkstoffe für den jeweiligen Lichtbogenprozess sind in *Tabelle 6.3* zusammengestellt.

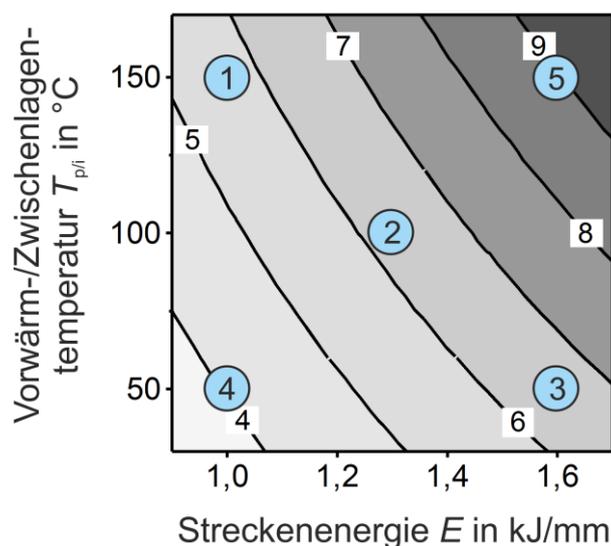


Abbildung 6.5: Konturdiagramm für die theoretische $t_{8/5}$ -Abkühlzeit abhängig von Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur $T_{p/i}$ und Streckenenergie E der statistischen Versuchsplanung (Parametermatrix) für die Blechdicke 20 mm

Tabelle 6.3: Schweißprozessparameter für die Mehrlagenschweißungen zum Einfluss der Wärmeführung an den 20 mm dicken Blechen und Faktorstufen für die statistische Versuchsplanung

Lichtbogenprozess	MAG-Konv.			MAG-Mod. 1		
	-1	0	1	-1	0	1
Streckenenergie E in kJ/mm	1,0	1,3	1,6	1,0	1,3	1,6
Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min	42,5	32,7	26,7	54	42	34,5
Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur $T_{p/i}$ in °C	50	100	150	50	100	150
Spannung U in V		26,5			28,6	
Kontaktrohrabstand in mm		17			18	
Drahtvorschub v_D in m/min		8,7			11	
Brennerneigung		Wurzel- und Fülllagen, neutral Decklage, 10° stechend				
Nahtöffnungswinkel		60°			30°	
Schutzgasfluss in l/min		17			18	
Schweißzusatzwerkstoff		Massivdraht			Massiv-, Fülldraht	

▪ Einfluss der Nachwärmprozedur

Zur Klärung des Einflusses einer Nachwärmprozedur auf die nach dem Schweißen vorhandene Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des mod. SLB, wurden Nachwärmtemperatur und -zeit nach statistischer Versuchsplanung variiert, siehe *Abbildung 6.6*. Auch hier war ein genügend großer Abstand der einzelnen Faktoren notwendig, um signifikante Effekte zu realisieren. Hinsichtlich einer großen Praxisnähe und vorhandener numerischer Untersuchungen [44, 45] wurden Zeiten zwischen 60 min und 300 min sowie Temperaturen zwischen 50 °C und 250 °C ausgewählt. Zudem wurde die maximale Temperatur gemäß den Werkstoffdatenblättern begrenzt, um die mechanisch-technologischen Güterwerte des Grundwerkstoffes abzusichern. Es wurden mit dem Lichtbogenprozess MAG-Mod. 1 Mehrlagenschweißungen an 20 mm Blechen und mit dem Prozess MAG-Mod. 2 Einlagenschweißungen an 10 mm Blechen durchgeführt. *Tabelle 6.4* zeigt die Schweißprozessparameter und die eingesetzten Lichtbogenprozesse mit den Faktorstufen für die statistische Versuchsplanung. Die Nachwärmung fand aus der Schweißwärme heraus in einem Ofen statt.

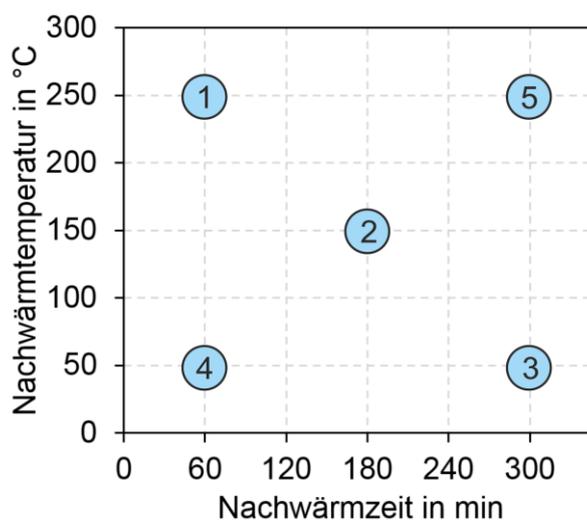


Abbildung 6.6: Statistische Versuchsplanung (Parametermatrix) des Einflusses von Nachwärmtemperatur und -zeit auf die Wasserstoffkonzentration

Tabelle 6.4: Schweißprozessparameter zum Einfluss der Nachwärmprozedur für Ein- und Mehrlagenschweißungen und Faktorstufen für die statistische Versuchsplanung

Lichtbogenprozess Faktorstufen	MAG-Mod. 1			MAG-Mod. 2		
	-1	0	1	-1	0	1
Nachwärmtemperatur in °C	50	100	150	50	100	150
Nachwärmzeit in min	60	180	300	60	180	300
Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur $T_{p/i}$ in °C		150			50/150	
Streckenenergie E in kJ/mm		1,6			1,6	
Spannung U in V		28,6			35,5	
Kontaktrohrabstand in mm		18			28	
Drahtvorschub v_D in m/min		11			20,7	
Brennerneigung			Wurzel- und Fülllagen, neutral Decklage, 10° stechend			
Nahtöffnungswinkel		60°			30°	
Schutzgasfluss in l/min		17			18	
Schweißzusatzwerkstoff		Massiv-, Fülldraht			Fülldraht	

6.1.4 Untersuchung der mechanisch-technologischen Eigenschaften

Für die Versuchsproben, die mit den Schweißparametern am Zentralpunkt unter Einhaltung der Wärmeführung geschweißt wurden, erfolgte die mechanisch-technologische Prüfung gemäß DIN EN ISO 15614-1 [96]. Diese Norm regelt die Untersuchungen und Prüfungen von Probestücken im Rahmen der Schweißverfahrensprüfung. Für die geschweißten Stumpfstöße wurden folgende zerstörungsfreie und zerstörende Werkstoffprüfungen vorgenommen:

- Sichtprüfung (DIN EN ISO 17637),
- Durchstrahlungsprüfung (DIN EN ISO 17636),
- Querkzugprüfung (DIN EN ISO 4136),
- Seitenbiegeprüfung (DIN EN ISO 5173),
- Kerbschlagbiegeprüfung (DIN EN ISO 9016),
- Härteprüfung (DIN EN ISO 9015-1) und
- Makroschliff-Untersuchung (DIN EN ISO 17639)

Die Probenentnahmepläne der beiden Forschungsstellen befinden sich im Anhang. Es wird darauf hingewiesen, dass auf die Durchführung der Kerbschlagbiegeversuche der Massivdrahtschweißungen verzichtet wurde, da diese umfangreich im Vorhaben FOSTA P 1011 / IGF 17978 N [50] stattfanden, worin der gleiche Schweißzusatz- und Grundwerkstoff mit gleichen Schweißparametern untersucht wurde. Zudem musste auf Grund der Maße der Versuchsproben von 150 mm x 190 mm von der Geometrie der Flachzugproben in der Norm abgewichen werden.

6.1.5 Schweißungen nach ISO 3690

Im Rahmen des Vorhabens wurde zudem die Wasserstoffaufnahme gemäß DIN EN ISO 3690 [64] ermittelt. Aufgrund der prozessspezifischen Besonderheiten (starker Einbrand, höhere Abschmelzleistung) des mod. SLB erfolgte die Überprüfung der Anwendbarkeit der normgerechten Probengeometrie. Die Wahl des Prüfstücksatzes fiel wegen der größten Probendicke auf den Prüfstücksatz A, welcher eine vergleichbare Probengeometrie gemäß AWS A4.3-93 aufweist, siehe *Abbildung 6.7*.

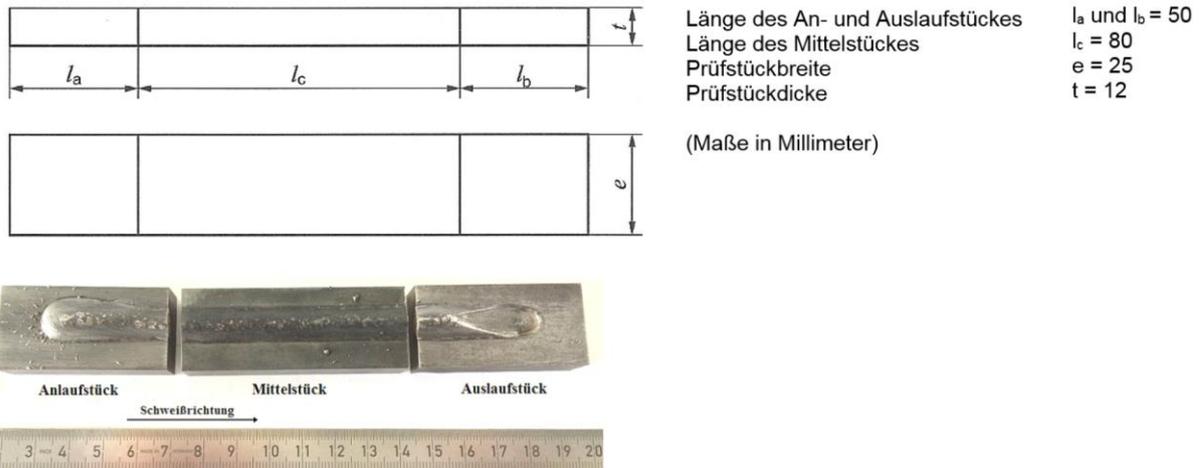


Abbildung 6.7: Verwendete Probengeometrie nach DIN EN ISO 3690 (Prüfstücksatz A) und exemplarisch geschweißte Probe

Analog zu den Einlagenschweißungen, erfolgte die Auswahl der Schweißparameter im Rahmen einer statistischen Versuchsplanung gemäß *Abbildung 6.4*. Die Schweißprozessparameter mit entsprechenden Faktorstufen sind in *Tabelle 6.5* aufgelistet.

Tabelle 6.5: Schweißprozessparameter für die Schweißungen nach DIN EN ISO 3690 unter Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht und Faktorstufen für die statistische Versuchsplanung

Lichtbogenprozess	MAG-Mod. 1			
	Faktorstufen	-1	0	1
Spannung U in V		23,7	28,7	33,7
Drahtvorschub v_D in m/min		8	11	14
Kontaktrohrabstand in mm		11	18	25
Schweißgeschwindigkeit v_S in cm/min		60		
Schweißzusatzwerkstoff		Fülldraht		

6.2 Kaltrissprüfung mittels Implant-Test

Die Kaltrissemphindlichkeit des Grundwerkstoffes beim Einsatz der Lichtbogenprozess MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 wurde mittels Implant-Test nach DIN EN ISO 17642-3 [60, 97] sowohl mit Massiv- als auch mit Fülldraht untersucht. Es handelt sich dabei um eine fremdbeanspruchte Kaltrissprüfung, die es ermöglicht, qualitative Aussagen über den Einfluss von quantitativen Einflussfaktoren, wie z. B. der Vorwärmtemperatur, Wärmeeinbringung, Wasserstoffkonzentration oder aufgebrachtener Spannung zu ermitteln. Im Rahmen dieses Vorhabens wurde jedoch der Einfluss des Lichtbogenprozesses und des Schweißzusatzwerkstoffes auf die Kaltrissemphindlichkeit untersucht. *Abbildung 6.8* zeigt den Versuchsaufbau mit den Detailansichten des eingespannten Implants und der Auftragraupe auf der Einschweißplatte. Für die Durchführung der Implant-Versuche wurde eine runde Implantprobe mit einem Durchmesser von 6 mm mit umlaufender Wendelkerbe nach Norm [97], siehe *Abbildung 6.9*, bündig in einer Einschweißplatte eines artgleichen Werkstoffes platziert. Anschließend erfolgte das Schweißen einer Auftragraupe, welche über die Implantprobe hinwegläuft. In das flüssige Schmelzbad wurde ein Typ-K-Thermoelement eingetaucht, um die Abkühlkurve aufzuzeichnen, womit die $t_{8/5}$ - bzw. $t_{3/1}$ -Abkühlzeiten bestimmt wurden. Während der Abkühlung erfolgte bei definierter Temperatur die Belastung des Implants mit einer statischen Last. Da die Versuche ohne Vorwärmung stattfanden, wurde als Intervall zur Belastung der Temperaturbereich 100 °C bis 150 °C entsprechend der Norm gewählt. Die Belas-

6 Versuchsdurchführung

tung erfolgte mittels Gewichten, die entsprechende Kraft wurde in Vorversuchen ermittelt. Ausgehend von 1000 MPa erfolgte die Absenkung der Spannung in 100 MPa Schritten. Dabei wurde darauf geachtet, dass die Prüfkraft innerhalb von 20 s bis 60 s vollständig aufgebracht war. Entgegen der Norm (16 h), wurde eine Belastungsdauer von bis zu 48 h gewählt, um auch die zeitverzögerte Rissbildung zu berücksichtigen. Ziel der Untersuchungen war es, den Versagenszeitpunkt bis zum Bruch in Abhängigkeit der Implantspannung aufzuzeichnen. Bei den Proben, die innerhalb der 48 h nicht gerissen sind, erfolgte eine metallografische Untersuchung auf Anrisse. Die Ergebnisse wurden in Diagrammen als Implantspannung über der Standzeit aufgetragen. Dies ermöglichte die Ermittlung der kritischen Implantspannung, bei der bezogen auf den Kerbquerschnitt, kein Anriss oder Bruch mehr auftritt.

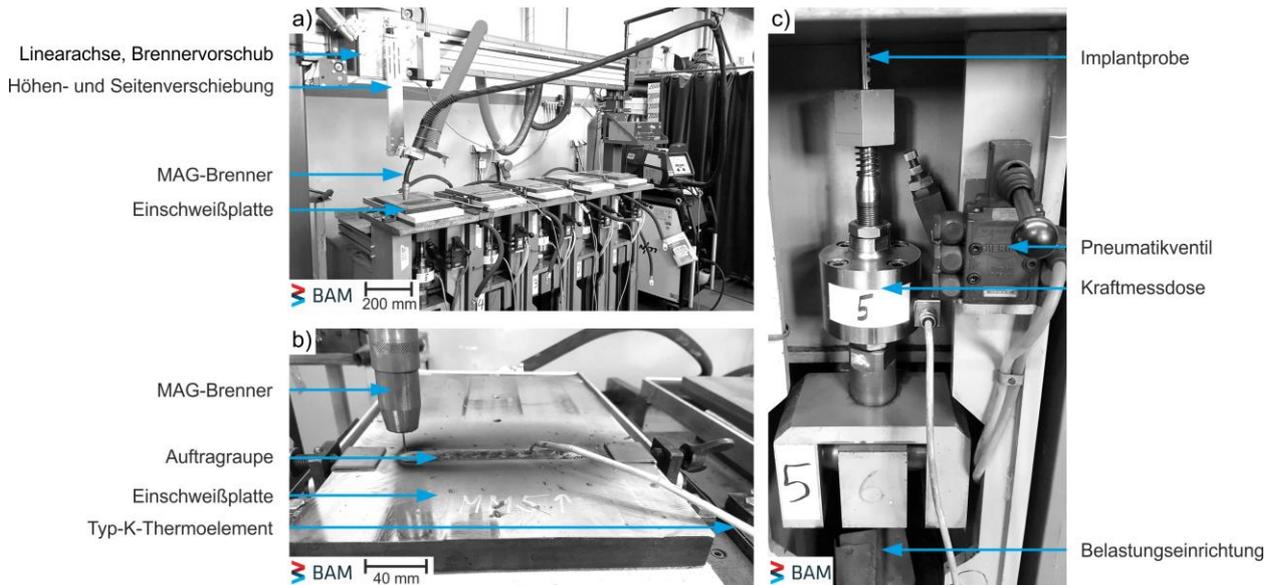


Abbildung 6.8: Versuchsaufbau des Implant-Tests: a) fünf Versuchsstände mit Linearachse und Schweißstromquelle, b) Detailansicht der Auftragraupe mit eingetauchtem Thermoelement und c) Detailansicht der eingespannten Implantprobe mit Kraftmessdose

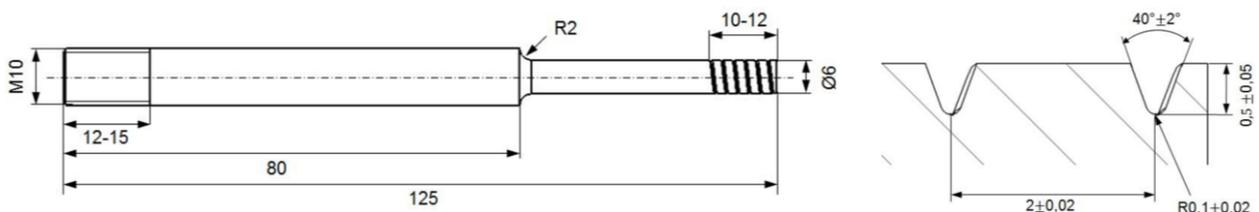


Abbildung 6.9: Geometrie der Implantprobe (links) und Detailansicht des Wendelkerbs (rechts)

Die Wendelkerbe ist von besonderer Bedeutung. So liegt ein kerbbedingter mehrachsiger Spannungszustand vor, der wesentlich vom Kerbgrundradius abhängt. Zudem ist es möglich, dass bei spröden hochfesten Werkstoffen Risse während der zerspanenden Fertigung der Rundproben und insbesondere der Kerben eingebracht werden. Aus diesem Grund wurden die gereinigten Implantproben lichtmikroskopisch auf Maßhaltigkeit und Unregelmäßigkeiten untersucht. In *Abbildung 6.10* ist zur Übersicht die prinzipielle Vorgehensweise zur Durchführung der Implant-Versuche dargestellt. Die Schweißparameter wurden aus den vorherigen Untersuchungen ausgewählt, da diese einen stabilen Prozessverlauf ergaben und die resultierenden Wasserstoffkonzentrationen bekannt waren. In *Tabelle 6.6* sind die Schweißprozessparameter zusammengefasst.

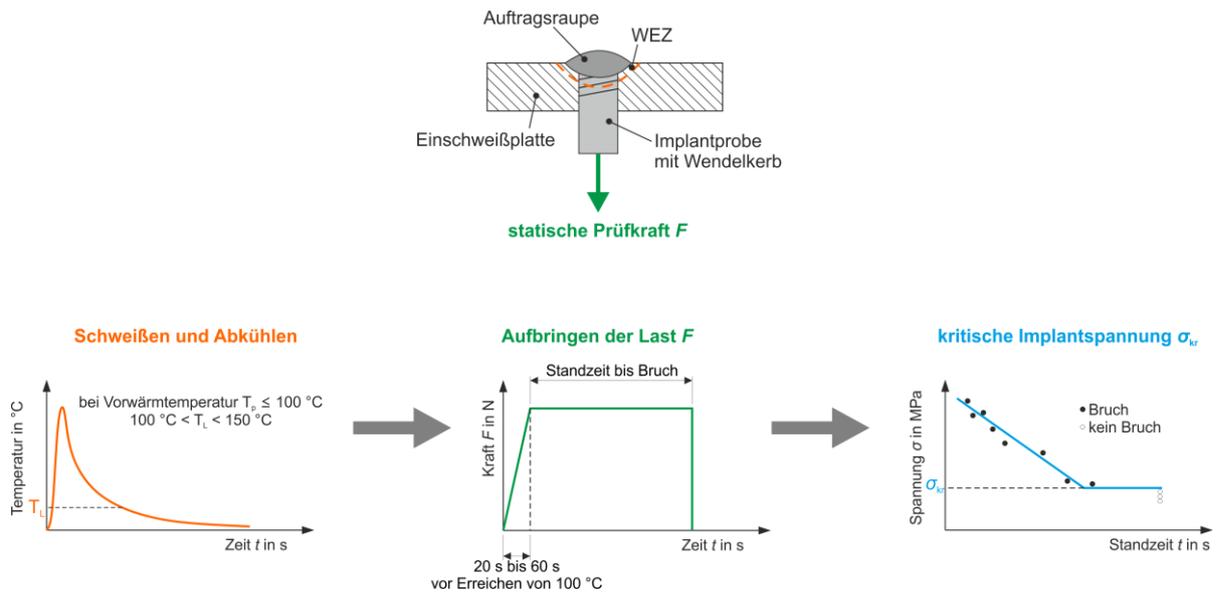


Abbildung 6.10: Prinzipielle Vorgehensweise bei der Durchführung der Implant-Versuche nach [39]

Tabelle 6.6: Schweißprozessparameter zur Durchführung der Implantversuche

Lichtbogenprozess	MAG-Konv.		MAG-Mod. 1	
	Massivdraht	Fülldraht	Massivdraht	Fülldraht
Schweißzusatzwerkstoff				
Streckenenergie E in kJ/mm	1,3	1,0	1,3	1,0
Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min	27	48	35	60
Spannung U in V	26,5	26,5	28,6	28,7
Kontaktrohrabstand in mm	17	22	18	23
Drahtvorschub v_D in m/min	8,7	8,7	11	11

6.3 Ermittlung der Wasserstoffkonzentration

Zur Bestimmung von Wasserstoffkonzentrationen im Lichtbogenschweißgut wird i. A. die DIN EN ISO 3690 [64] angewendet. Dazu werden, wie unter *Abschnitt 6.1.5* bereits beschrieben, Auftragraupen erzeugt und am Mittelstück die Wasserstoffkonzentration bestimmt. Diese Vorgehensweise berücksichtigt jedoch nicht die beim Verbindungsschweißen zur Anwendung kommenden prozessspezifischen Besonderheiten und Nahtgeometrien der verschiedenen Lichtbogenprozesse. Zudem besteht kein realistisches Abkühlverhalten der ISO 3690-Proben. Aus diesem Grund wurde eine Methodik zur Bestimmung von Wasserstoffkonzentrationen in Stumpfstößen entwickelt, die sich grundlegend an der DIN EN ISO 3690 orientiert.

Die Verbindungsschweißungen zur Wasserstoffanalyse aller Arbeitspakete wurden unmittelbar nach Schweißende bzw. Nachwärmprozedur in Eiswasser abgeschreckt und anschließend in flüssigem Stickstoff bei -196 °C gelagert, um eine Wasserstoffeffusion aus der Schweißnaht zu verhindern. Nach vollständiger Durchkühlung der Schweißproben wurden diese aus dem flüssigen Stickstoff entnommen und kleine Proben mittels Wasserstrahl aus der Schweißnahtmitte über die gesamte Schweißnahthöhe herausgetrennt. Die Entnahme dieser Proben war notwendig, da die gesamte Schweißprobe nicht mittels der zur Verfügung stehenden Gerätetechnik analysierbar wäre. *Abbildung 6.11* zeigt exemplarisch eine geschweißte Versuchsprobe und die mittels Wasserstrahl herausgetrennten Proben. Zur statistischen Absicherung dienten insgesamt 5 Proben je Schweißnaht mit einer Größe von jeweils $20\text{ mm} \times 3\text{ mm} \times$ Schweißnahthöhe zur Wasserstoffanalyse. Anschließend wurden die Proben erneut in flüssigem Stickstoff gelagert.

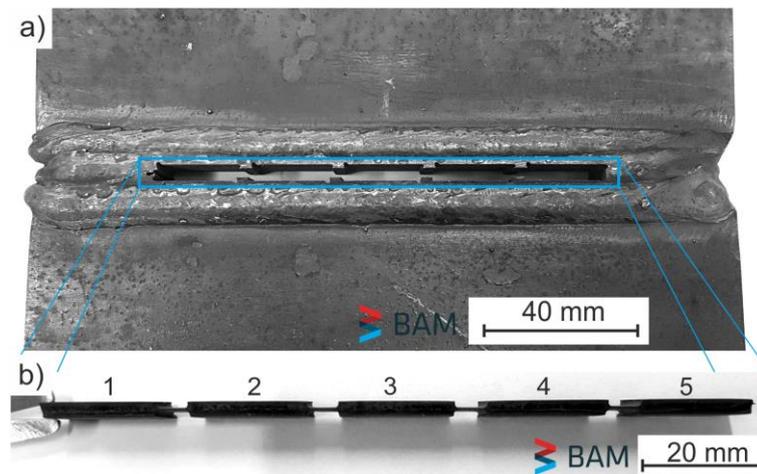


Abbildung 6.11: a) geschweißte Probe und b) mittels Wasserstrahl extrahierte Proben für die Wasserstoffanalyse

Die Bestimmung der Wasserstoffmenge in den Extraktionsproben und in den nach ISO 3690 geschweißten Proben erfolgte über die Verwendung eines BRUKER G8 GALILEO. Dieses Messgerät verfügt über eine Trägergasheißextraktionsanlage (TGHE) sowie einer Trägergas-Schmelzextraktionsanlage mit gekoppeltem Massenspektrometer (MS) und einer eingebauten Wärmeleitfähigkeitszelle (WLD) zur Wasserstoffdetektion. Bevor die Wasserstoffmessung gestartet werden konnte, wurden die Proben aus dem flüssigen Stickstoff entnommen und für 1 min in Aceton auf Raumtemperatur aufgetaut. Anschließend erfolgte ein Aufheizen der Proben in einem Infrarotofen auf 400 °C [64]. Dabei wird die Infrarotstrahlung mit Hilfe eines Parabolspiegels auf die Ofenmitte konzentriert, womit es zu einer beschleunigten Effusion des Wasserstoffes in der Probe kommt. Die Probe befindet sich während der Messung in einer Glasröhre, welche mit einem inerten Trägergas (in diesem Falle Stickstoff) durchströmt wird. Der effundierte atomare Wasserstoff rekombiniert zu molekularem Wasserstoffgas und vermischt sich mit dem Stickstoff in der Glasröhre. In *Abbildung 6.12* ist das G8 GALILEO Messsystem mit dem gekoppelten MS dargestellt und zeigt im Detail einen geöffneten Infrarotofen mit Probe.

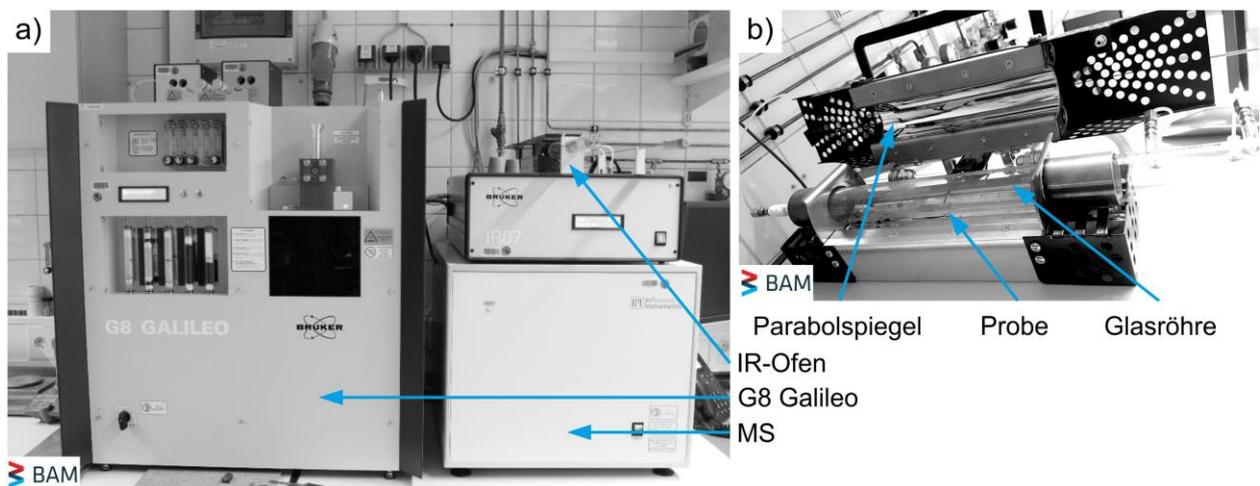


Abbildung 6.12: a) G8 GALILEO mit Massenspektrometer (MS) und Infrarot(IR)-Ofen und b) Detailansicht des aufgeklappten IR-Ofens mit Probe

Außerdem wurden die Grundwerkstoffe und Schweißzusatzwerkstoffe hinsichtlich ihrer Gesamtwasserstoffkonzentration analysiert. Hierzu wurden aus den gelieferten Blechen kleine Coupons herausgetrennt sowie kleine Drahtstücke von den gelieferten Drahtrollen getrennt. Anschließend wurden die Proben gereinigt und in einem Impulsfen bei 1600 °C aufgeschmolzen. In beiden Fällen (TGHE und Schmelzextraktion) erfolgte die Wasserstoffdetektion mittels MS mit Quadrupol-Einheit. Mit Hilfe des Quadrupols werden Ionen mit bestimmtem Masse-Ladungs-Verhältnis (Wasserstoff) auf eine stabile Flugbahn gebracht und können dadurch den Quadrupol passieren, um anschließend von einem Detektor erfasst zu werden. Detaillierte Beschreibungen zur Funktion und zum Aufbau eines Quadrupol-MS sind in [61, 98, 99] zu finden. Während der Messung wird der Ionen-Strom in A über der Zeit aufgezeichnet und integriert. Über eine im Vorfeld durchgeführte Kalibration werden die erfassten Messsignale (Integralwerte) einem Wasserstoffgehalt zugeordnet. Bezogen auf die Masse der Probe bzw. aufgetragenem Schweißzusatzwerkstoff kann die Wasserstoffkonzentration in ppm bestimmt werden. Um qualitativ hochwertige und reproduzierbare Ergebnisse zu erhalten, musste die Kalibration des MS in regelmäßigen Abständen erfolgen. Nähere Informationen zur Kalibration sind in [61] enthalten. Es ist zu erwähnen, dass beide Forschungsstellen über baugleiche Gerätetechniken, wie Wasserstoffanalytik und Wasserstrahlschneiden, verfügen. Somit konnte ein direkter Vergleich der Messergebnisse sichergestellt werden. Zusammenfassend zeigt *Abbildung 6.13* den Vergleich zwischen der Wasserstoffbestimmung mittels DIN EN ISO 3690 und dem eigenen Vorgehen.



Abbildung 6.13: Gegenüberstellung des Vorgehens der Wasserstoffbestimmung nach ISO 3690 und dem eigenen Vorgehen

An dieser Stelle sei angemerkt, dass die Wasserstoffkonzentrationen aus den Verbindungsschweißungen nicht mit Konzentrationen gemäß DIN EN ISO 3690 [64] verglichen werden können. Für das Wasserstrahlschneiden wurden zwischen 10 min und 21 min benötigt, siehe *Abbildung 6.13*. Während dieser Zeit waren die Proben nicht gekühlt und erwärmten sich bis auf Raumtemperatur. Somit konnte diffusibler Wasserstoff aus den Proben effundieren. Zur Quantifizierung dieses Einflusses wurden Vergleichsmessungen mit konstanten Schweißparametern und Versuchsrandbedingungen auf Basis von [64] durchgeführt. *Abbildung 6.14* zeigt die verwendete Referenzprobe sowie die zum Wasserstrahlschneiden angepasste Geometrie der Vergleichsprobe. Nach dem Schweißen und Einfrieren in flüssigem Stickstoff wurden die Proben vor der Wasserstoffanalyse unterschiedlich lang aufgewärmt. Dabei entsprach die Dauer der Zeit, die für die Wasserstrahlschnitte benötigt wurden.

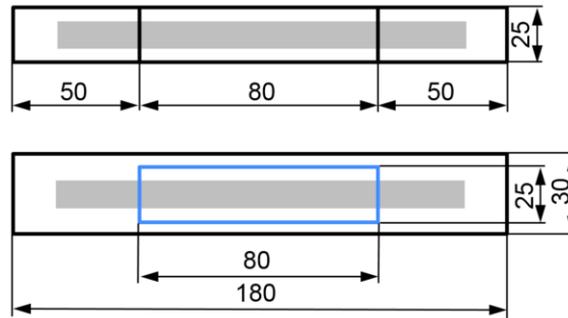


Abbildung 6.14: Verwendete Probengeometrie zur Untersuchung der Wasserstoffeffusion während des Wasserstrahlschneidens; oben: Geometrie der Probe nach ISO 3690, unten: adaptierte Geometrie der Vergleichsprobe (blau markiert ist die wasserstrahlgeschnittene Extraktionsprobe)

Bei einigen Versuchsproben wurde festgestellt, dass wegen mangelnder Wurzelschweißung oder außermittig extrahierter Proben für die Wasserstoffanalyse nicht umgeschmolzener Grundwerkstoff in den Schweißgutproben vorhanden war. Bei den entsprechenden Proben wurde deshalb ein makroskopischer Schliff erstellt, wodurch die Wasserstoffmenge auf die Masse des reinen Schweißgutes bezogen werden konnte.

7 Forschungsergebnisse und Diskussion

7.1 Experimentelle Erfassung des Ausgangszustandes der Versuchswerkstoffe

Zunächst wurden die gelieferten Grundwerkstoffe in den Blechdicken 10 mm und 20 mm hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung und mechanisch-technologischer Eigenschaften an den Forschungsstellen überprüft und mit den Prüfzeugnissen der Hersteller verglichen. Darüber hinaus fand eine Analyse bzgl. Gesamtwasserstoffkonzentration in allen Versuchswerkstoffen statt.

7.1.1 Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften der verwendeten Grundwerkstoffe

Mit Hilfe eines Funkenemissionsspektrometers (FES) erfolgte an gleichmäßig über die Oberfläche verteilten Messpunkten die Analyse der chemischen Zusammensetzungen der Werkstoffe. *Tabelle 7.1* zeigt die Ergebnisse der FES und die Grenzwerte laut Norm. Es ergaben sich keine Abweichungen zu den maximal zugelassenen Werten und weichen kaum von den Prüfzeugnissen des Herstellers ab.

Tabelle 7.1: Chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe laut Norm und Funkenemissionsspektroskopie in Gew.-% (Rest Fe)

Güte/Sorte	H in mm	C	Si	Mn	P	S	N	B	Cr	Cu	Mo	Ni	V	Nb	Ti
<i>Norm S960QL¹</i>	≤ 50	0,20	0,80	1,70	0,020	0,0100	0,015	0,0050	1,50	0,50	0,70	2,00	0,12	0,06	0,050
MAXIL 960	10	0,17	0,25	1,16	0,014	0,002	k.A.	0,0040	0,57	0,026	0,31	0,30	0,047	0,02	0,004
MAXIL 960	20	0,17	0,32	0,95	0,013	0,002	k.A.	0,001	0,58	0,020	0,33	0,92	0,056	0,017	0,002

¹DIN EN ISO 10025-6

Des Weiteren wurden die mechanischen Eigenschaften durch Zugversuche quer zur Walzrichtung, Kerbschlagbiegeversuche und Härtemessungen ermittelt. Die Zugversuche erfolgten nach DIN EN ISO 6892-1 bei Raumtemperatur. Die Kerbschlagarbeit wurde nach DIN EN ISO 148-1 bei einer Temperatur von -40 °C und die Härte nach DIN EN ISO 6507 geprüft. In *Tabelle 7.2* sind die ermittelten mechanischen Eigenschaften zusammengefasst.

Tabelle 7.2: Mechanische Eigenschaften der Grundwerkstoffe im Auslieferungszustand

Güte/Sorte	H in mm	R _{eH} in MPa	R _m in MPa	A ₅ in %	A _v bei -40 °C in J	Härte in HV10
<i>Norm S960QL¹</i>		<i>min. 960</i>	<i>980 bis 1150</i>	<i>min. 10</i>	<i>min. 27</i>	
MAXIL 960	10	1077	1170	13	54*	348 ± 2
MAXIL 960	20	-	-	-	54	368 ± 5

¹DIN EN ISO 10025-6, *Probenform KV300/7,5

7.1.2 Wasserstoffkonzentration in den Versuchswerkstoffen

An allen gelieferten Grundwerkstoffen und Chargen der Schweißzusatzwerkstoffe wurde die Gesamtwasserstoffkonzentration mittels Schmelzextraktion bei einer Temperatur von 1600 °C gemessen. *Abbildung 7.1* zeigt die gemessenen Wasserstoffkonzentrationen. Während die Grundwerkstoffe nur wenig Wasserstoff in Höhe von ca. 0,3 ppm (10 mm Blechdicke) und 0,4 ppm (20 mm Blechdicke) beinhalten, weist der gelieferte Massivdraht eine etwas höhere Wasserstoffkonzentration in Höhe von rund 2 ppm auf. Die Wasserstoffkonzentrationen in den Metallpulver-Fülldrähten liegen zwischen 11 ppm und 16 ppm. Es ist davon auszugehen, dass die 2 ppm im

Massivdraht auch in die Schweißnaht eingebracht werden können. Dahingegen wird angenommen, dass ein großer Teil des im Fülldraht gebundenen Wasserstoffes bereits bei Widerstandserwärmung des Drahtes vor Lichtbogenzündung und ein anderer Teil über die flüssige Schmelzphase effundieren kann [62, 80].

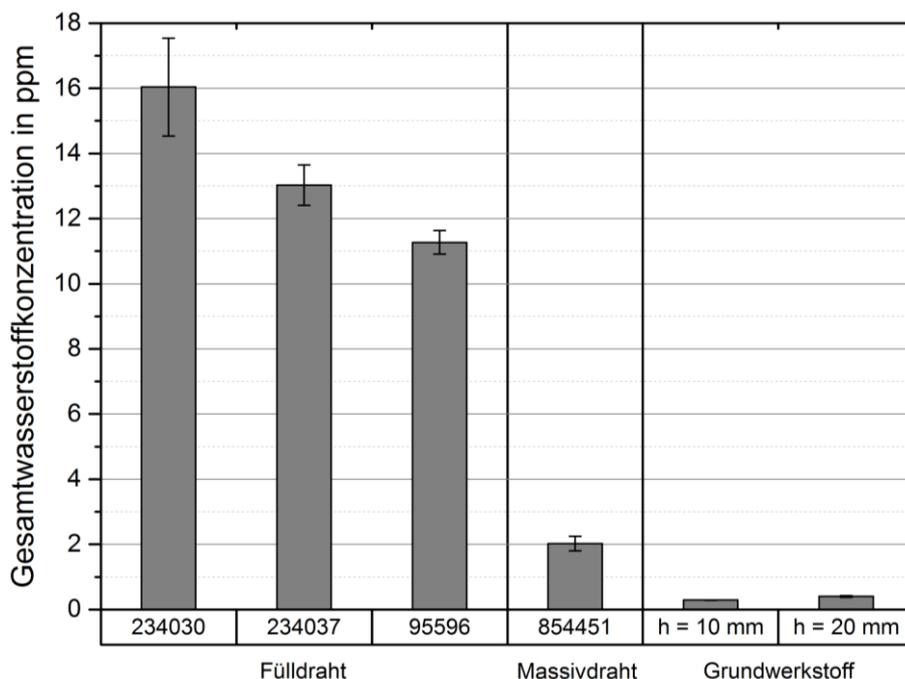


Abbildung 7.1: Gesamtwasserstoffkonzentration in den Versuchswerkstoffen im Auslieferungszustand

7.2 Einfluss von Prozessparametern bei Einlagenschweißungen

Im ersten Arbeitspunkt galt es, Einflüsse von Schweißprozessparametern auf den Wasserstoffeintrag in Einlagenschweißungen zu untersuchen. Hierzu wurden Kontaktrohrabstand, Drahtvorschubgeschwindigkeit und die Schweißspannung variiert. Darüber hinaus fand ein Vergleich zwischen Schweißungen mit konventionellem Übergangslichtbogen und modifizierten Sprühlichtbögen statt. Zum Einsatz kamen sowohl eine Massiv- als auch Fülldrahtelektrode. Im Folgenden sind die ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten und die gemessenen Wasserstoffkonzentrationen H_D dargestellt.

7.2.1 Ermittelte Schweißprozessparameter und $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten

▪ Einsatz von Massivdraht

In *Tabelle 7.3* sind die experimentell ermittelten Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. mit Massivdraht aufgelistet. Die Versuchsnummern entsprechen dabei den Versuchspunkten aus dem Versuchswürfel gemäß statistischer Versuchsplanung in *Abbildung 6.4*. Die für den MAG-Konv. verwendeten Schweißprozessparameter resultierten in Stromstärken zwischen 181 A und 372 A. Die Streckenenergie konnte auf zwischen 0,5 kJ/mm und 1,4 kJ/mm bestimmt werden. Der Bereich der experimentell ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten liegt zwischen 3,5 s und 12,6 s und unterschreitet somit teilweise die vom Stahlhersteller geforderte Mindestabkühlzeit von 5 s [100].

Tabelle 7.3: Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. mit Massivdraht

Nr.	Nahtöffnungswinkel in °	Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min	Drahtvorschub v_D in m/min	Kontaktrohrabstand KRA in mm	Schweißspannung U in V	Stromstärke I in A	Streckenenergie E in kJ/mm	$t_{8/5}$ -Zeit in s
0	60	48	8,7	22	26,5	267	0,9	6,9
1	60	48	5,7	17	23,5	200	0,6	4,0
2	60	48	5,7	27	23,5	181	0,5	3,5
3	60	48	5,7	17	29,5	203	0,8	5,6
4	60	48	5,7	27	29,5	188	0,7	5,0
5	60	48	11,7	17	23,5	296	0,9	7,8
6	60	48	11,7	27	23,5	259	0,8	6,9
7	60	48	11,7	17	29,5	372	1,4	12,6
8	60	48	11,7	27	29,5	305	1,1	9,7

Den Einfluss der Schweißprozessparameter auf die $t_{8/5}$ -Abkühlzeit beim Einsatz des MAG-Konv. mit Massivdraht zeigt *Abbildung 7.2*. Dargestellt sind Konturdiagramme für die drei gewählten Schweißspannungen in Abhängigkeit von Kontaktrohrabstand und Drahtvorschub.

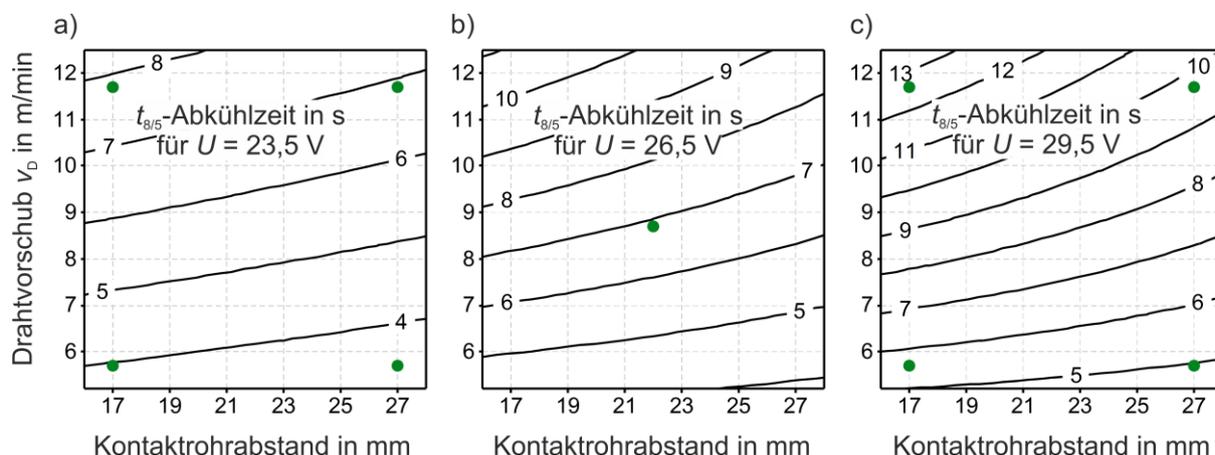


Abbildung 7.2: Konturdiagramme der ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. mit Massivdraht für drei Schweißspannungen: a) $U = 23,5$ V, b) $U = 26,5$ V und c) $U = 29,5$ V

Aus den Konturdiagrammen ist ersichtlich, dass sowohl der Kontaktrohrabstand als auch der Drahtvorschub Einfluss auf die $t_{8/5}$ -Abkühlzeit haben. Mit steigendem Kontaktrohrabstand sinkt die Abkühlzeit und mit steigendem Drahtvorschub erhöht sich die Abkühlzeit. Dabei ist der Einfluss des Drahtvorschubs deutlich größer als der Einfluss des Kontaktrohrabstandes. Beim Vergleich der drei Diagramme fällt darüber hinaus auf, dass mit steigender Schweißspannung die $t_{8/5}$ -Abkühlzeit ebenfalls erhöht wird. Der geringe Einfluss des Kontaktrohrabstandes ist auf die damit verbundene geringe Änderung des Schweißstromes zurückzuführen, vgl. *Tabelle 7.3*. Somit ändert sich auch der Wärmeeintrag nur geringfügig.

Tabelle 7.4 zeigt die experimentell ermittelten Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Massivdraht. Die gemessenen Stromstärken liegen im Bereich zwischen 222 A und 395 A, welche im Vergleich zum MAG-Konv. leicht angehoben sind. Dies ist hauptsächlich auf die unterschiedlichen Lichtbogenkennlinien und auf die höheren Drahtvorschübe beim MAG-Mod. 1 zurückzuführen. Somit ergaben sich Streckenenergien zwischen 0,6 kJ/mm und 1,3 kJ/mm. Die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten wurden im Bereich zwischen 3,6 s und 13,1 s gemessen. Wie bei den Schweißungen mit MAG-Konv., unterschreitet hier die Abkühlzeit die geforderte Mindestzeit von 5 s [100].

Tabelle 7.4: Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Massivdraht

Nr.	Nahtöffnungswinkel in °	Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min	Drahtvorschub v_D in m/min	Kontaktrohrabstand KRA in mm	Schweißspannung U in V	Stromstärke I in A	Streckenenergie E in kJ/mm	$t_{8/5}$ -Zeit in s
0	30	60	11	23	28,6	294	0,8	6,5
1	30	60	8	18	25,6	258	0,7	5,0
2	30	60	8	28	25,6	222	0,6	3,6
3	30	60	8	18	31,6	289	0,9	6,4
4	30	60	8	28	31,6	243	0,8	5,3
5	30	60	14	18	25,6	344	0,9	6,9
6	30	60	14	28	25,6	296	0,8	5,7
7	30	60	14	18	31,6	395	1,3	13,1
8	30	60	14	28	31,6	326	1,0	8,9

Abbildung 7.3 zeigt die Konturdiagramme der $t_{8/5}$ -Abkühlzeit beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Massivdraht. Entsprechend den Diagrammen in *Abbildung 7.2* ist ersichtlich, dass mit steigendem Kontaktrohrabstand die $t_{8/5}$ -Abkühlzeit sinkt und mit steigendem Drahtvorschub steigt. Ebenfalls führt eine zunehmende Schweißspannung zu erhöhten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten. Beim Vergleich der Konturdiagramme zwischen MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 fällt auf, dass der Kontaktrohrabstand im Falle des MAG-Mod. 1 größeren Einfluss auf die $t_{8/5}$ -Abkühlzeit ausübt. Durch den höheren Drahtvorschub ändert sich bei einer Variation des Kontaktrohrabstandes die Stromstärke deutlicher als beim MAG-Konv.

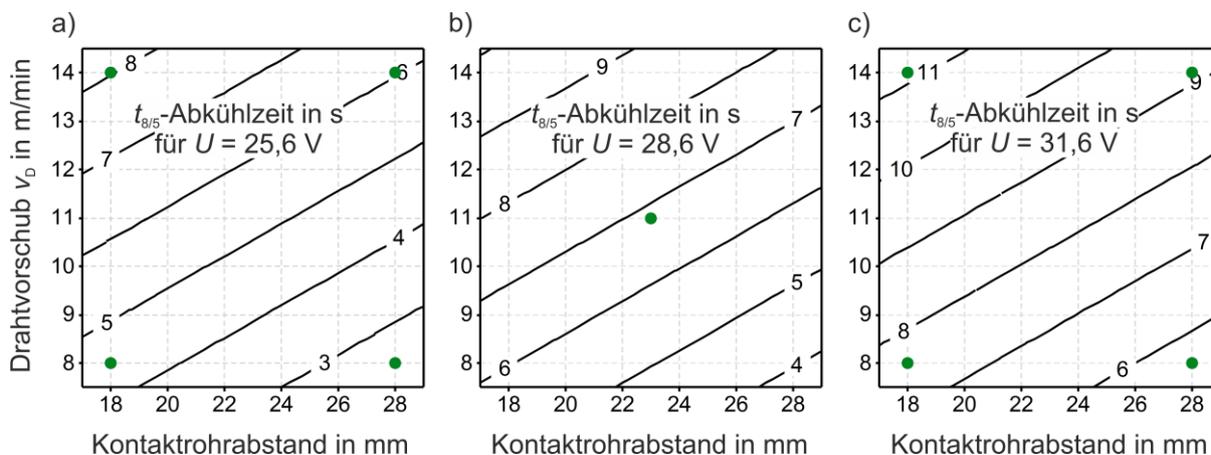


Abbildung 7.3: Konturdiagramme der ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Massivdraht für drei Schweißspannungen: a) $U = 25,6$ V, b) $U = 28,6$ V und c) $U = 31,6$ V

▪ Einsatz von Fülldraht

In *Tabelle 7.5* sind die experimentell ermittelten Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. mit Fülldraht aufgelistet. Die variierten Prozessparameter resultierten in Stromstärken zwischen 201 A und 356 A. Die Streckenenergien liegen im Bereich zwischen 0,6 kJ/mm und 1,3 kJ/mm. Die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten wurden zwischen 4,7 s und 15,5 s gemessen. Im Vergleich zu den $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Schweißungen mit Massivdraht fällt auf, dass die Abkühlzeiten beim Einsatz des Fülldrahtes erhöht sind. Dies ist auf die unterschiedlichen Schweißprozesskennlinien der Schweißprogramme für den Einsatz von Massiv- bzw. Fülldraht zurückzuführen.

Tabelle 7.5: Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. mit Fülldraht

Nr.	Nahtöffnungswinkel in °	Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min	Drahtvorschub v_D in m/min	Kontaktrohrabstand KRA in mm	Schweißspannung U in V	Stromstärke I in A	Streckenenergie E in kJ/mm	$t_{8/5}$ -Zeit in s
0	60	48	8,7	22	26,5	282	0,9	9,5
1	60	48	5,7	17	23,5	235	0,7	5,3
2	60	48	5,7	27	23,5	201	0,6	4,7
3	60	48	5,7	17	29,5	254	0,9	8,1
4	60	48	5,7	27	29,5	219	0,8	6,8
5	60	48	11,7	17	23,5	347	1,0	12,0
6	60	48	11,7	27	23,5	305	0,9	7,8
7	60	48	11,7	17	29,5	356	1,3	15,5
8	60	48	11,7	27	29,5	315	1,2	11,9

Die Konturdiagramme der $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten beim Einsatz des MAG-Konv. mit Fülldraht zeigt *Abbildung 7.4*. Die Konturdiagramme weisen zu den Schweißungen mit Massivdraht (*Abbildung 7.2*) qualitativ ähnliches Verhalten auf. Ein Erhöhen des Kontaktrohrabstandes verringert die $t_{8/5}$ -Abkühlzeit. Ein erhöhter Drahtvorschub erhöht die Abkühlzeit. Darüber hinaus wird die Abkühlzeit auch durch ein Erhöhen der Schweißspannung angehoben. Der Einfluss des Kontaktrohrabstandes nimmt dabei bei niedrigen Drahtvorschüben ab.

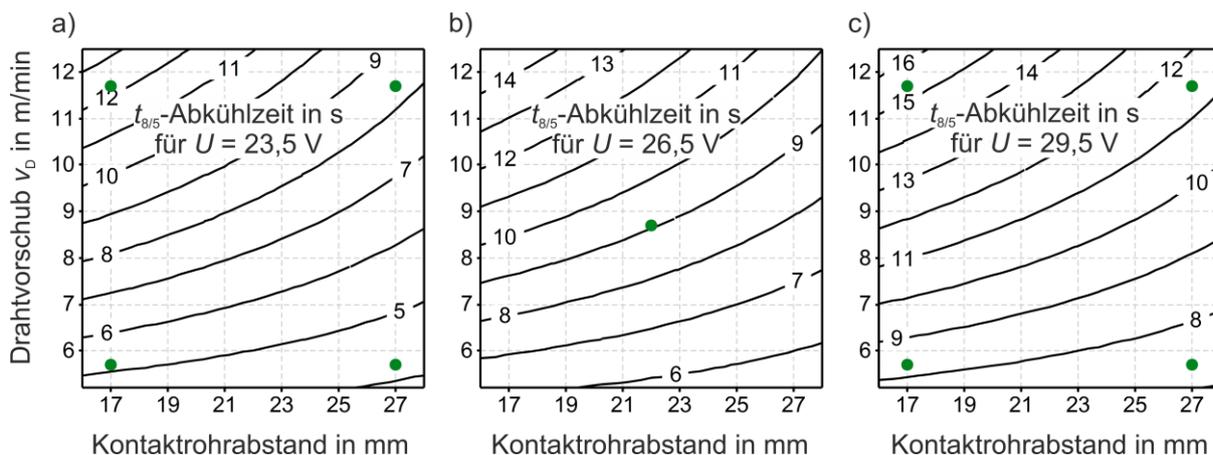
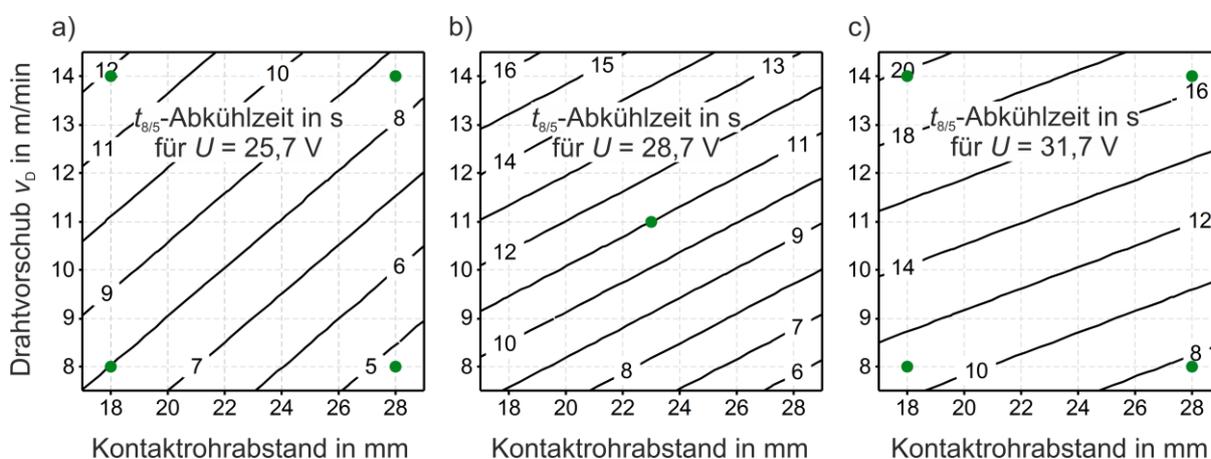


Abbildung 7.4: Konturdiagramme der ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. mit Fülldraht für drei Schweißspannungen: a) $U = 23,5$ V, b) $U = 26,5$ V und c) $U = 29,5$ V

Die Schweißprozessparameter der Einlagenschweißungen mit MAG-Mod. 1 und Fülldraht zeigt *Tabelle 7.6*. Die gemessenen Stromstärken von 254 A bis 451 A liegen deutlich höher, als die Stromstärken beim Einsatz des Massivdrahtes, vgl. *Tabelle 7.4*. Wie bereits erwähnt, werden für die Fülldrahtschweißungen andere Kennlinien verwendet als für die Massivdrahtschweißungen. Dies führt im Vergleich zu erhöhten Streckenenergien von 0,7 kJ/mm bis 1,4 kJ/mm. Dadurch erhöhen sich auch die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten, welche zwischen 4,6 s und 19,6 s liegen. Die maximal gemessene Abkühlzeit von 19,6 s liegt somit deutlich außerhalb der vom Stahlhersteller maximal empfohlenen $t_{8/5}$ -Abkühlzeit in Höhe von 15 s [100]. In *Abbildung 7.5* sind die Konturdiagramme der $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten in Abhängigkeit des Kontaktrohrabstandes und des Drahtvorschubs für die drei gewählten Schweißspannungen beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht dargestellt. Auch hier zeigen die Verläufe ähnliches Verhalten wie bei den Massivdrahtschweißungen, vgl. *Abbildung 7.3*. Jedoch ist zu erkennen, dass die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten gegenüber den Massivdrahtschweißungen deutlich erhöht sind.

Tabelle 7.6: Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht

Nr.	Nahtöffnungswinkel in °	Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min	Drahtvorschub v_D in m/min	Kontaktrohrabstand KRA in mm	Schweißspannung U in V	Stromstärke I in A	Streckenenergie E in kJ/mm	$t_{8/5}$ -Zeit in s
0	30	60	11	23	28,7	337	1,0	11,4
1	30	60	8	18	25,7	304	0,8	8,0
2	30	60	8	28	25,7	254	0,7	4,6
3	30	60	8	18	31,7	324	1,0	11,3
4	30	60	8	28	31,7	280	0,9	7,2
5	30	60	14	18	25,7	406	1,0	11,5
6	30	60	14	28	25,7	350	0,9	8,9
7	30	60	14	18	31,7	451	1,4	19,6
8	30	60	14	28	31,7	372	1,2	16,6

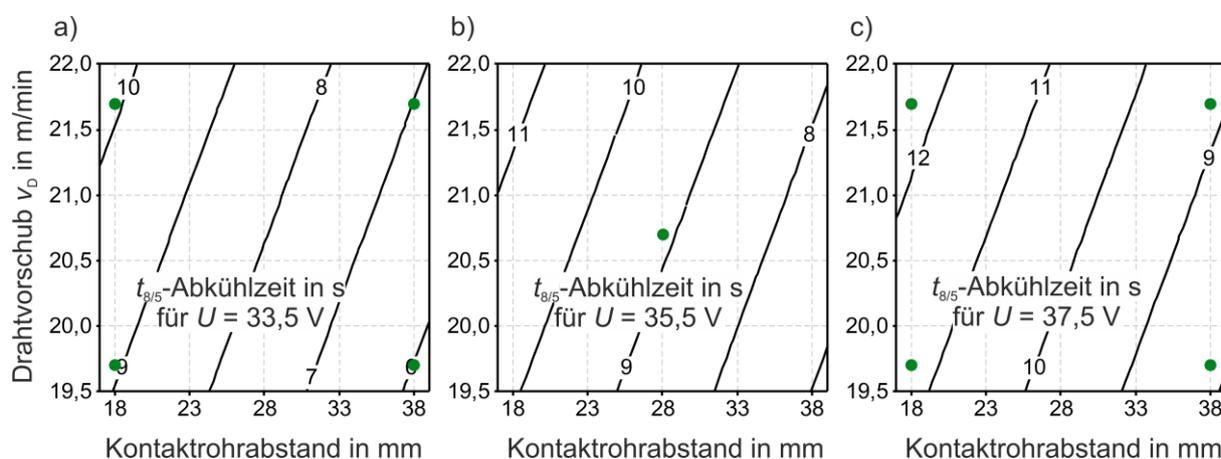
Abbildung 7.5: Konturdiagramme der ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht für drei Schweißspannungen: a) $U = 25,7$ V, b) $U = 28,7$ V und c) $U = 31,7$ V

In Tabelle 7.7 sind die Schweißprozessparameter der Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 2 mit Fülldraht dargestellt. Die Stromstärke wurde im Bereich zwischen 379 A und 522 A gemessen und überschreitet die bisher gemessenen Stromstärken bei den beiden Lichtbogenprozessen MAG-Konv. und MAG-Mod. 1. Wie in Abbildung 6.3 zu sehen ist, arbeitet der MAG-Mod. 2 in einem anderen Arbeitsbereich (höhere Spannung und höherer Drahtvorschub). Auf Grund der höher gewählten Schweißgeschwindigkeit von 85 cm/min liegt die Streckenenergie jedoch zwischen 0,9 kJ/mm und 1,3 kJ/mm und die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten zwischen 6,3 s und 13,5 s.

Abbildung 7.6 zeigt die Konturdiagramme der $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten für die Schweißungen mit MAG-Mod. 2 und Fülldraht. Ein Erhöhen des Kontaktrohrabstandes führt zur Absenkung der $t_{8/5}$ -Abkühlzeit und durch eine Erhöhung des Drahtvorschubes wird die Abkühlzeit reduziert. Darüber hinaus bedingt ein Anheben der Schweißspannung ebenfalls einen Anstieg der Abkühlzeiten. Es fällt auf, dass der Einfluss des Drahtvorschubes geringer ist als bei den Prozessen MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 (Abbildung 7.2 bis Abbildung 7.5). Da der Drahtvorschub verfahrensbedingt zwischen 19,7 m/min und 21,7 m/min variiert wurde, ist auch die Änderung der Stromstärke und damit die Änderung des Wärmeeintrages geringer.

Tabelle 7.7: Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 2 mit Fülldraht

Nr.	Nahtöff- nungswinkel in °	Schweißge- schwindigkeit v_s in cm/min	Drahtvor- schub v_D in m/min	Kontakt- rohr- abstand KRA in mm	Schweiß- span- nung U in V	Strom- stärke I in A	Strecken- energie E in kJ/mm	$t_{8/5}$ - Zeit in s
0	30	85	20,7	28	35,5	459	1,1	9,6
1	30	85	19,7	18	33,5	504	1,1	9,1
2	30	85	19,7	38	33,5	379	0,9	6,3
3	30	85	19,7	18	37,5	386	1,0	10,5
4	30	85	19,7	38	37,5	485	1,2	8,4
5	30	85	21,7	18	33,5	499	1,1	9,4
6	30	85	21,7	38	33,5	388	0,9	7,1
7	30	85	21,7	18	37,5	522	1,3	13,5
8	30	85	21,7	38	37,5	397	1,0	8,3

Abbildung 7.6: Konturdiagramme der ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 2 mit Fülldraht für drei Schweißspannungen: a) $U = 33,5$ V, b) $U = 35,5$ V und c) $U = 37,5$ V

Es kann festgehalten werden, dass die Abkühlzeit deutlich von den Schweißprozessparametern abhängt. Ein erhöhter Kontaktrrohrabstand bedingt eine Reduktion der Abkühlzeit, ein erhöhter Drahtvorschub sowie eine erhöhte Schweißspannung führen zu höheren Abkühlzeiten. Ferner wurde festgestellt, dass der Einfluss des Kontaktrrohrabstandes beim Einsatz des MAG-Konv. im Vergleich zum MAG-Mod. 1 und MAG-Mod. 2 geringer ist bei niedrigem Drahtvorschub. Diese Tatsache ist auf die unterschiedlichen Lichtbogenkennlinien zurückzuführen. Insgesamt zeigten die Versuchsreihen, dass die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten beim Einsatz des Massivdrahtes geringer sind als bei den Schweißungen mit Fülldraht. Bei den Messwerten, die außerhalb des empfohlenen Arbeitsbereiches von 5 s bis 15 s liegen, handelt es sich um die Extrempunkte des Versuchsraumes. So resultierten diese aus einer ungünstigen Kombination der Versuchsparameter. Auf eine Verkleinerung des Versuchsraumes bzw. auf eine Reduzierung der Parametervariationen wurde jedoch bewusst verzichtet, um signifikante Effekte auf die diffusible Wasserstoffkonzentration im Schweißgut erzielen zu können.

7.2.2 Wasserstoffkonzentration

▪ Einsatz von Massivdraht

In *Abbildung 7.7* sind die gemessenen Wasserstoffkonzentrationen H_D aller Einlagenschweißungen mit Massivdraht für beide dafür verwendeten Lichtbogenprozesse dargestellt. Es wurden durchschnittliche Wasserstoffkonzentrationen zwischen 0,6 ppm und 2 ppm gemessen. Dabei entspricht die maximal gemessene Konzentration von 2 ppm der im Schweißzusatzwerkstoff vorhandenen Gesamtwasserstoffkonzentration, vgl. *Abbildung 7.1*. Ferner fällt auf, dass für beide Lichtbogenprozesse die Versuchsnummern 0 bis 4 die geringsten und die Versuchsnummern 5 bis 8 die höchsten Wasserstoffkonzentrationen enthalten. Die Versuche 5 bis 8 entsprechen den Versuchen mit hohem Drahtvorschub. Zudem ist anzunehmen, dass der MAG-Mod. 1 höhere Konzentrationen zeigt als der MAG-Konv. Zur Analyse der einzelnen Einflüsse der Schweißprozessparameter auf die eingebrachte Wasserstoffkonzentration, erfolgte eine statistische Auswertung aller Messwerte.

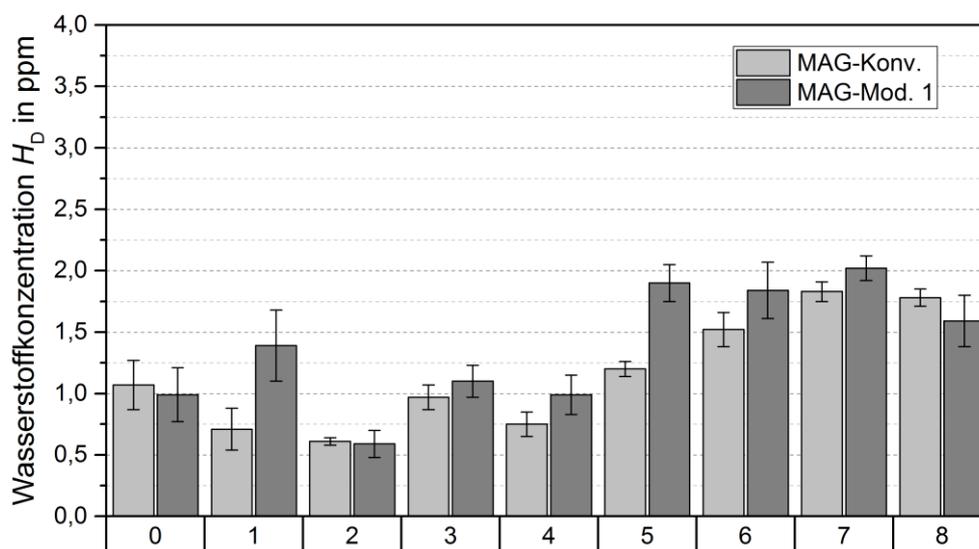


Abbildung 7.7: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Massivdraht; Nummern 0 bis 8 entsprechen der Probennummer gemäß statistischer Versuchsplanung

Abbildung 7.8 zeigt die über alle Versuche gemittelten Wasserstoffkonzentrationen als Haupteffekt diagramm beim Einsatz des MAG-Konv. bei einem Nahtöffnungswinkel von 60° . Die Modellqualität beträgt 95 % und kann somit als sehr gut eingestuft werden. Die mittlere Wasserstoffkonzentration beträgt 1,14 ppm. Für die drei variierten Schweißprozessparameter sind die mittleren Wasserstoffkonzentrationen jeweils für die Minimal- und Maximalwerte aus der Versuchsmatrix aus *Abbildung 6.4* dargestellt. Den größten Effekt auf die eingebrachte Wasserstoffkonzentration übt der Drahtvorschub aus. Mit erhöhtem Drahtvorschub steigt die eingebrachte Wasserstoffmenge signifikant an. Dies ist einerseits auf eine erhöhte Stromstärke mit Erhöhen des Drahtvorschubes zurückzuführen. Mit höherer Stromstärke (höhere Wärmemenge) kann mehr Wasserstoff im Lichtbogen dissoziiert und vom Schweißgut absorbiert werden [76, 78, 79]. Andererseits führt ein höherer Drahtvorschub zu einer erhöhten Schweißnahtfüllung. Im Falle der höheren Nahtfüllung können die Diffusionswege länger sein und somit benötigt der Wasserstoff mehr Zeit zur Effusion aus der Schweißnaht [82]. Der Kontaktrohrabstand zeigt über alle Versuche gemittelt keinen Einfluss auf die eingebrachte Wasserstoffkonzentration. Allerdings ist in *Abbildung 7.7* für die geringen Drahtvorschübe bei den Versuchspaaren 1 u. 2 sowie 3 u. 4 eine Reduzierung der eingebrachten Wasserstoffmenge mit Erhöhen des Kontaktrohrabstandes zu sehen. Bei erhöhtem Drahtvorschub (Versuchspunkte 5 bis 8) konnte dieser Effekt nicht beobachtet werden. Dies lässt sich damit erklären, dass mit Erhöhen des Kontaktrohrabstandes sich das freie Drahtende und somit auch die Zeit verlängert, welche der Draht in der sog. widerstandserwärmten Zone

verbringt. Als Folge kann Wasserstoff bereits vor Lichtbogenzündung aus dem Zusatzwerkstoff effundieren [78, 80]. Folglich wird weniger Wasserstoff im Schweißgut absorbiert. Die Schweißspannung zeigt den gleichen Effekt wie der Drahtvorschub. Eine Spannungserhöhung führt zum Anstieg der eingebrachten Wasserstoffmenge. Die Spannungserhöhung führt zu einem längeren Lichtbogen und somit zu einem kürzeren freien Drahtende bei konstantem Kontaktrohrabstand. Somit bleibt mehr Wasserstoff vor der Lichtbogenzündung in der widerstandserwärmten Zone im Draht vorhanden.

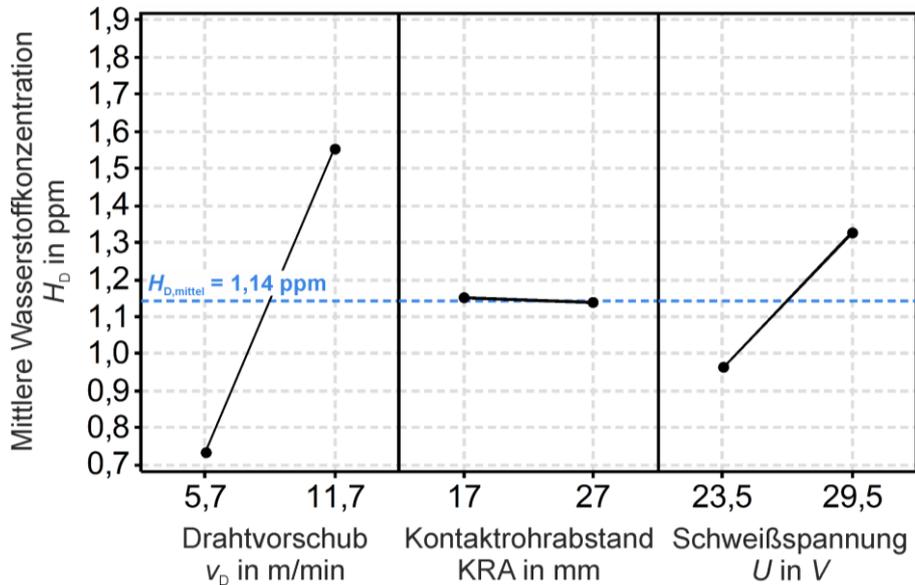


Abbildung 7.8: Haupteffektdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 95 \%$ - Einflüsse der Schweißprozessparameter auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Massivdraht beim Einsatz des MAG-Konv. (60° Nahtöffnungswinkel)

Das Haupteffektdiagramm beim Einsatz des MAG-Mod. 1 bei einem Nahtöffnungswinkel von 30° ist in *Abbildung 7.9* dargestellt. Die Modellqualität ist mit 80% etwas niedriger als bei den Haupteffektdiagrammen des MAG-Konv. Dies liegt an der höheren Streuung der Einzelmesswerte beim MAG-Mod. 1, vgl. *Abbildung 7.7*.

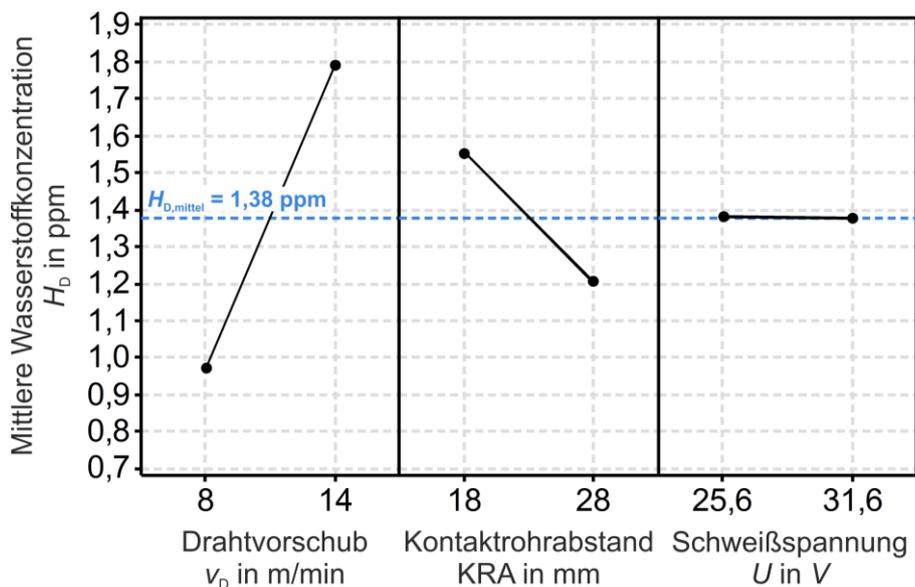


Abbildung 7.9: Haupteffektdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 80 \%$ - Einflüsse der Schweißprozessparameter auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Massivdraht beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel)

Die mittlere Wasserstoffkonzentration von 1,38 ppm ist etwas höher als die Konzentration beim MAG-Konv. Analog zur vorherigen Analyse zeigt auch im Falle des MAG-Mod. 1 ein erhöhter Drahtvorschub einen signifikanten Anstieg der Wasserstoffkonzentration. Ein Erhöhen des Kontaktrohrabstandes bedingt eine deutliche Reduzierung der Wasserstoffmenge und die Schweißspannung zeigt keinen Einfluss. Es kann geschlussfolgert werden, dass wegen des kürzeren Lichtbogens beim MAG-Mod. 1 im Vergleich zum MAG-Konv. eine Änderung der Lichtbogenlänge keine messbare Änderung in der eingebrachten Wasserstoffkonzentration zeigt. Allerdings zeigt die Variation des Kontaktrohrabstandes (freies Drahtende) signifikanten Einfluss.

▪ Einsatz von Fülldraht

Abbildung 7.10 zeigt die gemessenen Wasserstoffkonzentrationen H_D aller Einlagenschweißungen mit Fülldraht für die drei verwendeten Lichtbogenprozesse. Dabei weisen die Schweißungen mit dem MAG-Konv. mittlere Wasserstoffkonzentrationen zwischen 1,1 ppm und 2,1 ppm auf. Beim Einsatz des MAG-Mod. 1 werden höhere Konzentrationen von 1,7 ppm bis 2,7 ppm gemessen. Dahingegen zeigen die Schweißverbindungen, die mit dem MAG-Mod. 2 geschweißt wurden, im Vergleich zum MAG-Mod. 1 etwas niedrigere Konzentrationen in Höhe von 1,0 ppm bis 2,4 ppm. Wie bereits erwähnt, wird die im Fülldraht vorhandene Wasserstoffkonzentration bei Weitem nicht in die Schweißnaht eingebracht, vgl. *Abbildung 7.1*. Allerdings kann festgestellt werden, dass die Wasserstoffkonzentrationen im Vergleich zu den Konzentrationen beim Massivdrahteinsatz, erhöht sind. Auch die Messwerte aus *Abbildung 7.10* wurden statistisch ausgewertet.

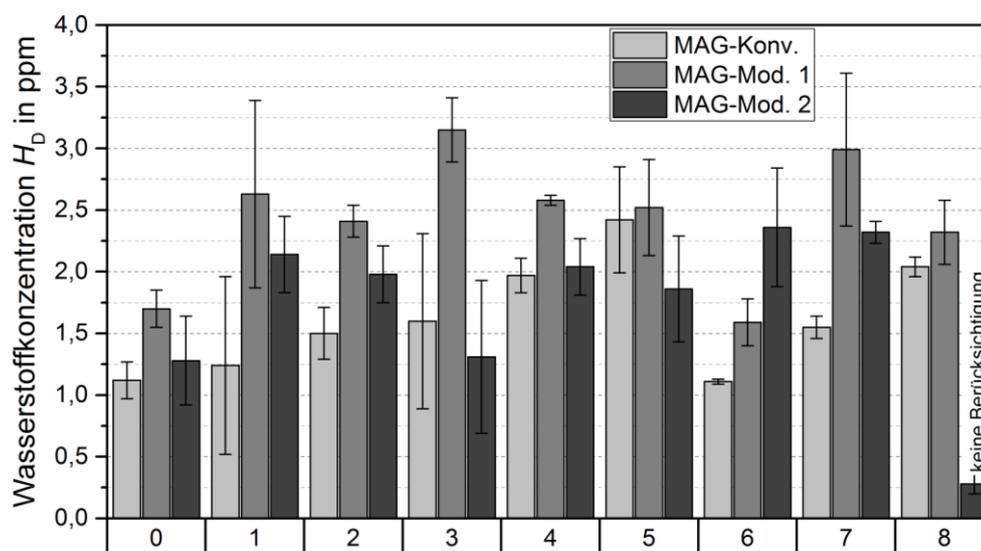


Abbildung 7.10: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Fülldraht; Nummern 0 bis 8 entsprechen der Probennummer gemäß statistischer Versuchsplanung

In *Abbildung 7.11* sind die über alle Versuche gemittelten Wasserstoffkonzentrationen als Haupteffektdiagramm beim Einsatz des MAG-Konv. bei einem Nahtöffnungswinkel von 60° dargestellt. Die Modellqualität beträgt 83 %. Als Mittelwert errechnet sich eine Wasserstoffkonzentration von 1,6 ppm. Analog zu den Schweißungen mit Massivdraht zeigt hier ein erhöhter Drahtvorschub einen Anstieg in der eingebrachten Wasserstoffkonzentration. Ein Erhöhen des Kontaktrohrabstandes bedingt darüber hinaus eine Reduktion der in die Schweißnaht eingebrachten Wasserstoffmenge. Eine erhöhte Schweißspannung erhöht schließlich die Wasserstoffkonzentration. Die mittlere Wasserstoffkonzentration liegt im Vergleich zu den Schweißungen mit Massivdraht um ca. 0,5 ppm höher, vgl. *Abbildung 7.8*.

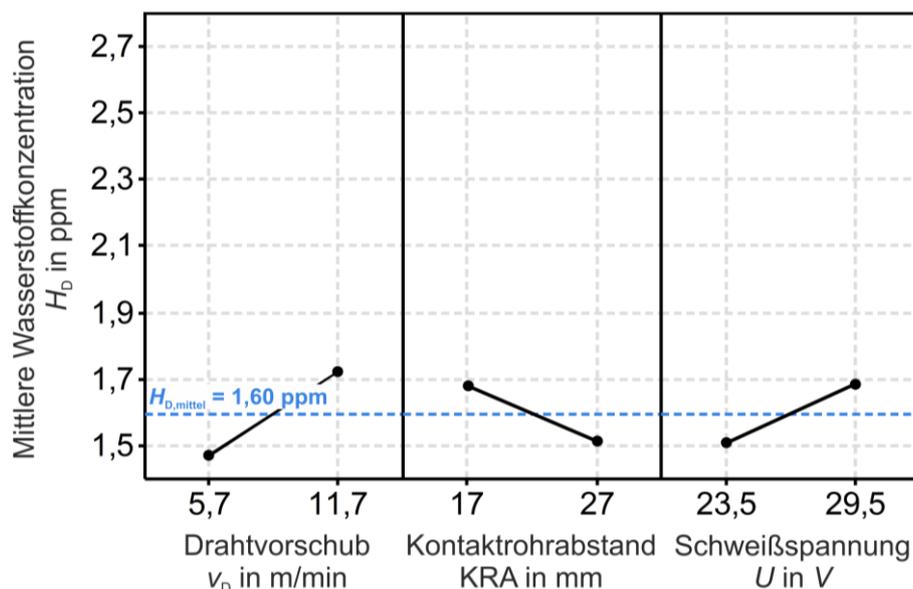


Abbildung 7.11: Haupteffektdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 83\%$ - Einflüsse der Schweißprozessparameter auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Fülldraht beim Einsatz des MAG-Konv. (60° Nahtöffnungswinkel)

Das Haupteffektdiagramm beim Einsatz des MAG-Mod. 1 bei einem Nahtöffnungswinkel von 30° ist in *Abbildung 7.12* dargestellt. Die Modellqualität der statistischen Versuchsauswertung beträgt rund 64 %. Die mittlere Wasserstoffkonzentration in Höhe von rund 2,3 ppm liegt deutlich höher als die Konzentration beim Einsatz von Massivdraht in Höhe von 1,6 ppm. In dem Haupteffektdiagramm ist deutlich zu erkennen, dass die Erhöhung des Kontaktrohrabstandes eine signifikante Reduzierung der Wasserstoffkonzentration mit sich bringt. Eine Erhöhung der Schweißspannung führt zu einer Erhöhung der Wasserstoffmenge.

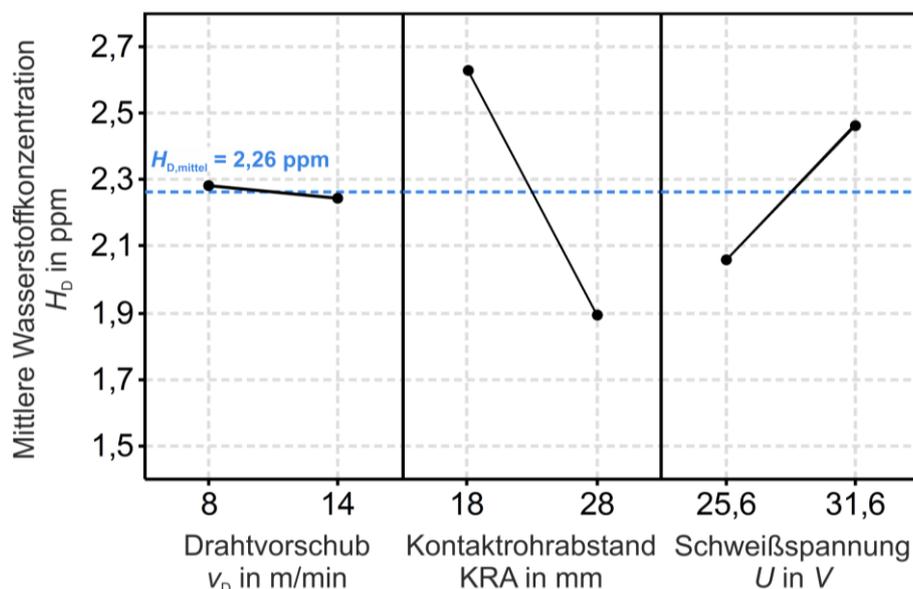


Abbildung 7.12: Haupteffektdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 64\%$ - Einflüsse der Schweißprozessparameter auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Fülldraht beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel)

Auf eine statistische Versuchsauswertung anhand eines Algorithmus der Messwerte aus den Schweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 2 wurde verzichtet, da hier die Streuung der einzelnen Messergebnisse wegen der sehr hohen Schweißgeschwindigkeit zu hoch war. In *Abbildung*

7.13 ist das Haupteffektdiagramm beim Einsatz des MAG-Mod. 2 bei einem Nahtöffnungswinkel von 30° mit der Streuung dargestellt. Auch hier wurden höhere Wasserstoffkonzentrationen als beim Einsatz des MAG-Konv. mit einem Nahtöffnungswinkel von 60° gemessen. Die mittlere Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des MAG-Mod. 2 liegt bei rund 2 ppm.

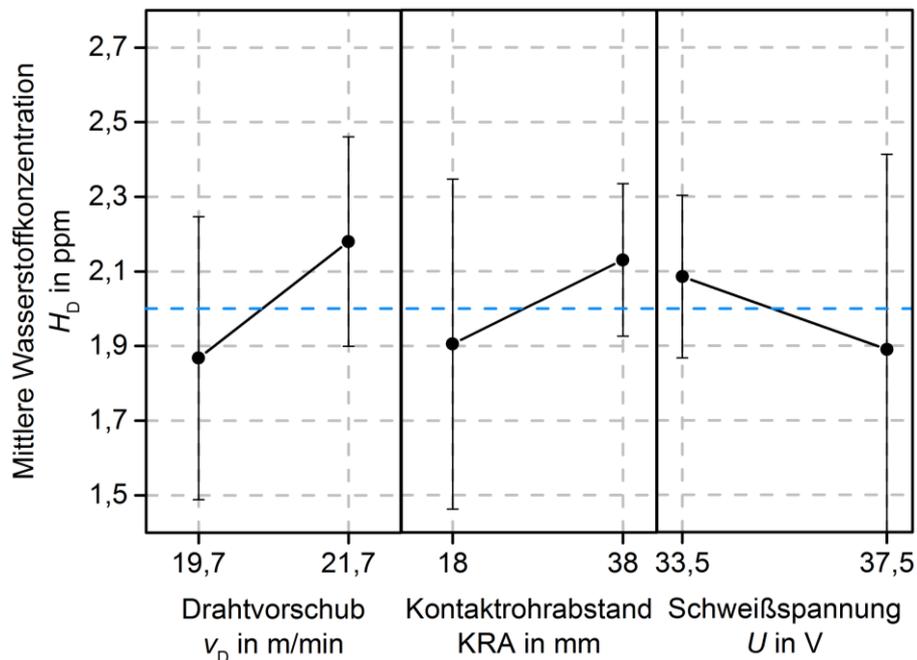


Abbildung 7.13: Haupteffektdiagramm - Einflüsse der Schweißprozessparameter auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Fülldraht beim Einsatz des MAG-Mod. 2 (30° Nahtöffnungswinkel)

Unter Betrachtung aller Messergebnisse kann festgehalten werden, dass die Schweißprozessparameter die eingebrachte Wasserstoffkonzentration in das Schweißgut einlagiger Stumpfstoßverbindungen beim MAG-Schweißen beeinflussen. Dabei führt ein erhöhter Drahtvorschub tendenziell zu höheren Wasserstoffkonzentrationen. Eine Erhöhung des Kontaktrahabstandes bedingt zusammenfassend dagegen eine Reduzierung der eingebrachten Wasserstoffkonzentration, weil offenbar Wasserstoff aus dem freien Drahtende aus dem Schweißzusatzwerkstoff vor Lichtbogenzündung effundieren kann. Darüber hinaus führt eine Erhöhung der Schweißspannung bzw. Lichtbogenlänge zu erhöhten Wasserstoffkonzentrationen. Ferner konnte festgestellt werden, dass bei den Schweißungen mit Fülldraht mehr Wasserstoff im Lichtbogen dissoziiert und vom Schweißgut absorbiert werden kann als bei den Schweißungen mit Massivdraht.

Schließlich konnte gezeigt werden, dass beim Einsatz des modifizierten Sprühlichtbogens in Verbindung mit einem schmalen Nahtöffnungswinkel von 30° im Vergleich zum konventionellen Überganglichtbogen mit einem Nahtöffnungswinkel von 60° mit höheren Wasserstoffkonzentrationen im Schweißgut gerechnet werden muss. Es ist davon auszugehen, dass durch die erhöhten Drahtvorschübe und Schweißströme im Falle des mod. SLB mehr Wasserstoff im Lichtbogen dissoziiert werden kann. Des Weiteren kommt es durch den geringeren Nahtöffnungswinkel zu einer erhöhten Nahtfüllung. Wird angenommen, dass der Wasserstoff homogen im Schweißgut verteilt ist, liegen im Falle des mod. SLB deutlich längere Diffusionswege zur Nahtoberfläche vor als beim konv. LB. Abbildung 7.14 verdeutlicht dies anhand von lichtmikroskopischen Makroaufnahmen bei gleichem Energieeintrag. Frühere numerische Untersuchungen belegen zudem, dass sich die Diffusionszeiten zur Oberfläche bei geringen Nahtöffnungswinkeln erhöhen [82]. Außerdem sei darauf hingewiesen, dass die gemessenen Wasserstoffkonzentrationen im Falle des mod. SLB zu einer vergleichsweise erhöhten Degradation der mechanisch-technologischen Eigenschaften führen kann [2, 53].

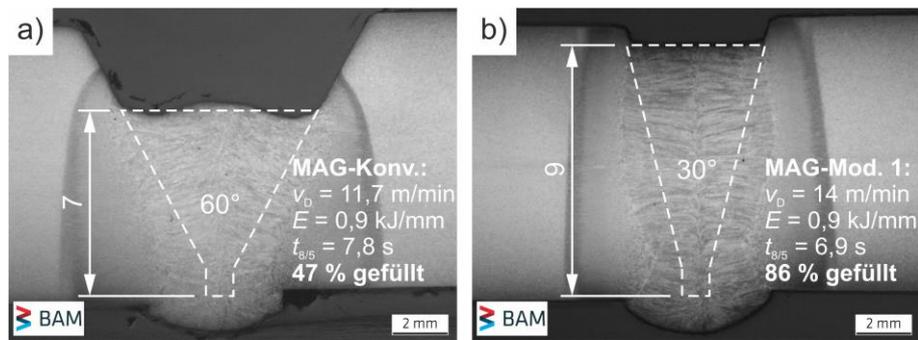


Abbildung 7.14: Lichtmikroskopische Makroaufnahmen der Einlagenschweißungen mit Massivdraht der Versuchsnummern 5 ($E = 0,9$ kJ/mm): a) MAG-Konv. mit 60° Nahtöffnungswinkel, b) MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel

7.2.3 Einfluss des Wasserstrahlschneidens auf die Wasserstoffeffusion

Zur Durchführung dieses Forschungsvorhabens wurde eine Methode zur Wasserstoffbestimmung in realen Verbindungsschweißungen mit Stumpfstoß entwickelt. Mittels Wasserstrahlschneiden wurden Proben aus dem Schweißgut extrahiert, welche anschließend einer Wasserstoffanalyse unterzogen wurden. Eine Vielzahl von Vorversuchen war notwendig, um durch exakt aufeinander abgestimmte Arbeitsschritte (vgl. Abschnitt 6.3) reproduzierbare Ergebnisse zu realisieren. Allerdings können die in den Schweißgütern der Verbindungsschweißungen gemessenen Wasserstoffkonzentrationen nicht ohne Weiteres als absolute Konzentrationen angesehen werden. Die Dauer des Wasserstrahlschneidens betrug zwischen 10 min und 21 min. Während dieser Zeit waren die Schweißproben nicht gekühlt und konnten sich somit bis auf Raumtemperatur erwärmen. Hingegen werden Proben, die nach DIN EN ISO 3690 geschweißt werden, unmittelbar nach dem Schweißen abgeschreckt, in flüssigem Stickstoff gekühlt und direkt im Anschluss hinsichtlich der Wasserstoffmenge untersucht. Deshalb wurde der Einfluss des Wasserstrahlschneidens auf die Wasserstoffeffusion analysiert.

Abbildung 7.15 zeigt die Wasserstoffkonzentration für eine Referenzprobe, geschweißt nach DIN EN ISO 3690, und für mittels Wasserstrahl geschnittene und aufgewärmte Proben. In der Referenzprobe wurde eine Konzentration in Höhe von 1,7 ppm gemessen. Durch das Wasserstrahlschneiden und ein Auftauen für 10 min konnte keine Wasserstoffeffusion festgestellt werden. Erst ab einer Aufwärmzeit von 15 min konnte eine Effusion in Höhe von 0,2 ppm Wasserstoff aus den Proben identifiziert werden.

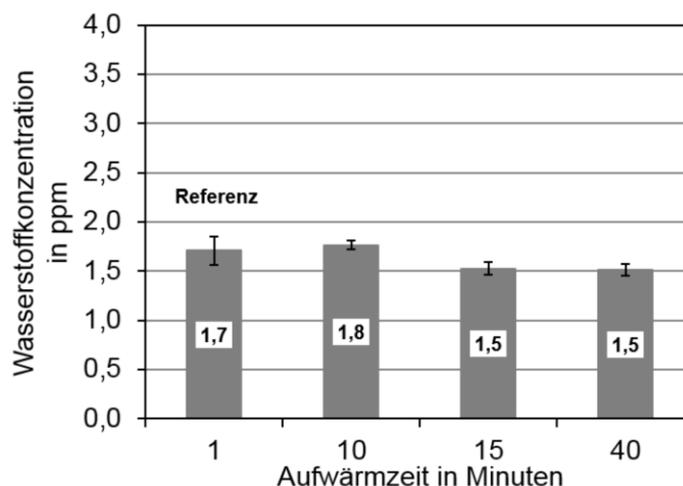


Abbildung 7.15: Wasserstoffkonzentration in mit Wasserstrahl geschnittenen ISO 3690-Proben für unterschiedliche Aufwärmzeiten

Der Wasserstoffverlust in Höhe von 0,2 ppm ist als systematischer Fehler anzusehen, da für alle Verbindungsschweißungen konstante Zeiten für die einzelnen Arbeitsschritte eingehalten werden konnten. Außerdem liegt die effundierte Wasserstoffkonzentration innerhalb des Messfehlers der Einlagenschweißungen.

Somit konnte der Nachweis erbracht werden, dass keine signifikante Wasserstoffeffusion durch den Prozess des Wasserstrahlschneidens stattfindet und die Methode für die Wasserstoffbestimmung im Schweißgut realer Verbindungsschweißungen mittels MAG-Prozess geeignet ist. Allerdings ist der geeignete Einsatz dieser Methode für weitere Nahtgeometrien und höhere Wasserstoffkonzentrationen zu überprüfen

7.3 Einfluss von Prozessparametern bei Mehrlagenschweißungen

Im zweiten Arbeitspunkt galt es, Einflüsse von Schweißprozessparametern auf den Wasserstoffeintrag in Mehrlagenschweißungen zu untersuchen. Entsprechend den Untersuchungen bei Einlagenschweißungen, wurden Kontaktrohrabstand, Drahtvorschubgeschwindigkeit und die Schweißspannung variiert. Darüber hinaus fand ein Vergleich zwischen Schweißungen mit konventionellem Übergangslichtbogen und modifizierten Sprühlichtbögen statt. Zum Einsatz kamen sowohl eine Massiv- als auch Fülldrahtelektrode. Im Folgenden sind die Schweißprozessparameter und die gemessenen Wasserstoffkonzentrationen H_D dargestellt.

7.3.1 Ermittelte Schweißprozessparameter und $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten

▪ Einsatz von Massivdraht

Die Schweißprozessparameter und die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Mehrlagenschweißungen beim Einsatz des Massivdrahtes sind in *Tabelle 7.8* zusammengefasst. Die Zwischenlagentemperatur bei den Schweißungen betrug 175 °C, wobei diese Temperatur wegen der fehlenden Vorwärmung erst etwa nach der dritten Schweißraupe erreicht wurde. Die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten konnten im Bereich von 4,5 s bis 8,8 s beim Einsatz des MAG-Konv. und im Bereich von 4,3 s bis 7,6 s für den MAG-Mod. 1 ermittelt werden. Es fällt auf, dass im Falle des MAG-Konv. mit 60° Nahtöffnungswinkel eine deutlich erhöhte Schweißraupenanzahl gegenüber dem MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel benötigt wurde (8 bis 18 im Vergleich zu 4 bis 7).

Tabelle 7.8: Schweißprozessparameter aus den Mehrlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Massivdraht

Nr.	Raupenanzahl	Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min	Drahtvorschub v_D in m/min	Kontaktrohr-abstand KRA in mm	Schweißspannung U in V	Stromstärke I in A	Streckenenergie E in kJ/mm	$t_{8/5}$ -Zeit in s
MAG-Konv., 60° Nahtöffnungswinkel								
1	18	48	5,7	17	23,5	205	0,6	4,5
5	10	48	11,7	17	23,5	306	0,9	7,7
6	11	48	11,7	27	23,5	271	0,8	6,4
7	8	48	11,7	17	29,5	335	1,2	8,8
MAG-Mod. 1, 30° Nahtöffnungswinkel								
1	7	60	8	18	25,6	258	0,7	4,3
5	5	60	14	18	25,6	355	0,9	7,5
6	5	60	14	28	25,6	302	0,8	5,6
7	4	60	14	18	31,6	377	1,2	7,6

▪ Einsatz von Fülldraht

In *Tabelle 7.9* sind die Schweißprozessparameter und $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Mehrlagenschweißungen beim Einsatz des Fülldrahtes aufgelistet. Die Zwischenlagentemperatur betrug dabei zwischen 140 °C und 150 °C. Die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten liegen in den Bereichen 6,4 s bis 7,7 s im Falle des MAG-Konv. mit 60° Nahtöffnungswinkel, 4,0 s bis 6,1 s im Falle des MAG-Mod. 1 sowie 4,7 s bis 7,1 s im Falle des MAG-Mod. 2 mit jeweils 30° Nahtöffnungswinkel. Analog zu den Schweißungen mit Massivdraht, werden für die Schweißungen mit mod. SLB deutlich weniger Schweißraupen benötigt als für die Schweißungen mit konventionellem Übergangslichtbogen.

Tabelle 7.9: Schweißprozessparameter aus den Mehrlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. sowie MAG-Mod. 1 und MAG-Mod. 2 mit Fülldraht

Nr.	Raupenanzahl	Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min	Drahtvorschub v_D in m/min	Kontaktrohrabstand KRA in mm	Schweißspannung U in V	Stromstärke I in A	Streckenenergie E in kJ/mm	$t_{8/5}$ Zeit in s
MAG-Konv., 60° Nahtöffnungswinkel								
1	19	48	5,7	17	23,5	235	0,7	6,4
5	10	48	11,7	17	23,5	347	1,0	6,8
6	9	48	11,7	27	23,5	305	0,9	7,7
7	10	48	11,7	17	29,5	356	1,3	6,9
MAG-Mod. 1, 30° Nahtöffnungswinkel								
1	8	60	8	18	25,6	304	0,8	4,0
5	6	60	14	18	25,6	406	1,0	6,1
6	6	60	14	28	25,6	350	0,9	4,5
7	5	60	14	18	31,6	451	1,4	4,9
MAG-Mod. 2, 30° Nahtöffnungswinkel								
1	5	85	19,7	18	33,5	442	1,1	
2	4	85	19,7	38	33,5	342	0,8	4,7 bis
5	4	85	21,7	18	33,5	493	1,2	7,1
7	4	85	21,7	18	37,5	487	1,3	

7.3.2 Wasserstoffkonzentration

▪ Einsatz von Massivdraht

Die gemessenen Wasserstoffkonzentrationen im Schweißgut der Mehrlagenschweißungen beim Einsatz des Massivdrahtes sind in *Abbildung 7.16* dargestellt.

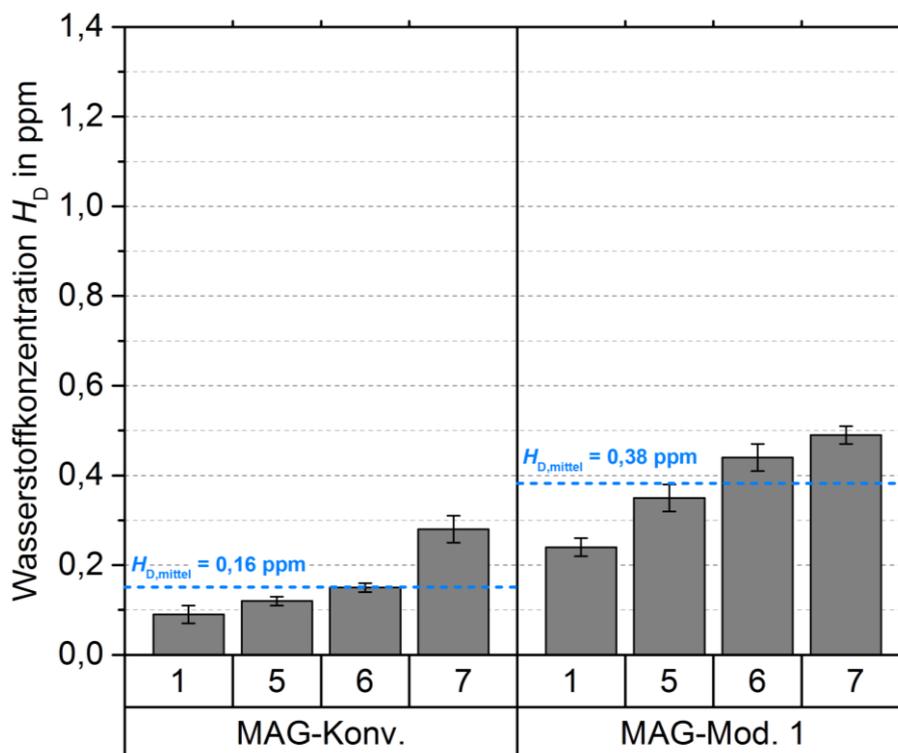


Abbildung 7.16: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen mit Massivdraht; angegebene Nummern entsprechen der Probennummer gemäß statistischer Versuchsplanung

Für den Nahtöffnungswinkel von 60° in Verbindung mit dem MAG-Konv. wurden Wasserstoffkonzentrationen von ca. 0,1 ppm bis 0,3 ppm gemessen. Die Wasserstoffkonzentrationen im Schweißgut mit einem Nahtöffnungswinkel von 30° in Verbindung mit dem MAG-Mod. 1 liegen zwischen ca. 0,25 ppm bis 0,5 ppm vergleichsweise hoch. Im Vergleich zu den Einlagenschweißungen aus *Abbildung 7.7* ist die Wasserstoffkonzentration in den Mehrlagenschweißungen deutlich reduziert. Die Wasserstoffmenge in den Mehrlagenschweißungen wurde über die gesamte Schweißnahthöhe gemessen und ist auf die gesamte Masse der Probe bezogen.

Nach [101, 102] ist davon auszugehen, dass lokal erhöhte Wasserstoffkonzentrationen in den Decklagen vorhanden sind, da durch den Effekt des Wiedererwärmens durch Folgeraupen der Wasserstoff effundieren kann. Es stellt sich somit ein Gradient in Dickenrichtung der Schweißnaht ein. Die in den Mehrlagenschweißungen gemessene Wasserstoffkonzentrationen stellen deshalb mittlere Wasserstoffkonzentrationen dar. Allerdings ist anzunehmen, dass in den Schweißungen mit geringerem Nahtöffnungswinkel von 30° in den unteren Lagen eine höhere Wasserstoffkonzentration vorhanden ist als in den Schweißungen bei größerem Nahtöffnungswinkel in Höhe von 60° . Grund sind die Unterschiede in der benötigten Anzahl an Schweißraupen zur kompletten Füllung der Nahtfuge, vgl. auch mit Ergebnissen in *Abschnitt 7.5*.

▪ Einsatz von Fülldraht

Abbildung 7.17 zeigt die gemessenen mittleren Wasserstoffkonzentrationen in den Mehrlagenschweißungen beim Einsatz von Fülldraht. Die im Schweißgut vorhandene mittlere Wasserstoffkonzentration in Höhe von rund 0,4 ppm im Falle des Nahtöffnungswinkels von 60° (MAG-Konv.) liegt unterhalb der Wasserstoffkonzentration in Höhe von ca. 0,6 ppm in den Schweißungen am Nahtöffnungswinkel von 30° (MAG-Mod. 1). Die mittlere Wasserstoffkonzentration im Schweißgut der Schweißungen am Nahtöffnungswinkel von 30° mit dem MAG-Mod. 2 beträgt 0,8 ppm und liegt somit noch höher. Wie oben beschrieben, nimmt die benötigte Anzahl der Schweißraupen mit den Prozessen (Nahtöffnungswinkeln) ab.

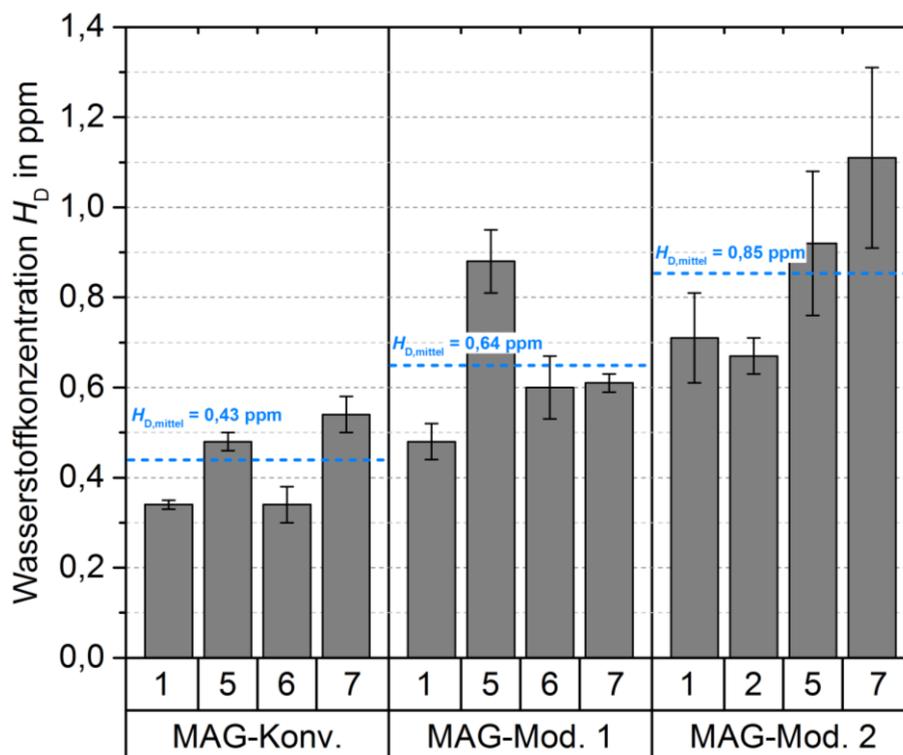


Abbildung 7.17: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen mit Fülldraht; angegebene Nummern entsprechen der Probennummer gemäß statistischer Versuchsplanung

Es kann also schlussgefolgert werden, dass die Schweißprozessparameter auch beim Mehrlagenschweißen die in das Schweißgut eingebrachte Wasserstoffmenge beeinflussen. Allerdings geschieht dies durch die damit verbundene unterschiedliche Anzahl der benötigten Schweißraupen zur Nahtfüllung. Allerdings ist zu beachten, dass die gemessenen Wasserstoffkonzentrationen keinen Maximalwert im Schweißgut repräsentieren, sondern einen Mittelwert über die gesamte Schweißnahthöhe. In den Decklagen ist unmittelbar nach Schweißende eine höhere Wasserstoffkonzentration gegenüber der Wurzel- und Fülllagen vorhanden [101, 102].

Analog zu den Einlagenschweißungen ist auch bei Mehrlagenschweißungen beim Einsatz des modifizierten Sprühlichtbogens bei schmalere Nahtöffnungswinkel von 30° im Vergleich zum konventionellen Überganglichtbogen mit einem Nahtöffnungswinkel von 60° mit höheren Wasserstoffkonzentrationen im Schweißgut zu rechnen. Durch den geringen Nahtöffnungswinkel kommt es bereits in der Wurzellage zu einer erhöhten Nahtfüllung. Die Ergebnisse aus den Einlagenschweißungen belegen eine höhere Wasserstoffkonzentration im Falle des 30° Nahtöffnungswinkels. Durch die Folgeraupen werden darunterliegende Raupen wieder erwärmt, wodurch Wasserstoff effundieren kann. Allerdings sind die Diffusionswege länger, weshalb mehr Zeit benötigt wird. Darüber hinaus führt eine erhöhte Schweißraupenanzahl zur Reduktion der mittleren Wasserstoffkonzentration im Schweißgut. Abbildung 7.18 verdeutlicht anhand von lichtmikroskopischen Makroaufnahmen an den Nahtöffnungswinkeln in Höhe von 30° und 60° den unterschiedlichen Lagenaufbau und die Geometrie der einzelnen Schweißraupen.

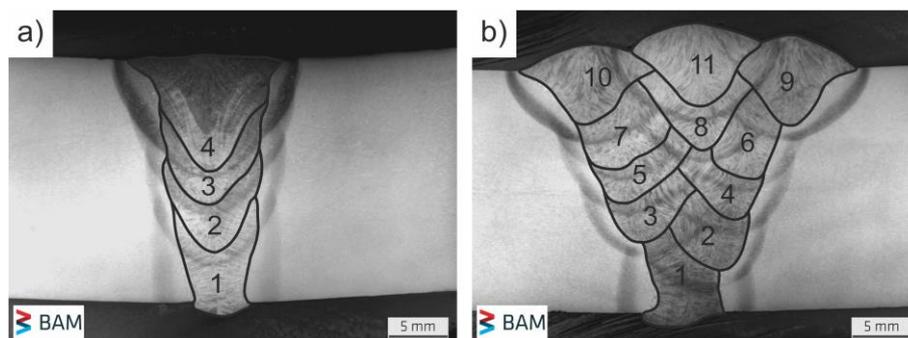


Abbildung 7.18: Exemplarische lichtmikroskopische Makroaufnahmen der Mehrlagenschweißungen mit Massivdraht für a) MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel (4 Schweißraupen) und b) MAG-Konv. mit 60° Nahtöffnungswinkel (11 Schweißraupen)

7.4 Kaltrissprüfung mittels Implant-Test nach DIN EN ISO 17642-3

Im Rahmen dieses Arbeitspunktes wurden vergleichende Untersuchungen zur Bewertung der Kaltrissempfindlichkeit der zwei Lichtbogenprozesse MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Massivdraht und Fülldraht durchgeführt.

▪ Einsatz von Massivdraht

Unter Anwendung der in *Abschnitt 6.2* angegebenen Schweißprozessparameter wurde anhand von Wasserstoffanalysen beim Einsatz des MAG-Konv. eine Wasserstoffkonzentration in Höhe von $(1,2 \pm 0,1)$ ppm und für den MAG-Mod. 1 eine Wasserstoffkonzentration von $(1,6 \pm 0,2)$ ppm gemessen. In *Tabelle 7.10* sind die experimentell bestimmten $t_{8/5}$ - und $t_{3/1}$ -Abkühlzeiten, die Kräfte und anliegenden Implantsspannungen sowie die Standzeiten für die Implant-Versuche mit Massivdraht zusammengefasst. *Abbildung 7.20* zeigt die Implantsspannungen über der Standzeit. Zunächst ist zu erkennen, dass die Standzeit mit sinkender Implantsspannung im Falle beider Lichtbogenprozesse ansteigt. Für beide Lichtbogenprozesse wurde zwar eine kritische Implantsspannung im Bereich zwischen 437 MPa und 505 MPa identifiziert, jedoch konnte eine Verschiebung der Zeitpunkte bis zum Bruch im Falle des MAG-Mod. 1 zu längeren Zeiten beobachtet werden. Da in den mit dem MAG-Mod. 1 geschweißten Auftragsraupen eine höhere Wasserstoffkonzentration vorliegt, ist davon auszugehen, dass der Wasserstoff längere Zeit benötigt, um in die risskritischen Bereiche zu diffundieren. Anhand der Ein- und Mehrlagenschweißungen in *Abschnitt 7.2* konnte gezeigt werden, dass durch die höheren Drahtvorschübe des MAG-Mod. 1 ein tieferer Einbrand bzw. ein tieferes Schmelzbad erzeugt wird. Es ist also sowohl beim Schweißen mit MAG-Konv. als auch mit MAG-Mod. 1 von einer ähnlichen Kaltrissempfindlichkeit auszugehen, jedoch kommt es beim MAG-Mod. 1 nach längerer Zeit zur Rissinitiierung.

▪ Einsatz von Fülldraht

Unter Einsatz des Fülldrahtes beinhalten die Auftragsraupen eine Wasserstoffkonzentration in Höhe von 1,2 ppm für den MAG-Konv. und 1,7 ppm für den MAG-Mod. 1. Anhand der Ergebnisse in *Tabelle 7.11* und *Abbildung 7.21* können kritische Implantsspannungen in Höhe von etwa 300 MPa für den MAG-Mod. 1 und 486 MPa für den MAG-Konv. identifiziert werden. Metallographische Längsschliffe an nicht gebrochenen Implant-Proben in *Abbildung 7.19* zeigen, dass sowohl an den in der WEZ befindlichen Wendelkerbe als auch im Schweißgut Anrisse festgestellt werden konnten.

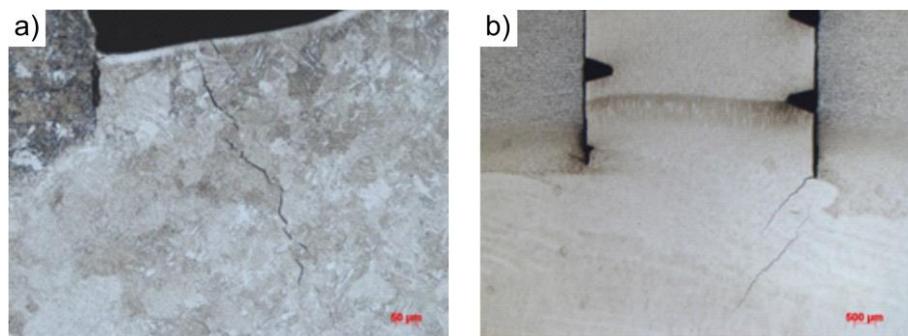


Abbildung 7.19: Lichtmikroskopische Aufnahmen von a) an der Wendelkerbe (WEZ) angerissene Implant-Probe bei einer Belastung von 293 MPa (MAG-Mod. 1) und b) im Schweißgut angerissene Implant-Probe bei einer Belastung von 486 MPa (MAG-Konv.)

*Generell fällt beim Vergleich beider Diagramme in *Abbildung 7.20* und *Abbildung 7.21* auf, dass die Standzeiten bis zum Bruch bei den Implant-Versuchen mit Fülldraht vergleichsweise kürzer sind.*

7 Forschungsergebnisse und Diskussion

Tabelle 7.10: Protokoll der Implant-Versuche beim Einsatz des MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Massivdraht

Lichtbogen	$t_{3/5}$ -Zeit in s	$t_{3/1}$ -Zeit in s	Soll-Implant- spannung in MPa	Ist-Implant- spannung in MPa	Ist-Kraft in kN	Standzeit in min
MAG-Mod. 1 Massivdraht	7,5	115	1000	981	19,26	55,5
	7,7	118	900	884	17,35	21,4
	-	-	800	810	15,90	197,1
	7,3	115	700	664	13,04	301,2
	7,9	121	600	591	11,61	448,4
	6,4	104	500	504	9,90	1198,9
	6,7	117	450	440	8,65	2880
	-	111	400	392	7,70	2880
	7,1	112	300	284	5,58	2880
MAG-Konv. Massivdraht	7,3	145	1000	958	18,81	38
	7,3	132	900	873	17,14	22,1
	8,0	127	800	790	15,52	49
	6,6	128	700	633	12,43	295,5
	7,6	126	600	605	11,87	385,3
	7,6	92	550	555	10,89	570,9
	9,2	113	500	505	9,91	302,3
	7,1	134	450	437	8,58	2880
	7,9	137	400	398	7,82	2880
	-	-	300	282	5,53	2880

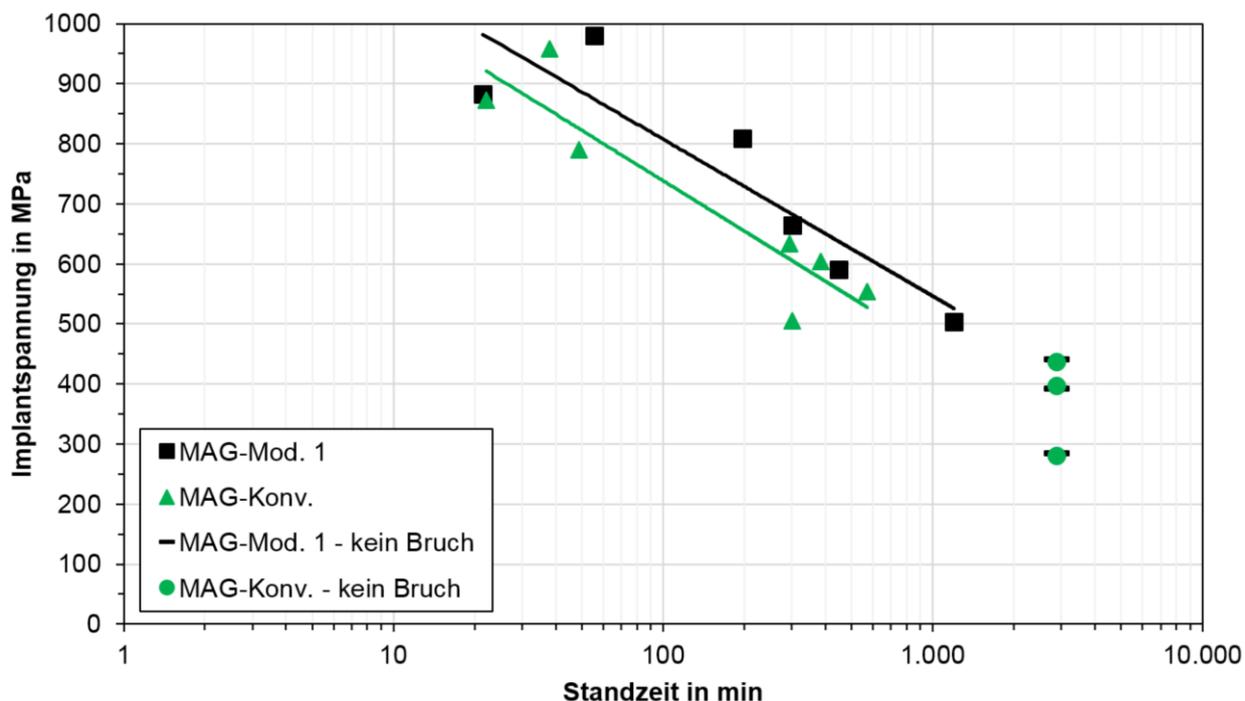


Abbildung 7.20: Implantspannung über der Standzeit beim Einsatz von MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Massivdraht zur Ermittlung der kritischen Implantspannung

7 Forschungsergebnisse und Diskussion

Tabelle 7.11: Protokoll der Implant-Versuche beim Einsatz des MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Fülldraht

Lichtbogen	$t_{b/5}$ -Zeit in s	$t_{b/1}$ -Zeit in s	Soll-Implant-spannung in MPa	Ist-Implant-spannung in MPa	Ist-Kraft in kN	Standzeit in min
MAG-Mod. 1 Fülldraht	6 ± 0,5	98 ± 20	1000	908	17,83	1
	6 ± 0,5	98 ± 20	900	892	17,52	45
	6 ± 0,5	98 ± 20	900	895	17,57	44
	6 ± 0,5	98 ± 20	800	800	15,71	5
	6 ± 0,5	98 ± 20	600	604	11,86	22
	6 ± 0,5	98 ± 20	500	499	9,80	65
	6 ± 0,5	98 ± 20	400	382	7,49	2880
	6 ± 0,5	98 ± 20	400	381	7,48	181
	6 ± 0,5	98 ± 20	300	306	6,01	2880
MAG-Konv. Fülldraht	5 ± 0,5	60 ± 20	900	877	17,22	8
	5 ± 0,5	60 ± 20	900	797	15,64	12
	5 ± 0,5	60 ± 20	800	781	15,33	22
	5 ± 0,5	60 ± 20	700	698	13,70	22
	5 ± 0,5	60 ± 20	600	585	11,49	2880
	5 ± 0,5	60 ± 20	500	486	9,54	2880
	5 ± 0,5	60 ± 20	400	402	7,90	2880
	5 ± 0,5	60 ± 20	400	398	7,81	2880
	5 ± 0,5	60 ± 20	300	301	5,91	2880
5 ± 0,5	60 ± 20	300	291	5,72	2880	

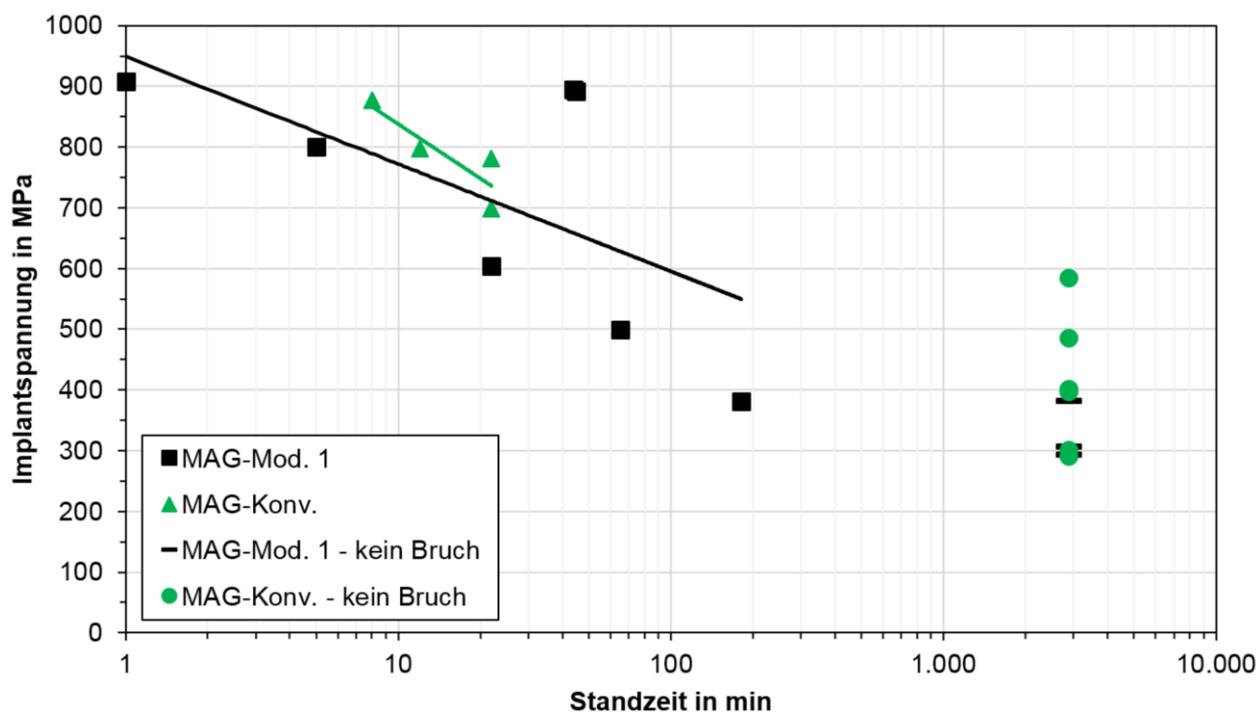


Abbildung 7.21: Implantspannung über der Standzeit beim Einsatz von MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Fülldraht zur Ermittlung der kritischen Implantspannung

7.5 Einfluss einer Wärmeführung auf die Wasserstoffkonzentration

Im Folgenden ist der Einfluss einer Wärmeführung auf die Wasserstoffkonzentration in Ein- sowie Mehrlagenschweißungen beim Einsatz des konventionellen Übergangslichtbogens und des modifizierten Sprühlichtbogens bei unterschiedlicher Nahtgeometrie dargestellt. Dabei wird eine Vorwärmung, Variation von Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur und Streckenenergie sowie eine Nachwärmprozedur betrachtet.

7.5.1 Einfluss der Vorwärmtemperatur

Abbildung 7.22 zeigt die Wasserstoffkonzentration im Schweißgut von Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 2 mit Fülldraht für drei unterschiedliche Vorwärmtemperaturen im Bereich von 50 °C bis 150 °C. Es wurden mittlere Wasserstoffkonzentrationen von ca. 2,2 ppm bis 2,8 ppm gemessen. Ein systematischer Einfluss der Vorwärmtemperatur konnte jedoch nicht festgestellt werden, da die Temperatureffekte kleiner als die Messwertstreuungen sind. Wie bereits zuvor numerisch untersucht wurde [87, 88], führt eine Vorwärmung zwar zu erhöhten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten, jedoch reicht diese Zeit nicht für die Effusion des Wasserstoffes aus dem Schweißgut aus. Sondern eine Vorwärmung führt zum Anstieg der schweißbedingten Eigenspannungen und somit zu einem erhöhten Risiko gegenüber einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung [86-88]. Primär sollte deshalb die Vorwärmung zur Trocknung der Oberflächen vor dem Schweißen und zum Einstellen des gewünschten Gefüges genutzt werden.

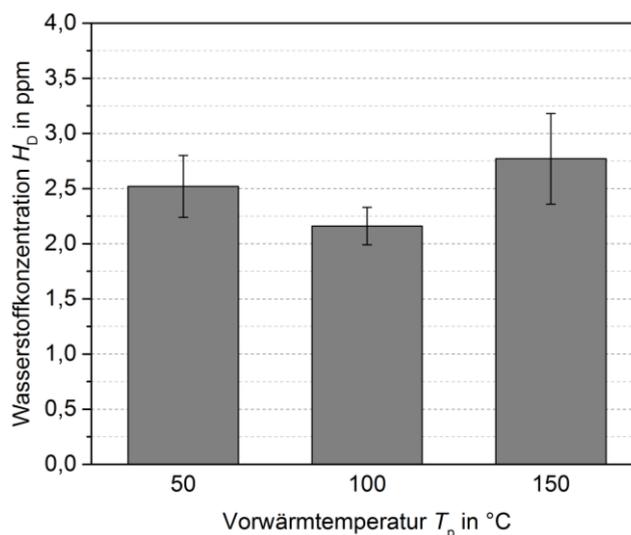


Abbildung 7.22: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 2 mit Fülldraht und variiertes Vorwärmtemperatur T_p

7.5.2 Einfluss der Streckenenergie und Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur

▪ Einsatz von Massivdraht

In Tabelle 7.12 sind die Schweißprozessparameter zur Untersuchung des Einflusses einer Wärmeführung auf die Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des Massivdrahtes aufgelistet. Zunächst fällt auf, dass die Schweißraupenanzahl bei einem Nahtöffnungswinkel von 60° mit MAG-Konv. deutlich höher ist als für den Nahtöffnungswinkel von 30° mit MAG-Mod. 1. Darüber hinaus liegt die resultierende Stromstärke für den MAG-Konv. von ca. 270 A unterhalb der Stromstärke für den MAG-Mod. 1 in Höhe von ca. 320 A. Die $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten liegen beim Einsatz des MAG-Konv. zwischen 4,4 s und 11,0 s. Beim MAG-Mod. 1 wurden etwas geringere $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten zwischen 3,8 s und 9,2 s ermittelt.

Tabelle 7.12: Schweißprozessparameter aus den Mehrlagenschweißungen zum Einfluss einer Wärmeleitung auf die Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Massivdraht

Nr.	Raupenanzahl	Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min	Drahtvorschub v_D in m/min	Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur $T_{p/i}$ in °C	Schweißspannung U in V	Stromstärke I in A	Streckenenergie E in kJ/mm	$t_{8/5}$ -Zeit in s
MAG-Konv., 60° Nahtöffnungswinkel, KRA = 17 mm								
1	12	42,5	8,7	150	26,4	269	1,0	6,3
2	10	32,7	8,7	100	26,5	263	1,3	7,2
3	8	26,7	8,7	50	26,4	271	1,6	8,2
4	12	42,5	8,7	50	26,5	266	1,0	4,4
5	8	26,7	8,7	150	26,4	269	1,6	11,0
MAG-Mod. 1, 30° Nahtöffnungswinkel, KRA = 18 mm								
1	4	54	11	150	28,8	318	1,0	4,9
2	4	42	11	100	28,8	320	1,3	6,2
3	3	34,5	11	50	28,8	326	1,6	7,5
4	4	54	11	50	28,8	322	1,0	3,8
5	3	34,5	11	150	28,8	299	1,5	9,2

In *Abbildung 7.23* ist die gemessene Wasserstoffkonzentration für alle Schweißgüter dargestellt. Insgesamt konnten Konzentrationen zwischen rund 0,2 ppm und 1 ppm gemessen werden. Es ist ersichtlich, dass die mittlere Wasserstoffkonzentration im Falle des MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel in Höhe von 0,6 ppm doppelt so hoch wie die Konzentration beim Einsatz des MAG-Konv. bei 60° Nahtöffnungswinkel in Höhe von 0,3 ppm ist. Dabei ist zu erwähnen, dass auch hier eine mittlere Wasserstoffkonzentration über die gesamte Schweißnahthöhe gemessen wurde. Die Werte stellen keine Maximalwerte dar und es können lokal signifikant erhöhte Wasserstoffkonzentrationen vorliegen [101, 102].

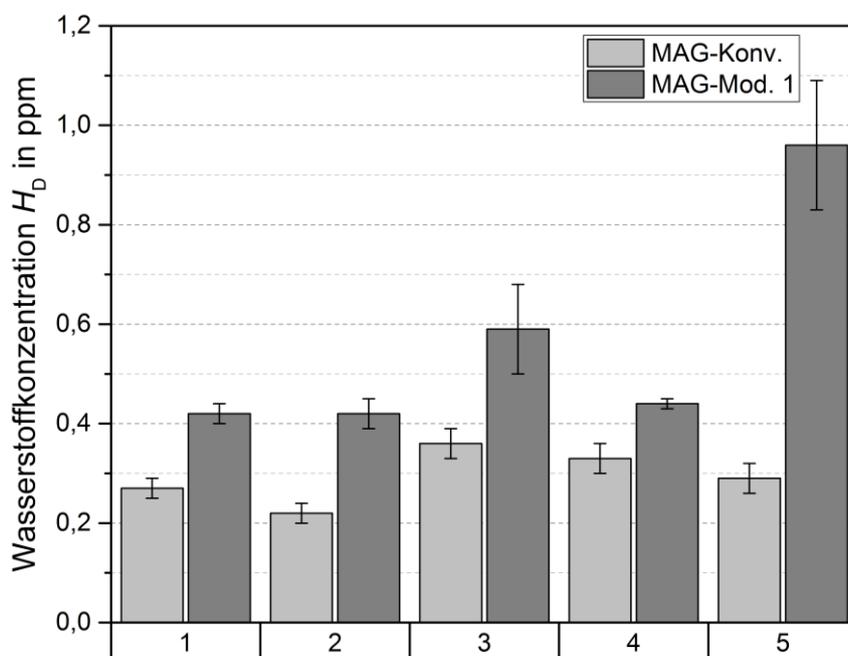


Abbildung 7.23: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D bei Variation von Streckenenergie und Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur beim Einsatz von Massivdraht

Aus den Einlagenschweißungen kann abgeleitet werden, dass in der Wurzel der Mehrlagenschweißungen, im Falle des mod. SLB mit 30° Nahtöffnungswinkel, mehr Wasserstoff vorhanden ist als beim Einsatz des MAG-Konv. Das Schweißen der Folgeraupe bedingt ein Wiedererwärmen der Wurzellage. Durch die hohen Temperaturen in der Wurzellage steigt der Diffusionskoeffizient signifikant an, womit es zur Wasserstoffdiffusion in die WEZ und zur Effusion in die Umgebung kommt [63, 83]. Dies wird so lange wiederholt, bis die Decklage geschweißt wurde. Aus der Tatsache, dass für den Nahtöffnungswinkel von 60° zwischen 8 und 12 Schweißraupen und für den Nahtöffnungswinkel von 30° nur 3 bis 4 Schweißraupen benötigt wurden, folgt eine höhere Wasserstoffkonzentration für den MAG-Mod. 1 in Verbindung mit dem geringeren Nahtöffnungswinkel. *Abbildung 7.24a* zeigt die gemessene Temperatur neben der Nahtflanke für die Zentralpunktversuche beider Lichtbogenprozesse bzw. Nahtgeometrien. Den 10 Schweißraupen im Falle des MAG-Konv. (60°) stehen nur 4 Schweißraupen mit MAG-Mod. 1 (30°) gegenüber. Dies führt zu einer Differenz der Schweißdauer von insgesamt ca. 85 min. Während dieser Zeit wird die Schweißnaht mindestens auf Zwischenlagentemperatur gehalten, wodurch Wasserstoff effundiert. In *Abbildung 7.24b* ist die Mikrohärtigkeit (UCI) farblich dargestellt. Anhand dieser Darstellung wird der beschriebene Effekt des Wiedererwärmens (Anlassens) sichtbar gemacht. Die Härte bei dem Nahtöffnungswinkel von 60° ist in der Wurzel- und den Fülllagen deutlich geringer als beim Nahtöffnungswinkel von 30° .

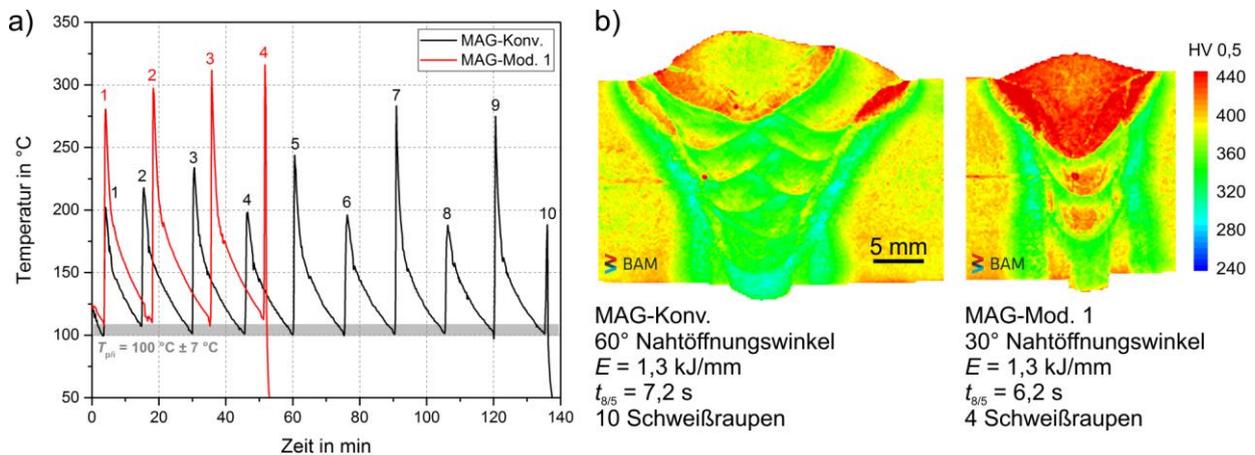


Abbildung 7.24: a) Temperatur neben der Schweißnahtflanke $T(t)$ der Zentralpunktversuche für die Schweißprozesse MAG-Konv. (60° Nahtöffnungswinkel, $E = 1,3 \text{ kJ/mm}$, $T_{p/i} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$, 10 Schweißraupen) und MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel, $E = 1,3 \text{ kJ/mm}$, $T_{p/i} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$, 4 Schweißraupen) und b) farbliche Darstellung der Mikrohärtigkeit (UCI)

Die Messwerte der Wasserstoffkonzentration im Falle des MAG-Mod. 1 wurden in eine statistische Versuchsauswertung implementiert. *Abbildung 7.25* zeigt das Konturdiagramm für die Wasserstoffkonzentration in Abhängigkeit von der Streckenenergie und der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur. Die Modellqualität beträgt 81 %. Sowohl die Streckenenergie als auch die Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur haben einen Einfluss auf die Wasserstoffkonzentration nach dem Schweißen. Eine erhöhte Streckenenergie und erhöhte Temperaturen führen zu höheren Konzentrationen. Durch einen Anstieg der Streckenenergie wird dabei die Anzahl der erforderlichen Schweißraupen erhöht, da die Variation der Streckenenergie durch die Schweißgeschwindigkeit erfolgte. Das Anheben der Zwischenlagentemperatur bedingt einen Anstieg der Effusionszeit zwischen den einzelnen Schweißraupen. Der Einfluss der Streckenenergie (Schweißraupenanzahl) auf die Wasserstoffkonzentration ist dabei größer als der Temperatureinfluss.

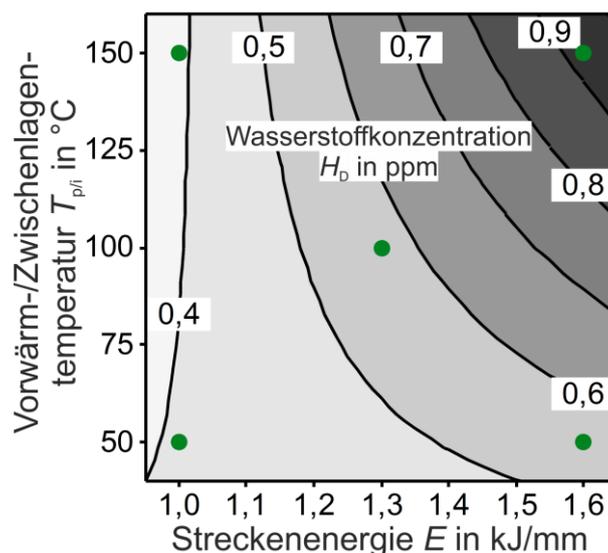


Abbildung 7.25: Konturdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 81\%$ - Einfluss der Streckenenergie und Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur auf die Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen mit Massivdraht beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel)

▪ Einsatz von Fülldraht

Tabelle 7.13 zeigt die Schweißprozessparameter zur Untersuchung des Einflusses einer Wärmeleitung auf die Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht. Die resultierende Schweißstromstärke in Höhe von 350 A ist gegenüber den Schweißungen mit MAG-Mod. 1 und Massivdraht etwas höher. Dies führt zu etwas höheren $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten im Bereich von 4,6 s bis 11 s.

Tabelle 7.13: Schweißprozessparameter aus den Mehrlagenschweißungen zum Einfluss einer Wärmeleitung auf die Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht

Nr.	Raupenanzahl	Schweißgeschwindigkeit v_s in cm/min	Drahtvorschub v_D in m/min	Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur T_{pi} in $^\circ\text{C}$	Schweißspannung U in V	Stromstärke I in A	Streckenenergie E in kJ/mm	$t_{8/5}$ -Zeit in s
MAG-Mod. 1, 30° Nahtöffnungswinkel, KRA = 18 mm								
1	5	54	11	150	28,6	350	1,0	8,0
2	4	42	11	100	28,6	350	1,3	6,6
3	3	34	11	50	28,6	350	1,6	8,3
4	5	54	11	50	28,6	350	1,0	4,6
5	3	34	11	150	28,6	350	1,6	11,0

Die resultierenden Wasserstoffkonzentrationen in den Schweißgütern aller Schweißungen sind in *Abbildung 7.26* dargestellt. Die mittleren Konzentrationen liegen im Bereich zwischen ca. 0,25 ppm und 0,5 ppm. Da die Effekte der Temperatur innerhalb der Streuungen der Messungen liegen, kann hier keine Aussage hinsichtlich eines Einflusses auf die Wasserstoffmenge getroffen werden. Es fällt im Vergleich zu den Ergebnissen mit MAG-Mod. 1 und Massivdraht (*Abbildung 7.23*) jedoch auf, dass die mittlere Wasserstoffkonzentration aller Schweißungen um 25 % erhöht ist. In *Abbildung 7.27* ist das Haupteffektdiagramm anhand einer statistischen Versuchsauswertung dargestellt. Die Modellqualität beträgt etwa 69 %. Auf Grund der geringen Änderung der Wasserstoffkonzentration mit variiertener Streckenenergie von 0,37 ppm auf 0,48 ppm ist von keinem allgemeingültigen Einfluss auszugehen.

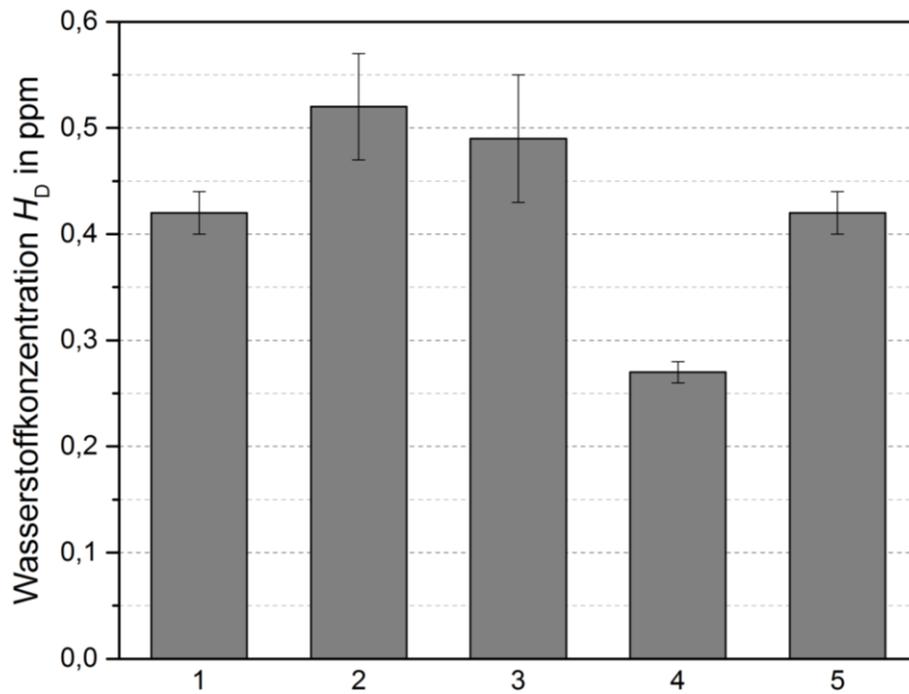


Abbildung 7.26: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D bei Variation von Streckenenergie und Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht

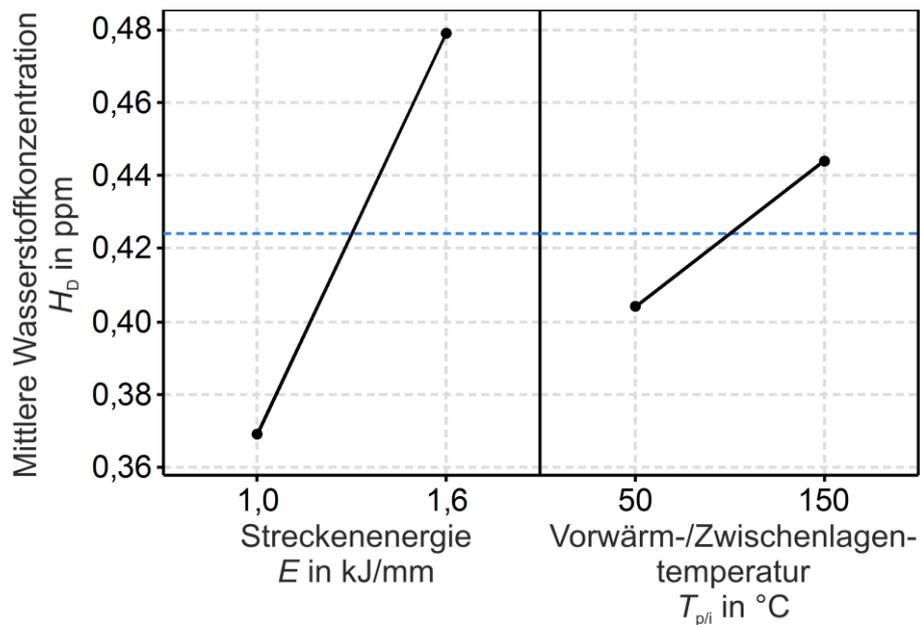


Abbildung 7.27: Haupteffektdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 69\%$ - Einfluss der Streckenenergie und Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen mit Fülldraht beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel)

7.5.3 Einfluss der Nachwärmtemperatur und Nachwärmzeit

Eine signifikante Reduzierung der Wasserstoffkonzentration im Schweißgut ist mit einer Nachwärmprozedur aus der Schweißwärme heraus sowohl bei Einlagen- als auch bei Mehrlagenschweißungen erzielbar.

▪ Einsatz von Massivdraht

Wie *Tabelle 7.14* entnommen werden kann, ist bei den Mehrlagenschweißungen zum Einfluss einer Nachwärmprozedur beim Einsatz des MAG-Mod. 1 bei einem Nahtöffnungswinkel von 30° mit Massivdraht über alle Schweißungen hinweg ein stabiler Schweißprozess erreicht worden. Dies ermöglichte die Untersuchung des Einflusses von Nachwärmzeit und -temperatur auf die Wasserstoffkonzentration. Durch die Wahl der hohen Streckenenergie war es möglich, die Schweißnaht mit drei Schweißraupen zu füllen, um eine möglichst hohe Wasserstoffkonzentration vor der Nachwärmung zu erreichen.

Tabelle 7.14: Schweißprozessparameter aus den Mehrlagenschweißungen zum Einfluss von Nachwärmzeit und -temperatur auf die Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Massivdraht

Nr.	Raupenanzahl	Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur T_{pi} in °C	Schweißspannung U in V	Stromstärke I in A	Streckenenergie E in kJ/mm	$t_{8/5}$ -Zeit in s	Nachwärmzeit in min	Nachwärmtemperatur in °C
<i>MAG-Mod. 1, 30° Nahtöffnungswinkel, KRA = 18 mm, $v_D = 11$ m/min, $v_S = 34,5$ cm/min</i>								
Ref	3	150	28,8	320	1,6	10,1	-	-
1	3	150	28,8	319	1,6	10,3	60	250
2	3	150	28,8	318	1,6	9,1	180	150
3	3	150	28,8	318	1,6	9,2	300	50
4	3	150	28,8	317	1,6	9,0	60	50
5	3	150	28,8	313	1,6	10,5	300	250

Abbildung 7.28 zeigt die gemessenen Wasserstoffkonzentrationen im Schweißgut für die verschiedenen Nachwärmprozeduren. In der Referenzprobe ohne erfolgte Nachwärmung konnten rund 0,5 ppm gemessen werden. Durch die Nachwärmprozedur konnte die Wasserstoffkonzentration bis unter die Nachweisgrenze des MS reduziert werden. In *Abbildung 7.29a* ist das Konturdiagramm aus der statistischen Versuchsauswertung mit einer Modellqualität von 93 % dargestellt. Sowohl die Nachwärmtemperatur als auch die -zeit zeigen einen signifikanten Einfluss auf die verbleibende Wasserstoffkonzentration im Schweißgut. Ein Erhöhen der Temperatur und der Zeit führen zu einer Herabsetzung der Wasserstoffmenge, wobei die Nachwärmtemperatur einen signifikanteren Einfluss zeigt. Bei höheren Temperaturen wird die Wasserstoffdiffusion und -effusion merklich beschleunigt [63]. Der Wasserstoff kann zwar während der Nachwärmprozedur vom Schweißgut auch in die WEZ und den angrenzenden Grundwerkstoff diffundieren, kann dort aber auch schneller über die Oberfläche effundieren [44, 45, 83]. *Abbildung 7.29b* zeigt die Härte für die Referenzprobe ohne Nachwärmprozedur und die Versuchsprobe 5, die bei einer Temperatur von 250 °C für 300 min nachgewärmt wurde. Die Härtemessungen zeigen, dass sich die Nachwärmung kaum auf die Härte und somit auf das Gefüge auswirkt. Numerische Untersuchungen zeigen zudem, dass auch die Eigenspannungen durch das Nachwärmen nicht beeinflusst werden [87]. Durch die Nachwärmprozedur lässt sich daher das Risiko der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung in Mehrlagenschweißungen beim Einsatz des mod. SLB bei schmalen Nahtöffnungswinkel auf ein Minimum reduzieren.

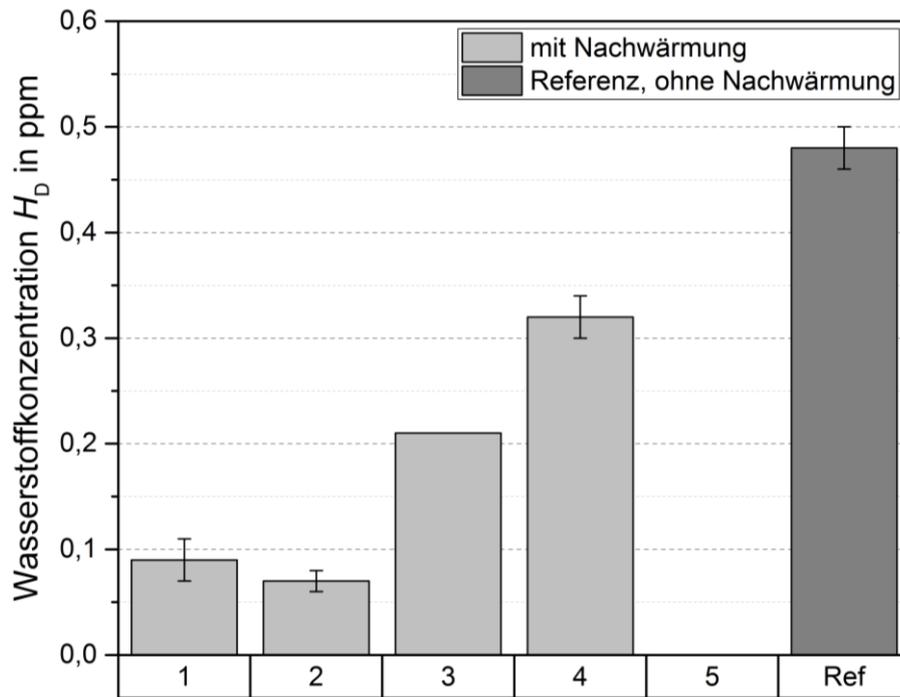


Abbildung 7.28: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen bei Variation von Nachwärmzeit und -temperatur beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel) mit Massivdraht

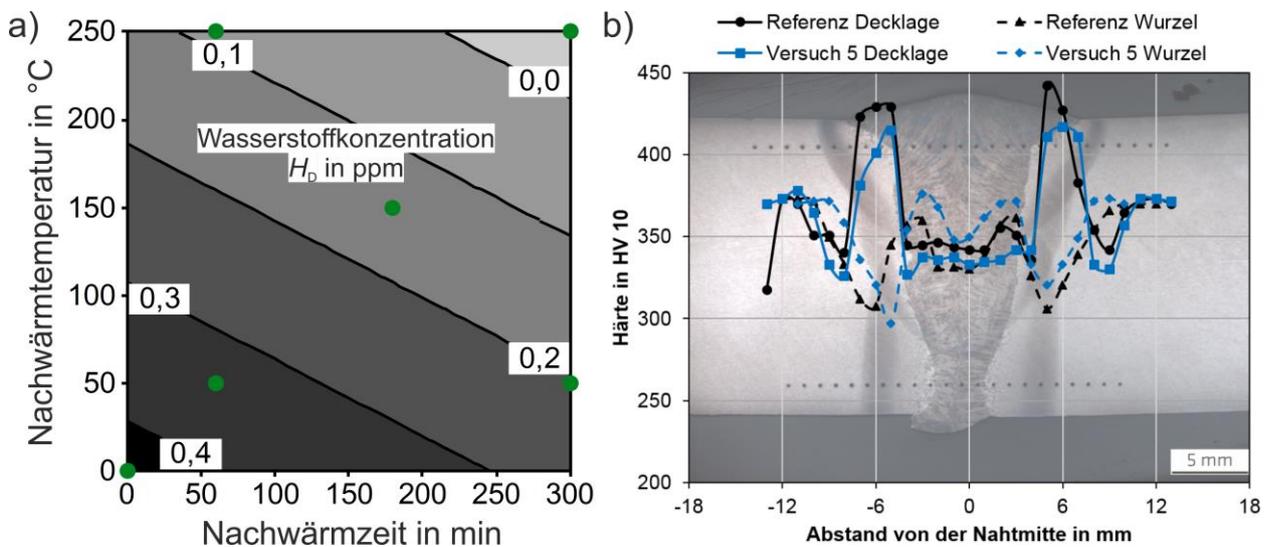


Abbildung 7.29: a) Konturdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 93\%$ - Einfluss der Nachwärmzeit und -temperatur auf die Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen mit Massivdraht beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel) und b) Härte der Deck- und Wurzellage für Referenzprobe und Versuch 5 (Nachwärmung bei 250°C für 300 min)

▪ Einsatz von Fülldraht

Um auch den Einfluss der Blechdicke auf die Wasserstoffeffusion bzw. den Vergleich zwischen einer Ein- und Mehrlagenschweißung anzustellen, wurden mit dem MAG-Mod. 1 Mehrlagenschweißungen an 20 mm dicken Versuchsblechen und mit dem MAG-Mod. 2 Einlagenschweißungen an 10 mm dicken Versuchsblechen mit Nahtöffnungswinkeln von jeweils 30° durchgeführt. *Tabelle 7.15* gibt einen Überblick über die Schweißprozessparameter. Auch hier konnten über alle Schweißungen hinweg stabile Prozesse erreicht und der Einfluss der Nachwärmprozedur analysiert werden.

Tabelle 7.15: Schweißprozessparameter zum Einfluss von Nachwärmzeit und -temperatur auf die Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (Mehrlagenschweißungen) und MAG-Mod. 2 (Einlagenschweißungen) mit Fülldraht

Nr.	Raupenanzahl	Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur T_{pi} in °C	Schweißspannung U in V	Stromstärke I in A	Streckenenergie E in kJ/mm	$t_{8/5}$ -Zeit in s	Nachwärmzeit in min	Nachwärmtemperatur in °C
MAG-Mod. 1, 30° Nahtöffnungswinkel, KRA = 18 mm, $v_D = 11$ m/min, $v_S = 34$ cm/min								
1	3	50/150	28,6	350	1,6	10,5 ± 0,5	60	250
2	3	50/150	28,6	350	1,6	10,5 ± 0,5	180	150
3	3	50/150	28,6	350	1,6	10,5 ± 0,5	300	50
4	3	50/150	28,6	350	1,6	10,5 ± 0,5	60	50
5	3	50/150	28,6	350	1,6	10,5 ± 0,5	300	250
MAG-Mod. 2, 30° Nahtöffnungswinkel, KRA = 28 mm, $v_D = 20,7$ m/min, $v_S = 85$ cm/min								
1	1	50	35,5	480	1,6	10,5 ± 0,5	60	250
2	1	50	35,5	480	1,6	10,5 ± 0,5	180	150
3	1	50	35,5	480	1,6	10,5 ± 0,5	300	50
4	1	50	35,5	480	1,6	10,5 ± 0,5	60	50
5	1	50	35,5	480	1,6	10,5 ± 0,5	300	250

Abbildung 7.30 zeigt die gemessenen Wasserstoffkonzentrationen im Schweißgut für die verschiedenen Nachwärmprozeduren und Blechdicken bzw. Lichtbogenprozesse. Die mittlere Wasserstoffkonzentration in der Einlagenschweißung mit kurzer Nachwärmzeit bei niedriger Temperatur beträgt 1,8 ppm. Durch Temperatur- und Zeiterhöhung wurde die Wasserstoffkonzentration bis unter die Nachweisgrenze des MS reduziert. Bei den Mehrlagenschweißungen ermöglichte die Nachwärmprozedur eine Reduzierung der mittleren Wasserstoffkonzentration von ca. 0,3 ppm auf unter die Nachweisgrenze des MS. Für eine detaillierte Einflussanalyse wurden die Messdaten statistisch ausgewertet. Die Konturdiagramme sind in *Abbildung 7.31* dargestellt und zeigen den Einfluss von Nachwärmtemperatur und -zeit auf die im Schweißgut verbleibende mittlere Wasserstoffkonzentration. Entsprechend den Ergebnissen bei den Schweißungen mit Masivdraht führt auch hier eine Erhöhung der Temperatur und Zeit zu einer signifikanten Wasserstoffreduktion. Zudem weist die Nachwärmtemperatur einen höheren Einfluss auf als die Nachwärmzeit. Außerdem hat die Nachwärmung in den Einlagenschweißungen an der Blechdicke 10 mm eine schnellere Wasserstoffreduktion zur Folge als bei den Mehrlagenschweißungen an der Blechdicke 20 mm. Während bei den Mehrlagenschweißungen erst nach 300 min bei 250 °C kein Wasserstoff mehr nachweisbar ist, kann bei den Einlagenschweißungen bei gleicher Temperatur bereits nach ca. 150 min von einem wasserstofffreien Schweißgut ausgegangen werden. Begründungen dafür sind in [44, 45, 63, 82, 87] enthalten. Die Diffusion des Wasserstoffes ist zeit- und temperaturabhängig. Bei erhöhten Temperaturen wird eine deutlich beschleunigte Wasserstoffdiffusion erreicht. Die Wasserstoffkonzentration in der Einlagenschweißung mit geringerer Blechdicke reduziert sich schneller, da die Diffusionswege zur Nahtoberfläche geringer sind. Bei der Mehrlagenschweißung ist ein hoher Gradient der Wasserstoffkonzentration von der Wurzel-

zur Decklage vorhanden. Aufgrund der Wiedererwärmungen durch die Folgeraupen existiert in den Decklagen eine höhere Wasserstoffkonzentration. Dieser Wasserstoff kann wegen der kürzeren Diffusionswege zwar schneller effundieren, jedoch muss die Wasserstoffmenge aus der Blechmitte über eine größere Distanz abgebaut werden. Deswegen ist in der Einlagenschweißung bei geringerer Blechdicke nach kürzerer Zeit kein Wasserstoff mehr im Schweißgut vorhanden.

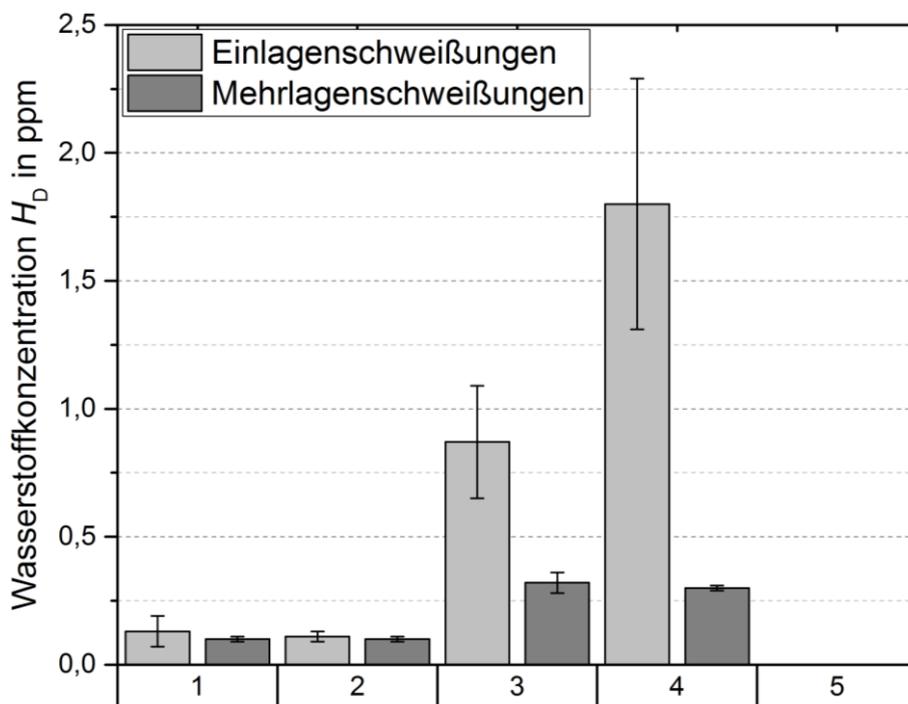


Abbildung 7.30: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D bei Variation von Nachwärmzeit und -temperatur bei Einlagenschweißungen (MAG-Mod. 2, 10 mm) und Mehrlagenschweißungen (MAG-Mod. 2, 20 mm) beim Einsatz von Fülldraht

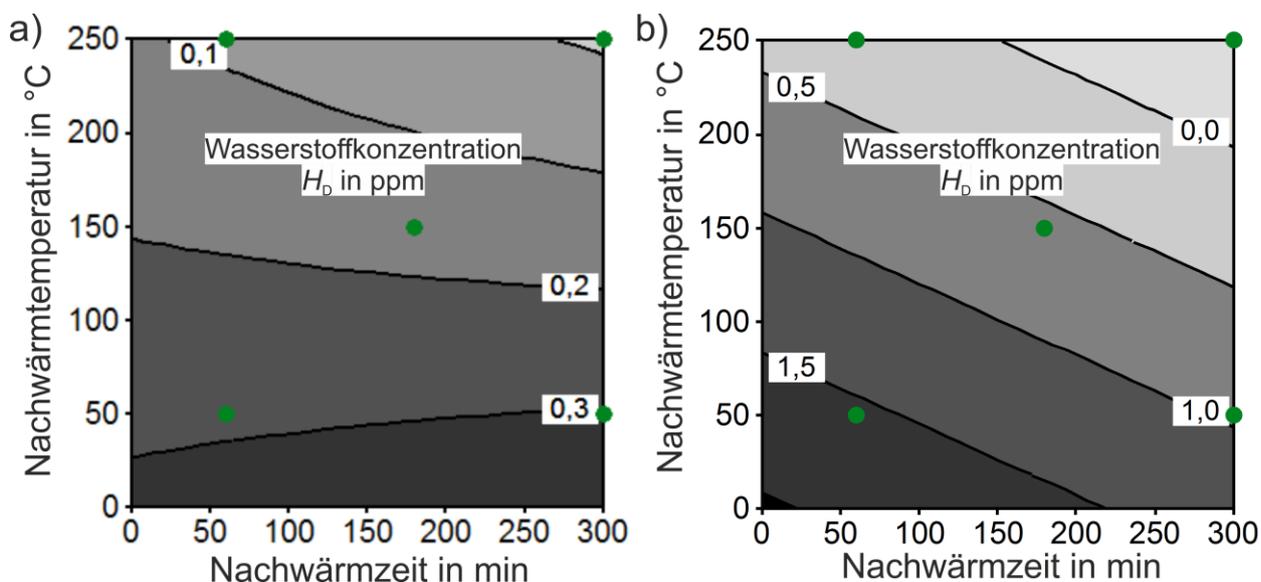


Abbildung 7.31: Konturdiagramme aus statistischer Versuchsauswertung - Einfluss der Nachwärmzeit und -temperatur auf die Wasserstoffkonzentration H_D beim Einsatz von Fülldraht in a) Mehrlagenschweißungen mit MAG-Mod. 1 - Modellqualität $R^2 = 91,8 \%$ und b) Einlagenschweißungen mit MAG-Mod. 2 - Modellqualität $R^2 = 74,1 \%$

Aus den Untersuchungen zum Einfluss einer Wärmeführung auf die im Schweißgut verbleibende Wasserstoffkonzentration kann zunächst gefolgert werden, dass eine Vorwärmung keinen Einfluss zeigt. Erhöhte Vorwärmtemperaturen führen zwar zu längeren Abkühlzeiten, jedoch sind diese in dem streng vorgegebenen Arbeitsbereich für höherfeste Feinkornbaustähle zu kurz, um eine Wasserstoffeffusion zu ermöglichen. Aus praktischer Sicht sollte daher eine Vorwärmung vorwiegend zur Trocknung der Bleche und zur Gefügeeinstellung eingesetzt werden.

Des Weiteren konnte gezeigt werden, dass eine Wärmeführung in Form der Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur und Streckenenergie bei geringem Nahtöffnungswinkel in Kombination mit dem mod. SLB zwar einen Einfluss zeigt, jedoch kann dieser Effekt bei den Schweißungen mit größerem Nahtöffnungswinkel nicht mehr nachgewiesen werden. Allgemein kann davon ausgegangen werden, dass erhöhte Streckenenergien durch geringere Schweißgeschwindigkeiten und die damit verbundene geringere Schweißraupenanzahl zu einer erhöhten mittleren Wasserstoffkonzentration führen. Jedoch zeigt die Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur keinen signifikanten Einfluss. Darüber hinaus muss bei Schweißungen mit einem geringen Nahtöffnungswinkel mit einer erhöhten mittleren Wasserstoffkonzentration gerechnet werden, da weniger Schweißraupen benötigt werden und die Diffusionswege zur jeweiligen Nahtoberfläche länger sind.

Schließlich konnte nachgewiesen werden, dass eine suffiziente Nachwärmprozedur aus der Schweißwärme heraus für eine signifikante Reduktion der mittleren Wasserstoffkonzentration im Schweißgut geeignet ist. Die Nachwärmung ermöglicht eine schnellere Diffusion und Effusion bei höheren Diffusionskoeffizienten. Dabei zeigt die Nachwärmtemperatur einen größeren Effekt als die Nachwärmzeit. Darüber hinaus wird für 20 mm dicke Versuchsbleche bei einer Temperatur von 250 °C ungefähr die doppelte Zeit zur Wasserstoffeffusion benötigt als für die 10 mm dicken Versuchsbleche.

7.5.4 Mechanisch-technologische Eigenschaften

Für die Versuchsreihen zum Einfluss der Wärmeführung auf die Wasserstoffkonzentration wurden repräsentativ an den Zentralpunktversuchen Überprüfungen der mechanisch-technologischen Eigenschaften durchgeführt. Dabei wurde untersucht, ob Schweißverfahren und -prozessparameter sowie die gelieferten Grund- und Zusatzwerkstoffe für die Schweißungen geeignet sind. Im Folgenden sind die Ergebnisse dargestellt.

▪ Versuchsreihe mit Massivdraht

Die Ergebnisse aus der Prüfung der mechanisch-technologischen Eigenschaften für die Schweißverbindungen mit Massivdraht zeigen *Abbildung 7.32* und *Abbildung 7.33* sowie *Tabelle 7.16*. Abschließende Untersuchungen sind noch in Bearbeitung und werden in folgenden Veröffentlichungen publiziert, vgl. Plan zum Ergebnistransfer.

Tabelle 7.16: Ergebnisse der Querzugversuche und Seitenbiegeprüfung an Schweißverbindungen mit Massivdraht sowie Unzulässigkeiten nach DIN EN ISO 5817 (Bewertungsgruppe B)

Probe	R _m in MPa	A in %	Unzulässigkeiten
Norm	980 bis 1150	10	
MAG-Konv._1	1048*	17*	Bindefehler
MAG-Konv._2	1058*	16*	
MAG-Mod. 1_1	1001*	10*	keine
MAG-Mod. 1_2	1017*	10*	

*Werte aus FOSTA P 1011 / IGF 17978 N [50]

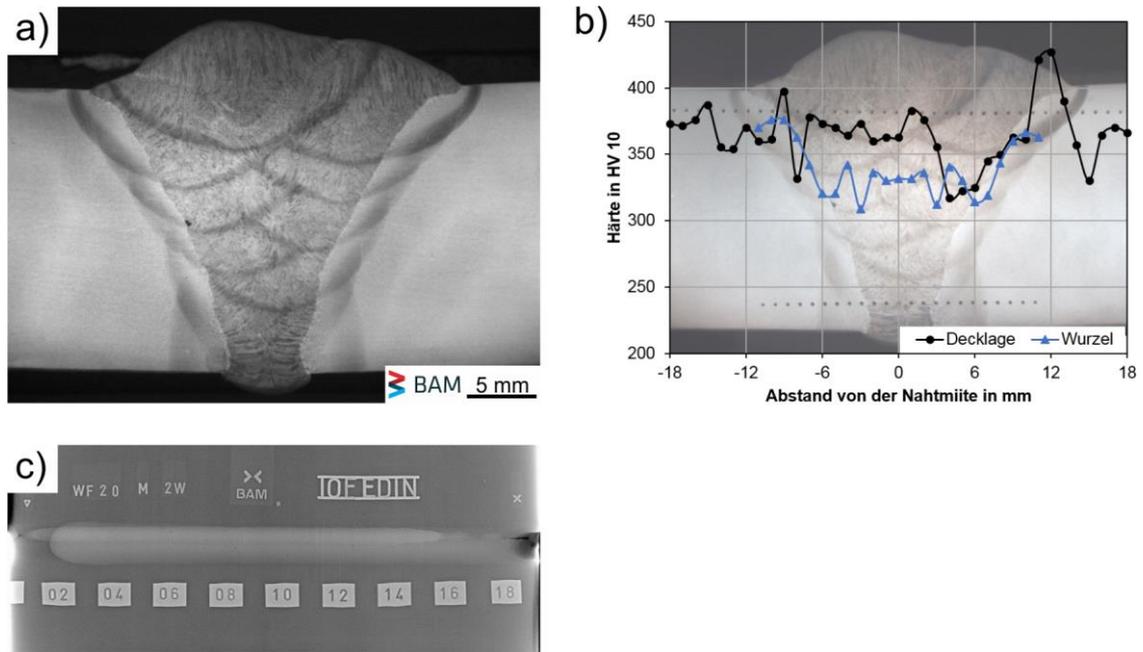


Abbildung 7.32: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Konv. mit 60° Nahtöffnungswinkel, $E = 1,3 \text{ kJ/mm}$: a) Querschliff, b) Härteverteilung und c) Durchstrahlungsprüfung

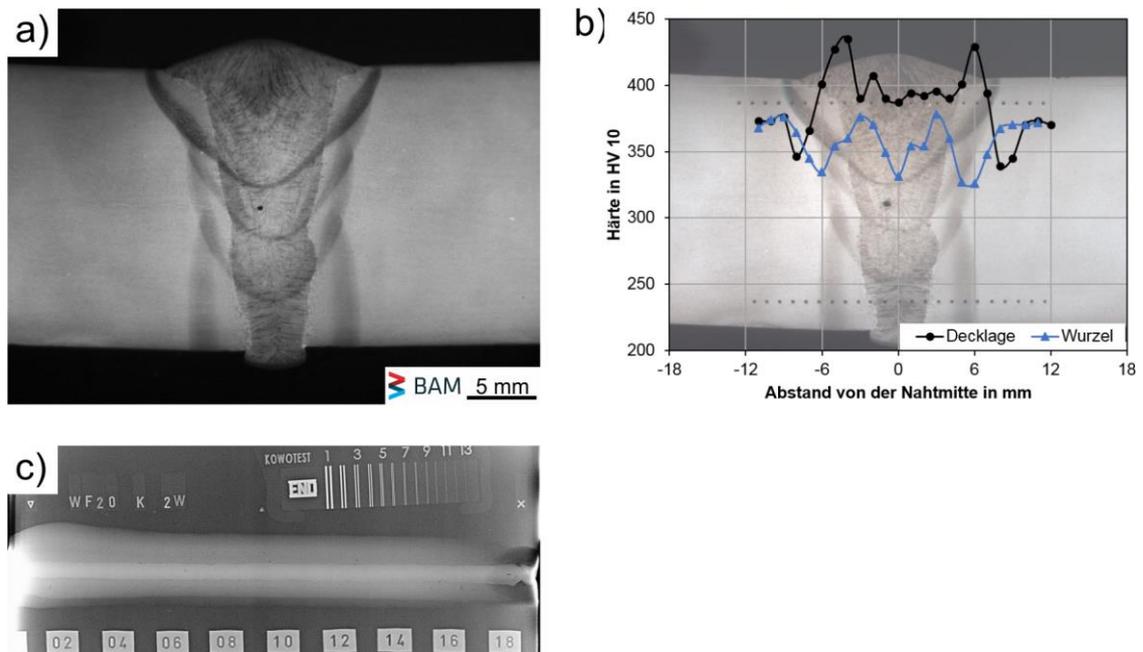


Abbildung 7.33: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel, $E = 1,3 \text{ kJ/mm}$: a) Querschliff, b) Härteverteilung und c) Durchstrahlungsprüfung

▪ **Versuchsreihe mit Fülldraht**

Die Ergebnisse aus der Prüfung der mechanisch-technologischen Eigenschaften für die Schweißverbindungen mit Fülldraht zeigen *Abbildung 7.34* bis *Abbildung 7.37* sowie *Tabelle 7.17*.

Tabelle 7.17: Ergebnisse der Quersugversuche, Kerbschlagbiegeversuche und Seitenbiegeprüfung an Schweißverbindungen mit Fülldraht sowie Unzulässigkeiten nach DIN EN ISO 5817 (Beurwertungsgruppe B)

Probe	R_m in MPa	A in %	A_v @ -40°C in J	Biegewinkel in °	Unzulässigkeiten	
Norm	980 bis 1150	10	30 (VWT) 30 (VHT)	30		
MAG-Mod. 1, 5 Lagen	511 / 849	1 / 2	36/18/29	28/32/44	12 / 20	Bindefehler
MAG-Mod. 1, 4 Lagen	981 / 993	6 / 7	22/18/16	60/76/64	87 / 117	keine
MAG-Mod. 1, 3 Lagen	960 / 978	7 / 8	19/21/20	40/50/47	104 / 112	keine
MAG-Mod.2, 1 Lage	1069	8	15/15/15	16/26/22	11 / 124	Poren, Aufhängung

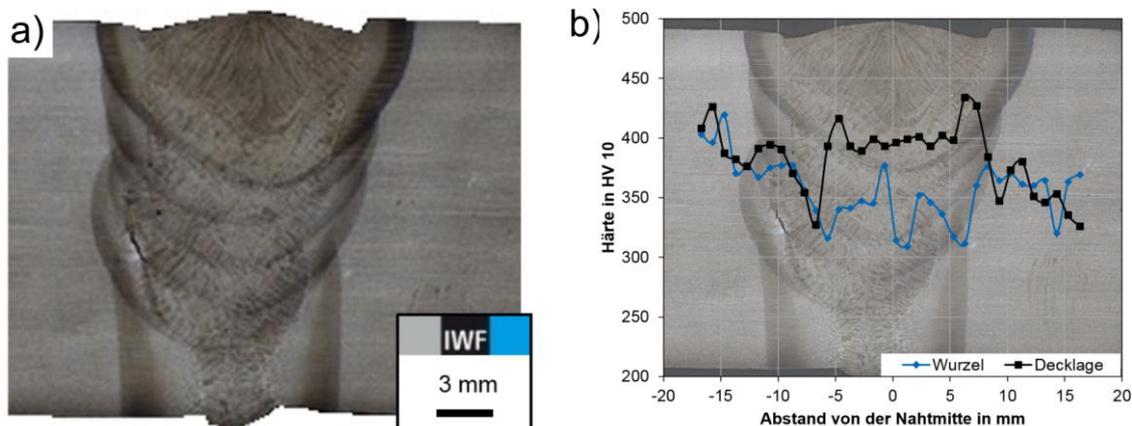


Abbildung 7.34: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel und 5 Lagen, E = 1 kJ/mm: a) Querschliff und b) Härteverteilung

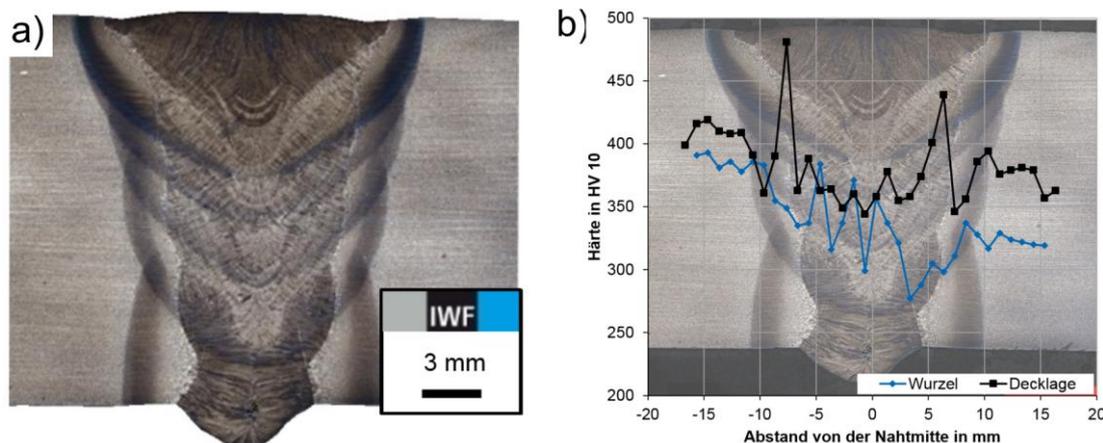


Abbildung 7.35: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel und 4 Lagen, E = 1,3 kJ/mm: a) Querschliff und b) Härteverteilung

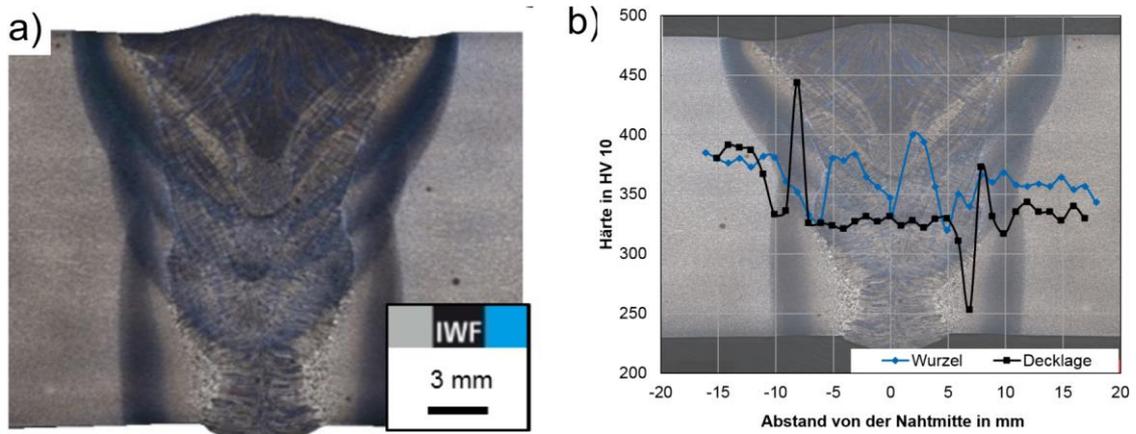


Abbildung 7.36: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel und 3 Lagen, $E = 1,6 \text{ kJ/mm}$: a) Querschliff und b) Härteverteilung

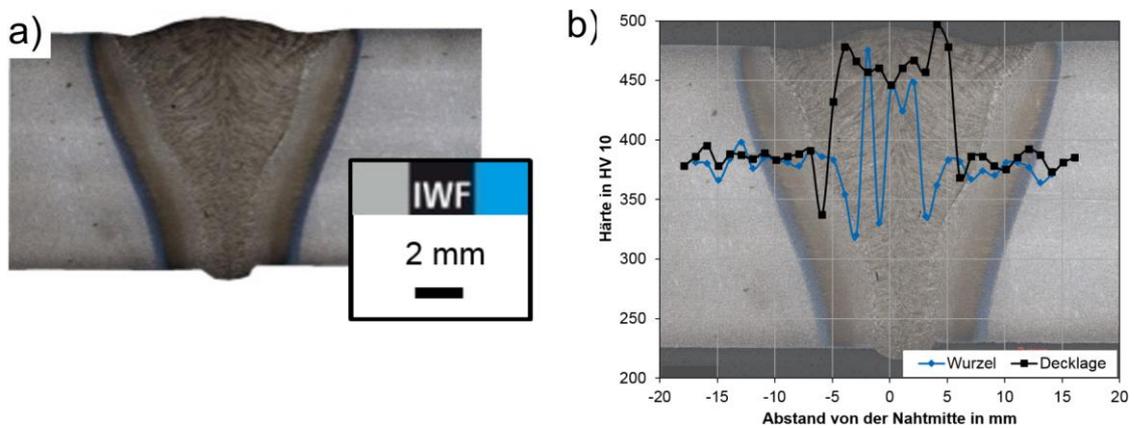


Abbildung 7.37: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Mod. 2 mit 30° Nahtöffnungswinkel, einlagig, $E = 1,2 \text{ kJ/mm}$: a) Querschliff und b) Härteverteilung

7.6 Schweißungen nach DIN EN ISO 3690 und Normprüfung

Aufgrund der in *Tabelle 6.5* verwendeten Schweißprozessparameter lag bei einigen Versuchspunkten ein Übergangslichtbogen vor. Die gemessenen Wasserstoffkonzentrationen der Schweißgüter betragen gemittelt zwischen 3,5 ppm und 7,2 ppm und liegen somit z. T. oberhalb des geforderten Bereichs von 5 ppm [92]. Dieser Umstand kann möglicherweise auf einen teils instabilen Prozess zurückgeführt werden, da nachfolgende Untersuchungen deutlich geringere Wasserstoffkonzentrationen ergeben haben. Die Betrachtung der Haupteffekte in *Abbildung 7.39* verdeutlicht, dass kein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Drahtvorschubgeschwindigkeit und der ermittelten Wasserstoffkonzentration erkennbar ist. Allerdings kann festgestellt werden, dass sich mit der Erhöhung des Kontaktrahabstandes die Wasserstoffkonzentration im Schweißgut verringert. Eine Erhöhung der Schweißspannung erhöht hingegen erwartungsgemäß die Wasserstoffkonzentration. Weiter fällt die teils erhöhte Streuung bei größerem Drahtvorschub oder kleinerem Kontaktrahabstand auf, was als Indiz für die Abhängigkeit zwischen der Prozessstabilität und dem eingebrachten Wasserstoff angesehen werden kann. Generell liegen die Wasserstoffkonzentrationen über denen, die bei Einlagenschweißungen gemessen wurden, vgl. *Abchnitt 7.2*. Zum einen werden die Proben nach DIN EN ISO 3690 nicht mittels Wasserstrahl geschnitten. Zum anderen unterliegen die Auftragsraupen anderen Abkühlbedingungen (Einspannung aus Kupfer) als die Verbindungsschweißungen. Die Schweißnähte in den Verbindungsschweißungen sind deutlich länger und somit dauert es länger, bis die Abschreckung in Eiswasser erfolgt. *Abbildung 7.38* zeigt die Versuchsmatrix mit lichtmikroskopischen Makroaufnahmen der jeweiligen Auftragsraupe. Durch die große Parametervariation entstanden verschiedene Einbrandprofile. Die Einbrandtiefen betragen je nach Parametervariante zwischen 1,5 mm und 2,5 mm.

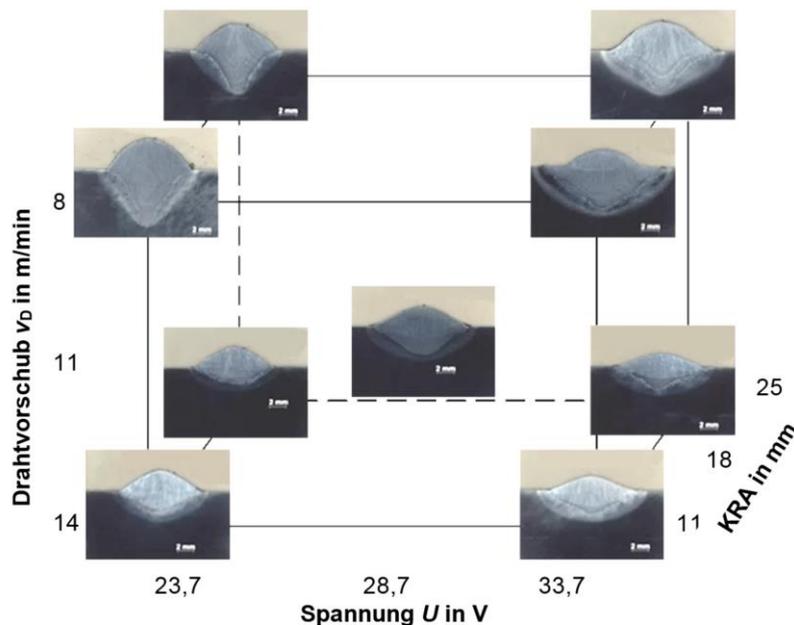


Abbildung 7.38: Parametermatrix der statistischen Versuchsplanung für die Wasserstoffanalyse gemäß DIN EN ISO 3690 mit lichtmikroskopischen Makroaufnahmen

Es kann festgehalten werden, dass die Wasserstoffkonzentrationen in den nach DIN EN ISO 3690 geschweißten Proben höher ist als in den einlagigen Stumpfstoßverbindungen. Des Weiteren kann gefolgert werden, dass durch die breite Parametervariation an die Grenzen des modifizierten Sprühlichtbogens unterschiedliche Einbrandtiefen bzw. profile erzielt wurden. Abschließend kann als Ergebnis festgehalten werden, dass die verwendete Probengeometrie des Prüfstücksatzes A der DIN EN ISO 3690 für die Untersuchungen mit Einsatz des modifizierten Sprühlichtbogens geeignet ist und somit keine Adaption der Probengeometrie vorgenommen werden muss.

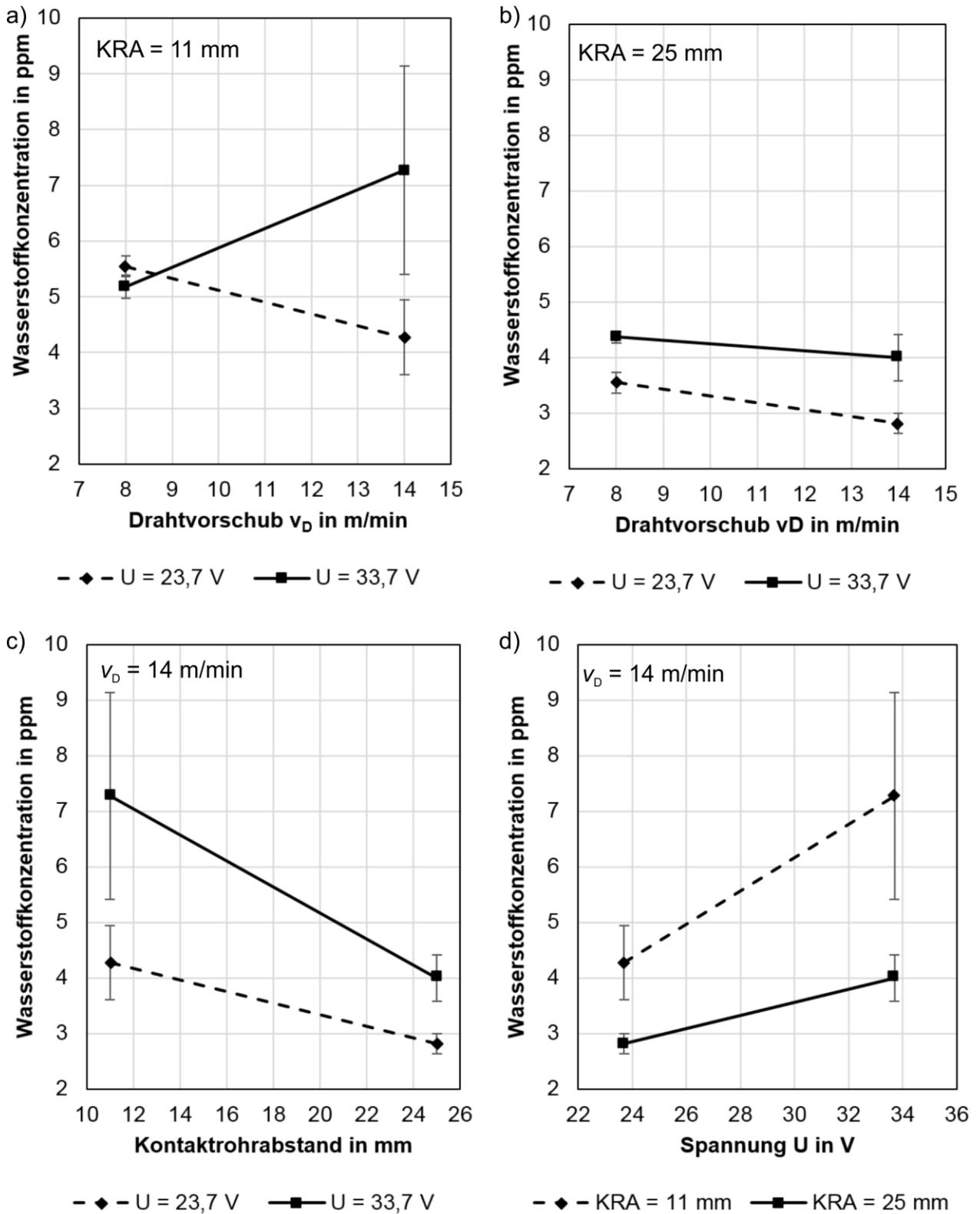


Abbildung 7.39: Haupteffektdiagramme zur Untersuchung des Einflusses der Schweißprozessparameter des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht auf die Wasserstoffkonzentration nach DIN EN ISO 3690 für a) und b) Einfluss des Drahtvorschubes, c) Einfluss des Kontaktrohrabstandes und d) Einfluss der Schweißspannung

8 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Das Forschungsprojekt verfolgte primär das Ziel einen Beitrag zur sicheren Auslegung von Schweißkonstruktionen aus höherfestem Feinkornbaustahl beim Einsatz modifizierter Sprühlichtbögen zu leisten und durch die Minimierung des Risikos einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung kostenintensive Nacharbeiten einzusparen. In diesem Zusammenhang sollte der prozessspezifische Einfluss des modifizierten Sprühlichtbogens auf die Wasserstoffeinbringung in Abhängigkeit von der Lichtbogenlänge, des Kontaktrohrabstandes und der Drahtvorschubgeschwindigkeit bei Ein- und Mehrlagenschweißungen untersucht werden. Ein weiteres Ziel war die Überprüfung der Anwendbarkeit der Probengeometrie zur normgerechten Wasserstoffbestimmung nach DIN EN ISO 3690. Zur Bewertung der Kaltrissempfindlichkeit sollten schließlich vergleichende Untersuchungen mittels konventionellem Lichtbogen und modifiziertem Sprühlichtbogen anhand des fremdbeansprucheten Implant-Tests durchgeführt werden. Im letzten Teil der experimentellen Versuche sollte der Einfluss einer Wärmeführung auf die Effusion des in das Schweißgut eingebrachten Wasserstoffs analysiert werden. Zu diesem Zweck wurde der Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur, der Streckenenergie und der Nachwärmprozedur auf die Effusion des Wasserstoffs aus dem Schweißgut untersucht. Zur Durchführung der Arbeitspakete wurde eine Methodik entwickelt, um in realen Verbindungsschweißungen die Wasserstoffkonzentration im Schweißgut zu bestimmen. Mittels Wasserstrahl wurden Proben aus dem Schweißgut extrahiert, welche anschließend hinsichtlich der Wasserstoffmenge analysiert wurden.

Aus den Forschungsergebnissen lassen sich folgende Schlussfolgerungen ziehen:

1. Die *Abkühlzeit* hängt deutlich von den Schweißprozessparametern ab. Erhöhte Schweißspannungen und Drahtvorschubgeschwindigkeiten führen zu erhöhten Abkühlzeiten. Ein Anheben des Kontaktrohrabstandes bedingt eine Reduktion der Abkühlzeit. Insgesamt zeigten die Versuchsreihen einen geringeren Einfluss des Kontaktrohrabstandes beim Einsatz des konv. LB im Vergleich zum mod. SLB. Die unterschiedlichen Lichtbogenkennlinien führen zu unterschiedlichen Wärmeleistungen.
2. Zur Einflussanalyse der Schweißprozessparameter und Wärmeführung auf die in das Schweißgut eingebrachte Wasserstoffkonzentration ist die *statistische Versuchsplanung und -auswertung* empfehlenswert. Messwertstreuungen werden berücksichtigt und mittels Haupteffekten können Tendenzen dargestellt werden.
3. Die *Einlagenschweißungen an 10 mm dicken Blechen* ergaben einen signifikanten Einfluss der Schweißprozessparameter auf die Wasserstoffkonzentration. Erhöhte Drahtvorschubgeschwindigkeiten und Schweißspannungen führen tendenziell zu höheren Wasserstoffkonzentrationen im Schweißgut. Eine Erhöhung des Kontaktrohrabstandes bedingt dagegen eine Reduzierung der eingebrachten Wasserstoffkonzentration. Es war außerdem festzustellen, dass im Schweißgut der Schweißverbindungen mit abgesenktem Nahtöffnungswinkel in Verbindung mit dem mod. SLB mit höheren Wasserstoffkonzentrationen zu rechnen ist. Die erhöhte Nahtfüllung aufgrund des schmaleren Nahtöffnungswinkels in Verbindung mit höheren Drahtvorschubgeschwindigkeiten im Falle des mod. SLB führen zu längeren Diffusionswegen zur Nahtoberfläche.
4. Eine Reduktion der mittleren Wasserstoffkonzentration in *Mehrlagenschweißungen an 20 mm dicken Blechen* wird durch eine Erhöhung der Schweißraupenanzahl ermöglicht. Eine Variation der Schweißprozessparameter äußert sich in einer variierten Anzahl benötigter Schweiß-

raupen. Aufgrund von Anlasseffekten durch das Schweißen von Folgeraupen wird in der Wurzel- und in den unteren Fülllagen eine Wasserstoffeffusion begünstigt. Allerdings ist von einem hohen Gradienten in Blechdickenrichtung auszugehen. Auch hier zeigten die Schweißungen mit reduziertem Nahtöffnungswinkel in Verbindung mit dem mod. SLB höhere mittlere Wasserstoffkonzentrationen. Im Vergleich zu größeren Nahtöffnungswinkeln werden weniger Schweißraupen benötigt. Weniger resultierende Anlasseffekte führen somit zu geringerer Wasserstoffeffusion.

5. Die Ergebnisse der *Implant-Tests* zeigen, dass sowohl beim Einsatz des konventionellen Übergangslichtbogens als auch beim Einsatz des mod. SLB von einer ähnlichen Implantatspannung auszugehen ist. Dennoch konnte eine zeitverzögerte Rissinitiierung im Falle des mod. SLB in Verbindung mit Massivdrahteinsatz beobachtet werden. Diese Ergebnisse zeigen gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen aus den Einlagenschweißungen. Der tiefere Einbrand bedingt längere Diffusionswege. Es ist davon auszugehen, dass für die Wasserstoffdiffusion in risskritische Bereiche mehr Zeit benötigt wird.
6. Eine *Abhängigkeit der im Schweißgut verbleibende Wasserstoffmenge von der Vorwärmtemperatur* konnte nicht festgestellt werden. Die Vorwärmung führt zwar zu längeren Abkühlzeiten, jedoch reichen diese für eine Wasserstoffeffusion in dem vorgegebenen Arbeitsbereich nicht aus. Aus praktischer Sicht sollte daher eine Vorwärmung primär zur Trocknung der Fügestelle und zur Einstellung des gewünschten Gefüges eingesetzt werden.
7. Die Untersuchungen zum *Einfluss einer Zwischenlagentemperatur und der Streckenenergie* auf die Wasserstoffkonzentration in Schweißverbindungen wurden anhand von Mehrlagenschweißungen an 20 mm dicken Blechen durchgeführt. Analog zur Vorwärmtemperatur konnte kein signifikanter Einfluss der Zwischenlagentemperatur festgestellt werden. Aus praktischer Sicht sollte hinsichtlich einer geringen mittleren Wasserstoffkonzentration im Schweißgut auf eine geeignete Wahl der Streckenenergie geachtet werden. Eine Erhöhung der Anzahl der zur Nahtfüllung benötigten Schweißraupen bedingt eine Reduktion der mittleren Wasserstoffkonzentration. Allerdings ist von lokal erhöhten Wasserstoffkonzentrationen in den Decklagen auszugehen.
8. *Eine suffiziente Nachwärmprozedur aus der Schweißwärme heraus* ist für eine signifikante Reduktion der im Schweißgut verbleibenden Wasserstoffkonzentration zielführend. Die Nachwärmtemperatur zeigt hierbei einen deutlich größeren Effekt als die Nachwärmzeit. Erhöhte Temperaturen begünstigen eine Wasserstoffdiffusion und -effusion aus dem Schweißgut. Bei einer Temperatur von 250 °C konnte bei allen Schweißungen die mittlere Wasserstoffkonzentration bis unter die Nachweisgrenze abgesenkt werden. Aus praktischer Sicht ist die Nachwärmdauer abhängig von der Blechdicke zu wählen.
9. Es konnte der Nachweis erbracht werden, dass durch den *Prozess des Wasserstrahlschneidens* von Proben aus dem Schweißgut mit keiner signifikanten Wasserstoffeffusion zu rechnen ist. Diese Methode eignet sich daher hervorragend, um in realen Stumpfstoßverbindungen die mittlere Wasserstoffmenge bei geringen Konzentrationen zu bestimmen.

Mit den Forschungsergebnissen konnte gezeigt werden, dass durch eine geeignete Wahl der Schweißprozessparameter eine Reduzierung der eingebrachten Wasserstoffkonzentration bereits beim Schweißen möglich ist. Dessen ungeachtet, ist bei abgesenktem Nahtöffnungswinkel in Verbindung mit mod. SLB von höheren mittleren Wasserstoffkonzentrationen auszugehen. Durch eine Nachwärmprozedur aus der Schweißwärme heraus kann die Wasserstoffkonzentration und damit das Risiko einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung signifikant gesenkt werden.

9 Erläuterungen zur Verwendung der Zuwendungen

Für die durchzuführenden Arbeiten wurden an den Forschungsstellen entsprechend den Einzelansätzen A.1 und A.2 des Einzelfinanzierungsplans folgende Mitarbeiter beschäftigt:

Forschungsstelle 1: wissenschaftlicher Mitarbeiter in Vollzeit für 26 Mannmonate

Forschungsstelle 2: wissenschaftlicher Mitarbeiter in Vollzeit für 22 Mannmonate
technischer Mitarbeiter in Vollzeit für 11 Mannmonate

Während der Projektlaufzeit wurden an beiden Forschungsstellen antragsgemäß keine Geräte (Einzelansatz B des Finanzierungsplans) angeschafft und keine Leistungen Dritter (Einzelansatz C des Finanzierungsplans) erbracht.

Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeiten

Die im Rahmen des Forschungsvorhabens geleistete Arbeit entspricht in vollem Umfang dem begutachteten und bewilligten Antrag. Bedingt durch eine verspätete Lieferung der Grundwerkstoffe verzögerten sich alle darauf aufbauenden Arbeitsschritte. Einem Antrag auf kostenneutrale Verlängerung der Projektlaufzeit um 6 Monate wurde stattgegeben. Alle durchgeführten Arbeiten erfolgten zielgerichtet. Das eingesetzte Personal war für die Auswahl und Koordinierung sowie zur Bearbeitung der durchzuführenden Aufgaben notwendig und vom Zeitumfang her angemessen.

Schutzrechte

Es wurden keine gewerblichen Schutzrechte erworben oder angemeldet. Dies ist auch zukünftig nicht geplant.

10 Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse

Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Ergebnisse:

Bedingt durch die hohe Wirtschaftlichkeit ist das MAG-Schweißen noch immer eine Schlüsseltechnologie und unabdingbar in der schweißtechnischen Fertigung in kleinen und mittelständischen Unternehmen. Der Einsatz der modifizierten Sprühlichtbögen für die Verarbeiter von Feinkornbaustählen führt zu einer deutlichen Gesamtkostenminimierung für die KMU. Mit den hier geleisteten Ergebnissen wird ein Beitrag für eine sichere schweißtechnische Verarbeitung höherfester Feinkornbaustähle durch den Transfer der Ergebnisse in die Praxis gegeben. Die Ergebnisse über den Wasserstoffeintrag durch die MAG-Schweißprozesse und deren Abbau über geeignete Wärmeführung liefert eine direkte Anwendbarkeit in der schweißtechnischen Verarbeitung für die KMU. Daraus ergeben sich Handlungsweisen zur Reduzierung wasserstoffunterstützter Kaltrisse in höherfesten Schweißkonstruktionen. Anhand der im Forschungsvorhaben gewonnenen Zusammenhänge wird eine Steigerung der Wirtschaftlichkeit des mod. SLB durch eine gestiegene sichere Verarbeitung erzielt. Eine deutlich vergrößerte Nutzbarkeit für KMU wird durch Empfehlungen für eine Überarbeitung geltender Normen und Richtlinien erreicht. In diesem Zusammenhang kann durch die Verarbeitung höherfester Feinkornbaustähle mit dem mod. SLB ein signifikanter Beitrag zur Ressourceneinsparung und zum Umwelt- bzw. Arbeitsschutz beigetragen werden. Durch den Beitrag des Vorhabens zur gestiegenen sicheren schweißtechnischen Verarbeitung höherfester Feinkornbaustähle wird die branchenübergreifende Erschließung für den Einsatz der höherfesten Stähle gewährleistet bzw. andere Branchen können aus den Wissenstransfer einen direkten Nutzen ziehen. Von den Ergebnissen können die Fachgebiete Werkstoffe, Konstruktion und Produktion sowie die Wirtschaftszweige Metallbearbeitung, Maschinen-, Fahrzeug- und Kohlebergbau sowie die Energie- und Wasserversorgung profitieren.

Innovativer Beitrag der Ergebnisse und industrielle Umsetzung:

Eine Verbesserung in der schweißtechnischen Verarbeitung höherfester Feinkornbaustähle in Bezug auf eine Minimierung des Risikos von wasserstoffunterstützten Kaltrissen ist von hoher technischer und wirtschaftlicher Relevanz, insbesondere für KMU. Die Minimierung der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung dieser Werkstoffklasse ermöglicht es, eine kostenintensive Nacharbeitung bzw. den Ausschuss ganzer Baugruppen nachhaltig zu reduzieren. Die Folge ist ein deutlicher Anstieg der hohen qualitätsgerechten Fertigung und neue Einsatzmöglichkeiten in verschiedensten KMU. Es wird eine branchenübergreifende Fertigung neuartiger Lichtbögen mit den höherfesten Feinkornbaustählen erschlossen. Eine Vielzahl der KMU in Deutschland welche in der Stahlverarbeitung tätig sind, haben einen direkten Nutzen aus diesen Forschungsergebnissen. Ein geplanter Transfer der erarbeiteten Erkenntnisse in entsprechende Normen und Richtlinien bietet den Anwendern wichtige wesentliche Handlungsweisen und baut somit deren Wettbewerbsfähigkeit aus. Bereits durch Vorträge und Veröffentlichungen während der Projektlaufzeit wurde die Nutzbarmachung für einen breiten Empfängerkreis interessierter KMU ermöglicht. Durch weitere geplante Veröffentlichung wird sichergestellt, dass das erarbeitete Wissen in vollem Umfang an die Industrie weitergegeben wird. Durch aktive Mitarbeit beider Forschungsstellen im AG A 4.1 „Wasserstoffunterstützte Rissbildung“ und im NA 092-00-05 GA "Gemeinschaftsarbeitsausschuss NAS/NMP: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen (DVS AG Q 4)" ist ein zielgerichteter Transfer der Ergebnisse stets gegeben. Die Ergebnisse werden unmittelbar aus Vertretern der Industrie und Forschung erörtert. Eine interdisziplinäre Verknüpfung der Firmen aus Stahlherstellung, Verarbeitung, Forschungseinrichtungen und Endkunden ist gegeben.

11 Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen

Die Ergebnisse sind nachfolgend bisher publiziert worden:

J. Scherping, S. Burger, M. Zinke, S. Jüttner: Untersuchung des prozessspezifischen Einflusses des modifizierten Sprühlichtbogens auf den Wasserstoffeintrag bei Einlagenschweißungen. DVS-Berichte Band 327, DVS Studentenkongress 2016, S. 182-187, ISBN: 978-3-945023-74-7.

S. Burger, M. Zinke, S. Jüttner: Hochleistungsschweißen von hochfesten Feinkornbaustählen mittels modifizierten Sprühlichtbogen, 27. Schweißtechnische Fachtagung 2017, Tagungsband, ISBN: 978-3-944722-56-6.

T. Schaupp, M. Rhode, T. Kannengiesser: Influence of welding parameters on diffusible hydrogen content in high-strength steel welds using modified spray arc process. IIW-Doc. II-2019-17, Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding, Shanghai, China, 2017.

Weitere Publikationen sind geplant bzw. in Arbeit, vgl. Plan zum Ergebnistransfer.

12 Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft

Durchgeführte und geplante Transfermaßnahmen während der Laufzeit des Vorhabens und nach Projektende:

- Durchgeführte Transfermaßnahmen während der Laufzeit

Maßnahme	Rahmen	Datum/Zeitraum
Projektkurzfassung	Forschungsportal Sachsen-Anhalt (www.forschung-sachsen-anhalt.de)	Information der Öffentlichkeit über Forschungsaktivität 01.03.2015
Sitzungen mit dem projektbegleitenden Ausschuss	Vorstellung und Diskussion von Zwischen- und Schlussergebnissen	16.11.2015
		16.06.2016 18.01.2017 21.06.2017
Veröffentlichung der Ergebnisse	Vorstellung der Ergebnisse durch Vorträge in Gremien und auf Veranstaltungen des DVS	Sitzungen des FA 1 des DVS „Schweißmetallurgie und Werkstoffverhalten“ 17.10.2015 17.03.2016 08.09.2016 22.03.2017
		Gemeinschaftssitzung der AfT-DVS-AG Q 4 und Q 4.1 15.03.2016 08.03.2017
	Veröffentlichung der Ergebnisse in Fachzeitschriften	Beitrag in DVS-Berichte Band 327, DVS Studentenkongress 2016
		Beitrag in Tagungsband der 27. Schweißtechnischen Fachtagung des DVS BV Magdeburg 2017
Veröffentlichung der Ergebnisse	Vorträge auf Konferenzen	Vortrag auf Assistentenseminar der Wissenschaftlichen Gesellschaft Fügetechnik e.V. im DVS in Päwesin 05. - 07.09.2016
		Vortrag auf DVS Studentenkongress in Leipzig 19. - 20.09.2016
	Vortrag auf IIW-Zwischensitzung Commission II-A in Trollhättan, Schweden 06. - 08.03.2017	
	Vortrag auf 27. Schweißtechnischer Fachtagung des DVS BV Magdeburg in Barleben 11.05.2017	
	Vortrag auf 70th IIW Annual Assembly in Shanghai, China (Document II-2019-17) 25. - 30.06.2017	
Nutzung der Ergebnisse in der Lehre und Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchses	2 x Projektarbeit 1 x Bachelorarbeit 5 x Masterarbeit	2015/2016

12 Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft

▪ Geplante Transfermaßnahmen nach Projektende

Maßnahme	Rahmen	Datum/Zeitraum	
	Schlussbericht zum AiF-Vorhaben	31.10.2017	
Vorstellung der Ergebnisse durch Vorträge in Gremien und auf Veranstaltungen des DVS	Abschlusspräsentation beim FA 1 des DVS „Schweißmetallurgie und Werkstoffverhalten“	21.10.2017	
	Gemeinschaftssitzung der AfT-DVS-AG Q 4 und Q 4.1	Frühjahr 2018	
Veröffentlichung der Ergebnisse	Veröffentlichung in Tagungsband des Assistentenseminars der Wissenschaftlichen Gesellschaft Fügetechnik e.V. im DVS	Ende 2017	
	Veröffentlichung in Fachzeitschriften	Veröffentlichung in Schweißen und Schneiden	Ende 2017
		Veröffentlichung in Welding in the World	Mitte 2018
		Posterbeitrag auf 3rd International Conference on Metals & Hydrogen in Ghent, Belgien	29. - 31.05.2018
<i>zusätzliche Beiträge auf Konferenzen und in Fachzeitschriften</i>	Vortrag auf IIW-Zwischensitzung Commission II-A	Frühjahr 2018	
	Vortrag auf 71th IIW Annual Assembly in Bali, Indonesien und im Anschluss Veröffentlichung in Welding in the World	15. - 20.07.2018	
Veröffentlichung der Ergebnisse im Rahmen einer Promotion	Beitrag zur Promotion eines wissenschaftlichen Mitarbeiters	Ende 2018	
Transfer in die Industrie	Wissenstransfer in der Industrie (KMU) durch Einbringung der projektverantwortlichen Bearbeiter	2019	
Weiterbildung und Transfer in die wissenschaftliche Ausbildung	Vorlesungen und Seminare an der OVGU, Betreuung und Ausbildung von Studenten an der BAM	kontinuierlich nach Projektende	

13 Einschätzung der Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzeptes

Im Plan zum Ergebnistransfer werden verschiedene bereits durchgeführte und geplante Transfermaßnahmen dargestellt.

Durch bereits getätigte Konferenzbeiträge und Veröffentlichungen in Fachzeitschriften und Tagungsbänden ist eine weite Verbreitung der Forschungsergebnisse an KMU gegeben. Darüber hinaus war die Einbindung in die akademische Lehre an beiden Forschungsstellen gegeben. Die Firmen des projektbegleitenden Ausschusses profitierten bereits während der Projektlaufzeit von den Forschungsergebnissen. Speziell durch die Vorstellung von Zwischenergebnissen auf dem DVS Kongress 2016 und auf den Sitzungen des Fachausschusses 1 des DVS wurde ein breites Fachpublikum, besonders auch KMU, erreicht. Eine Übernahme der Ergebnisse in Regelwerke und Normen ist geplant. Hierzu wurden bereits Zwischenergebnisse auf den Sitzungen des NA 092-00-05 GA "Gemeinschaftsarbeitsausschuss NAS/NMP: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen (DVS AG Q 4)" präsentiert. Weitere Vorträge sind hier geplant sowie im AG A 4.1 „Wasserstoffunterstützte Rissbildung“. Auch eine Onlineveröffentlichung des Abschlussberichtes auf der Homepage der Forschungsstellen lassen erwarten, dass sich weitere KMU melden.

Mit den genannten Transfermaßnahmen wurde und wird weiterhin sichergestellt, dass die im Rahmen des Forschungsvorhabens erzielten Ergebnisse in vollem Umfang der Wirtschaft und allen Anwendern durch Veröffentlichungen sowie Vorträge zur Verfügung stehen. Die Forschungsstellen sind als Ansprechpartner auch nach Projektabschluss verfügbar.

14 Literaturverzeichnis

- [1] E. Engindeniz, W. Würmel, F. Hanus, MAG-Schweißen hochfester Sonderbaustähle mit Fülldrähten. In: DVS Berichte 237, DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2005, S. 187-193.
- [2] P. Zimmer, D.M. Seeger, T. Boellinghaus, Hydrogen Permeation and Related Material Properties of High Strength Structural Steels. In: High Strength Steels for Hydropower Plants, Graz, 2005.
- [3] T. Kannengiesser, T. Lausch, Diffusible Hydrogen Content Depending on Welding and Cooling Parameters, *Welding in the World*, 56 (2012) 26-33.
- [4] D. Kocab, Moderne Lichtbogenverfahren - ein Überblick. In: DVS Berichte 296, DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2013, S. 277-279.
- [5] S. Emec, T. Stock, P. Bilge, P. Tufinkgi, C. Kaden, G. Seliger, Studie: Analyse von Potenzialen der Material- und Energieeffizienz in ausgewählten Branchen der Metall verarbeitenden Industrie, VDI Zentrum Ressourceneffizienz GmbH (VDI ZRE).
- [6] S. Rose, M. Schnick, U. Füssel, Untersuchungen der Schweißrauchemissionen - Möglichkeiten der Reduzierung durch den Einsatz moderner Lichtbogenprozesse. In: DVS Berichte 286, DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2012, S. 131-136.
- [7] STAHL-EISEN-Werkstoffdatenblatt SEW 088: Schweißgeeignete Feinkornbaustähle - Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen, 4. Ausgabe, 1993.
- [8] S. Keitel, J. Müglitz, J. Rojahn, Tendenzen im architektonischen Stahlbau - Anforderungen und Aufgaben in der schweißtechnischen Fertigung. In: DVS Berichte 240, DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2006, S. 87-90.
- [9] C. Heinze, A. Pittner, M. Rethmeier, Schlussbericht DVS 03.095 / IGF 16.557 N - Schweißleistungsuntersuchungen an hochfesten Feinkornbaustählen beim Einsatz modifizierter Sprühlichtbogenprozesse, 2013.
- [10] DIN EN 1011-2: Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe - Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen, 2001.
- [11] DVS-Merkblatt 0916: Metall-Schutzgasschweißen von Feinkornbaustählen, 2012.
- [12] H. Wegmann, P. Gerster, Schweißtechnische Verarbeitung und Anwendung hochfester Baustähle im Nutzfahrzeugbau. In: DVS Berichte 225, DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2003, S. 429-436.
- [13] F. Schröter, Hochfeste Grobblechwerkstoffe - Anwendung und Verarbeitung im Stahlbau. In: DVS Berichte 232, DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2004, S. 1-5.
- [14] Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten (EN 1993), 2010.
- [15] J. Sischka, F. Stadler, Das Forumsdach des Sony-Centers in Berlin. In: DVS Berichte 225, DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2003, S. 303-307.
- [16] P. Gerster, MAG-Schweißen hochfester Feinkornstähle im Fahrzeugkranbau. In: DVS Berichte 209, DVS Verlag, Düsseldorf, 2000, S. 41-46.
- [17] K. Hulka, A. Kern, U. Schriever, Application of Niobium in Quenched and Tempered High-Strength Steels, *Materials Science Forum*, 500-501 (2005) 519-526.
- [18] F. Schröter, Höherfeste Stähle für den Stahlbau - Auswahl und Anwendung, Sonderdruck aus *Bauingenieur*, (2003) 426-432.
- [19] U. Hamme, J. Hauser, A. Kern, U. Schriever, Einsatz hochfester Baustähle im Mobilkranbau, *Stahlbau*, 69 (2000) 295-305.
- [20] T. Ummenhofer, M. Spannaus, G. Steidl, W. Hölbling, V. Di Rosa, Die Anwendung hochfester Feinkornbaustähle im konstruktiven Ingenieurbau, *Stahlbau*, 82 (2013) 236-245.

- [21] R. Rauch, R. Schnitzer, Die weltweit erste Systemlösung für hochfeste Schweißkonstruktionen, 1st alform welding day, Linz, 05. - 06.06.2012.
- [22] J. Henkel, Stabilitätsberechnung von hochfesten, dünnwandigen Stahlkonstruktionen im Mobilkranbau, 10. Stahlsymposium - Hochfester Stahl im Stahl- und Maschinenbau, Zweibrücken, 15. - 16.05.2013.
- [23] W. Dahl, Gefüge und mechanische Eigenschaften, Stahl und Eisen, 104 (1984) 267-274.
- [24] DIN EN 10027-1: Bezeichnungssystem für Stähle - Teil 1: Kurznamen, 2005.
- [25] R. Egger, Herstellung und Eigenschaften von hochfesten, vergüteten Grobblechen, BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, 157 (2012) 332-339.
- [26] L. Meyer, Optimierung der Werkstoffeigenschaften bei der Herstellung von Warmband und Kaltband aus Stahl, Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Düsseldorf, 1988.
- [27] DIN EN 10025-1 bis 6: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teile 1 bis 6, Entwurf, 2011.
- [28] DIN EN ISO 10149-1 bis 3: Warmgewalzte Flacherzeugnisse aus Stählen mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen - Teile 1 bis 3, Entwurf, 2011.
- [29] J. Adamczyk, Development of the microalloyed constructional steels, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 14 (2006) 9-20.
- [30] R. Grill, R. Egger, F. Mayrhofer, Herstellung und Verarbeitung moderner hochfester Grobbleche, BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, 155 (2010) 207-212.
- [31] D. Schauwinhold, W. Schlüter, Entwicklung von Stahlarten und Stahlsorten in Abhängigkeit vom Gefüge, Stahl und Eisen, 104 (1984) 275-282.
- [32] G. Benkiser, K. Cyrener, W. Molle, J. Ohser, D. Peisker, H.-L. Steyer, Eisen und Eisenlegierung. In: H. Oettel, H. Schumann (Eds.) Metallografie - Mit einer Einführung in die Keramografie, 15. Auflage, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2011, S. 545-747.
- [33] U. Schriever, Untersuchungen zur Wirkungsweise der Elemente Bor, Titan, Zirkon, Aluminium und Stickstoff in wasservergüteten, schweißbaren Baustählen. In: Technische Forschung Stahl, Kommission der Europäischen Gemeinschaften, 1991.
- [34] E. Roos, K. Maile, Werkstoffkunde für Ingenieure, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2005.
- [35] H. Heinemann, G. Horn, S. Thieme, Metall-Aktivgasschweißen des höchstfesten Feinkornbaustahles S1100Q. In: DVS Berichte 204, DVS Verlag, Düsseldorf, 1999, S. 266-271.
- [36] H. Heinemann, G. Horn, S. Thieme, Metall-Aktivgasschweißen des hochfesten, vergüteten Feinkornbaustahls S960QL mit Blechdicken bis 12 mm, Schweißen und Schneiden, 49 (1997) 708-715.
- [37] H. Heuser, C. Jochum, E. Stracke, Weld metal as strong as base metal? - Schweißzusatzwerkstoffe können/müssen nicht immer die Anforderungen der Grundwerkstoffe erfüllen, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 38 (2007) 515-520.
- [38] D. Uwer, Einfluss der Schweißbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften der Wärmeeinflusszone von Schweissverbindungen, Thyssen Technische Berichte, (1983) 142-154.
- [39] G. Schulze, Die Metallurgie des Schweißens, 4. Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2010.
- [40] J. Degenkolbe, H.-J. Kaiser, D. Uwer, Zähigkeit der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen, Stahl und Eisen, 109 (1989) 853-858.

- [41] U. Dilthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 - Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 2005.
- [42] P. Nevasmaa, Prevention of Weld Metal Hydrogen Cracking in High-Strength Multipass Welds, *Welding in the World*, 48 (2004) 2-18.
- [43] G.K. Padhy, Y.I. Komizo, Diffusible Hydrogen in Steel Weldments, *Transactions of JWRI*, 42 (2013) 39-62.
- [44] T. Mente, T. Boellinghaus, M. Schmitz-niederau, Heat treatment Effects on The Reduction of Hydrogen in Multi-Layer High-Strength Weld Joints, *Welding in the World*, 56 (2012) 26-36.
- [45] E. Steppan, T. Mente, T. Böllinghaus, Numerical investigations on cold cracking avoidance in fillet welds of high-strength steels, *Welding in the World*, 57 (2013) 359-371.
- [46] DIN EN ISO 4063: Schweißen und verwandte Prozesse - Liste der Prozesse und Ordnungsnummern, 2011.
- [47] U. Dilthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1 - Schweiß- und Schneidtechnologien, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 2006.
- [48] H. Cramer, L. Baum, P. S., Überblick zu modernen Lichtbogenprozessen und deren Werkstoffübergängen beim MSG-Schweißen. In: *DVS Berichte 275*, DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2011, S. 232-237.
- [49] T. Kannengiesser, D. Schröpfer, Schlussbericht FOSTA P 922 / IGF 17.267 N - Einfluss der Wärmeleitung auf die Eigenspannungsbildung und Kaltrissicherheit in geschweißten Konstruktionen aus hochfesten Feinkornbaustählen, 2014.
- [50] T. Kannengiesser, D. Schröpfer, Schlussbericht Fosta P 1011 / IGF 17.978 N - Einsatz modifizierter Sprühlichtbogenprozesse zur Optimierung schweißbedingter Beanspruchungen an Bauteilen aus hochfesten Feinkornbaustählen, 2016.
- [51] D. Schnee, Metall-Aktivgasschweißen von Krankkomponenten mit dem "forceArc"-Verfahren, *Schweißen und Schneiden*, 62 (2010) 674-676.
- [52] DVS-Merkblatt 0973 mit Beiblatt 1: Übersicht der Prozessregelvarianten des MSG-Schweißens, 2015.
- [53] M. Rhode, J. Steger, T. Boellinghaus, T. Kannengiesser, Hydrogen degradation effects on mechanical properties in T24 weld microstructures, *Welding in the World*, 60 (2016) 201-216.
- [54] B. Alexandrov, K. Theis, M. Streitenberger, H. Herold, I. Martinek, Cold Cracking in Weldments of Steel S 690 QT, *Welding in the World*, 49 (2005) 64-73.
- [55] H.-J. Yi, Y.-J. Lee, J.-Y. Kim, S.-S. Kang, Effect of microstructure and chemical composition on cold crack susceptibility of high-strength weld metal, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 25 (2011) 2185-2193.
- [56] T. Schaupp, D. Schroepfer, A. Kromm, T. Kannengiesser, Welding Residual Stress Distribution of Quenched and Tempered and Thermo-Mechanically Hot Rolled High Strength Steels, *Advanced Materials Research*, 996 (2014) 457-462.
- [57] D. Schroepfer, T. Kannengiesser, Correlating welding reaction stresses and weld process conditions for high strength steel S960QL, *Welding in the World*, 58 (2014) 423-432.
- [58] D. Schroepfer, A. Kromm, T. Kannengiesser, Optimization of welding loads with narrow groove and application of modified spray arc process, *Welding in the World*, (2017) 1-11.
- [59] T. Kannengiesser, T. Boellinghaus, Cold cracking tests—an overview of present technologies and applications, *Welding in the World*, 57 (2013) 3-37.
- [60] DVS-Richtlinie 1001: Prüfung des Kaltrissverhaltens beim Schweißen, *Implant-Test*, 1985.

- [61] M. Rhode, Hydrogen Diffusion and Effect on Degradation in Welded Microstructures of Creep-resistant Low-alloyed Steels, BAM-Dissertationsreihe, Band 148, 2016.
- [62] T. Böllinghaus, Wasserstoffunterstützte Schäden in metallischen Strukturwerkstoffen, Habilitationsschrift, Habilitationsschrift, Fachbereich Maschinenbau, Universität der Bundeswehr, Hamburg, 1999.
- [63] T. Boellinghaus, H. Hoffmeister, A. Dangeleit, A scatterband for hydrogen diffusion coefficients in micro-alloyed and low carbon structural steels, *Welding in the World*, 35 (1995) 83-96.
- [64] DIN EN ISO 3690: Schweißen und verwandte Prozesse - Bestimmung des Wasserstoffgehaltes im Lichtbogenschweißgut, 2012.
- [65] C.A. Zapffe, C.E. Sims, Hydrogen Embrittlement, Internal Stress and Defects in Steel, *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, 145 (1941) 225-259.
- [66] N.J. Petch, P. Stables, Delayed Fracture of Metals under Static Load, *Nature*, 169 (1952) 842-843.
- [67] E. Wendler-Kalsch, Grundlage und Mechanismen der H-induzierten Korrosion metallischer Werkstoffe. In: D. Kuron (Ed.) *Wasserstoff und Korrosion*, Verlag Irene Kuron, Bonn, 1986.
- [68] R.A. Oriani, A Mechanistic Theory of Hydrogen Embrittlement of Steels, *Berichte der Bunsengesellschaft für physikalische Chemie*, 76 (1972) 848-857.
- [69] A.R. Troiano, The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behaviour of metals, *Transactions of the ASM*, 52 (1960) 54-80.
- [70] H.G. Nelson, Hydrogen Embrittlement. In: *Treatise on Materials Science and Technology*, Academic Press, 1983, S. 275-358.
- [71] C.D. Beachem, A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen embrittlement), *Metallurgical and Materials Transactions B*, 3 (1972) 441-455.
- [72] H.K. Birnbaum, I.M. Robertson, P. Sofronis, D. Teter, Mechanisms of hydrogen related fracture - A review. In: T. Magnin (Ed.) *Corrosion Deformation Interactions CDI'96*, Second International Conference, The Institute of Materials, Nice, France, 1996, S. 172-195.
- [73] H.K. Birnbaum, P. Sofronis, Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture, *Materials Science and Engineering: A*, 176 (1994) 191-202.
- [74] P. Sofronis, The influence of mobility of dissolved hydrogen on the elastic response of a metal, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 43 (1995) 1385-1407.
- [75] S.P. Lynch, Progress Towards Understanding Mechanisms Of Hydrogen Embrittlement And Stress Corrosion Cracking. In: *Corrosion 2007*, NACE International, Nashville, Tennessee, USA.
- [76] A.Q. Bracarense, R. Lacerda de Souza, M.C.M. de Souza Costa, P.E. Faria, S. Liu, Welding current effect on diffusible hydrogen content in flux cored arc weld metal, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences*, 24 (2002) 278-285.
- [77] D. Fydrych, A. Świerczyńska, J. Tomków, Diffusible hydrogen control in flux cored arc welding process, *Key Engineering Materials*, 597 (2014) 171-178.
- [78] D.D. Harwig, D.P. Longenecker, J.H. Cruz, Effects of Welding Parameters and Electrode Atmospheric Exposure on the Diffusible Hydrogen Content of Gas Shielded Flux Cored Arc Welds, *Welding Journal*, 78 (1999) 314s-321s.
- [79] J.H. Kiefer, Effects of Moisture Contamination and Welding Parameters on Diffusible Hydrogen, *Welding Journal*, 5 (1996) 155s-161s.
- [80] M. Pitrun, D. Nolan, D. Dunne, Diffusible Hydrogen Content in Rutile Flux-Cored Arc Welds as a Function of the Welding Parameters, *Welding in the World*, 48 (2004) 2-13.

- [81] M. Tuerker, Diffusible hydrogen content in submerged arc welds of a S960 type steel, *Materials Testing*, 58 (2016) 561-568.
- [82] T. Boellinghaus, H. Hoffmeister, C. Schubert, Finite Element Analysis of Hydrogen Distribution in Butt Joints. In: *Trends in Welding Research, Proceedings of the 4th International Conference, Gatlinburg, Tennessee, USA, 1995*.
- [83] T. Boellinghaus, T. Mente, P. Wongpanya, E. Viyanit, E. Steppan, Numerical Modelling of Hydrogen Assisted Cracking in Steel Welds. In: T. Boellinghaus, J.C. Lippold, C.E. Cross (Eds.) *Cracking Phenomena in Welds IV*, Springer International Publishing, Cham, 2016, S. 383-439.
- [84] J. Chen, C. Schwenk, C.S. Wu, M. Rethmeier, Predicting the influence of groove angle on heat transfer and fluid flow for new gas metal arc welding processes, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 55 (2012) 102-111.
- [85] D. Uwer, Wärmeführung beim Schweißen von Baustählen. In: *Feinkornbaustähle - Schweißen und Prüfen*, DVS Berichte 62, DVS Media GmbH, Düsseldorf, 1980, S. 6-15.
- [86] T. Schaupp, D. Schroepfer, A. Kromm, T. Kannengiesser, Welding residual stresses in 960 MPa grade QT and TMCP high-strength steels, *Journal of Manufacturing Processes*, 27 (2017) 226-232.
- [87] P. Wongpanya, Effects of Heat Treatment Procedures on the Cold Cracking Behaviour of High Strength Steel Welds, *BAM-Dissertationsreihe, Band 36*, 2008.
- [88] P. Wongpanya, T. Boellinghaus, G. Lothongkum, Effects of hydrogen removal heat treatment on residual stresses in high strength structural steel welds, *Welding in the World*, 50 (Special Issue 2006) 96-103.
- [89] D. Schröpfer, T. Kannengießer, Effekt der Wärmeführung auf schweißbedingte Beanspruchungen in Bauteilen aus hochfestem Feinkornbaustahl, *Schweißen und Schneiden*, 66 (2014) 434-441.
- [90] T. Böllinghaus, Zur Bestimmung risskritischer Schrumpfbegrenzungen und Wasserstoffverteilungen in Schweißverbindungen durch numerische Simulation, *Dissertation, Fakultät für Maschinenbau, Universität der Bundeswehr, Hamburg*, 1995.
- [91] DIN EN ISO 16834: Schweißzusätze - Drahtelektroden, Drähte, Stäbe und Schweißgut zum Schutzgasschweißen von hochfesten Stählen - Einteilung, 2012.
- [92] DIN EN ISO 18276: Schweißzusätze - Fülldrahtelektroden zum Metall-Lichtbogenschweißen mit und ohne Schutzgas von hochfesten Stählen - Einteilung, Entwurf, 2015.
- [93] DIN EN ISO 14175: Schweißzusätze - Gase und Mischgase für das Lichtbogenschweißen und verwandte Prozesse, 2008.
- [94] K. Siebertz, D. van Bebber, T. Hochkirchen, *Statistische Versuchsplanung - Design of Experiments (DoE)*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2010.
- [95] DVS-Merkblatt 0909-1: Grundlagen des MSG-Hochleistungsschweißens mit Massivdrahtelektroden - Definition und Begriffe, 2000.
- [96] DIN EN ISO 15614-1: Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe - Schweißverfahrensprüfung - Teil 1: Lichtbogen- und Gasschweißen von Stählen und Lichtbogenschweißen von Nickel und Nickellegierungen, Entwurf, 2015.
- [97] DIN EN ISO 17642-3: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Kaltrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse - Teil 3: Fremdbeanspruchte Prüfungen, 2005.
- [98] S. Salmi, M. Rhode, S. Jüttner, M. Zinke, Hydrogen determination in 22MnB5 steel grade by use of carrier gas hot extraction technique, *Welding in the World*, 59 (2015) 137-144.

- [99] E. Steppan, P. Mantzke, B.R. Steffens, M. Rhode, T. Kannengiesser, Thermal desorption analysis for hydrogen trapping in microalloyed high-strength steels, *Welding in the World*, 61 (2017) 637-648.
- [100] Feinkornbaustähle - MAXIL 960 - Hochfest, wasservergütet, DIN EN 10025. http://www.ilsenburger-grobblech.de/fileadmin/mediadb/ilg/infocenter/downloads/werkstoffblaetter/feinkornbaustaehle_maxil960.pdf, September 2017.
- [101] M. Abe, M. Nakatani, N. Namatame, T. Terasaki, Influence of Dehydrogenation Heat Treatment on Hydrogen Distribution in Multi-Layer Welds Of Cr-Mo-V Steel, *Welding in the World*, 56 (2012) 114-123.
- [102] T. Kasuya, Y. Hashiba, S. Ohkita, M. Fuji, Hydrogen distribution in multipass submerged arc weld metals, *Science and Technology of Welding and Joining*, 6 (2001) 261-266.

15 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1:	a) Stah lentwicklung nach [16] und b) Herstellungsverfahren, Einteilung und Bezeichnungssystem höherfester Feinkornbaustähle nach Norm [18, 24]	4
Abbildung 2.2:	Exemplarische Darstellung des Einflusses der Legierungselemente auf die Streckgrenzenzunahme bei a) vergütetem (Q) Stahl [34] und b) thermomechanisch gewalztem (M) Stahl, KF – Kornfeinung, AH – Ausscheidungshärtung [29].....	6
Abbildung 2.3:	Schematische Darstellung der Bereiche mit unterschiedlichem Gefüge in der WEZ eines umwandlungsfähigen Stahls bei a) einer Einlagenschweißung mit Temperaturangaben und b) einer Mehrlagenschweißung nach [39-41]	7
Abbildung 2.4:	Schematische Darstellung der Arbeitsbereiche beim MAG-Schweißen [48] und Reduzierung der Schweißraupenanzahl durch verringerten Nahtöffnungswinkel – Ü: Übergangslichtbogen, K: Kurzlichtbogen	9
Abbildung 2.5:	Einflussfaktoren auf die wasserstoffunterstützte Rissbildung (engl.: HAC - hydrogen assisted cracking)	10
Abbildung 2.6:	Kritische Wasserstoffkonzentration für kompletten Duktilitätsverlust (Zusammenfall Zugfestigkeit/Streckgrenze) normalfester und höherfester Stähle [2]	11
Abbildung 2.7:	Wasserstoffeintrag beim Schweißen nach [61, 62].....	12
Abbildung 2.8:	Einfluss von Kontaktrahabstand und Lichtbogenlänge auf die Wasserstoffkonzentration beim MAG-Schweißen des höherfesten Feinkornbaustahles S690QL mit a) Massivdraht und b) Fülldraht [3]	15
Abbildung 2.9:	Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die maximalen Quereigenspannungen bei einer Einlagenschweißung des höherfesten Feinkornbaustahles S1100QL [88].....	16
Abbildung 2.10:	a) Verlauf der maximalen Wasserstoffkonzentration über der Zeit für unterschiedliche Nahtgeometrien und b) HRHT-Diagramm für den höherfesten Feinkornbaustahl S1100QL [44, 45].....	17
Abbildung 6.1:	Versuchsaufbau für die Verbindungsschweißungen an der Forschungsstelle 1 (BAM).....	24
Abbildung 6.2:	Probengeometrie und Nahtvorbereitung der Verbindungsschweißungen	25
Abbildung 6.3:	Überblick über die verwendeten modifizierten Sprühlichtbogenprozesse im Lichtbogen-Arbeitsbereichsdiagramm nach [48]	25
Abbildung 6.4:	Parametermatrix (Versuchswürfel) für die statistische Versuchsplanung mit 9 Versuchspunkten	26
Abbildung 6.5:	Konturdiagramm für die theoretische $t_{8/5}$ -Abkühlzeit abhängig von Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur $T_{p/i}$ und Streckenenergie E der statistischen Versuchsplanung (Parametermatrix) für die Blechdicke 20 mm.....	28
Abbildung 6.6:	Statistische Versuchsplanung (Parametermatrix) des Einflusses von Nachwärmtemperatur und -zeit auf die Wasserstoffkonzentration.....	29
Abbildung 6.7:	Verwendete Probengeometrie nach DIN EN ISO 3690 (Prüfstücksatz A) und exemplarisch geschweißte Probe.....	31

Abbildung 6.8: Versuchsaufbau des Implant-Tests: a) fünf Versuchsstände mit Linearachse und Schweißstromquelle, b) Detailansicht der Auftragraupe mit eingetauchtem Thermoelement und c) Detailansicht der eingespannten Implantprobe mit Kraftmessdose.....	32
Abbildung 6.9: Geometrie der Implantprobe (links) und Detailansicht des Wendelkerbs (rechts)	32
Abbildung 6.10: Prinzipielle Vorgehensweise bei der Durchführung der Implant-Versuche nach [39].....	33
Abbildung 6.11: a) geschweißte Probe und b) mittels Wasserstrahl extrahierte Proben für die Wasserstoffanalyse	34
Abbildung 6.12: a) G8 GALILEO mit Massenspektrometer (MS) und Infrarot(IR)-Ofen und b) Detailansicht des aufgeklappten IR-Ofens mit Probe	34
Abbildung 6.13: Gegenüberstellung des Vorgehens der Wasserstoffbestimmung nach ISO 3690 und dem eigenen Vorgehen	35
Abbildung 6.14: Verwendete Probengeometrie zur Untersuchung der Wasserstoffeffusion während des Wasserstrahlschneidens; oben: Geometrie der Probe nach ISO 3690, unten: adaptierte Geometrie der Vergleichsprobe (blau markiert ist die wasserstrahlgeschnittene Extraktionsprobe).....	36
Abbildung 7.1: Gesamtwasserstoffkonzentration in den Versuchswerkstoffen im Auslieferungszustand.....	38
Abbildung 7.2: Konturdiagramme der ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. mit Massivdraht für drei Schweißspannungen: a) $U = 23,5 \text{ V}$, b) $U = 26,5 \text{ V}$ und c) $U = 29,5 \text{ V}$	39
Abbildung 7.3: Konturdiagramme der ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Massivdraht für drei Schweißspannungen: a) $U = 25,6 \text{ V}$, b) $U = 28,6 \text{ V}$ und c) $U = 31,6 \text{ V}$	40
Abbildung 7.4: Konturdiagramme der ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. mit Fülldraht für drei Schweißspannungen: a) $U = 23,5 \text{ V}$, b) $U = 26,5 \text{ V}$ und c) $U = 29,5 \text{ V}$	41
Abbildung 7.5: Konturdiagramme der ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht für drei Schweißspannungen: a) $U = 25,7 \text{ V}$, b) $U = 28,7 \text{ V}$ und c) $U = 31,7 \text{ V}$	42
Abbildung 7.6: Konturdiagramme der ermittelten $t_{8/5}$ -Abkühlzeiten aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 2 mit Fülldraht für drei Schweißspannungen: a) $U = 33,5 \text{ V}$, b) $U = 35,5 \text{ V}$ und c) $U = 37,5 \text{ V}$	43
Abbildung 7.7: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Massivdraht; Nummern 0 bis 8 entsprechen der Probennummer gemäß statistischer Versuchsplanung	44
Abbildung 7.8: Haupteffektdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 95 \%$ - Einflüsse der Schweißprozessparameter auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Massivdraht beim Einsatz des MAG-Konv. (60° Nahtöffnungswinkel).....	45
Abbildung 7.9: Haupteffektdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 80 \%$ - Einflüsse der Schweißprozessparameter auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Massivdraht beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel)	45

Abbildung 7.10: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Fülldraht; Nummern 0 bis 8 entsprechen der Probennummer gemäß statistischer Versuchsplanung	46
Abbildung 7.11: Haupteffektdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 83\%$ - Einflüsse der Schweißprozessparameter auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Fülldraht beim Einsatz des MAG-Konv. (60° Nahtöffnungswinkel)	47
Abbildung 7.12: Haupteffektdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 64\%$ - Einflüsse der Schweißprozessparameter auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Fülldraht beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel)	47
Abbildung 7.13: Haupteffektdiagramm - Einflüsse der Schweißprozessparameter auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen mit Fülldraht beim Einsatz des MAG-Mod. 2 (30° Nahtöffnungswinkel)	48
Abbildung 7.14: Lichtmikroskopische Makroaufnahmen der Einlagenschweißungen mit Massivdraht der Versuchsnummern 5 ($E = 0,9$ kJ/mm): a) MAG-Konv. mit 60° Nahtöffnungswinkel, b) MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel	49
Abbildung 7.15: Wasserstoffkonzentration in mit Wasserstrahl geschnittenen ISO 3690-Proben für unterschiedliche Aufwärmzeiten	49
Abbildung 7.16: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen mit Massivdraht; angegebene Nummern entsprechen der Probennummer gemäß statistischer Versuchsplanung.....	52
Abbildung 7.17: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen mit Fülldraht; angegebene Nummern entsprechen der Probennummer gemäß statistischer Versuchsplanung	53
Abbildung 7.18: Exemplarische lichtmikroskopische Makroaufnahmen der Mehrlagenschweißungen mit Massivdraht für a) MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel (4 Schweißraupen) und b) MAG-Konv. mit 60° Nahtöffnungswinkel (11 Schweißraupen).....	54
Abbildung 7.19: Lichtmikroskopische Aufnahmen von a) an der Wendelkerbe (WEZ) angerissene Implant-Probe bei einer Belastung von 293 MPa (MAG-Mod. 1) und b) im Schweißgut angerissene Implant-Probe bei einer Belastung von 486 MPa (MAG-Konv.)	55
Abbildung 7.20: Implantspannung über der Standzeit beim Einsatz von MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Massivdraht zur Ermittlung der kritischen Implantspannung	56
Abbildung 7.21: Implantspannung über der Standzeit beim Einsatz von MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Fülldraht zur Ermittlung der kritischen Implantspannung	57
Abbildung 7.22: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 2 mit Fülldraht und variiertem Vorwärmtemperatur T_p	58
Abbildung 7.23: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D bei Variation von Streckenenergie und Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur beim Einsatz von Massivdraht.....	59
Abbildung 7.24: a) Temperatur neben der Schweißnahtflanke $T(t)$ der Zentralpunktversuche für die Schweißprozesse MAG-Konv. (60° Nahtöffnungswinkel, $E = 1,3$ kJ/mm, $T_{p/i} = 100$ °C, 10 Schweißraupen) und	

MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel, $E = 1,3 \text{ kJ/mm}$, $T_{p/i} = 100 \text{ °C}$, 4 Schweißraupen) und b) farbliche Darstellung der Mikrohärtigkeit (UCI).....	60
Abbildung 7.25: Konturdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 81 \%$ - Einfluss der Streckenenergie und Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur auf die Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen mit Massivdraht beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel).....	61
Abbildung 7.26: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D bei Variation von Streckenenergie und Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht	62
Abbildung 7.27: Haupteffektdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 69 \%$ - Einfluss der Streckenenergie und Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur auf die mittlere Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen mit Fülldraht beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel)	62
Abbildung 7.28: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen bei Variation von Nachwärmzeit und -temperatur beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel) mit Massivdraht	64
Abbildung 7.29: a) Konturdiagramm aus statistischer Versuchsauswertung, Modellqualität $R^2 = 93 \%$ - Einfluss der Nachwärmzeit und -temperatur auf die Wasserstoffkonzentration H_D in Mehrlagenschweißungen mit Massivdraht beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (30° Nahtöffnungswinkel) und b) Härte der Deck- und Wurzellage für Referenzprobe und Versuch 5 (Nachwärmung bei 250 °C für 300 min)	64
Abbildung 7.30: Gemessene Wasserstoffkonzentration H_D bei Variation von Nachwärmzeit und -temperatur bei Einlagenschweißungen (MAG-Mod. 2, 10 mm) und Mehrlagenschweißungen (MAG-Mod. 2, 20 mm) beim Einsatz von Fülldraht.....	66
Abbildung 7.31: Konturdiagramme aus statistischer Versuchsauswertung - Einfluss der Nachwärmzeit und -temperatur auf die Wasserstoffkonzentration H_D beim Einsatz von Fülldraht in a) Mehrlagenschweißungen mit MAG-Mod. 1 - Modellqualität $R^2 = 91,8 \%$ und b) Einlagenschweißungen mit MAG-Mod. 2 - Modellqualität $R^2 = 74,1 \%$	66
Abbildung 7.32: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Konv. mit 60° Nahtöffnungswinkel, $E = 1,3 \text{ kJ/mm}$: a) Querschliff, b) Härteverteilung und c) Durchstrahlungsprüfung.....	68
Abbildung 7.33: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel, $E = 1,3 \text{ kJ/mm}$: a) Querschliff, b) Härteverteilung und c) Durchstrahlungsprüfung.....	68
Abbildung 7.34: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel und 5 Lagen, $E = 1 \text{ kJ/mm}$: a) Querschliff und b) Härteverteilung	69
Abbildung 7.35: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel und 4 Lagen, $E = 1,3 \text{ kJ/mm}$: a) Querschliff und b) Härteverteilung	69

Abbildung 7.36: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit 30° Nahtöffnungswinkel und 3 Lagen, E = 1,6 kJ/mm: a) Querschliff und b) Härteverteilung	70
Abbildung 7.37: Ergebnisse der Prüfung mechanisch-technologischer Eigenschaften für den Versuch 2 beim Einsatz des MAG-Mod. 2 mit 30° Nahtöffnungswinkel, einlagig, E = 1,2 kJ/mm: a) Querschliff und b) Härteverteilung.....	70
Abbildung 7.38: Parametermatrix der statistischen Versuchsplanung für die Wasserstoffanalyse gemäß DIN EN ISO 3690 mit lichtmikroskopischen Makroaufnahmen.....	71
Abbildung 7.39: Haupteffektdiagramme zur Untersuchung des Einflusses der Schweißprozessparameter des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht auf die Wasserstoffkonzentration nach DIN EN ISO 3690 für a) und b) Einfluss des Drahtvorschubes, c) Einfluss des Kontaktrohrabstandes und d) Einfluss der Schweißspannung	72
Abbildung 17.1: Probenentnahmeplan zur Untersuchung der mechanisch-technologischer Eigenschaften nach DIN EN ISO 15614 an der Forschungsstelle 1	94
Abbildung 17.2: Probenentnahmeplan zur Untersuchung der mechanisch-technologischer Eigenschaften nach DIN EN ISO 15614 an der Forschungsstelle 2	94

16 Tabellenverzeichnis

Tabelle 5.1:	Untersuchte Grundwerkstoff-Schweißzusatz-Kombinationen	22
Tabelle 5.2:	Chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe laut Schmelzanalyse des Herstellers (Abnahmeprüfzeugnis 3.1 nach DIN EN 10204) in Gew.-% (Rest Fe).....	22
Tabelle 5.3:	Mechanische Eigenschaften der Grundwerkstoffe laut Herstellerangabe (Abnahmeprüfzeugnis 3.1 nach DIN EN 10204)	22
Tabelle 5.4:	Chemische Zusammensetzung der Schweißzusatzwerkstoffe laut Abnahmeprüfzeugnis 3.1 nach DIN EN 10204 der Hersteller in Gew.-% (Rest Fe).....	23
Tabelle 5.5:	Mechanische Eigenschaften der Schweißzusatzwerkstoffe laut Werkzeugnis 2.2 nach DIN EN 10204 der Hersteller.....	23
Tabelle 6.1:	Schweißprozessparameter der Einlagenschweißungen für die verwendeten Lichtbogenprozesse und Faktorstufen für die statistische Versuchsplanung	27
Tabelle 6.2:	Schweißprozessparameter für die Einlagenschweißungen zum Einfluss der Vorwärmtemperatur unter Einsatz des MAG-Mod. 2 mit Fülldraht.....	28
Tabelle 6.3:	Schweißprozessparameter für die Mehrlagenschweißungen zum Einfluss der Wärmeleitung an den 20 mm dicken Blechen und Faktorstufen für die statistische Versuchsplanung.....	29
Tabelle 6.4:	Schweißprozessparameter zum Einfluss der Nachwärmprozedur für Ein- und Mehrlagenschweißungen und Faktorstufen für die statistische Versuchsplanung	30
Tabelle 6.5:	Schweißprozessparameter für die Schweißungen nach DIN EN ISO 3690 unter Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht und Faktorstufen für die statistische Versuchsplanung.....	31
Tabelle 6.6:	Schweißprozessparameter zur Durchführung der Implantversuche	33
Tabelle 7.1:	Chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe laut Norm und Funkenemissionsspektroskopie in Gew.-% (Rest Fe)	37
Tabelle 7.2:	Mechanische Eigenschaften der Grundwerkstoffe im Auslieferungszustand	37
Tabelle 7.3:	Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. mit Massivdraht.....	39
Tabelle 7.4:	Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Massivdraht	40
Tabelle 7.5:	Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. mit Fülldraht	41
Tabelle 7.6:	Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht	42
Tabelle 7.7:	Schweißprozessparameter aus den Einlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Mod. 2 mit Fülldraht	43
Tabelle 7.8:	Schweißprozessparameter aus den Mehrlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Massivdraht	51

Tabelle 7.9:	Schweißprozessparameter aus den Mehrlagenschweißungen beim Einsatz des MAG-Konv. sowie MAG-Mod. 1 und MAG-Mod. 2 mit Fülldraht	52
Tabelle 7.10:	Protokoll der Implant-Versuche beim Einsatz des MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Massivdraht.....	56
Tabelle 7.11:	Protokoll der Implant-Versuche beim Einsatz des MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Fülldraht	57
Tabelle 7.12:	Schweißprozessparameter aus den Mehrlagenschweißungen zum Einfluss einer Wärmeführung auf die Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des MAG-Konv. und MAG-Mod. 1 mit Massivdraht	59
Tabelle 7.13:	Schweißprozessparameter aus den Mehrlagenschweißungen zum Einfluss einer Wärmeführung auf die Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Fülldraht.....	61
Tabelle 7.14:	Schweißprozessparameter aus den Mehrlagenschweißungen zum Einfluss von Nachwärmzeit und -temperatur auf die Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des MAG-Mod. 1 mit Massivdraht	63
Tabelle 7.15:	Schweißprozessparameter zum Einfluss von Nachwärmzeit und -temperatur auf die Wasserstoffkonzentration beim Einsatz des MAG-Mod. 1 (Mehrlagenschweißungen) und MAG-Mod. 2 (Einlagenschweißungen) mit Fülldraht.....	65
Tabelle 7.16:	Ergebnisse der Quersugversuche und Seitenbiegeprüfung an Schweißverbindungen mit Massivdraht sowie Unzulässigkeiten nach DIN EN ISO 5817 (Bewertungsgruppe B)	67
Tabelle 7.17:	Ergebnisse der Quersugversuche, Kerbschlagbiegeversuche und Seitenbiegeprüfung an Schweißverbindungen mit Fülldraht sowie Unzulässigkeiten nach DIN EN ISO 5817 (Bewertungsgruppe B).....	69

17 Anhang

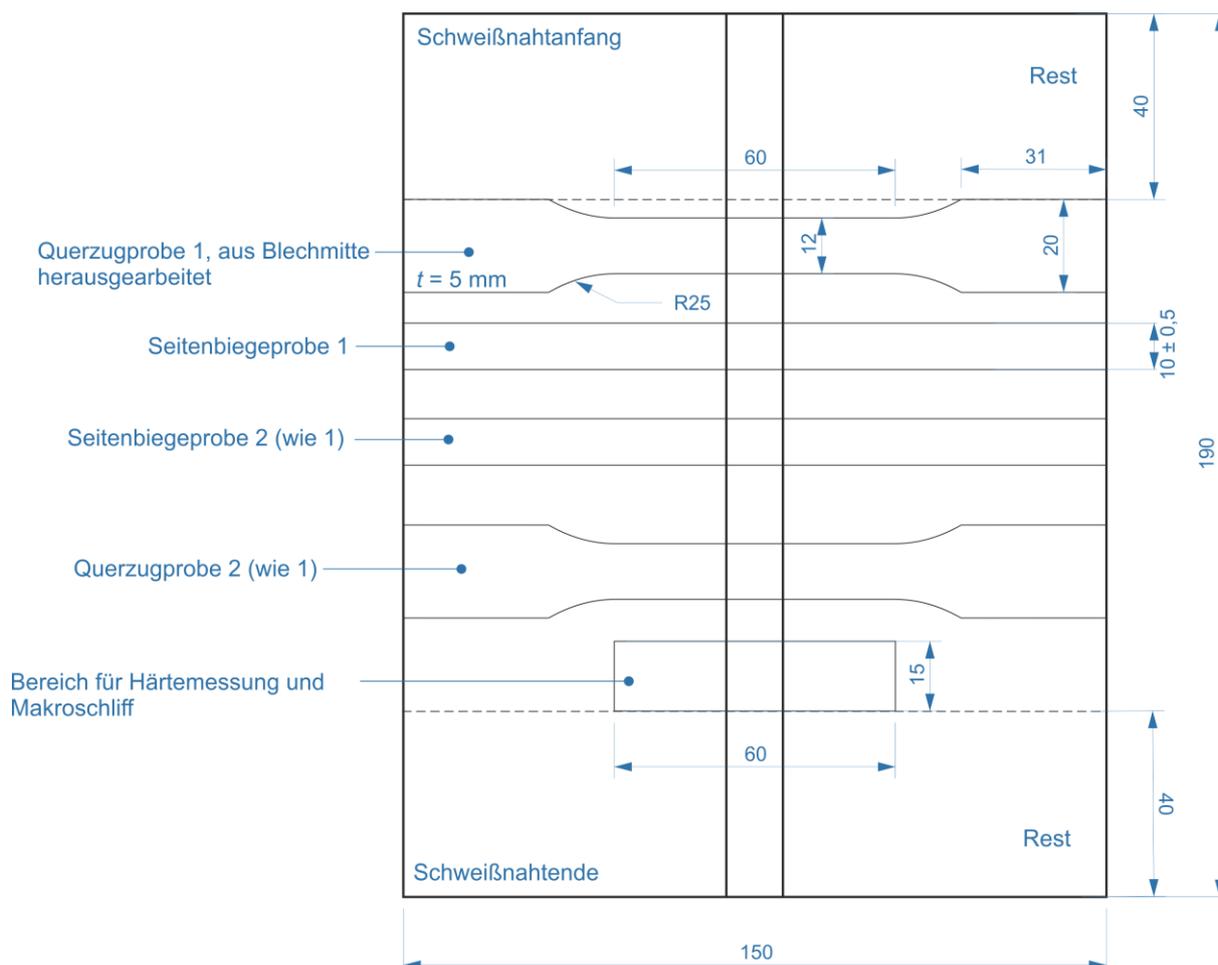


Abbildung 17.1: Probenentnahmeplan zur Untersuchung der mechanisch-technologischen Eigenschaften nach DIN EN ISO 15614 an der Forschungsstelle 1

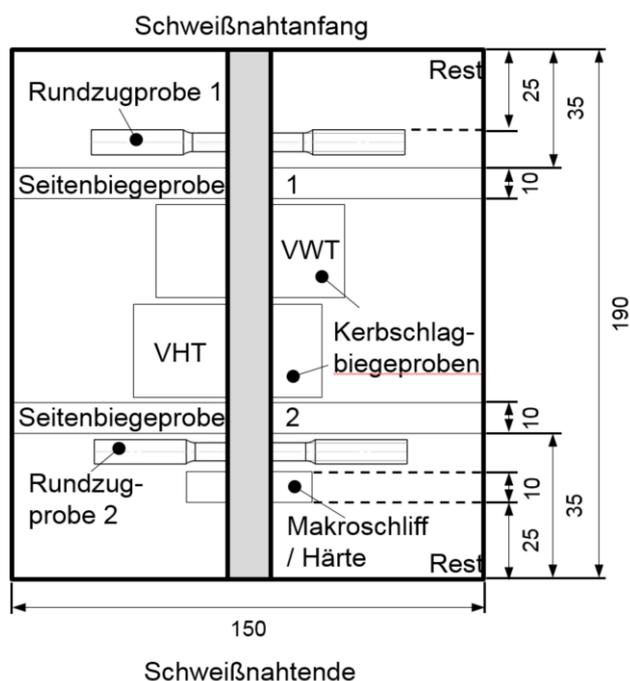


Abbildung 17.2: Probenentnahmeplan zur Untersuchung der mechanisch-technologischen Eigenschaften nach DIN EN ISO 15614 an der Forschungsstelle 2